

THESE

présentée devant

L'ECOLE CENTRALE DE LYON

pour obtenir

le titre de **DOCTEUR - INGENIEUR**

Spécialité : chimie appliquée

par : M. Christian GRANOTTIER

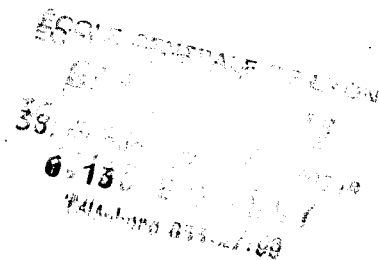
Contribution à l'étude de la tenue en

fatigue de ressorts formés à chaud :

Influence cumulée des paramètres de surface

Soutenue le 25 mai 1982 devant la Commission d'examen

JURY : M.M.R.COHEN-ADAD
P.GUIRALDENQ
P.ASSAYAG
JF.FLAVENOT
R.FOUGERES
P.RABBE
L.VINCENT



THESE

présentée devant

L'ECOLE CENTRALE DE LYON

pour obtenir

le titre de **DOCTEUR - INGENIEUR**

Spécialité : chimie appliquée

par : M. Christian GRANOTTIER

Contribution à l'étude de la tenue en

fatigue de ressorts formés à chaud :

Influence cumulée des paramètres de surface

Soutenue le 25 mai 1982 devant la Commission d'examen

JURY : M.M.R.COHEN-ADAD

P.GUIRALDENQ

P.ASSAYAG

JF.FLAVENOT

R.FOUGERES

P.RABBE

L.VINCENT

ECOLE CENTRALE DE LYON

DIRECTEUR **A. MOIROUX**
DIRECTEUR ADJOINT **R. RICHE**

DEPARTEMENTS D'ENSEIGNEMENT ET DE RECHERCHE

MATHEMATIQUES-INFORMATIQUE-SYSTEMES	C.M. BRAUNER J.F. MAITRE
PHYSIQUE-CHIMIE	P. CLECHET J. CURRAN
METALLURGIE PHYSIQUE-MATERIAUX	P. GUIRALDENQ D. TREHEUX
ELECTRONIQUE	J.J. URGELL P. VIKTOROVITCH
ELECTROTECHNIQUE	Ph. AURIOL A. FOGGIA
MECANIQUE DES SOLIDES	F. SIDOROFF
MECANIQUE DES SURFACES	J.M. GEORGES J. SABOT J. DIMNET
MECANIQUE DES FLUIDES ET ACOUSTIQUE	J. MATHIEU G. COMTE-BELLOT (Mlle) D. JEANDEL
MACHINES THERMIQUES	X. LYS M. BRUN
CONCEPTION ET DEVELOPPEMENT DE PRODUITS	R. RUSSIER E. DELALANDE

Remerciements

La présente étude a été réalisée au laboratoire de Métallurgie Physique de l'ECOLE CENTRALE de LYON, sous l'égide du groupe "ALLEVARD INDUSTRIES".

Elle n'aurait pu être menée à bien sans le concours de :

- M. MOIROUX, Directeur de l'ECOLE CENTRALE de LYON
- M. GUIRALDENQ, Directeur du laboratoire de métallurgie E.C.L.
- M. VINCENT, Maître-Assistant au laboratoire de métallurgie E.C.L.
- M. ASSAYAG, Directeur Général Adjoint de la Société "RESSORTS-INDUSTRIE"
- M. COHEN-ADAD, Professeur à l'Université LYON I
- Les chercheurs et le personnel technique et d'encadrement de l'E.C.L.
- Toutes les personnes des Sociétés "ACIERS d'ALLEVARD" et "RESSORTS INDUSTRIE" qui ont su m'apporter leur aide à divers moments de mon travail.

Que tous soient ici remerciés pour leur efficacité et la sympathie qu'ils ont toujours su me témoigner.

SOMMAIRE

	<u>Page</u>
<u>INTRODUCTION</u>	1
<u>CHAPITRE I : TENUE EN SERVICE DU RESSORT FORME A CHAUD</u>	4
1. <u>Généralités sur les aciers à ressorts</u>	5
2. <u>Fabrication d'un ressort pour suspension automobile</u>	7
3. <u>Etude bibliographique du comportement en service des ressorts</u>	7
3.1-Influence de la résistance à la fatigue du matériau	8
3.1.1. Analyse	9
3.1.2. Influence du traitement thermique	9
3.1.3. Influence des inclusions non métalliques	10
3.2-Influence des conditions géométriques de surface	14
3.2.1. Elaboration de l'acier : coulée et laminage	14
3.2.2. Mise en forme et traitement	15
3.2.3. Rugosité de surface	15
3.3-Influence des caractéristiques mécaniques des couches superficielles	18
3.4-Influence d'une modification combinée des conditions géométriques de surface et de la résistance locale des couches superficielles	20
4. <u>Conclusion</u>	21

	<u>Page</u>
<u>CHAPITRE II : ANALYSE DE RUPTURES DE RESSORTS</u>	24
1. <u>Introduction</u>	25
2. <u>Examen des ruptures en fatigue</u>	27
Planches n° 1 à 10.	hors texte
<u>CHAPITRE III : ETUDE EXPERIMENTALE DE L'INFLUENCE CONJUGUEE DES DIVERS PARAMETRES DE SURFACE</u>	 37
1. <u>Conditions expérimentales</u>	38
1.1. Généralités	38
1.2. Obtention de caractérisation de la rugosité superficielle	40
2. <u>Résultats des essais de fatigue à l'état non grenailé</u>	43
2.1. Influence de la rugosité de surface à l'état non grenailé	43
2.2. Influence des inclusions non métalliques	43
3. <u>Résultats des essais de fatigue à l'état grenailé</u>	51
3.1. Préambule	51
3.2. Influence du grenailage sur l'état de surface	51
3.3. Influence de l'état de surface avant grenailage	56
3.4. Influence de l'intensité de grenailage	56
4. <u>Influence des contraintes résiduelles</u>	56
5. <u>Influence de la décarburation superficielle</u>	63
5.1. Procédure expérimentale	63
5.2. Conditions opératoires	65
5.3. Détermination des gradients de décarburation	66
5.4. Influence du grenailage sur le comportement des couches décarburees	68
5.4.1. Dureté superficielle	68
5.4.2. Tenue en fatigue	68
5.4.3. Analyse des résultats	68

	<u>Page</u>
5.5. Etude des mécanismes d'amorçage	71
5.5.1. Modélisation	71
5.5.2. Modification des conditions superficielles induites par le grenailage	73
6. <u>Conclusion</u>	75
<u>CHAPITRE IV - INTERPRETATIONS - MODELISATION GRAPHIQUE</u>	77
1. <u>Préliminaire - Notion de contrainte minimale d'amorçage</u>	78
2. <u>Influence de la rugosité de surface sur l'endurance d'éprouvettes non grenaillées</u>	79
3. <u>Influence de la rugosité de surface avant grenailage la tenue en service</u>	83
4. <u>Influence de l'intensité de grenailage sur la tenue en service</u>	85
5. <u>Interprétations - discussion</u>	91
6. <u>Validité du modèle graphique</u>	93
7. <u>Influence des inclusions non métalliques</u>	94
8. <u>Influence d'une décarburation superficielle</u>	96
<u>Conclusion</u>	98
<u>Annexes</u>	101
<u>Bibliographie</u>	108

INTRODUCTION

Parmi les diverses causes de rupture en service des pièces mécaniques la fatigue des métaux est sans doute le phénomène dont le domaine d'investigation est le plus vaste puisqu'il affecte tous les éléments de machines soumis à des sollicitations variables.

Le développement des industries de transport, l'avènement d'industries de pointe (aéronautique, nucléaire...) et les préoccupations plus récentes d'économies d'énergie et de matière ont encouragé les chercheurs à s'intéresser aux mécanismes qui régissent la fatigue des matériaux.

Cependant, on ne peut nier qu'une orientation vers les problèmes de propagation de fissures (mécanique de la rupture, lois de propagation) dans des matériaux particuliers (aciers inoxydables, superalliages, céramiques.....) a éclipsé ces dernières années les études portant sur les mécanismes d'amorçage ou sur la limite d'endurance de matériaux moins nobles (aciers au carbone ou alliés).

Pourtant, les éléments de suspension des véhicules routiers ou ferroviaires apparaissent comme exemples types de pièces mécaniques dont le rôle est, par définition, de répondre à des sollicitations dynamiques répétées, périodiques ou plus généralement aléatoires et qui ne doivent pas présenter d'amorces de ruptures.

Si la nature des matériaux qui les constituent n'a pas subi de modification majeure ces dernières années, en revanche, la conception des suspensions a été l'objet de profonds bouleversements.

L'évolution des suspensions automobiles vers l'utilisation d'éléments de sécurité (barres stabilisatrices de type Mc Pherson, monolames paraboliques) et la volonté de la part des constructeurs d'améliorer le comportement routier de leurs véhicules et d'augmenter leur sobriété en carburant contraignent les ressorts à répondre à une double exigence :

- interdire tout risque de rupture (aux conséquences parfois graves)
- diminuer le poids des éléments non suspendus.

Dès lors le problème de tenue en fatigue se pose avec acuité.

Le problème industriel est d'éviter tout amorçage de fissure en fatigue. La présente étude se propose de délaissier volontairement l'analyse des mécanismes de propagation pour ne s'intéresser qu'à la contribution des paramètres métallurgiques à l'apparition des toutes premières fissures.

Dans la première partie de notre travail nous avons tenu à mettre en évidence une liste, si possible exhaustive, des différents paramètres de l'endommagement grâce à une étude bibliographique. Nous avons ensuite, avec l'appui d'expertises de pièces réelles rompues en service ou en laboratoire effectuées par nos soins, défini quels sont ceux d'entre-eux dont l'influence nous paraît réellement prépondérante.

Dans une deuxième partie, délaissant les pièces réelles, nous avons alors entrepris une étude systématique de trois paramètres essentiels ; à savoir la rugosité, la décarburation superficielle et le traitement de grenailage de précontrainte.

Cependant, au cours de notre étude nous nous sommes très vite aperçus que pour interpréter, voire prévoir, les avaries des ressorts formés à chaud, il nous paraissait indispensable de ne plus isoler ces différents paramètres.

Cette approche inhabituelle du problème a consisté à étudier l'influence mutuelle des différents paramètres afin de mieux cerner le rôle des concentrations locales de contraintes et la résistance mécanique du matériau.

C'est dans cette optique que nous proposerons dans une dernière partie un modèle destiné à interpréter nos résultats expérimentaux et un classement de l'endurance des aciers à ressorts selon leurs procédés de réalisation (usinage, traitement thermique et décarburation accidentelle, grenailage).

CHAPITRE I

Tenue en service du ressort formé à chaud

1. GENERALITES SUR LES ACIERS A RESSORTS

Le choix d'un matériau destiné à la réalisation de ressorts de suspension est essentiellement motivé par les critères suivants :

- limite élastique élevée
- résilience élevée
- facilité de mise en forme
- faible poids
- faible prix de revient

Ces exigences sont généralement contradictoires, aussi n'existe-t-il pas de matériau idéal.

Selon que l'une d'entre-elles deviendra prépondérante sur les autres dans l'esprit du concepteur elle autorisera un choix précis dans un large éventail (aciers, alliages de titane, composites...).

Quoiqu'il en soit, une des préoccupations majeures (que les industriels considèrent à juste titre comme la plus importante(1)) reste la tenue en service du matériau.

A cette fin, il est alors nécessaire de compléter la liste des critères de base par une bonne résistance à la rupture.

Cette résistance est définie parfois sous un aspect "fatigue" par le rapport d'endurance $\frac{\sigma_d}{R}$ ou σ_d représente la limite d'endurance en flexion rotative

et R la charge à la rupture en traction. Ce rapport d'endurance est approximativement caractéristique du type de matériau et de sa microstructure à l'état d'utilisation.

Dans la mesure où l'on recherche en fin de compte un matériau possédant à la fois une limite élastique E et une charge à rupture R élevées on s'attachera à choisir un acier de rapport $\frac{E}{R}$ le plus proche de l'unité.

Pour obtenir ces caractéristiques il est convenu d'utiliser des aciers définis par la norme NF 35571 (aciers de construction alliés aptes à la fabrication de ressorts formés à chaud).

A ce stade du choix, la mise en oeuvre du traitement thermique va imposer la résistance à la rupture et en conséquence la tenue en fatigue et aussi la résilience.

Après trempe et revenu, dans des gammes de températures entre 400 et 500° environ, ces aciers de structure martensitique présentent à la fois un rapport $\frac{E}{R}$ élevé

(≈ 0.9) mais aussi une résilience acceptable pour ce type de produit (≈ 2 daJ/cm²).

Quant à la prépondérance d'une nuance sur une autre, elle est fonction essentiellement de considérations techniques (trempabilité, aptitude au cisailage à froid) rattachées au type de produit utilisé.

L'essentiel du marché automobile français et européen est aujourd'hui limité à quelques nuances d'acier issues de deux catégories distinctes :

- les aciers dits mangano-siliceux (56 SC 7, 61 SC 7)
- les aciers au chrome ou chrome-vanadium (55 C 3, 50 CV 4)

Le tableau ci-dessous en résume l'utilisation.

Produits	Nuances	Remarques
ressorts hélicoïdaux	56SC7 -55C3	
barres stabilisatrices	56SC7-61SC7	suivant diamètre % Cr imposé en général
ressorts à lames	56SC7-61SC7 50CV4-55 C3	suivant épaisseur
ressorts paraboliques	50 CV 4	

2. FABRICATION d'UN RESSORT POUR SUSPENSION AUTOMOBILE

Bien que les fabrications diffèrent d'un type à l'autre d'éléments de suspension (ressorts à lames, ressorts hélicoïdaux ou barres de torsion ou stabilisatrices) la gamme de fabrication habituelle de toutes ces pièces est issue d'une même structure qui est la suivante :

1. élaboration du métal (lingot ou coulée continue)
2. laminage à chaud au profil désiré (rond ou plat)
3. mise à longueur
4. opérations de parachèvement (qui peuvent comporter des usinages dans le cas de produits ronds)
5. austénitisation (entre 875°C et 930°C selon installations)
6. mise en forme à chaud
7. trempe (à l'huile en ce qui concerne les nuances les plus courantes)
8. revenu (entre 400 et 500°C selon nature du produit fini)
9. opérations de finition (préconformation, grenailage, revêtement anti-corrosion)

Cette longue chaîne d'opérations est en général effectuée dans plusieurs entreprises (sidérurgistes et fabricants de ressorts). La diversité des opérations conduit inévitablement à la présence de multiples risques de présence de défauts susceptibles de donner naissance à des fissures en service.

3. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE DU COMPORTEMENT EN SERVICE DES RESSORTS

Afin de justifier les orientations de la présente étude nous nous proposons dans un premier temps de passer en revue quelques éléments bibliographiques.

Différents articles ont, au cours des dernières années, présenté une analyse globale des causes de rupture en service des ressorts.

Si l'on exclut les causes purement mécaniques ou technologiques (2,3) (surcontraintes, défauts de conception) ces publications nous permettent d'établir la liste des paramètres métallurgiques qui modifient les propriétés d'endurance des aciers à ressorts.

Les mécanismes d'action de ces paramètres sur le comportement en fatigue du matériau s'apparentent aux quatre grands schémas suivants :

1. modification de la résistance à la fatigue du matériau (et amorçages internes)
2. modification des conditions géométriques de surface et par suite des mécanismes d'amorçage
3. modification des caractéristiques mécaniques des couches superficielles et donc de la sensibilité du matériau à l'effet d'entaille
4. modification combinée des conditions géométriques de surface et de la résistance locale des couches superficielles.

Cette séparation est bien évidemment arbitraire, les phénomènes d'amorçage de fissure résultant en général de combinaisons multiples de paramètres appartenant à chacune de ces quatre catégories. Nous la conserverons néanmoins à cause de son aspect pratique.

3.1. Influence de la résistance à la fatigue du matériau (et amorçages internes)

L'endurance des ressorts va dépendre des propriétés volumiques du matériau ; cependant ces propriétés, qui sont essentiellement la conséquence directe du traitement thermique, sont plutôt reliées à une notion de propagation qu'à celle de l'amorçage. Toutefois, parmi les points faibles du matériau, nous noterons les défauts répartis dans le volume de l'acier, comme les inclusions non métalliques. Dès lors il nous faut considérer toute discontinuité chimique ou mécanique que l'on peut rencontrer au sein du matériau comme un site privilégié d'amorçage.

3.1.1. Analyse chimique

Nous avons vu que le choix d'une nuance donnée à l'intérieur de la gamme des aciers à ressorts se fonde essentiellement sur des motivations de trempabilité. Faute du respect d'un choix de nuance adapté au profil du ressort et d'une procédure de trempe efficace on ne pourra raisonnablement envisager l'étude de la fatigue du ressort.

3.1.2. Influence du traitement thermique

La recherche d'une structure homogène offrant un bon compromis entre la résistance à la fatigue et la résilience doit être l'objectif de base du traitement thermique d'un acier à ressorts (1).

Ce compromis a conduit les fabricants de ressorts à adopter dans la majorité des cas un traitement thermique du type trempe et revenu, ce dernier étant effectué à une température entre 400°C et 600°C environ, selon les conditions d'utilisation du ressort.

Nous noterons que, d'après Rickett et Mason, le choix des conditions opératoires de trempe (nature du fluide utilisé, température de trempe) n'aurait que peu d'influence sur les propriétés d'endurance, pour une résistance, après revenu, fixée (4).

Toutefois le grossissement exagéré du grain austénitique issu soit d'une température d'austénitisation trop élevée soit d'un maintien prolongé à cette température peut présenter un effet néfaste sur la tenue en service (5-6-7).

Une trempe et un revenu convenablement maîtrisés fixent alors la dureté du matériau à l'état final.

On sait, que, pour une structure donnée, la limite d'endurance est directement liée à la résistance à la rupture du matériau mais également qu'une dureté importante accentue la sensibilité à l'effet d'entaille de ce matériau et risque de ce fait de précipiter l'amorçage des premières fissures de fatigue.

Walz (8) a noté pour diverses nuances d'aciers à ressorts, dont le 50 CV 4, une proportionnalité entre la limite d'endurance en flexion alternée et la résistance à la rupture ($\frac{\sigma_d}{R} = 0.48$) vérifiée sur un large domaine de résistances (500 MPa \leq R \leq 1500 MPa). Le même auteur confirme cependant qu'une trop grande dureté conduit à de médiocres longévités et que selon lui, l'optimum se situerait entre 1400 et 1700 MPa, autrement dit pour des duretés de 44 à 50 HRc environ (qui correspondent effectivement aux duretés industrielles).

Les résultats rassemblés par Sikora (9) confirment les faibles variations de la limite d'endurance dans un domaine de température de revenu de 400 à 500°C, pour le 50 CV 4.

Brooker (5) insiste sur la nécessité de traiter les ressorts dans des fours de revenu pendant un temps suffisant pour permettre les modifications structurales. Au delà de ce temps (20 mn) il considère que la prolongation du séjour du ressort dans le four ne modifie plus les propriétés d'endurance.

Signalons également que certains auteurs (8-10) proposent un traitement thermique étagé (trempe bainitique) ou un traitement thermomécanique (austénitiformage) (11). L'amélioration des propriétés mécaniques obtenues par ces procédés ne semble pas suffisante à ce jour pour justifier un fort investissement industriel.

3.1.3. Influence des inclusions non métalliques

La présence d'inclusions au sein du matériau et les hétérogénéités de comportement qui en découlent sont des phénomènes physico-chimiques inévitables dans des conditions normales d'élaboration de l'acier.

Les mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue à partir d'inclusions non métalliques peuvent présenter une certaine analogie avec ceux relatifs aux défauts de surface. Les mêmes mécanismes de concentration de contrainte ont conduit à l'établissement de modèles mathématiques assimilant les inclusions à des trous dans la matrice(12) Ces modèles sont cependant peu convaincants car ils ne prennent pas en considération les contraintes à l'interface.

En pratique le rôle joué par l'inclusion est plus complexe et fait appel à plusieurs phénomènes.

L'environnement (cohésion du matériau, contraintes résiduelles) d'une inclusion non métallique au sein du matériau dans l'état d'utilisation de la pièce mécanique doit être relié à l'histoire de ce matériau.

La nature chimique de l'inclusion conditionne dans un premier temps la configuration cristalline (forme et angularité) et sa plasticité donc son comportement au cours du laminage (allongement en fonction du taux de corroyage ou fractionnement en alignement d'inclusions brisées).

En ce qui concerne la configuration cristalline, les concentrations de contraintes à l'interface entre la matrice et les inclusions angulaires (alumine, carbo-nitrures de titane) présentent les plus graves dangers en fatigue (13).

Le comportement en fatigue revêt quant à lui à la fois un aspect physique (plasticité à chaud et déformabilité de l'inclusion) et thermique (coefficients de dilatation relatifs de l'inclusion et de la matrice).

Pour ce dernier point notons l'intéressant modèle mathématique proposé par Brooksbank et Andrews (14) au sujet des contraintes développées à l'interface inclusion/matrice lors du traitement thermique (ou plus généralement d'un refroidissement après chauffage dans le domaine austénitique). Ce modèle permet un classement des inclusions par nature chimique en fonction de leur coefficient de dilatation thermique. Les inclusions qui ont un coefficient de dilatation très inférieur à celui de la matrice, conduisent durant ce refroidissement à l'établissement de contraintes de tension dans le matériau, près de l'interface inclusion/matrice qui favorisent l'amorçage de fissures de fatigue. (Citons parmi les plus dangereuses les inclusions de type silicoaluminates de chaux).

Cette approche originale s'applique tout particulièrement bien dans le cas d'aciers martensitiques revenus à basse température (inférieure à 200°C). Dans le cas de ressorts on peut penser que les revenus à 400°C permettent un relâchement des contraintes internes qui rendent quelque peu caduc ce type d'approche.

D'une façon générale, nous retiendrons que la résistance à la rupture de la matrice est un des éléments importants dans l'analyse des risques inhérents aux inclusions en fatigue. Schématiquement on peut dire que, plus la charge à rupture est élevée, plus la concentration de contraintes à l'interface inclusion/matrice sera grande et par suite la nocivité de l'inclusion importante.

La littérature traitant essentiellement d'aciers de résistances un peu plus importantes que celles des aciers à ressorts (aciers à roulements, aciers inoxydables) (15,16) il est difficile à partir de ses informations de définir une valeur précise de la limite de nocivité de la charge à la rupture pour ces derniers. Par simple extrapolation de résultats généraux (17-18-19) on peut cependant penser que cette limite se situe entre 1200 et 1900 MPa.

Remarque importante

La définition d'acier propre, parfois rencontrée dans la littérature sans autre précision, doit appeler à une réflexion plus poussée pour l'utilisateur.

La variété des influences des inclusions sur le comportement du matériau (anisotropie des propriétés mécaniques, résistance à la fatigue, modification du champ magnétique coercitif) doit inciter l'utilisateur à n'employer la notion d'acier propre que dans un contexte précis (13).

A titre d'exemple, la présence d'un oxyde globulaire, importante pour la tenue en fatigue, ne sera pas prise en compte dans une étude sur l'anisotropie de la résilience de l'acier.

De plus, la définition d'un niveau acceptable de propreté inclusionnaire par l'utilisateur passe par trois démarches successives :

- (1) la définition précise d'un critère de propreté inclusionnaire mesurable
- (2) la liaison de ce critère de propreté inclusionnaire avec les exigences de l'utilisateur
- (3) la définition d'une valeur limite dudit critère en conformité avec ces exigences

Les normes internationales (DIN Prufblatt 1570, AFNOR NF 04-106, JERNKONTORET, ASTM E45) se sont attachées à une définition de critère de propreté inclusionnaire obtenu par contrôle destructif (coupes micrographiques et comparaison à images types).

Ces critères ne sont guère satisfaisants pour les raisons suivantes :

- * certains paramètres importants (dimensions de la pièce, distance des inclusions à la zone la plus contrainte, résistance à la rupture du matériau) ne sont pas pris en compte.
- * le calcul de l'indice de propreté inclusionnaire est effectué grâce à une moyenne sur un nombre donné d'échantillons prélevés au hasard. Le risque en fatigue se caractérisant par la probabilité de trouver une inclusion supérieure à un niveau jugé non tolérable, il serait plus judicieux de faire appel à une fonction de répartition des niveaux d'inclusions rencontrés (cette technique, pour être précise, multiplie malheureusement le nombre d'échantillons à prélever).
- * l'importance accordée aux diverses inclusions n'est fonction que de leur nature chimique et non de l'utilisation du matériau (ce point est néanmoins secondaire car il est toujours possible de définir un coefficient correcteur personnel adapté à un problème précis ou d'exclure du comptage un type donné d'inclusions).

En tout état de cause, le seul test valable resterait l'essai de fatigue réel ou sur éprouvettes.

Le prix de revient des essais à échelle réelle en interdit l'utilisation en contrôle courant, quant à ceux effectués sur éprouvettes ils confrontent l'utilisateur au problème de l'effet de dimensionnement qui rend délicate toute extrapolation.

Nous noterons enfin que la nocivité des inclusions peut dépendre aussi de la méthode statistique utilisée pour déterminer le comportement en fatigue. Si dans le domaine des contraintes élevées des courbes S-N (Wöhler), pour un matériau donné, la densité d'inclusions est telle que l'on ait une probabilité de trouver une inclusion nocive égale à 1, il est clair que l'utilisation de certaines méthodes statistiques, du type méthode de l'escalier, vont rechercher une contrainte d'essai qui permette d'avoir une chance sur deux (limite d'endurance à 50 %) de rencontrer une inclusion nocive dans la zone potentielle de nuisance. Dans le premier cas, toute inclusion sera considérée comme nocive, dans le deuxième cas la définition de nocivité sera relative à une inclusion sollicitée au dessus de sa contrainte critique d'amorçage.

Ces réflexions peuvent mettre en doute l'opportunité des essais dits accélérés utilisés couramment dans l'industrie (choix d'une contrainte élevée et définition d'un nombre de cycles minimal acceptable avant rupture) et devront nous guider dans le choix de notre démarche expérimentale.

3.2. Influence des conditions géométriques de surface

Au cours des divers stades d'élaboration d'un ressort peuvent apparaître des modifications de la surface qu'il importe de bien préciser. On sait en particulier que toute discontinuité géométrique va altérer les propriétés d'endurance et l'on peut parler alors de défauts superficiels qui jouent un rôle prépondérant dans les mécanismes d'amorçage. Aussi nous avons jugé opportun de classer ici les divers types de défauts en fonction des diverses opérations d'obtention des ressorts.

3.2.1. Elaboration de l'acier : coulée et laminage

Les différentes phases de l'élaboration du métal peuvent donner naissance à des défauts du type : criques, soufflures, incrustations de calamine, lignes de laminage... qui sont autant de sites privilégiés pour l'amorçage de fissures de fatigue.

L'extrême diversité de ces défauts tant du point de vue de leur géométrie (forme et dimension) que de leur position (orientation par rapport à la direction des contraintes appliquées et distance par rapport aux zones de sollicitations maximales) rend très difficile la définition d'un défaut maximal tolérable.

De ce fait les divers auteurs rencontrés (2-3-6-20-22-23-24) s'accordent à admettre la nocivité de tels défauts sans proposer de limite effective à leur amplitude. Il appartient donc conjointement aux utilisateurs et au fabricant de définir une limite raisonnable de cette amplitude en accord avec les performances attendues du produit fini (1).

On peut concevoir de définir cette limite de façon plus scientifique à partir des concepts de mécanique de la rupture. Cette démarche n'a pas été utilisée pour notre étude.

Signalons enfin que le problème ne se pose pas dans les mêmes termes selon qu'il s'agit de ressorts issus de produits bruts de laminage ou de produits usinés, l'opération d'usinage étant destinée dans ce cas à éliminer tous les défauts précédemment énumérés. Nous reviendrons sur ce cas précis dans le chapitre "Rugosité".

3.2.2. Mise en forme et traitement

Compte-tenu du caractère rédhibitoire des tapures de trempe dans l'amorçage des fissures de fatigue, il est nécessaire d'insister sur la nécessité d'un choix d'une nuance d'acier adaptée aux dimensions du produit fini et d'une procédure de trempe correcte.

En revanche, la maîtrise des opérations de mise en forme à chaud est plus délicate et peut laisser subsister des traces d'outillage (25). Ici encore, chaque cas doit être examiné séparément et aucune loi ne régit l'amplitude maximale tolérable.

3.2.3. Rugosité de surface

La recherche conjointe de performances élevées et de la précision dimensionnelle a conduit les fabricants de ressorts à faire appel à des produits ayant subi, après laminage, une opération d'usinage. Dès lors, on peut penser que les surépaisseurs d'usinage ont été prévues pour éliminer toute trace de défauts inhérents aux opérations précédentes sur le produit fini (1). En même temps qu'une amélioration des caractéristiques d'endurance, cette opération va déplacer les sites d'amorçage depuis des défauts de type macro-géométriques jusque vers la micro-géométrie des ondulations de surface, autrement dit la rugosité. (N.B. : notons que, dans ces conditions, la probabilité d'amorçage de rupture dans la zone des contraintes maximales se trouve renforcée, compte-tenu de l'homogénéité de l'état de surface)(26).

Tous les critères normalisés actuels visent à définir la rugosité superficielle de pièces mécaniques par des moyennes statistiques le long de la courbe de surface (annexe 3). Les valeurs qui en résultent ne sont, par conséquent, pas significatives de la géométrie des aspérités et du rayon à fond d'entaille (acuité). A titre d'exemple, remarquons que les surfaces présentées sur la figure 1 présentent les mêmes valeurs de rugosité Ra et Rt (critères normalisés et utilisés industriellement).

Bien qu'il nous soit impossible de proposer mieux à ce jour, nous devons noter que les critères Ra et Rt ne caractérisent qu'imparfaitement les états de surface et ne permettent pas de prévoir le comportement du matériau en fatigue. Il sera, en conséquence, inutile de prévoir expérimentalement une tentative de corrélation entre un critère de rugosité et les propriétés d'endurance.

La nocivité d'un effet de rugosité superficielle sur la tenue en service d'un ressort est très inférieure à celle des défauts macro-géométriques précédemment évoqués, l'amplitude des fluctuations de surface introduites par les opérations habituelles de mise en forme et traitements étant très inférieure à celle des défauts ponctuels accidentels. En fait, s'il est généralement possible de maîtriser l'absence de gros défauts sur le produit fini, la rugosité résulte du cumul inévitable de plusieurs opérations.

La valeur finale est la combinaison de celles données par le laminage puis l'usinage éventuel et les opérations de mise en forme (calaminage superficiel, déformations plastiques) et de grenailage (nivelage des aspérités). La diversité de ces paramètres suffit à elle seule à expliquer la dispersion constatée dans des séries d'essais de fatigue réalisés sur des ressorts exempts de défauts macroscopiques.

Notons que Krickau (2) pense qu'il est nécessaire de limiter la rugosité totale en deça de $1 \mu\text{m}$ dans le cas de ressorts à lames après avoir observé une diminution de 15 % de la limite d'endurance dès que la rugosité remonte à $5 \mu\text{m}$. Ces valeurs nous paraissent extrêmement faibles. Là encore, nous sommes confrontés au fait qu'une hauteur de rugosité ne peut en aucun cas décrire une acuité d'entaille.

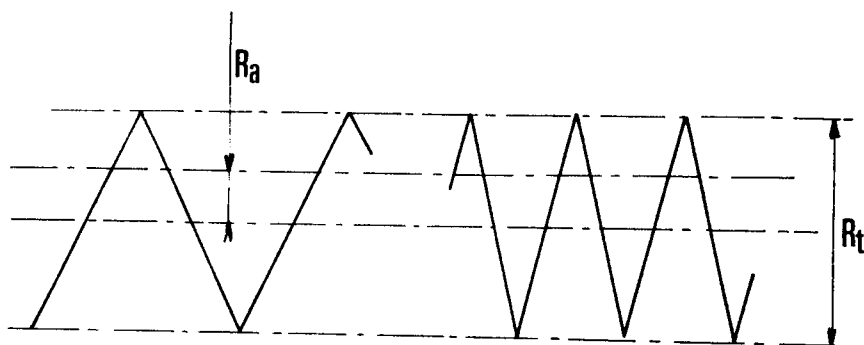


Figure 1 - exemple de surface se caractérisant par les mêmes valeurs de rugosité R_a et R_t

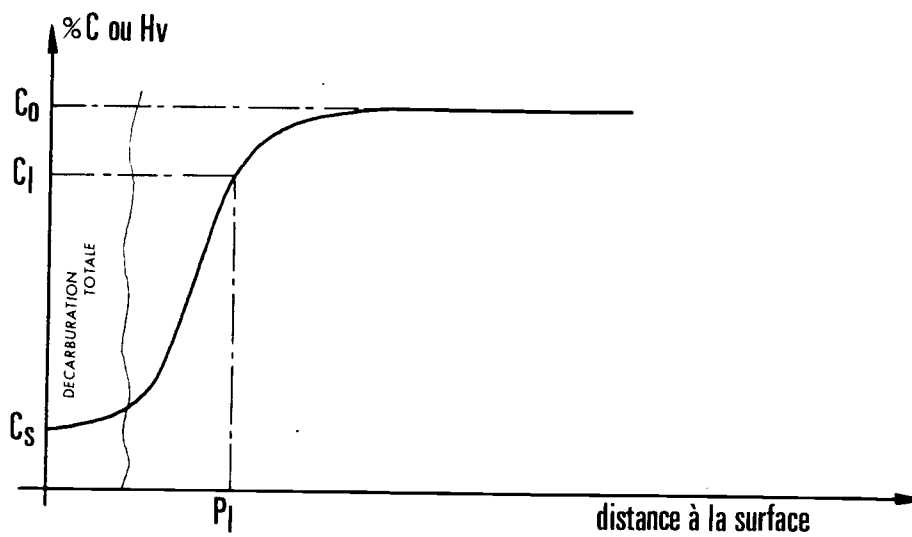


Figure 2 : gradients de décarburation

- C_0 pourcentage initial de carbone
- C_s pourcentage de carbone superficiel
- C_1 pourcentage minimal admissible de carbone
- P_1 profondeur de décarburation globale

3.3. Influence des caractéristiques mécaniques des couches superficielles

Plusieurs opérations de chauffage du ressort dans le domaine austénitique (laminage, mise en forme à chaud) risquent de soumettre l'acier à une décarburation superficielle. L'importance de cette décarburation, caractérisée dans l'absolu par un gradient de concentration de carbone en surface, est conventionnellement définie par une profondeur tolérable en dessous de laquelle la teneur en carbone doit être supérieure à une valeur donnée (voir fig.2).

Or, le comportement en fatigue des couches décarburées devrait être en toute rigueur relié à l'aspect général du gradient.

Notons que si la décarburation issue de l'élaboration de l'acier peut être éliminée lors de l'usinage initial (dans le cas des ressorts hélicoïdaux ou barres de torsion usinés) il n'en est pas de même de celle qui se produit accidentellement au cours de l'austénitisation précédant la mise en forme, dans la mesure où cette opération n'est plus suivie d'enlèvement de matière.

La décarburation superficielle reste finalement le paramètre le plus controversé de la littérature, concernant la tenue en fatigue des aciers à ressorts.

On note tout d'abord que l'aptitude plus ou moins grande des diverses nuances à la décarburation n'est pas systématiquement admise par les auteurs.

Or, sur un plan purement théorique, on sait que les éléments d'addition peuvent intervenir à différents niveaux physico-chimiques :

- par modification de la température de transformation austénitique
- dans l'évolution de l'activité du carbone en solution solide
- dans la modification des coefficients de diffusion du carbone
- dans les conditions d'oxydation superficielles (l'oxydation pouvant ralentir les cinétiques de diffusion du carbone).

Rappelons que les éléments d'addition dans les aciers à ressorts présentent à ce sujet des comportements variables :

- le manganèse, malgré son action sur l'activité thermodynamique du carbone et sur sa mobilité, a peu d'effet sur la décarburation

- le silicium, en réduisant les effets d'oxydation, favorise la diffusion du carbone, donc la décarburation (33)
- le chrome ralentit l'oxydation superficielle et diminue le coefficient d'activité du carbone. Bien que ces deux effets soient opposés, le second prédomine et réduit ainsi la décarburation
- enfin, le vanadium, élément carburigène, freine également la décarburation.

Ces quelques tendances permettent ainsi de prévoir que les aciers mangano-siliceux présentent des risques de décarburation plus élevés que les nuances au chrome. Thurston et Rackshadt (6,24) ont confirmé cette idée sans apporter de preuves absolument quantitatives. Kenneford et Ellis (27) mentionnent une décarburation globale nulle pour la nuance 50 CV 4, égale à 0.13 mm pour un acier de type 6057 après un traitement d'une heure, à l'air. Seul, Bäcker (22) considère que la différence de comportement à la décarburation entre les aciers au chrome et les nuances Mn-Si est si peu marquée qu'elle ne peut être un critère de choix.

En ce qui concerne le comportement du matériau en fatigue, une grande partie des auteurs (1-2-3-6-20-24-28-29) s'accordent à considérer la décarburation comme néfaste vis-à-vis de la tenue en service. Toutefois, si ce résultat paraît unanimement admis, l'ensemble des auteurs négligent un paramètre important, c'est à dire les gradients de décarburation. Plus intéressants sont les travaux récents de P. Funke et R.H. Gassner (30-31) qui montrent que les effets de la décarburation sur l'acier 50 CV 4 (ou AISI 61 50) sont étroitement liés à un aspect quantitatif de la diffusion et que, jusqu'à près de 50 % de perte de carbone en surface par rapport au coeur du matériau, son influence sur les propriétés d'endurance reste très modérée.

De plus, les effets de modification structurale des couches décarburées par l'action du grenailage dont sont affectés les ressorts permettent de réduire la nocivité de la décarburation en fatigue (7-32) dans des proportions difficiles à évaluer.

3.4. Influence d'une modification combinée des conditions géométriques de surface et de la résistance locale des couches superficielles

L'amélioration des propriétés d'endurance des ressorts par l'action d'un grenailage de précontrainte (shot-peening) est connue et mise en oeuvre depuis plusieurs dizaines d'années (34-35-36).

Au cours de cette opération sont mis en jeu trois mécanismes différents dont les perturbations qu'ils exercent sur les couches superficielles modifient la résistance à la fatigue :

- Le nivelage de la surface

L'action mécanique des impacts répétés des particules de grenaille sur la surface d'un ressort conduit à un écrasement des aspérités et un nivellement général. La rugosité issue des opérations antérieures se trouve ainsi modifiée soit dans le sens d'une amélioration, soit dans celui d'une détérioration, selon les conditions initiales mais surtout selon les conditions opératoires de grenailage (32).

- L'écrouissage de la surface

L'écrouissage par chocs des couches superficielles conduit à une plastification du matériau en surface. L'épaisseur de la couche plastifiée dépend des conditions de grenailage (granulométrie des projectiles, énergie cinétique d'impact, débit...) et du comportement structural du matériau. Notons que cette plastification en surface ne se traduit pas, pour les aciers martensitiques, par une modification sensible de dureté de la matrice (18-37).

- Création d'un gradient de contraintes résiduelles de compression

Des mesures de contraintes sur éprouvettes d'aciers à ressorts (32-38-39) ont montré l'existence de gradients de contraintes résiduelles de compression dans les couches proches de la surface (entre -600 et - 1600 MPa selon les conditions de grenailage jusqu'à des profondeurs de 0.1 mm environ).

Ce gradient de contraintes se superpose aux contraintes de tensions appliquées en service (N.B. : la région du ressort sollicitée en tension étant la plus vulnérable).

4. CONCLUSION

Nous avons mis en évidence les principaux paramètres de l'endommagement en service des ressorts formés à chaud ; le tableau suivant résume les différents défauts que l'on peut associer à chacune des phases de fabrication d'un ressort.

Avant d'entreprendre une étude expérimentale de l'influence de ces paramètres sur la tenue en fatigue de 2 nuances d'aciers, nous nous proposons dans le prochain chapitre de mieux cerner la nocivité des divers défauts à partir d'un examen approfondi de ruptures de pièces réelles.

Cause de présence éventuelle de défauts pouvant nuire
à la tenue en service d'un ressort formé à chaud

FABRICATION		Défauts éventuels
Phase	Sous-phase	
Elaboration de l'acier	Fusion et affinage	<ul style="list-style-type: none"> . analyse chimique incorrecte . propreté inclusionnaire mauvaise
	Coulée et solidification	<ul style="list-style-type: none"> . réoxydation (inclusions) . défauts de surface ou interne des lingots blooms ou billettes (criques, soufflures...)
Laminage	Chauffage	<ul style="list-style-type: none"> . décarburation superficielle . oxydation . défauts de surface dus à l'outillage
	Laminage	<ul style="list-style-type: none"> . repliures de laminage . incrustations de calamine . défauts de surface dus à l'outillage
	Refroidissement	<ul style="list-style-type: none"> . décarburation . défauts de surface dus à l'outillage
Usinage (ressorts hélicoïdaux ou barres)	Ecroûtage Rectification Galetage	<ul style="list-style-type: none"> . rugosité . subsistance de traces de feu (zones non usinées) . choix d'une profondeur de passe insuffisante (subsistance de défauts ou de décarburation superficiels).

Mise en forme à chaud	Chauffage	<ul style="list-style-type: none"> . décarburation superficielle . température inadaptée (surchauffe ou mauvaise auténitisation)
	Mise en forme	<ul style="list-style-type: none"> . traces d'outillage . incrustations de calamine (relaminage des ressorts paraboliques)
Traitement thermique	Trempe	<ul style="list-style-type: none"> . procédure de trempe inadaptée (non trempabilité ou tapures)
	Revenu	<ul style="list-style-type: none"> . procédure de revenu inadaptée (mauvaises caractéristiques mécaniques)
Opérations de finition	Préconformation	<ul style="list-style-type: none"> . en général pas de défauts
	Grenaillage	<ul style="list-style-type: none"> . Inefficacité du grenaillage (intensité, taux de recouvrement, homogénéité insuffisants)
	Protections	influence sur corrosion et fatigue corrosion

CHAPITRE II

Analyse de ruptures de ressorts

1. INTRODUCTION

La définition du comportement d'un matériau soumis à des sollicitations alternées passe en général par une étude sur éprouvettes de fatigue réalisée en laboratoire.

Ce type d'étude présente un grand nombre d'avantages (facilité de mise en oeuvre, prix de revient limité, reproductibilité aisée des éprouvettes d'où réduction de la dispersion des résultats, possibilité d'isoler un à un les paramètres importants) mais reste néanmoins critiquable à plusieurs niveaux :

- les résultats ne caractérisent qu'imparfaitement les valeurs numériques d'endurance des pièces réelles pour lesquelles les sollicitations sont parfois différentes voire composées et où l'influence des formes (effet d'entaille) et des dimensions (effet d'échelle) n'est pas à négliger.
- l'étude ne peut prendre en compte tous les phénomènes propres au processus de fabrication des pièces réelles (influence des éléments successifs de la gamme de fabrication et des outillages mis en oeuvre au cours de celle-ci).

A ce titre, il nous a paru souhaitable d'examiner dans un premier temps des ruptures de pièces réelles occasionnées par des sollicitations de fatigue.

La recherche d'éléments de suspension rompus sur véhicules en service est extrêmement difficile. Lorsqu'un tel élément se rompt, le concessionnaire ou le mécanicien auquel est confié le remplacement de la pièce défectueuse ne conserve que très rarement cette dernière. Cet évènement est, de plus, extrêmement rare.

Dès lors, on conçoit que le retour d'une pièce rompue chez le constructeur automobile et à fortiori chez le fabricant de ressorts reste un évènement tout à fait exceptionnel. Comme, de plus, la méconnaissance des techniques de conservation des surfaces de rupture par la majorité des intermédiaires chargés de retransmettre la pièce rompue ne facilite pas l'expertise ultérieure (matage des surfaces, oxydation), il nous a vite paru évident que nous ne pouvions envisager une étude complète à partir de seules ruptures en service. Nous avons donc fait appel aux ruptures de pièces réelles en essai de fatigue chez un fabricant de ressorts.

Ces essais sont effectués soit dans le cadre d'études spécifiques (recherches sur produits nouveaux, détermination de l'influence de paramètres de fabrication) soit dans celui plus général de la fabrication courante (contrôle de conformité du constructeur avec les cahiers des charges de la clientèle).

L'exploitation de cette source d'information nous a permis de recueillir de nombreuses ruptures dont nous avons extrait les plus caractéristiques pour un examen approfondi des causes réelles d'amorçage.

La représentativité de l'échantillonnage appelle cependant quelques réserves :

- la gamme de contraintes appliquées aux ressorts lors d'essais de ce type est élevée. En effet au cours de ces essais on recherche avant tout une rupture accélérée par fatigue (10^4 à 10^6 cycles). La réussite d'un tel essai est uniquement conditionnée par le dépassement d'un nombre de cycles minimum déterminée au préalable pour chaque type de ressort (par extrapolation du comportement souhaité en service, à une contrainte appliquée bien inférieure). Cette démarche met en jeu à la fois le concept d'amorçage de la toute première fissure et celui de la propagation. Nous serons amenés à considérer, du point de vue de l'amorçage, que les ruptures examinées donnent une représentation globale assez exacte de celles que l'on pourrait retrouver en service.

Le manque d'information ne nous permet pas d'en apporter la preuve.

- les essais étant effectués en milieu chimiquement non agressif et leur durée étant toujours très courte (quelques dizaines d'heures) nous négligerons systématiquement tout apport nocif de la corrosion et l'aspect synergique de la fatigue corrosion. Loin de considérer les phénomènes d'oxydation comme négligeables (cf. planche 6) il s'agit d'un choix volontaire destiné à limiter notre étude.

2. EXAMEN DES RUPTURES EN FATIGUE

D'une façon générale lorsqu'on observe la surface de rupture d'une pièce mécanique rompue en fatigue deux cas de figure peuvent se présenter :

- a) le premier examen (examen visuel ou à la loupe binoculaire) permet rapidement de détecter la présence d'un défaut (de surface ou interne) ayant servi d'amorce.
- b) même à l'issue d'un examen approfondi (microscopie à balayage, coupes micrographiques) il n'est pas possible d'attribuer la rupture à un défaut précis.

Au cours de notre étude sur pièces réelles rompues nous avons effectivement rencontré ces deux cas de figure. Le caractère, comme les conséquences que l'on peut en tirer, de ces deux types de ruptures étant très différents nous avons classé les ruptures en deux catégories.

Classe a

Elle comprend les ruptures les plus caractéristiques mais aussi les moins nombreuses (planche n° 1 à 5). Elles nous ont permis de tirer les enseignements suivants :

- * les hétérogénéités géométriques de surface revêtent une importance particulière dans les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. La présence de défauts superficiels privilégie en général le site d'amorçage.
- * faute d'une étude systématique et compte-tenu de la grande diversité des paramètres entrant en jeu (forme, dimensions, position, orientation) il ne nous a pas été possible d'apprécier un niveau critique de défaut à partir duquel ledit défaut doit être considéré comme rédhibitoire.

* il est toutefois important de remarquer que la nocivité des défauts dépend en grande partie de l'environnement dans lequel ils sont situés (amplitude de la contrainte au voisinage, qualité du grenailage) et que dans les exemples que nous avons traités il nous a toujours été difficile de relier la présence d'un défaut au caractère prématuré de la rupture. Nous avons à cela deux explications complémentaires :

- les conditions opératoires de l'essai de fatigue (type de sollicitation niveau de contrainte, gradient de contraintes lié aux caractéristiques géométriques du ressort) varient souvent de façon importante d'un ressort à l'autre. La notion de rupture prématurée fixée par l'utilisateur n'a donc de sens que dans le contexte d'un ressort de type donné dans des conditions d'essais précises et n'est en aucun cas comparable d'un ressort à l'autre.
- sauf dans des cas extrêmes (planche n° 5) la qualité réelle et l'homogénéité de l'opération de grenailage est difficile à apprécier. Rappelons que le grenailage est caractérisé par une flèche Almen (déformation introduite par le gradient de contraintes résiduelles de grenailage dans une plaque étalon grenillée sur une seule face) et le taux de recouvrement (probabilité exprimée en pourcentage de l'impact d'un projectile sur un élément de surface) (cf. annexe 2). Si le premier paramètre est aisément mesurable, le second l'est beaucoup moins et, compte-tenu de la géométrie des ressorts, présente certainement dans certains cas une importante hétérogénéité sur l'ensemble de la pièce.

Classe b

Il est toujours frustrant lorsqu'on se livre à une expertise de pièce rompue de ne pas découvrir rapidement l'indice qui permet d'identifier l'origine de la rupture. Pourtant, dans la majorité des cas, les échantillons que nous avons examinés présentent un aspect de surface sans hétérogénéités apparentes dans la zone d'amorçage de la rupture.

Une investigation plus poussée qui se traduit généralement par une série de coupes micrographiques au voisinage de la rupture afin d'y rechercher des fissures secondaires de fatigue (planche 8) ou d'observations en microscopie à balayage (planches 7 et 9) permet de constater :

- a) que l'amorçage se produit toujours à partir de la surface
- b) que la fissuration prend naissance sur des micro-défauts quelquefois détectables mais parfois inappréciables.

En résumé il apparaît que le soin apporté à la fabrication repousse les sites potentiels d'amorçage vers des éléments de plus en plus microscopiques que même la sophistication des moyens d'observation ne permet plus de prendre en compte.

Il est important de préciser qu'aucune des ruptures que nous avons classées dans cette catégorie ne peut-être considérée comme prématurée ou anormale.

Nous rappellerons à ce sujet que ces essais sont réalisés à contrainte élevée et que l'on considère que toute pièce atteignant au cours de l'essai un nombre de cycles déterminé, sans rupture préalable, ne se serait pas rompu en service, à la contrainte d'utilisation, très inférieure à la contrainte de nos essais.

Il est bien entendu qu'il est toujours possible d'élever suffisamment la contrainte d'essai pour imposer la rupture d'une pièce en fatigue, quelle que soit la qualité de celle-ci ou celle du matériau qui la constitue. Dans ce cas, on repousse en général les sites d'amorçage vers des défauts à l'échelle du réseau cristallin (anisotropie de déformation, dislocations, plans de glissement ou dissymétrie des liaisons interatomiques au voisinage de la surface).

En l'occurrence, les matériaux que nous étudions ne sont pas parfaits mais de qualité suffisante pour déplacer l'amorçage vers des éléments de surface (zone la plus contrainte) à l'échelle de la rugosité.

Cet état de fait est confirmé par :

- a) la présence assez fréquente de multiples amorçages associés à une durée de vie élevée (planche 9) qui paraît prouver qu'aucun défaut superficiel n'est suffisamment prépondérant pour provoquer une rupture rapide de la pièce.
- b) la position des ruptures, en général dans une zone de contraintes maximales (intérieur des spires sur ressorts hélicoïdaux, coude pour barres stabilisatrices).

Notons au passage que le phénomène d'amorçages multiples peut également être attribué à la qualité du grenailage qui retarderait le premier stade de la propagation des fissures au passage du gradient de contraintes résiduelles de compression induit par ce traitement.

Le grenailage semble par ailleurs un des points fondamentaux d'amélioration de l'endurance puisque, faute d'un taux de recouvrement suffisant, il est peu probable d'atteindre des durées de vie satisfaisantes (planche n° 5).

Les conditions superficielles du matériau, à l'échelle microscopique des hétérogénéités locales, vont donc conditionner l'endurance des ressorts à hautes performances.

Ces conditions superficielles sont à relier à deux catégories distinctes :

- les modifications structurales introduites dans les couches superficielles du matériau par l'opération de grenailage qui dépendront à la fois :
 - * de l'état de surface existant avant cette opération
 - * des conditions opératoires de grenailage
- la décarburation superficielle.

En ce qui concerne ce dernier point nous devons noter qu'aucun exemple de ressorts dont la rupture aurait pu être attribuable à ce paramètre ne nous a été soumis. Cependant, compte-tenu, d'une part de l'importance que lui attribue les constructeurs automobiles, et d'autre part de l'influence qu'il peut avoir, selon nous, sur l'efficacité du grenailage nous avons pensé qu'il n'était pas possible de le négliger dans notre étude.

C'est donc vers ces trois paramètres (rugosité, grenailage et décarburation superficielle) et essentiellement vers leurs influences cumulées sur l'endurance que vont s'orienter nos essais de laboratoire sur éprouvettes de fatigue.

Nous allons traiter dans le chapitre III les résultats expérimentaux obtenus sur éprouvettes mais il convient avant cela d'effectuer une parenthèse indispensable sur l'influence des inclusions telle que nous l'avons ressentie au cours de nos expertises.

Cas particulier : amorçage à partir d'inclusions non métalliques

Nous avons pu obtenir 25 barres stabilisatrices rompues en essais de fatigue pour lesquelles le faciès de rupture révélait un amorçage interne.

A notre connaissance ce type de rupture est peu fréquent. Nous n'avons en effet rencontré aucun amorçage attribuable à des inclusions non métalliques tant pour les ressorts à lames que pour les ressorts hélicoïdaux que nous avons examinés et, selon nos informations, le taux de rupture avec amorçage interne sur les barres stabilisatrices en cours d'essais est inférieur à 10 %.

Précisons que les aciers examinés provenaient de quatre aciéries différentes et représentaient treize coulées ; l'échantillon nous paraît donc représentatif.

De l'analyse de ces ruptures nous retirons les conclusions suivantes:

- les inclusions responsables de l'amorçage des ruptures sont de type globulaire et donc indéformables au cours du laminage
- leurs analyses sont toutes assimilables à celles des silico-aluminates de chaux (SiO_2 (x), Al_2O_3 (y), CaO (z) cf. planche n° 10), sans traces de manganèse
- la rupture survient dans tous les cas sauf un dans le coude de la barre, qui est la zone la plus sollicitée en contrainte
- sur les 25 barres examinées, 3 seulement ont été considérées comme prématurées par le fabricant de ressorts.

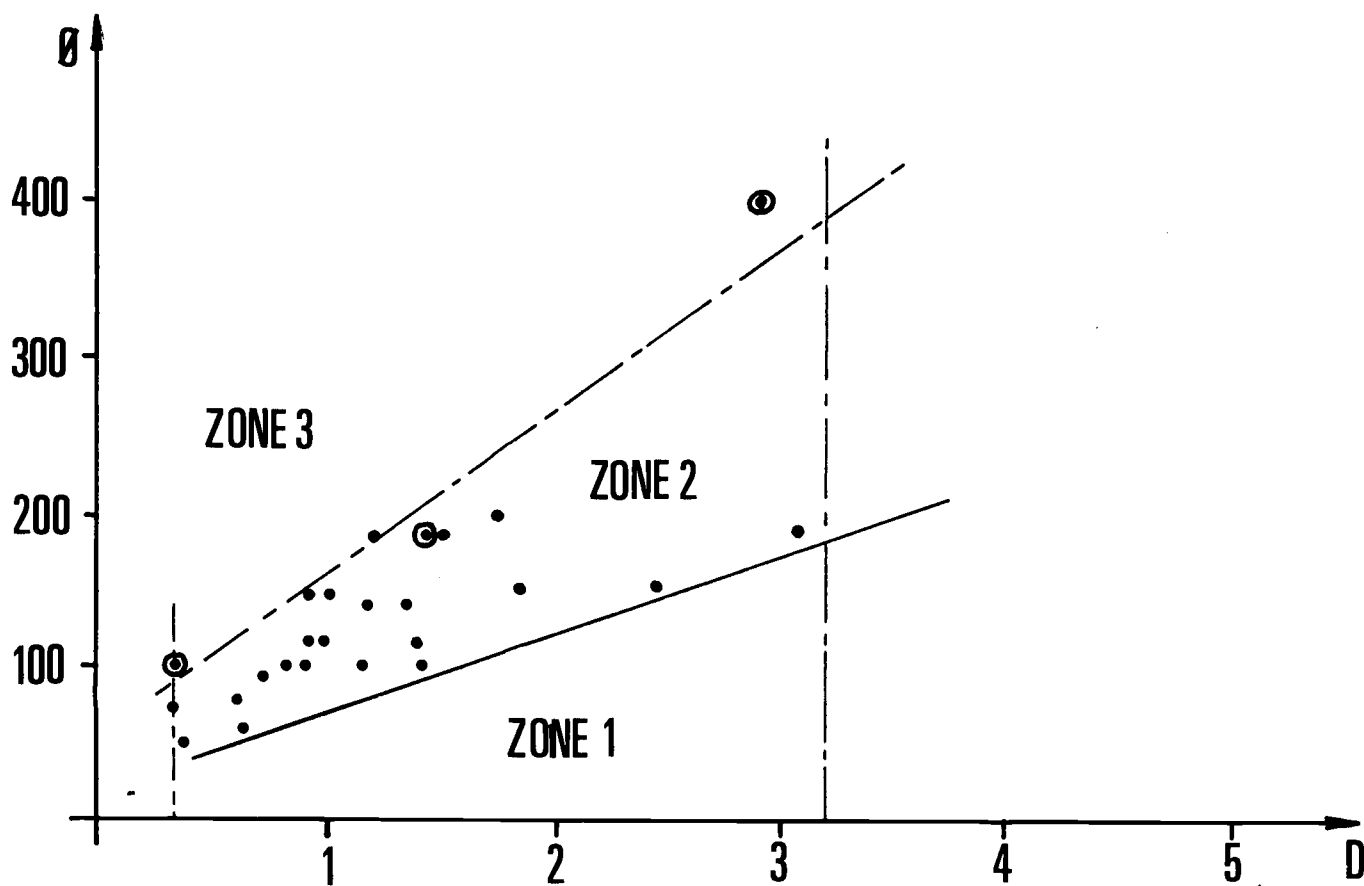


Figure 3 : représentation graphique de la nocivité des inclusions

- D** distance du bord de l'inclusion à la surface en mm
- Ø** diamètre moyen de l'inclusion en μm
- ⊙ rupture prématurée

Nous pouvons intuitivement supposer qu'une inclusion de diamètre donné ne pourra être le siège de l'amorçage de fissures de fatigue que si sa distance à la surface n'excède pas une valeur limite à déterminer (concentration de contraintes au voisinage de l'inclusion supérieure à la contrainte minimal d'amorçage sur ce type de défaut).

Dans le but d'apprécier cette limite nous avons porté sur un même diagramme les diamètres apparents des inclusions amorce (mesurés à la loupe binoculaire sur le plan de rupture) en fonction de leur distance à la surface (cf.fig.3).

L'examen de ce diagramme appelle les commentaires suivants :

- Tous les niveaux de diamètre inclusionnaire sont représentés à partir de $\varnothing = 0.05$ mm ce qui correspond aux niveaux supérieurs à 4 de la norme DIN 1570. Il n'est donc pas possible de prévoir avec certitude un amorçage à partir d'inclusion sur la seule mesure de son diamètre, la présence d'inclusions globulaires de diamètre inférieur à $200 \mu\text{m}$ n'étant pas improbable dans de nombreux aciers à ressorts.
- On ne rencontre pas d'inclusion amorce à des distances à la surface inférieure à 0.3 mm. Il est difficile de savoir si ce phénomène provient d'une protection due au gradient de contraintes de compression induit par le shot-peening ou d'une absence pure et simple d'inclusions dans les couches superficielles (zones équiaxes de coulée continue ?).
- A l'inverse, au delà de 3.2 mm de profondeur la présence d'inclusions est très probable pourtant la nocivité des inclusions semble inexistante au delà, du fait, probablement, de la contrainte plus faible dans ces zones.
- Le nuage des points représentatifs (\varnothing, d) semble définir trois zones d'influence schématisées sur la figure 3.

Dans la zone 1 : nous ne rencontrons aucun amorçage à partir d'inclusion globulaire. Cette zone doit être considérée comme la caractérisation du "non amorçage à partir d'inclusions globulaires" (à titre d'exemple, un oxyde de $\varnothing=100/\mu\text{m}$ situé à une profondeur de 2 mm ou davantage ne devrait pas jouer un rôle dans l'amorçage de fissures de fatigue).

Dans la zone 2 : la probabilité d'amorçage sur inclusions globulaires n'est plus égale à zéro. Toutefois un tel amorçage ne conduit pas à une rupture prématurée. Dans cette zone les inclusions ne paraissent donc pas nocives.

Dans la zone 3 : la morphologie et la position des inclusions par rapport à la surface est telle que la rupture survient prématurément.

Remarques importantes

- a) la définition des trois zones ci-dessus est indicative. Elle reflète seulement une tendance constatée sur l'échantillonnage des 25 barres examinées.
- b) la limite d'amorçage (séparation des zones 1 et 2) est graphiquement aisée à déterminer.
- c) la limite de nocivité (séparation des zones 1 et 3) est beaucoup plus difficile à évaluer.

Nous avons fait figurer cette limite en pointillé sur notre diagramme.

A notre avis, la difficulté de tracer celle-ci provient :

- a) du nombre limité de ruptures prématurées examinées
- b) de la précision inhérente à la mesure des paramètres \varnothing et d (que l'on peut évaluer à environ 0.02 mm)
- c) des différences de contraintes qui existent d'un type de barre à l'autre et également, pour un type de barre donné de la différence de contraintes qui peut exister au voisinage des inclusions selon leur position géographique au sein de la barre.

N.B. rappelons qu'à une exception près les ruptures avec amorces sur inclusion globulaire surviennent dans le coude des barres qui est la région la plus sollicitée mais que nous n'avons trouvé aucune position préférentielle des inclusions amorce au sein même de cette zone.

Conclusion

L'amorçage à partir d'inclusion globulaire (oxyde indéformable) semble revêtir un aspect aléatoire :

- la présence d'une inclusion globulaire importante ou proche de la surface, dans le coude d'une barre de sécurité, est une condition suffisante d'amorçage à partir de celle-ci.
- nos observations sur 25 barres semblent indiquer qu'il existe un niveau du couple (dimension de l'inclusion, distance de celle-ci à la surface) pour lequel la probabilité d'amorçage sur inclusion n'est plus nulle et un autre niveau pour lequel cet amorçage implique une rupture prématurée.

Signalons néanmoins que cette approche ne concerne que les inclusions globulaires et un type de produit particulier (barres stabilisatrices traitées vers 48 HRC) et qu'enfin le caractère prématuré de la rupture peut être lié à un paramètre qui échappe à nos observations (grenaillement insuffisant localement => zone plus sensible à une propagation des fissures).

PLANCHE n° 1

Nature du ressort : monolame parabolique 70 x 23

nuance : 50 CV 4

rupture : prématurée à 220.000 cycles (espéré 400.000 cycles)

400 \angle σ \angle 1200 MPa

Caractéristiques mécaniques : HRc surface = 45

HRc à coeur = 40

Le choix d'une coulée à carbone faible (0.47 %) pour une importante épaisseur rend la trempabilité limite.

en haut - grossissement = 4

en bas - grossissement = 7

Expertise : la rupture s'est amorcée sur un défaut de surface peu profond. La face du ressort présente des inscrutations de calamine par plaques discernables à l'oeil. Le défaut amorce est à la limite de l'une d'entre elles.

Conclusion : l'incrutation de calamine au cours du relaminage en profil parabolique ainsi que le choix d'une nuance peu adaptée au profil se sont conjugués pour diminuer la résistance à la fatigue de ce ressort.

PLANCHE n° 1

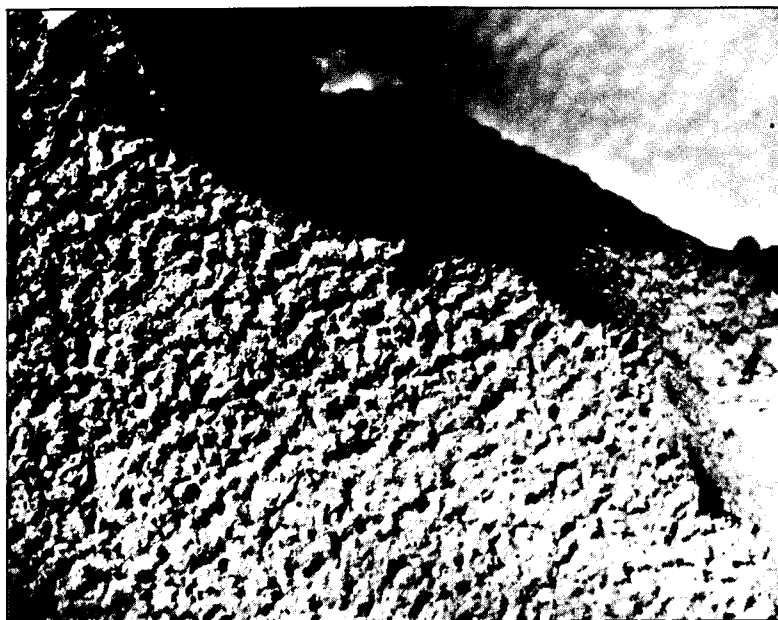
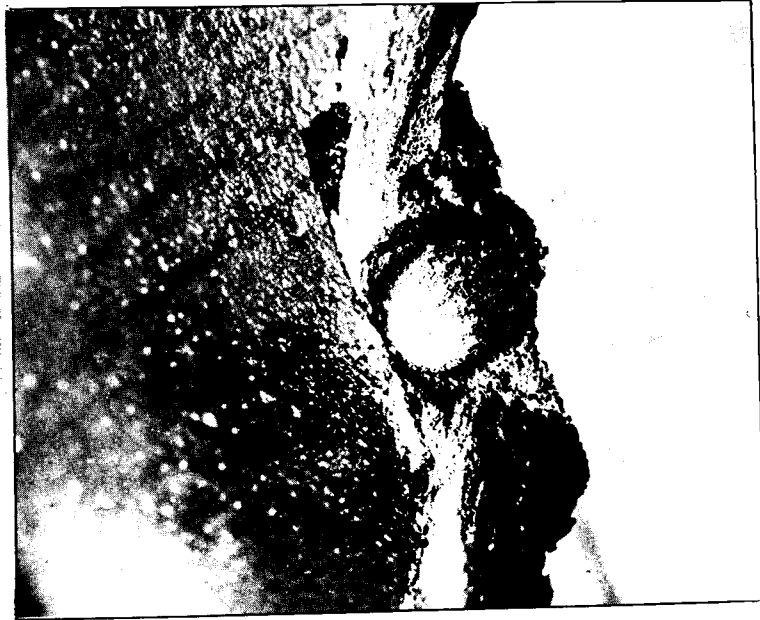


PLANCHE n° 2

Nature du ressort : lame parabolique

nuance : 50 CV 4

rupture : à 154.000 cycles (espéré 400.000 cycles)

400 \angle  \angle 1200 MPa

en haut - grossissement := 2

en bas - grossissement = 2

Expertise : la rupture s'est amorcée sur un défaut de surface visible à l'oeil après décapage de la peinture de protection. Ce défaut est attribuable à une trace survenue lors du relaminage (marque de cylindre) parabolique.

PLANCHE n° 2

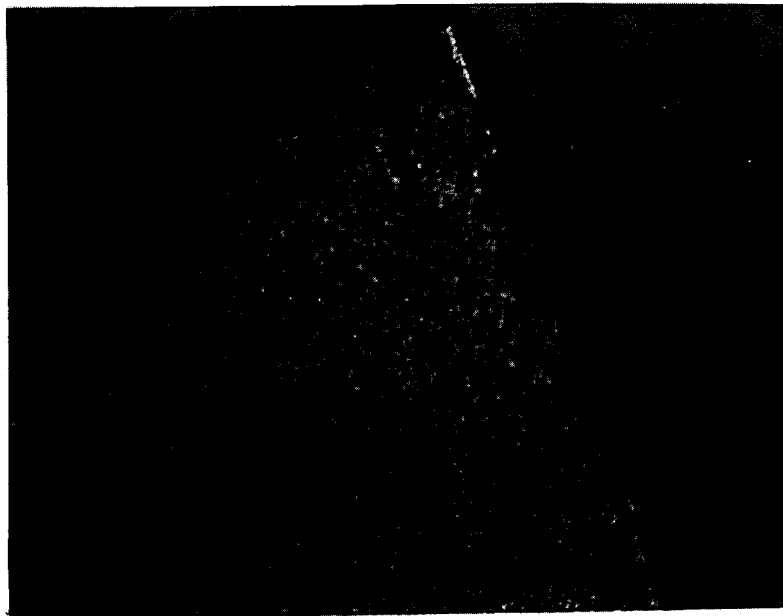
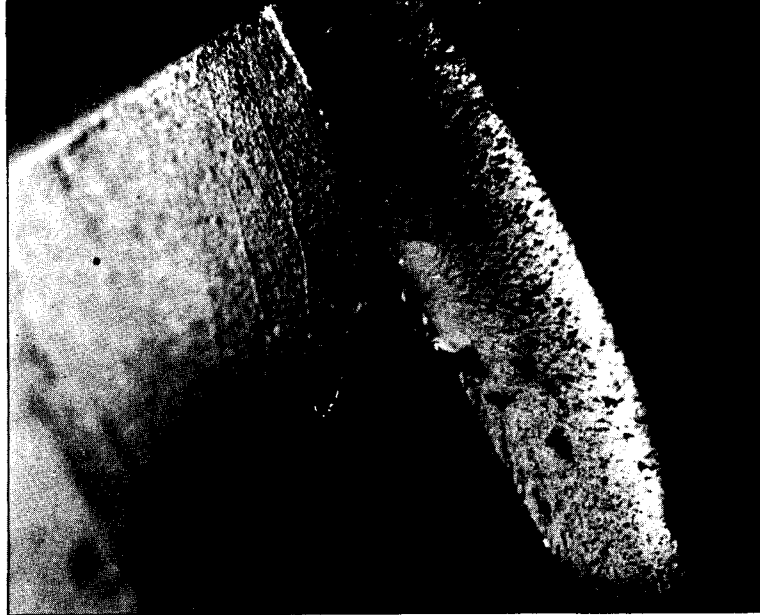


PLANCHE n° 3

Nature du ressort : ressort hélicoïdal Ø12.5 mm
nuance : 56 SC 7
rupture : prématurée à 160.000 cycles (espéré : 350.000 cycles)

en haut - grossissement =10
en bas - grossissement =200

Examen : la fissuration s'est amorcée à partir d'une ligne décarburée très profonde (0.3 mm)

Conclusion : le défaut de surface amorce est issu de l'élaboration de l'acier

PLANCHE n° 3

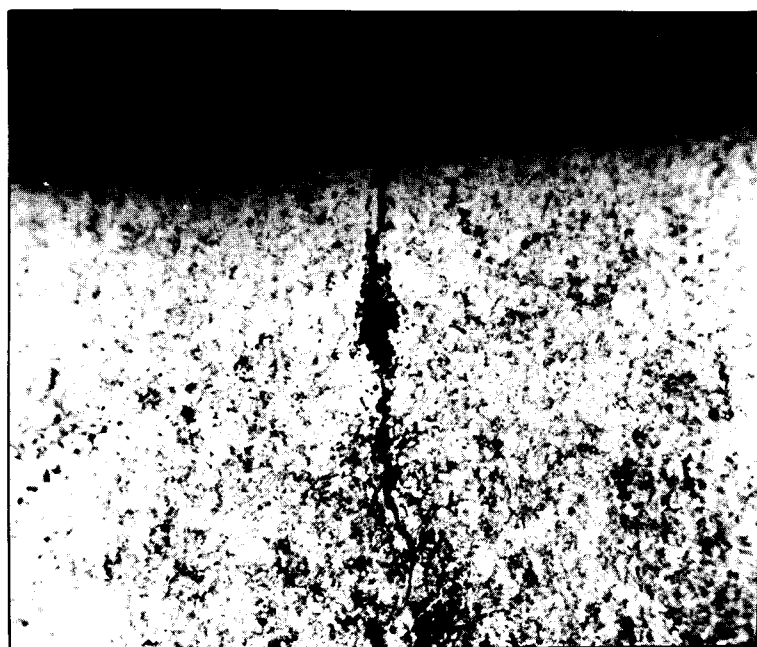


PLANCHE n° 4

Nature du ressort : ressort hélicoïdal
nuance : 56 SC 7
rupture : 132.000 cycles (non prématurée)

260 \angle σ \angle 970 MPa

en haut - grossissement = 4
en bas - observation au MEB G = 60
du défaut amorce

Examen : l'amorçage s'est produit sur un défaut peu profond (\angle 0.2 Mm)
à fond arrondi situé près des zones de contrainte maximale (intérieur des spires).
La configuration du défaut a permis d'éviter un amorçage prématuré.

Il semble très probable qu'il s'agit d'une marque de dispositif mécanique
de mise en forme.

PLANCHE n° 4



PLANCHE n° 5

Nature du ressort : ressort hélicoïdal

nuance : 56 SC 7

caractéristiques mécaniques HRc = 48

rupture : 392.332 cycles (prématurée)

306 \angle  \angle 701 MPa

en haut - zone amorce G = 20

en bas - vue générale de l'état de surface G = 20

Examen : pas de défaut ponctuel au niveau de l'amorce

Une défaillance de l'opération de grenailage n'a visiblement permis qu'un taux de recouvrement très faible. Les stries d'usinage (rectification) subsistent.

Nous avons examiné une série de 7 ressorts identiques. Les nombres de cycles à rupture de ces ressorts s'échelonnent entre 165000 et 600000 cycles.

La mauvaise qualité du grenailage et son absence de reproductibilité expliquent à elles-seules les performances médiocres des ressorts examinés.

PLANCHE n° 5

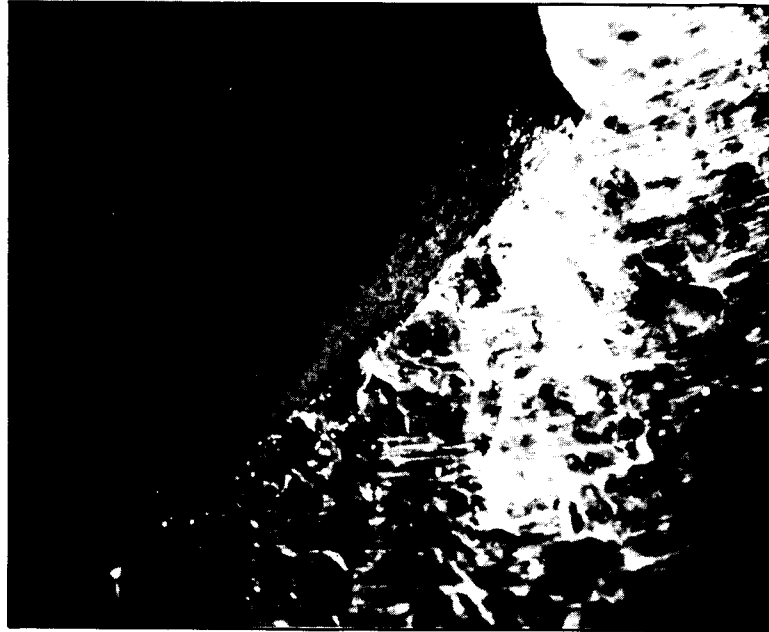


PLANCHE n° 6

Nature du ressort : lame maîtresse parabolique 90 x 24

nuance : 50 CV 4

caractéristiques mécaniques : HRc \sim 47 HRc

Rupture occasionnée en service sur poids lourd de clientèle pilote après 130000 km (rupture prématurée).

En haut - grossissement = 10

En bas - grossissement = 10

Examen : c'est la seule rupture en service que nous avons pu examiner au cours de notre étude. On peut remarquer l'état très corrodé de la pièce. Ce ressort a été monté par le client sur véhicule sans interposition de cale en acier doux entre la lame maîtresse et l'étrier supérieur. Cette erreur a sans doute contribué à une détérioration rapide de la peinture et une attaque chimique accélérée. Exceptée la corrosion superficielle aucun défaut de surface n'est apparent.

PLANCHE n° 6



PLANCHE n° 7

Nature du ressort : ressort hélicoïdal

nuance : 56 SC 7

rupture : 98.270 Cycles (non prématurée)

260 \angle σ \angle 970 MPa

vue de l'amorçage au MEB

G : 120

Examen : ce ressort prélevé dans la série ne présente aucune anomalie (pas de défaut de surface, pas de décarburation superficielle). L'amorçage s'est produit à partir de la surface dans une zone de contrainte maximale (intérieur des spires).

Cet exemple caractérise assez bien l'ensemble des ruptures examinées sur ressorts.

PLANCHE n° 7

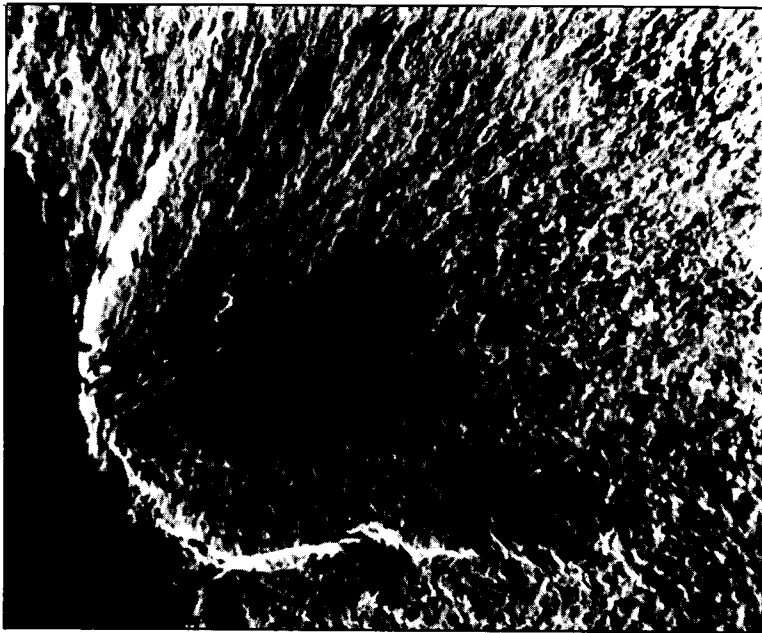


PLANCHE n° 8

Coupes micrographiques effectuées dans la région amorce sur des ressorts à lames paraboliques (50 CV 4). Fissures secondaires de fatigue.

Grossissement = 250

N.B. le dépôt blanc en surface est un revêtement (dépôt chimique) de nickel effectué avant enrobage pour protection des surfaces au cours du polissage

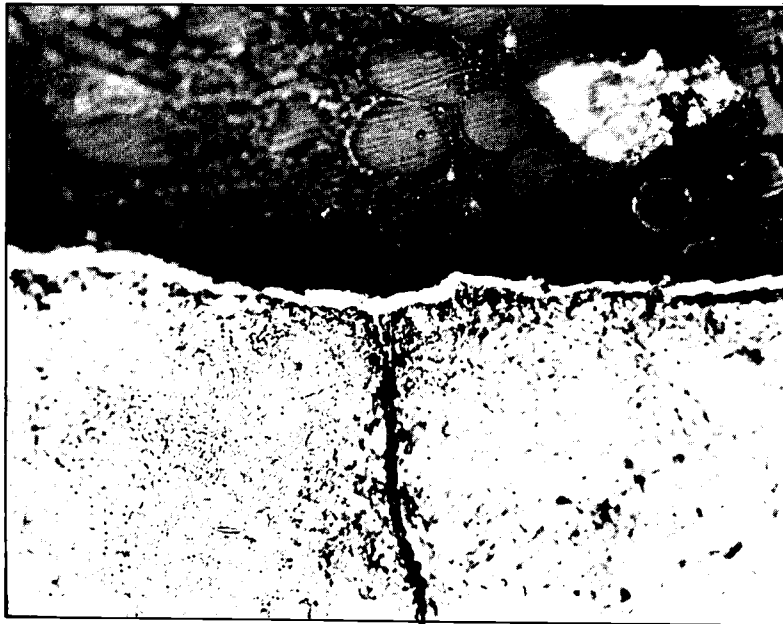


PLANCHE n° 9

Observations en microscopie à balayage des zones amorces de barres stabilisatrices.

Grossissement = 30

N.B. Remarquer les amorçages multiples

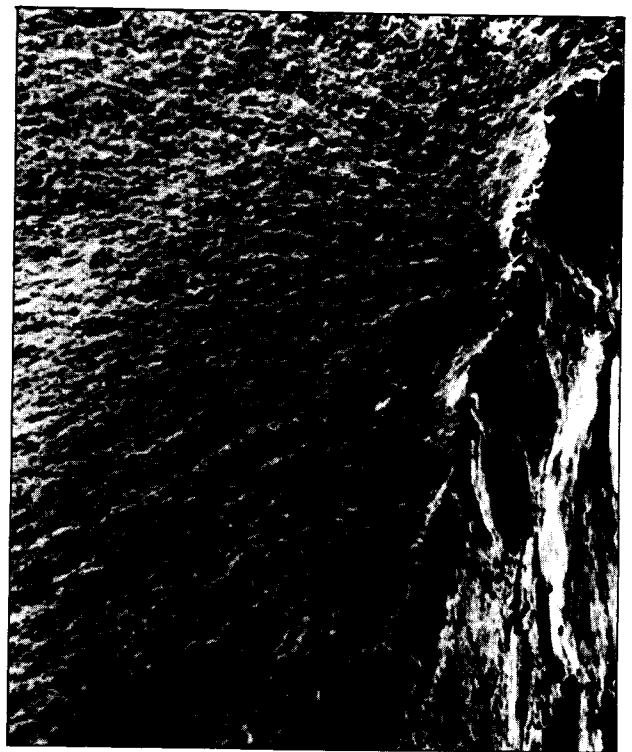
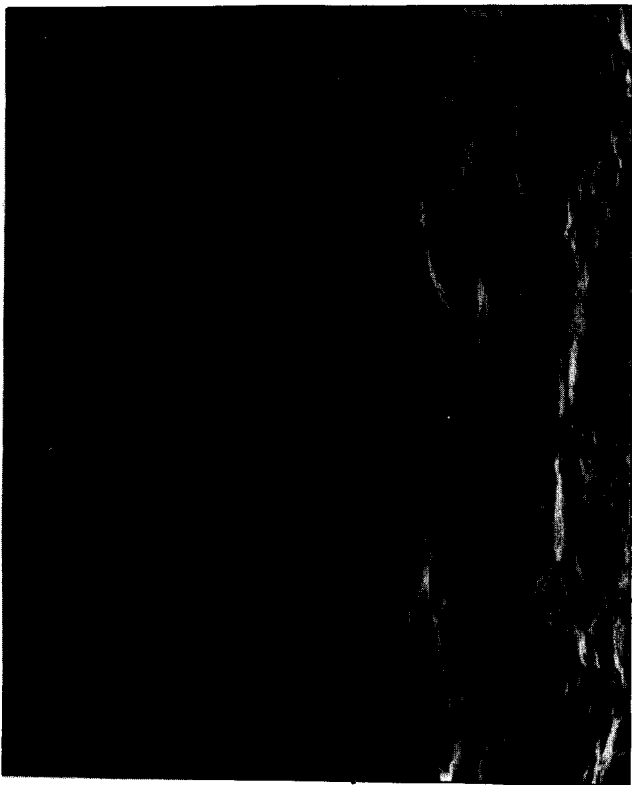


Planche 10 A et B

Amorçages à partir d'inclusions globulaires

Inclusion vue MEB

G = 400

Image X Silicium

G = 400

Image X Aluminium

G = 400

Image X Calcium

G = 400

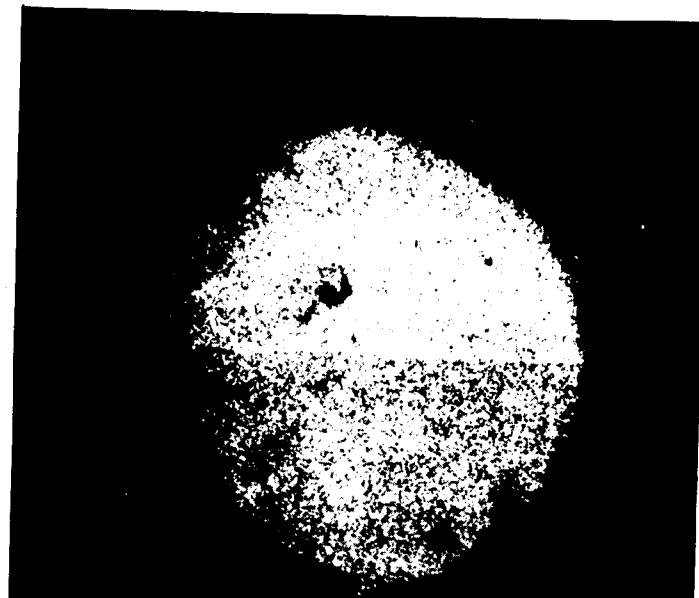
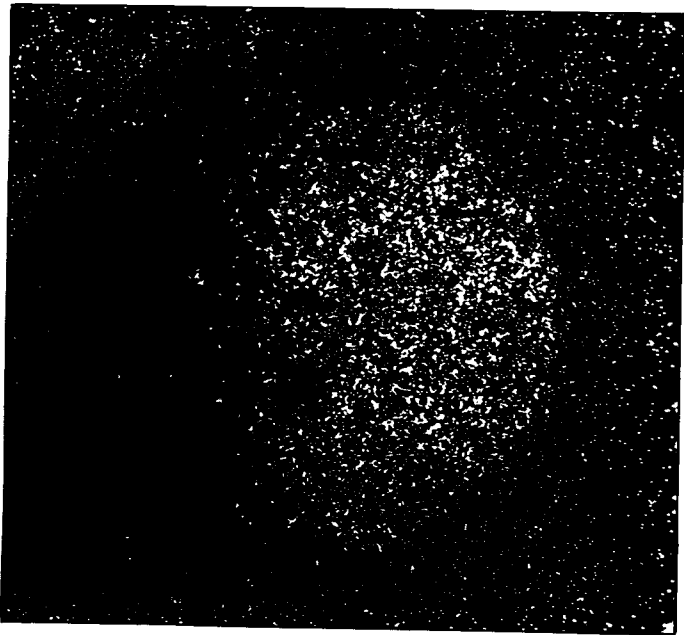
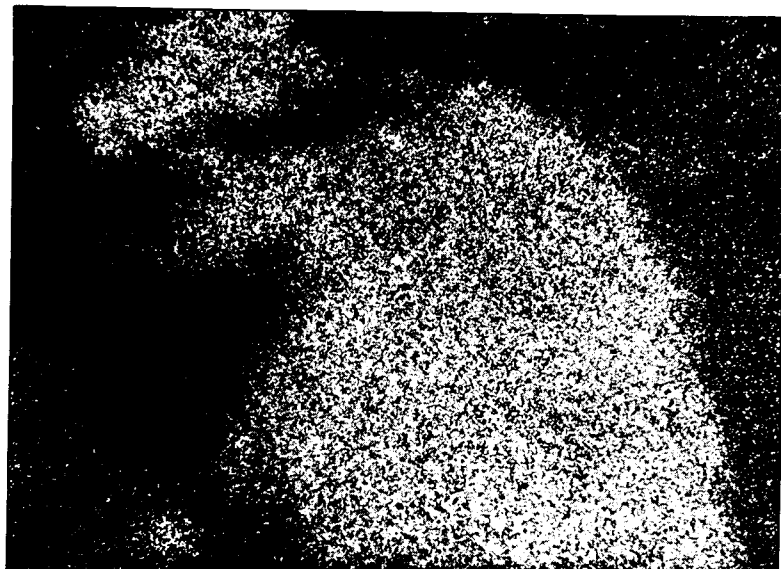
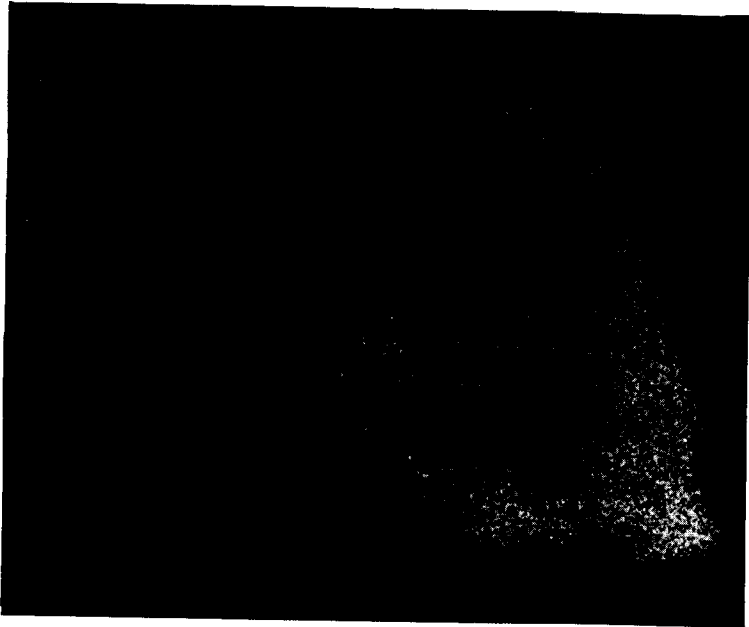


PLANCHE n° 10 B



CHAPITRE III

ETUDE EXPERIMENTALE de
l'INFLUENCE CONJUGEE DES DIVERS PARAMETRES DE
SURFACE

1. CONDITIONS EXPERIMENTALES

1.1. Généralités

La caractérisation en fatigue a été effectuée à l'aide de machines de flexion rotative à moment linéaire. Afin de diminuer les sources de dispersion nous n'avons utilisé, pour chaque série, qu'une seule machine préalablement étalonnée au moyen d'un barreau équipée de jauges de contraintes.

Les éprouvettes d'essais, de types toroïdales ont été ébauchées à partir de barres de 12 mm environ de diamètre (corroyage \neq 100) puis traitées thermiquement avant de subir une opération finale d'usinage sur laquelle nous reviendrons plus loin.

Pour tenir compte de la plasticité propre des divers matériaux nous avons effectué nos essais sur deux nuances représentatives de grandes classes d'aciers à ressorts, à savoir des aciers de types 50 CV 4 et 56 SC 7 (annexe 1 paragraphe 1).

Les traitements thermiques retenus sont ceux habituellement pratiqués dans l'industrie. Nous avons choisi arbitrairement une température de revenu permettant d'atteindre une dureté de l'ordre de 43-44 HRc (annexe 1 - paragraphe 2-1).

Néanmoins, pour étudier l'influence de la décarburation nous avons dû modifier ce traitement thermique pour augmenter la durée du traitement tout en limitant au maximum le grossissement du grain austénitique ce qui aurait modifié fortement l'endurance des aciers (annexe 1 - paragraphe 2-2).

Pour les opérations de grenailage, nous avons sélectionné deux conditions expérimentales, utilisant des billes de diamètre moyen 0.3 mm ou 0.9 mm (annexe 1 Paragraphe 3). Il est très difficile, pour cette opération, d'isoler l'influence d'un paramètre. En particulier, la modification du diamètre des grenailles a changé à la fois la rugosité de nos éprouvettes et la flèche Almen.

Un dispositif spécial d'essai a été utilisé afin de conserver au maximum la symétrie de révolution et de permettre des grenailages reproductibles. Toutes les éprouvettes d'une même série ont été grenillées avec le même lot de grenailles. Pour l'ensemble de notre travail nous avons toujours fait appel au même manipulateur afin de réduire la dispersion propre à l'opération manuelle de grenailage.

Le comportement intrinsèque d'un matériau en fatigue est caractérisé par celui d'éprouvettes à l'état soigneusement poli.

Ce choix privilégie notamment les caractéristiques métallurgiques (inclusions, intrusions/extrusions, phénomènes intergranulaires) aux dépens des comportements mécaniques superficiels qui sont néanmoins à la base des propriétés d'endurance des pièces réelles.

Nous avons volontairement orienté notre étude vers l'observation de ces comportements et de ce fait, avant d'effectuer les essais de fatigue, notre objectif s'est situé à trois niveaux :

- a) choix de procédés conventionnels d'usinage assurant une rugosité de surface proche des conditions industrielles
- b) obtention de rugosités homogènes et reproductibles
- c) caractérisation géométrique des états de surface

Signalons enfin que nous avons choisi de tracer pour chaque lot d'éprouvettes une courbe de Wöhler. Cette approche du problème de l'endurance permet d'apprécier le comportement du matériau dans une gamme de contraintes importantes. Il était important, en effet, de suivre l'amorçage des fissures mais aussi de voir si, pour les contraintes les plus élevées, une modification des paramètres de surface peut avoir une influence sur la durée de vie globale des éprouvettes.

1.2. Obtention et caractérisation de la rugosité superficielle

Les états de surface résultant de l'enlèvement de copeaux varient considérablement en fonction des modes et des régimes d'usinage, de la géométrie de l'outil et de l'achèvement d'affûtage de l'arête tranchante. Leur reproductibilité dans le temps est donc liée à la fiabilité des dispositifs de positionnement et d'ablocage de la pièce sur la machine-outil ainsi qu'aux phénomènes d'usure de l'arête tranchante de l'outil.

Par souci de réduction de la dispersion inhérente à toute opération d'usinage il est donc nécessaire de maintenir constants les paramètres susceptibles d'affecter l'homogénéité de l'état de surface :

- surveillance de la pression de serrage (positionnement et ablocage entre pointes)
- profondeur de passe de finition faible
- finition en série de toutes les éprouvettes avec affûtage ou diamantage préalable de l'outil
- sélection visuelle des éprouvettes et élimination éventuelle des défectueuses

A défaut de pouvoir visualiser la valeur des rugosités sous une forme compatible avec son comportement en fatigue nous avons procédé à des mesures selon les critères normalisés Ra et Rt (cf. tableau 1).

Nous constatons que :

1. malgré les précautions observées, il subsiste une dispersion notable dans les mesures.

Cette dispersion peut être attribuée aux éléments suivants :

- usure inévitable de l'arête tranchante de l'outil (à notre avis et sans pouvoir en apporter la preuve, cete usure nous paraît négligeable)

- phénomène de broutement sur les flancs de la surface toroïdale due à des conditions de coupe défavorables de l'outil (cf. fig.4).

N.B. - La mesure de rugosité caractérise une longueur d'environ 8 mm centrée sur le milieu du tore.

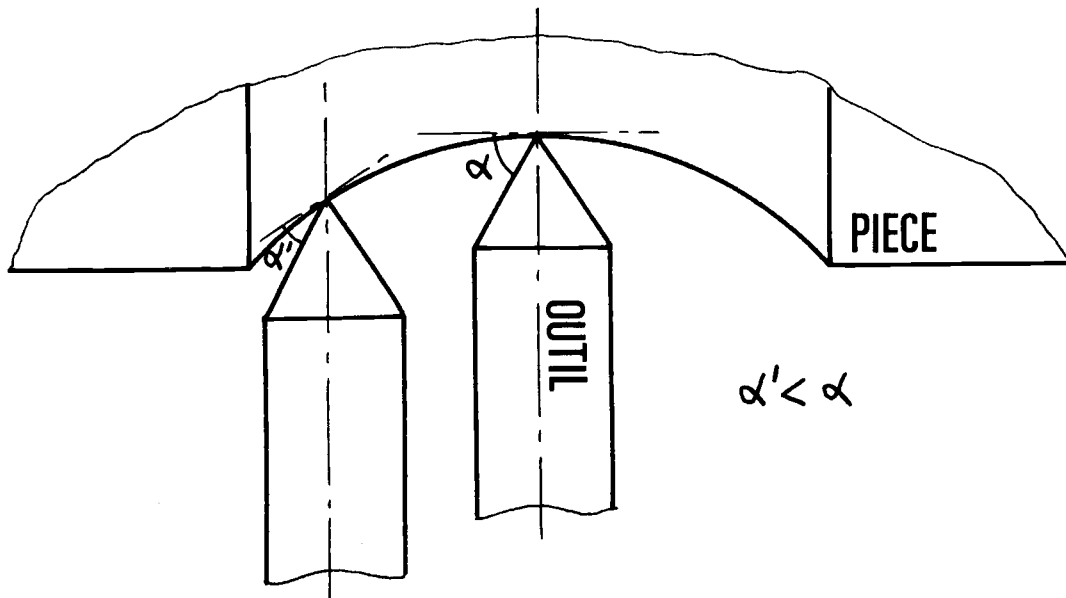


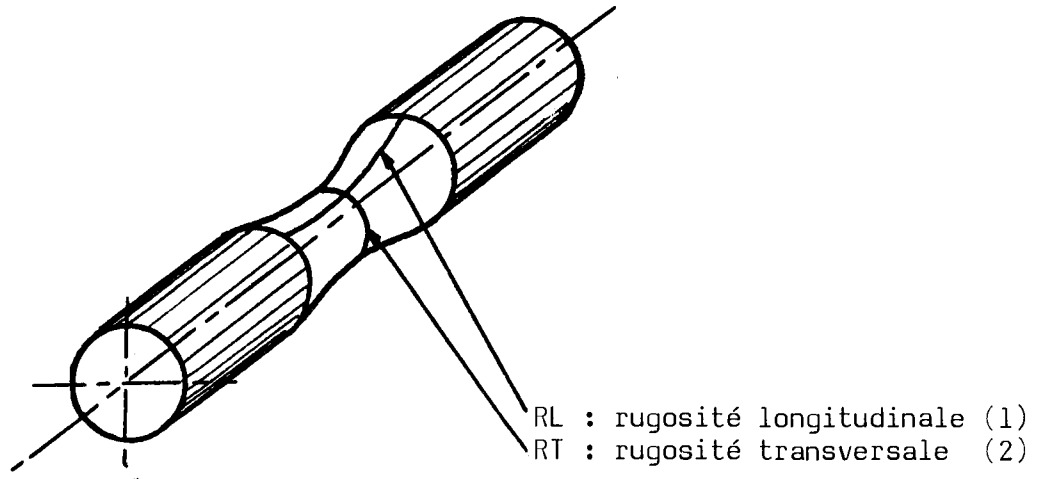
Figure 4 - schématisation de l'usinage

Nos résultats semblent confirmer la deuxième hypothèse car :

- la dispersion affecte essentiellement les surfaces tournées
 - les résultats des essais de fatigue ne présentent pas une dispersion anormale, la partie centrale de l'éprouvette où se produit systématiquement l'amorçage de la rupture n'est pas à priori le siège d'une hétérogénéité importante de rugosité.
2. Pour les deux nuances les valeurs de rugosité mesurées pour les états de surface respectivement issus de tournage et de rectification sont comparables.

TABLEAU 1

RUGOSITE des EPROUVETTES



(1) mesurée sur l'ensemble des éprouvettes (2) mesurée sur une seule éprouvette

Etat de surface	Nuance	RaL en μm		RtL en μm		RT en μm
		moyenne	écart type	moyenne	écart type	
Tournage	56SC7	4.7	1.7	32	12	4.7
	50CV4	4.3	1.5	29	10	4.3
Rectification cylindrique	56SC7	1.1	0.15	8	1	1.1
	50CV4	1.4	0.15	9	2.2	1.4
Rectification longitudinale	50CV4	-	-	-	-	RaT = 1.5
Tournage + grenailage S 110	56SC7	1.9	0.4	13	1.7	RaL = 2.1
	50CV4	2.2	0.15	14	2.2	RaT = 2.1
Rectification cylindrique+ Grenailage S 110	56SC7	1.8	0.3	12	1.7	RaL = 2.1
	50CV4	2.7	0.5	17	5	RaT = 2.8
Tournage + grenailage S 330	50CV4	4.4	0.5	29	2.3	RaL = 4.5 RaT = 4.5
Rectification cylindrique+ grenailage S 330	50CV4	4.3	0.4	27	1.6	RaL = 4 RaT = 4

2. RESULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE A L'ETAT NON GRENAILLE

2.1. Influence de la rugosité de surface à l'état non grenailé

Cf. courbes de Wöhler fig. 5 à 8.

Nous remarquons dans un premier temps le meilleur comportement global du 56 SC 7. S'il est difficile de généraliser un résultat à partir d'une seule coulée on peut constater néanmoins que cette étude confirme la meilleure tenue en fatigue de cette nuance par rapport au 50 CV4, phénomène souligné par la plupart des auteurs.

D'autre part la diminution de la rugosité de surface contribue de façon importante à augmenter la limite d'endurance du matériau. Ce gain de tenue en service n'est cependant appréciable que dans des gammes de contraintes proches de la limite d'endurance. Dans les zones de fortes contraintes le comportement de l'acier n'est guère sensible aux modifications des conditions de surface.

L'examen micrographique des éprouvettes montre que à, une exception près, (fig.9) l'amorçage s'effectue à partir du fond des stries d'usinage (cf. fig. 10).

2.2. Influence des inclusions non métalliques

N'ayant noté qu'un amorçage sur inclusions non métalliques au cours des précédents essais nous avons procédé à une nouvelle série d'essais sur l'acier 50 CV 4, les éprouvettes étant alors rectifiées longitudinalement dans le but de masquer au maximum l'effet d'entaille impliqué par la présence en surface des stries d'usinage.

La nouvelle rugosité de surface R_a longitudinale n'est alors plus mesurable et la rugosité transversale (R_a transversale : $1.5 \mu\text{m}$) est peu significative, les stries d'usinage étant orientées dans le plan des contraintes.

Nous avons alors constaté (fig. 11) l'apparition dans la proportion de 30 % de ruptures survenues après amorçage de fissures de fatigue à partir d'inclusions non métalliques de type oxyde globulaires (fig. 12).

Nous remarquons de plus que :

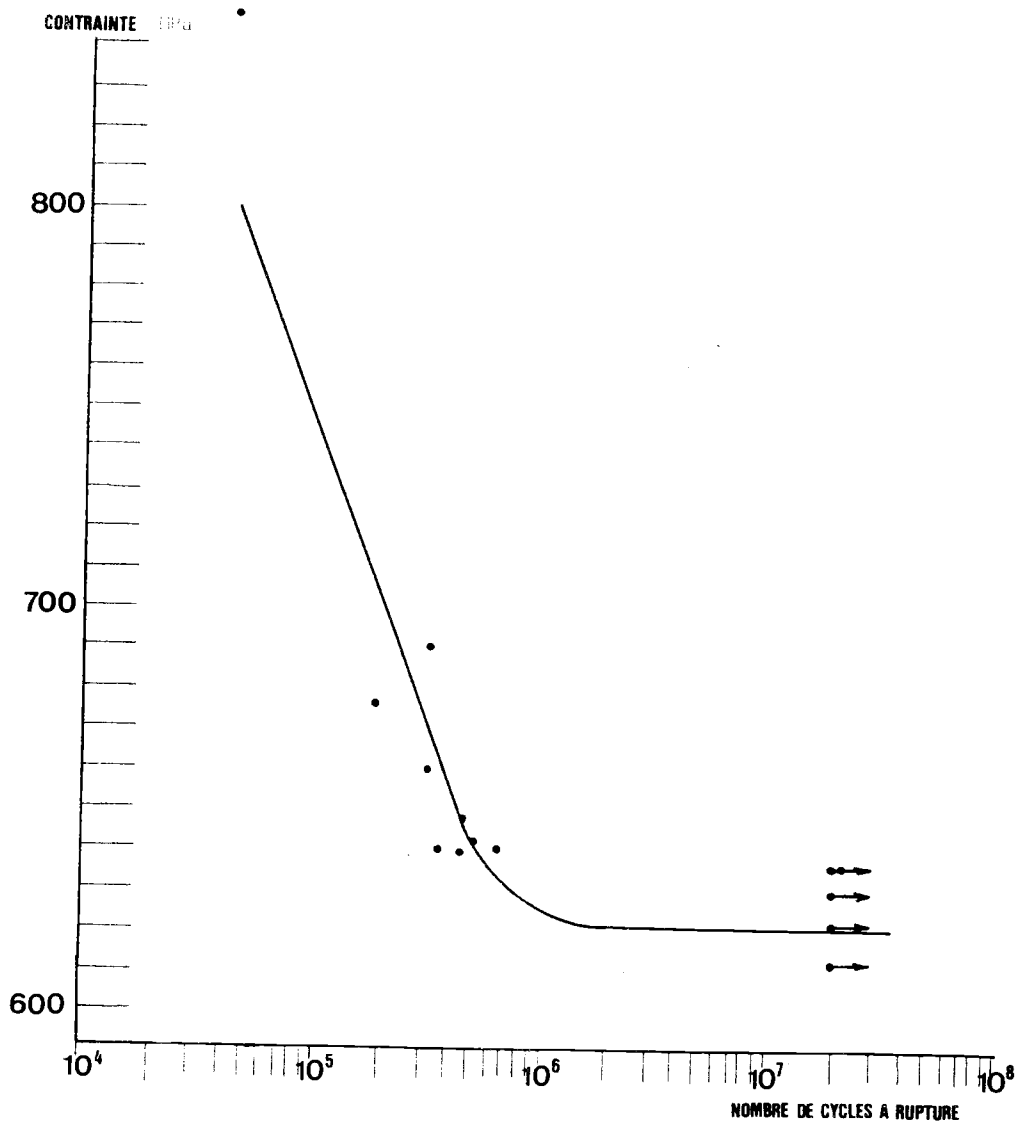


Figure 5 : courbe de Wöhler
 Nuance 56 SC 7
 Etat de surface brut de tournage
 rugosité Ra = 4.7 μm

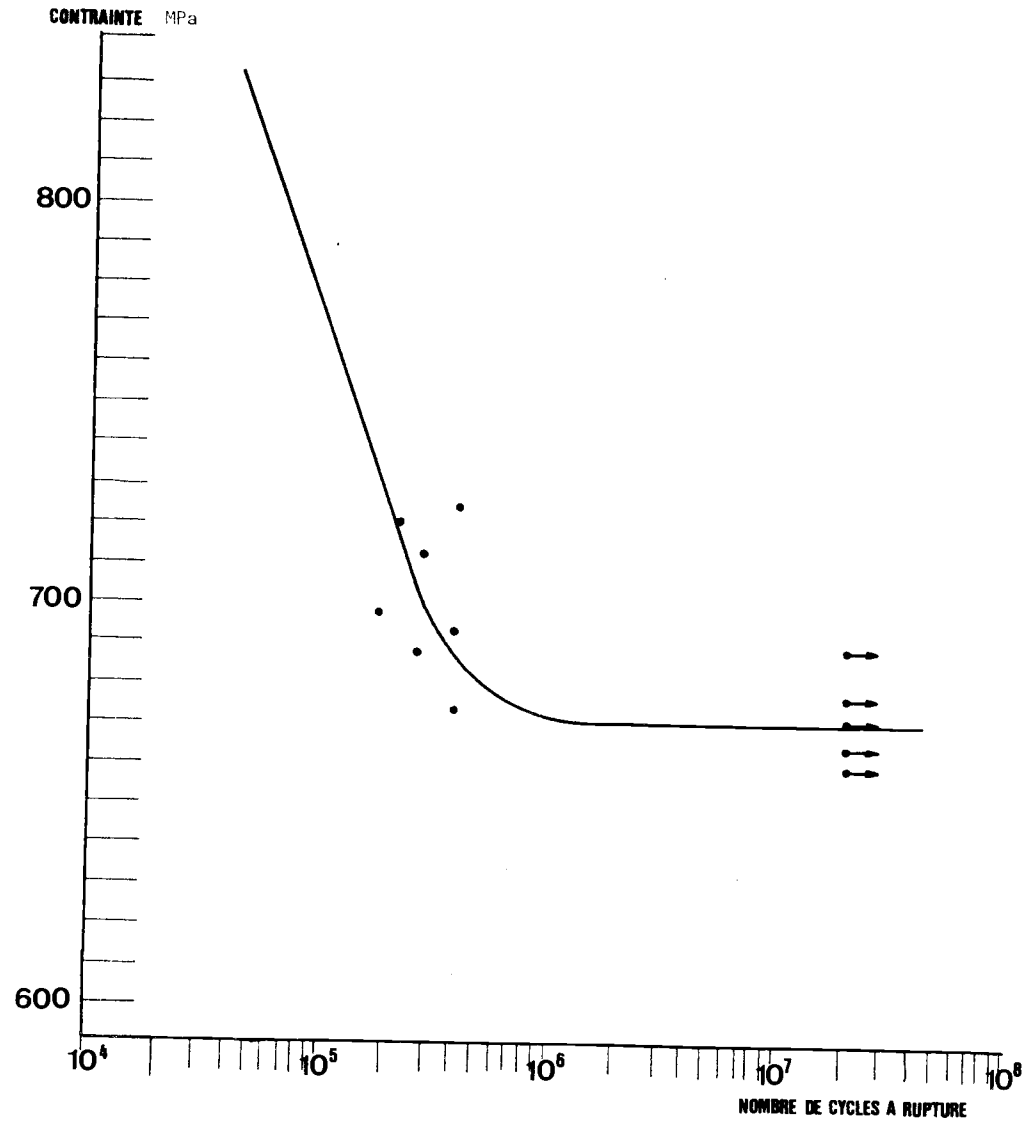


Figure 6 : courbe de Wöhler
 Nuance : 56 SC 7
 Etat de surface brut de rectification cylindrique
 Rugosité Ra = 1.1 μm

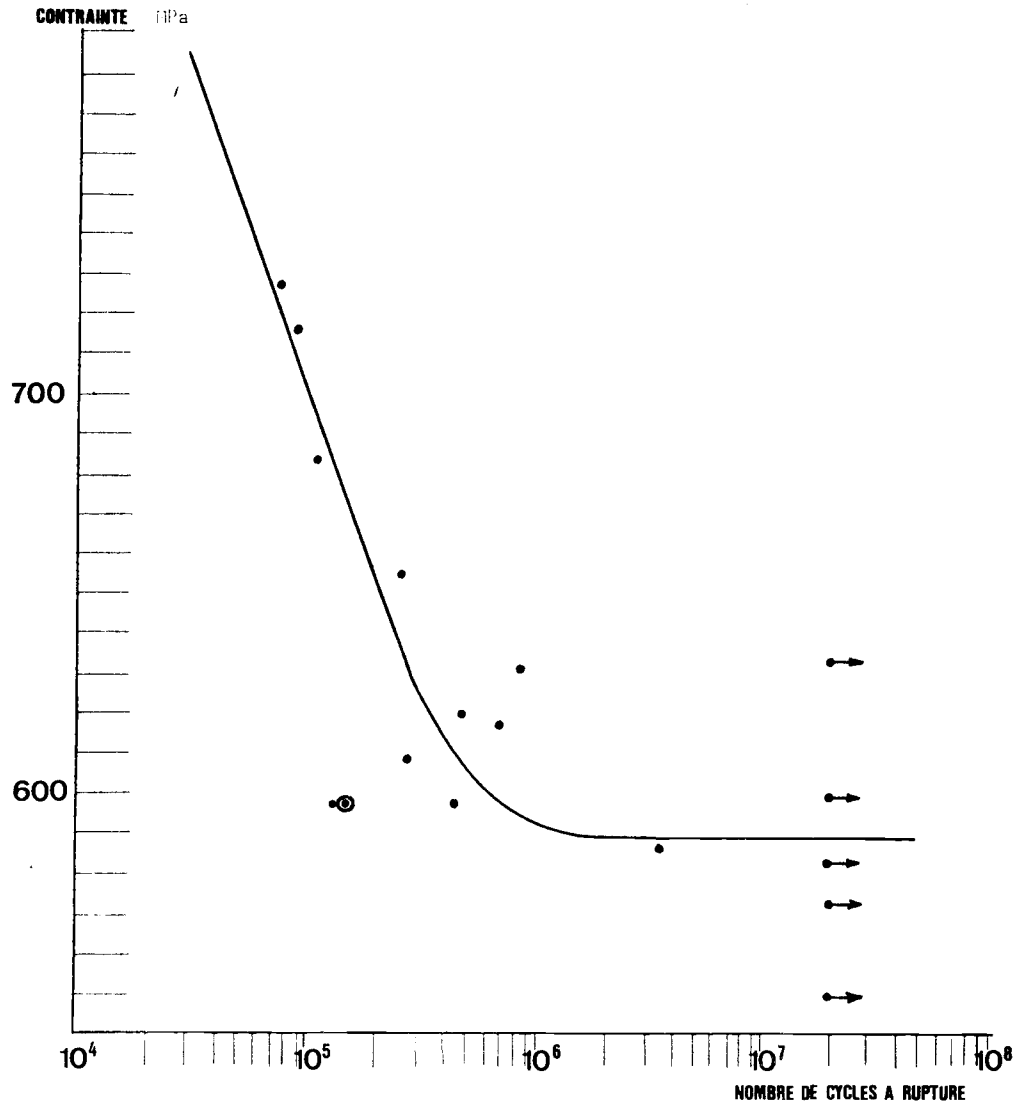


Figure 7 : courbe de Wöhler
 Nuance : 50 CV 4
 Etat de surface : brut de tournage
 Rugosité Ra = 4.3 μm
 Ⓞ rupture à partir d'inclusion globulaire

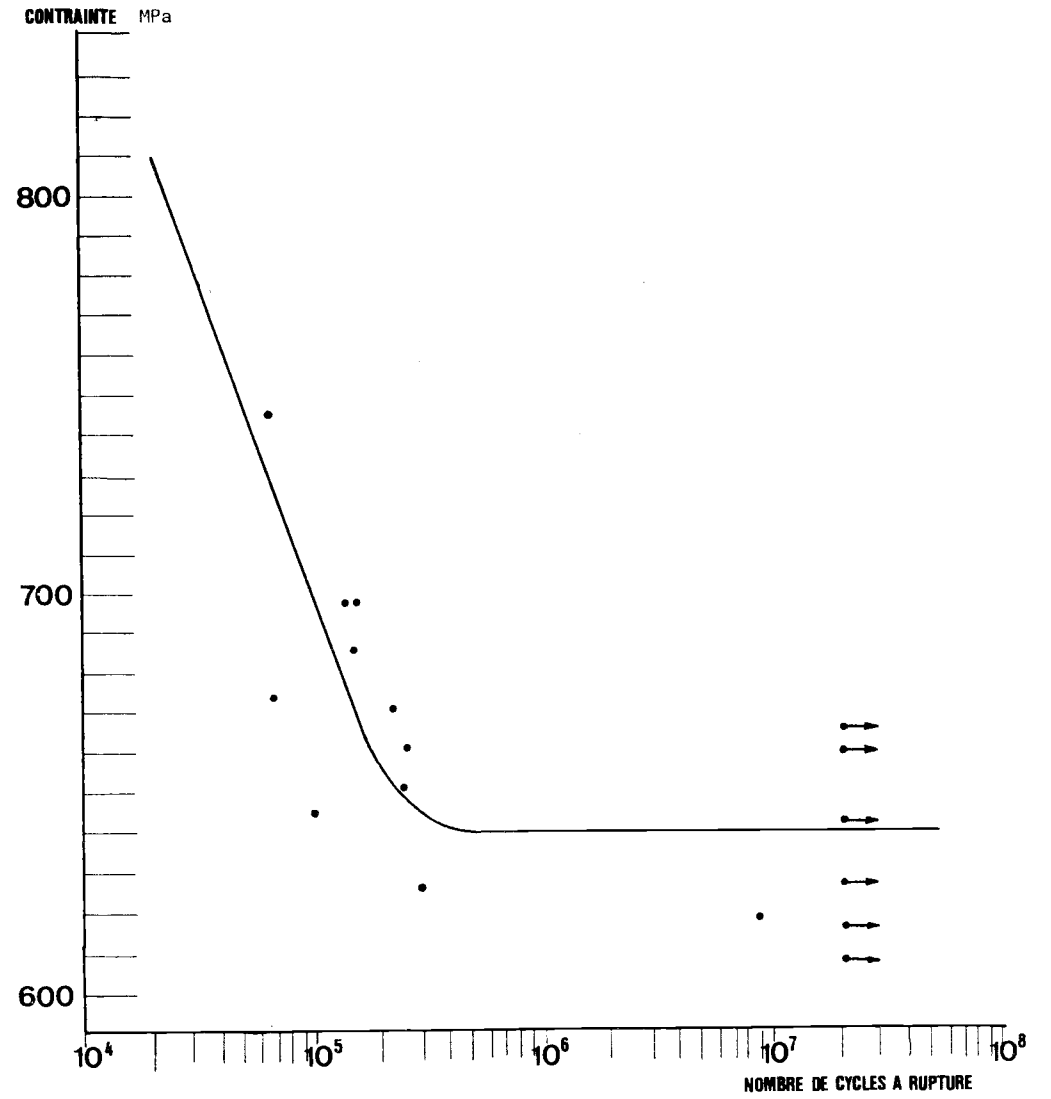


Figure 8 : courbe de Wöhler
 Nuance 50 CV 4
 Etat de surface brut de rectification cylindrique
 Rugosité Ra : 1.4 μm

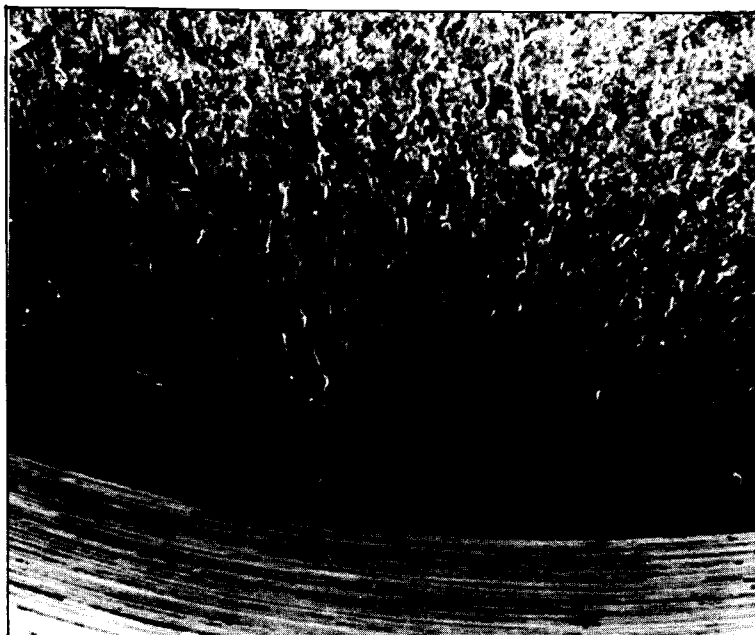


FIGURE 9 -amorçage à partir d'inclusion globulaire
éprouvette tournée
grossissement = 50

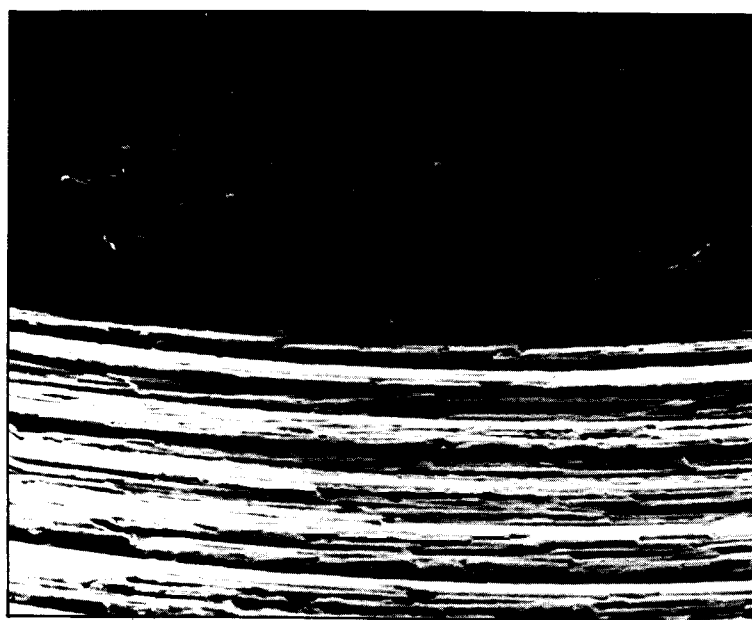


FIGURE 10 -amorçage à partir de strie de tournage
grossissement = 100

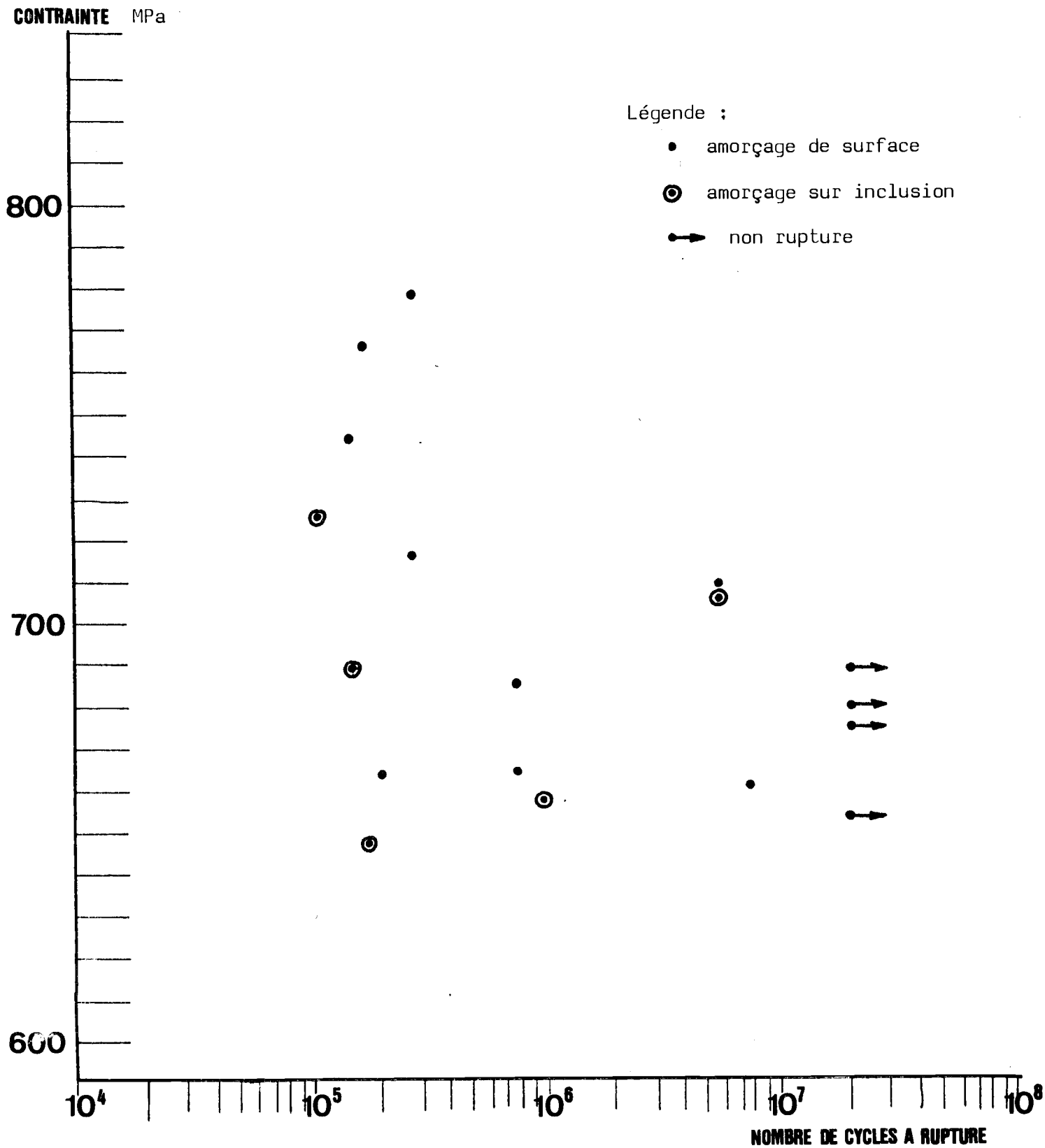


Figure 11

Nuance 50 CV 4

Etat de surface brut de rectification longitudinale

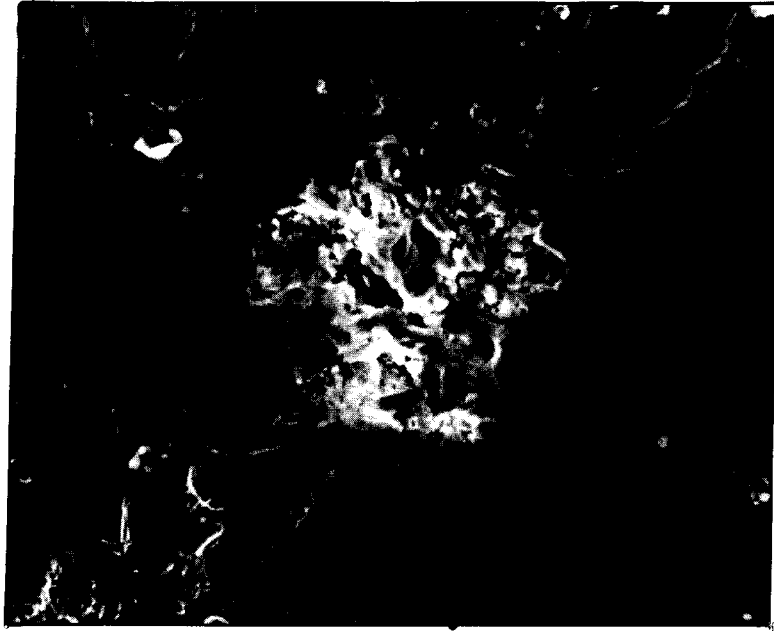
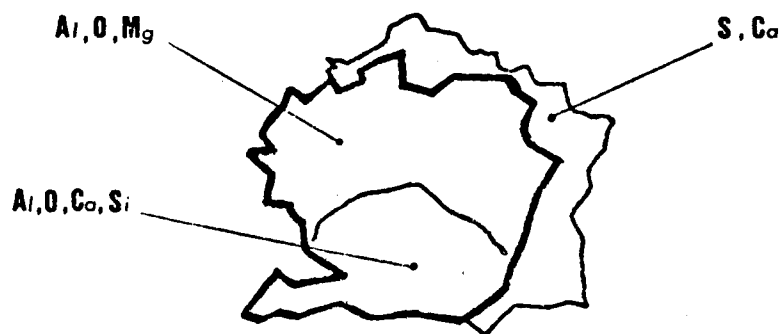


Figure 12 : amorçage à partir d'inclusion globulaire
de type silico aluminat de chaux
Grossissement = 500



Les durées de vie atteintes sont globalement supérieures à celles des éprouvettes usinées par les procédés conventionnels et la dispersion des résultats est cependant beaucoup plus importante que lors des précédents essais et rend impossible le tracé d'une courbe de Wöhler significative.

Ces résultats obtenus sur éprouvettes rectifiées longitudinalement permettent de situer davantage la position de nocivité des inclusions dans le contexte des aciers à ressorts.

Il est clair que l'état de surface est prépondérant dans les phénomènes d'amorçage des fissures de fatigue et que, seule la suppression totale des défauts de surface peut reporter le site d'amorçage préférentiel vers une inclusion non métallique située en sous-couche, en général très proche de la surface.

Ces résultats pourraient sembler en contradiction avec les examens de ruptures avec amorçages internes que nous avons évoqués dans le chapitre précédent. Il est important de souligner les différences entre les deux types d'essai notamment en ce qui concerne la dureté obtenue après traitement (44 HRC sur nos éprouvettes contre 48 HRC sur les barres stabilisatrices examinées) et la gamme des contraintes d'essai.

Dans des conditions identiques, même si la quantité de matière sollicitée au dessus de la contrainte critique d'amorçage sur inclusions est bien inférieure pour nos éprouvettes à celle des pièces réelles (effet d'échelle), ce qui modifie sensiblement le concept (σ, d) de nocivité utilisé précédemment (cf.fig.13), nous pensons que nos résultats sont extrapolables aux cas réels et que, compte-tenu de l'état de surface de ces pièces les ruptures sur inclusions ne peuvent être qu'exceptionnelles.

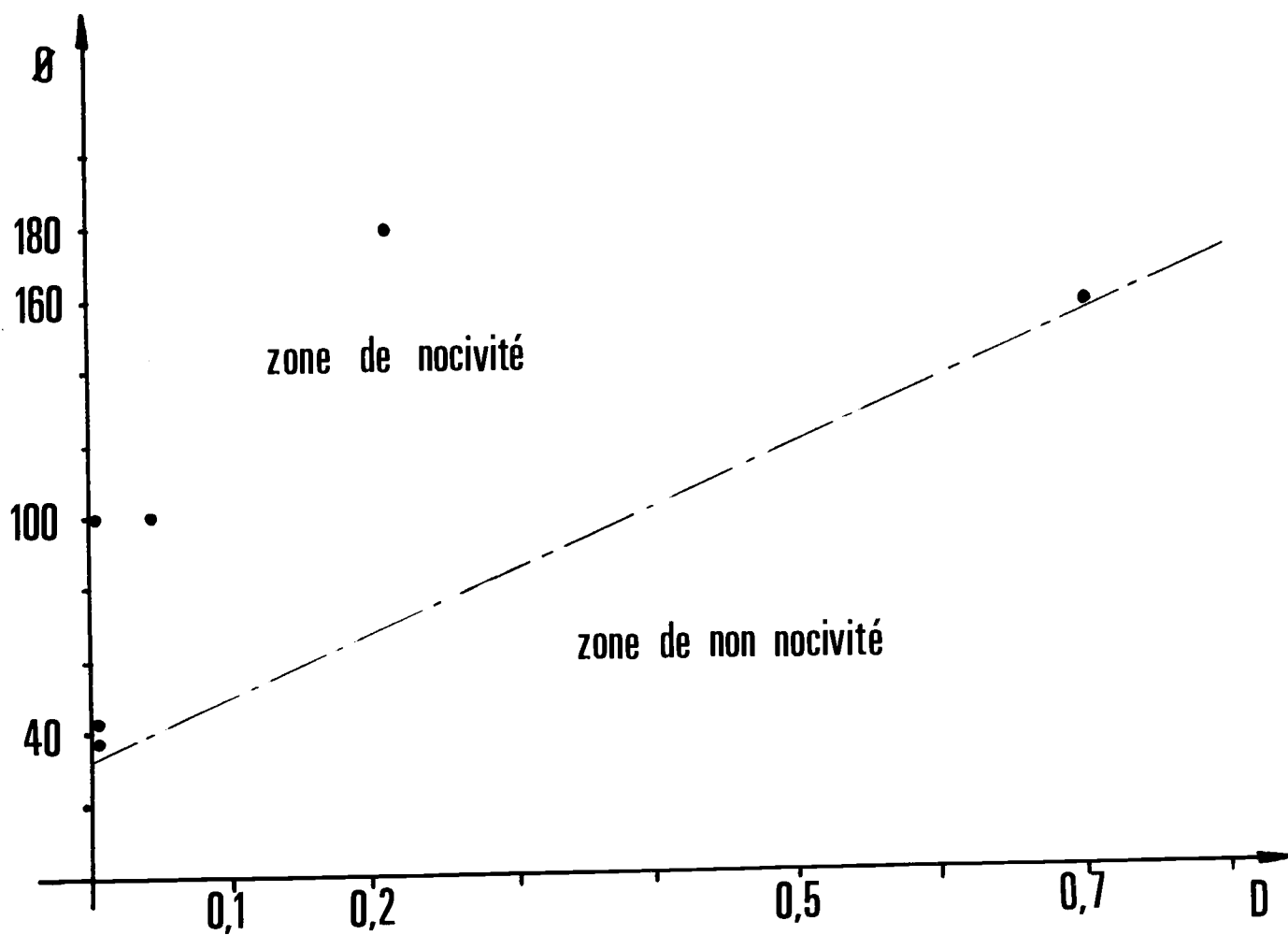


Figure 13 : représentation graphique de la nocivité des inclusions

D : distance du bord de l'inclusion à la surface en mm

\varnothing : diamètre moyen de l'inclusion en μm

C'est en particulier le cas des ressorts à lames, traités autour de 44-46 HRc. Au-delà de cette dureté il est malheureusement difficile d'extrapoler. L'influence de la dureté après traitement sur la probabilité d'amorçage sur inclusions pourrait faire l'objet d'une intéressante étude spécifique.

3. RESULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE A L'ETAT GRENAILLE

3.1. Préambule

Il apparaît toujours très difficile de définir l'état de surface d'une pièce grenailée et de relier cet état à une limite d'endurance du matériau. En effet, deux états de surface identiques au sens des mesures de rugosité peuvent correspondre à des histoires fort différentes des ressorts. En particulier, le relevé final de rugosité ne permet pas la prise en compte de l'état de surface initial de la pièce avant grenailage.

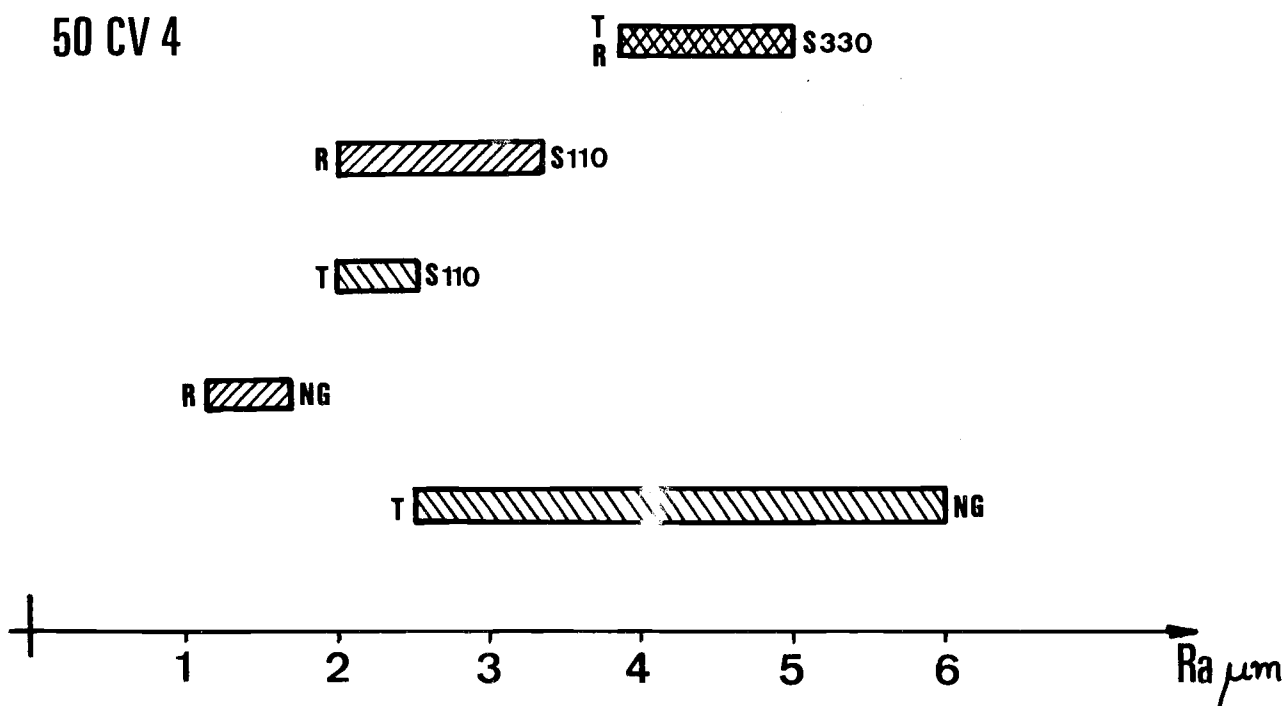
Comme la sophistication des procédés d'usinage destinés à l'obtention de faibles rugosités (rectification, galetage ou opérations de super finition) est un élément important du prix de revient, l'intérêt réel de telles opérations est important à connaître.

Nous avons choisi de suivre l'influence de cet état de surface initial en procédant à un grenailage de précontrainte sur des séries d'éprouvettes identiques à celles étudiées précédemment.

De plus il nous a paru utile d'observer les modifications induites sur la surface par l'opération de grenailage lorsque l'on en fait varier les conditions opératoires et la résultante de cette variation sur le comportement du matériau en fatigue.

3.2. Influence du grenailage sur l'état de surface

Les mesures de rugosité sont regroupées dans le tableau 1 et fig. 14.



Légende :

usinage  grenailage

56 SC 7

T tournage NG non grenailé

R rectification S110 intensité Almen 0.36 mm

S330 intensité Almen 0.61 mm

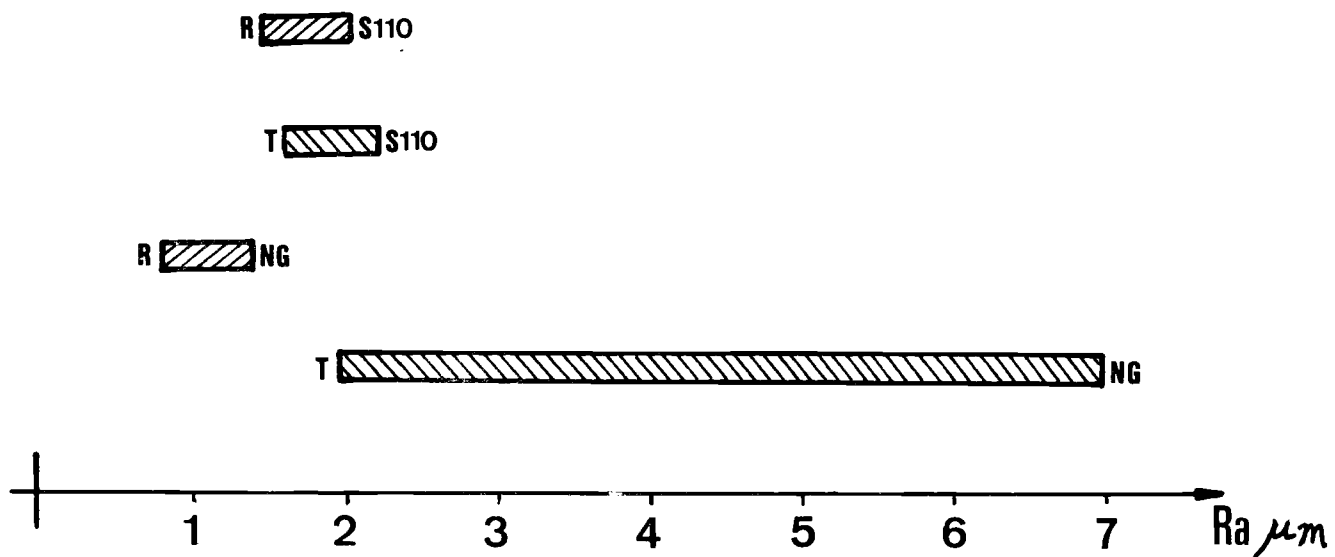


Fig.14 - Modification par grenailage des rugosités de surface

Nous constatons dans un premier temps un comportement différent des deux nuances d'acier (rugosités mesurées, après grenailages identiques, supérieures pour le 50 CV 4). Ce résultat peut mettre en doute la reproductibilité du grenailage. Toutefois, pour chaque nuance prise séparément, le comportement face au grenailage reste similaire. (La comparaison des courbes de Wöhler, pour une nuance donnée, sera donc significative).

En particulier, nous signalerons les remarques suivantes : (cf. fig. 14).

- le grenailage contribue, quel que soit l'état de surface initial, à un nivellement des valeurs de rugosité tant en valeur moyenne qu'au niveau de la dispersion.
- l'augmentation de l'intensité de grenailage (autrement dit dans notre cas, l'augmentation du diamètre des projectiles) conduit à une importante détérioration de la rugosité.
- le grenailage équilibre les valeurs de rugosité longitudinale et rugosité transversale (tableau 1 page 42).

Les observations en microscopie à balayage des surfaces grenillées permettent de relier les mesures de rugosité précédentes à la présence d'aspérités de surface issues du martelage des impacts de grenaille sur les surfaces usinées (cf. fig. 15 à 18).

Ces aspérités apparaissent d'autant plus importantes que l'intensité du grenailage est forte. Au cours de nos examens il ne nous a pas été possible de déceler de différence sensible entre les surfaces issues d'un état initial tourné et celles issues d'un état rectifié, ni entre les deux nuances étudiées.

Le grenailage des surfaces laisse donc apparaître un écrasement des aspérités un nivelage de la surface (uniforme globalement) et l'apparition de micro "écaillés" constituées par des replis locaux du métal sous l'effet des chocs répétés (fig. 19 et 20).

COMPARAISON DES SURFACES GRENAILLEES SELON L'INTENSITE DE GRENAILLAGE



Figure 15
Grenaille S 110 - Incidence rasante
Grossissement = 200

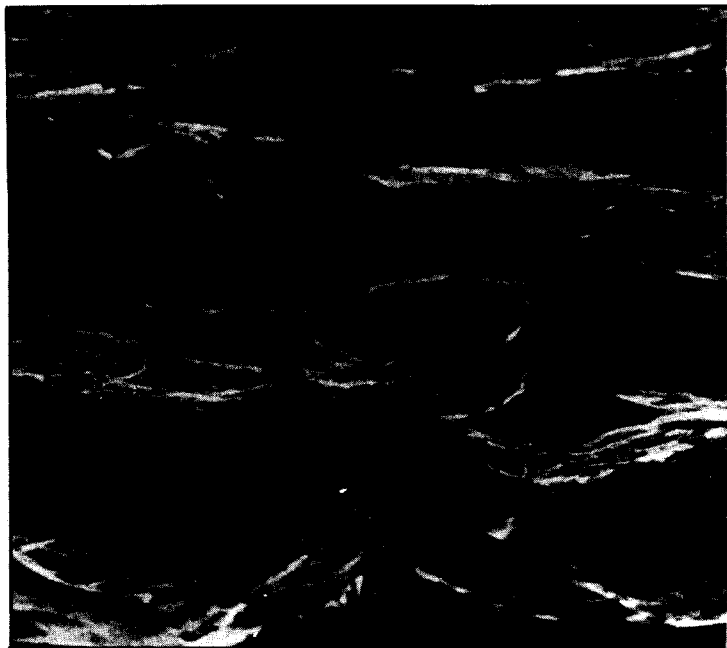


Figure 16
Grenaille S 330 - Incidence rasante
Grossissement = 200

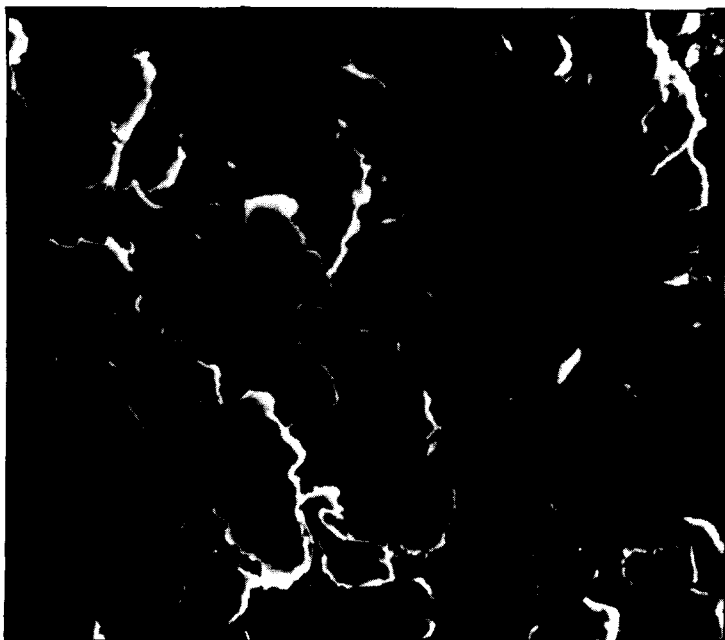


Figure 17
Grenaille S 110 - Incidence normale
Grossissement = 200



Figure 18
Grenaille S 330 - Incidence normale
Grossissement = 200

MICRO ECAILLES SUR SURFACES GRENAILLÉES

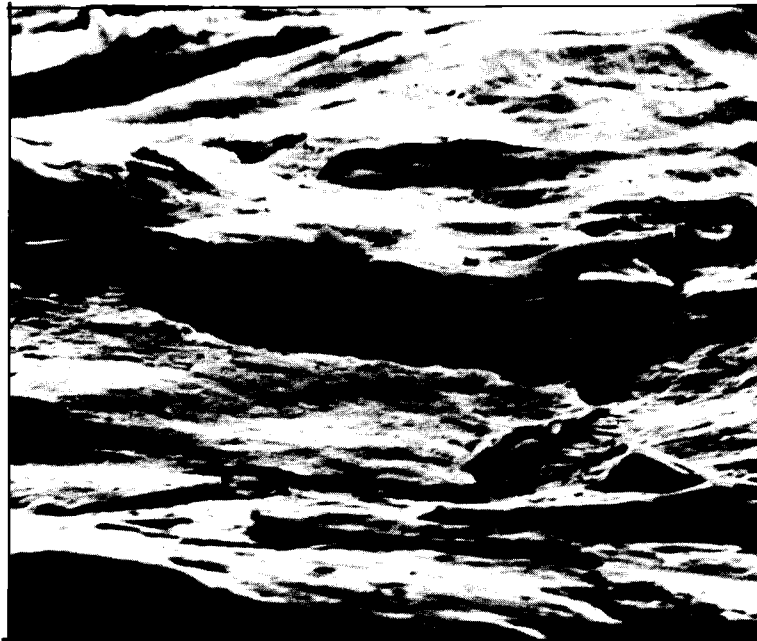


Figure 19 - Grossissement = 800



Figure 20 - Grossissement = 800

3.3. Influence de l'état de surface avant grenailage

Les figures 21 à 24 regroupent les résultats des essais de fatigue réalisés à partir d'états de surface initiaux différents pour un même grenailage (grenaille S 110 intensité 0.36 mm A 2).

Ces essais nous ont permis de constater que :

- a) l'opération finale de shot peening procure au matériau à la fois une amélioration élevée de l'endurance (de 15 à 20 % selon l'état de surface initial) et un gain important de tenue en endurance dans le domaine des hautes contraintes.
- b) cette amélioration ne dépend pas de la nuance d'acier, aussi les différences de comportement du 56 SC 7 et du 50 CV 4 déjà remarquées se retrouvent-elles dans la même proportion à l'état grenailé.
- c) ce grenailage laisse subsister une influence de l'état de surface initial sur la tenue en service à l'état grenailé.
- d) les amorçages de fissures se localisent à partir du fond des micro-écailles que nous avons observées en examinant les surfaces grenillées (fig.27).

3.4. Influence de l'intensité de grenailage

Des essais effectués sur la nuance 50 CV 4 avec un grenailage plus intense (grenaille S 330 flèche Almen = 0.61 mm A2) permettent d'observer (fig.25 et 26) que lorsque l'on procède à une augmentation de l'intensité de grenailage on constate une disparition de la mémoire de l'état de surface initial. Le comportement en fatigue devient indépendant de ce dernier paramètre.

N.B.- notons que nous n'avons rencontré aucun amorçage à partir d'inclusions pour nos séries d'éprouvettes grenillées aussi une explication de la nocivité des inclusions fondée uniquement sur l'amélioration de l'état de surface est mise en défaut.

4. INFLUENCE DES CONTRAINTES RESIDUELLES

Les moyens d'investigation à notre disposition nous ont seulement permis d'observer les modifications superficielles induites par le grenailage sur le plan géométrique. Or nous avons vu (chapitre I) que l'influence du grenailage se manifeste selon trois schémas distincts :

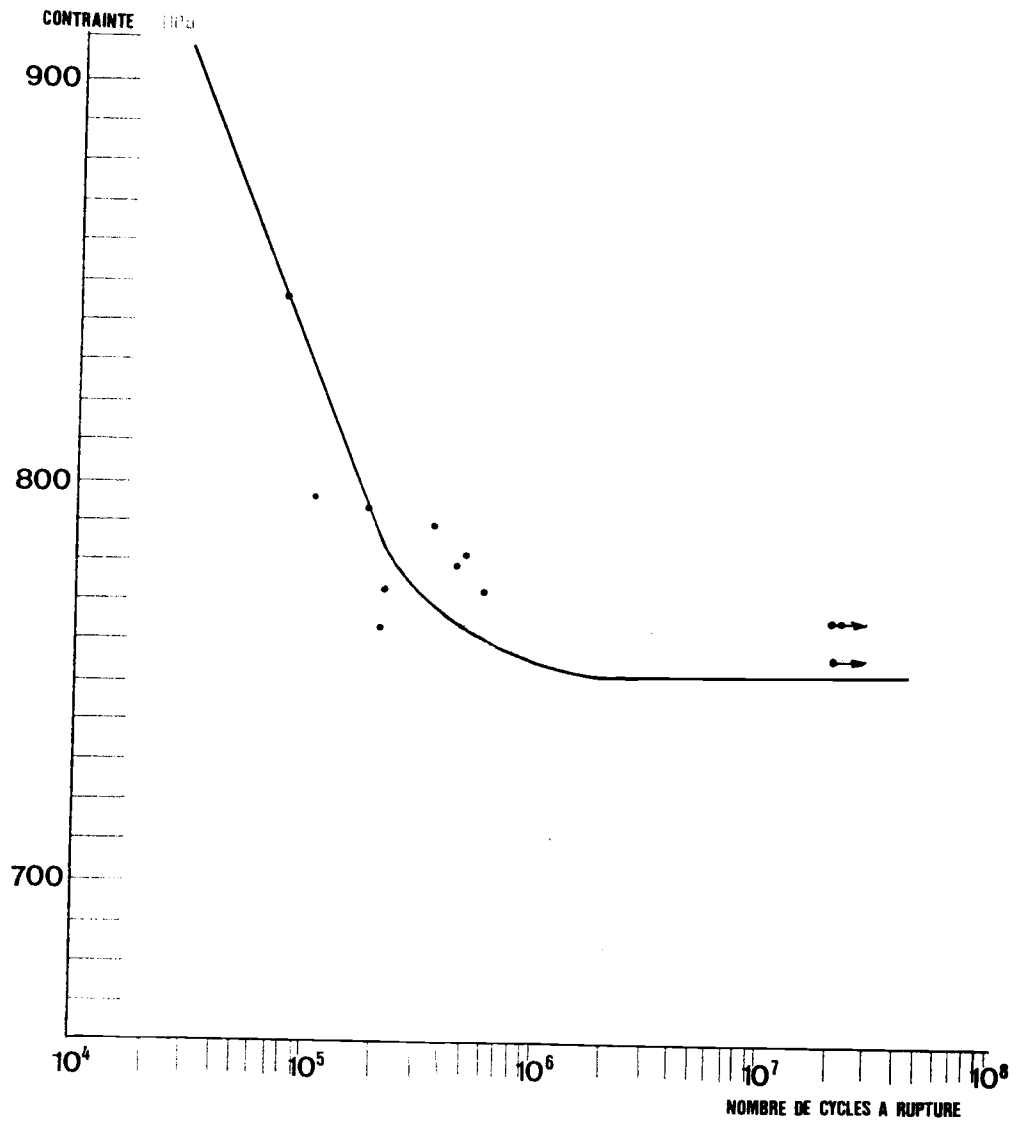


Figure 21 : courbe de Söhler

Nuance : 56 SC 7

Etat de surface obtenu par tournage + grenailage S 110 (flèche Almen = 0,36 mm A2)

Ra = 1,7 μm

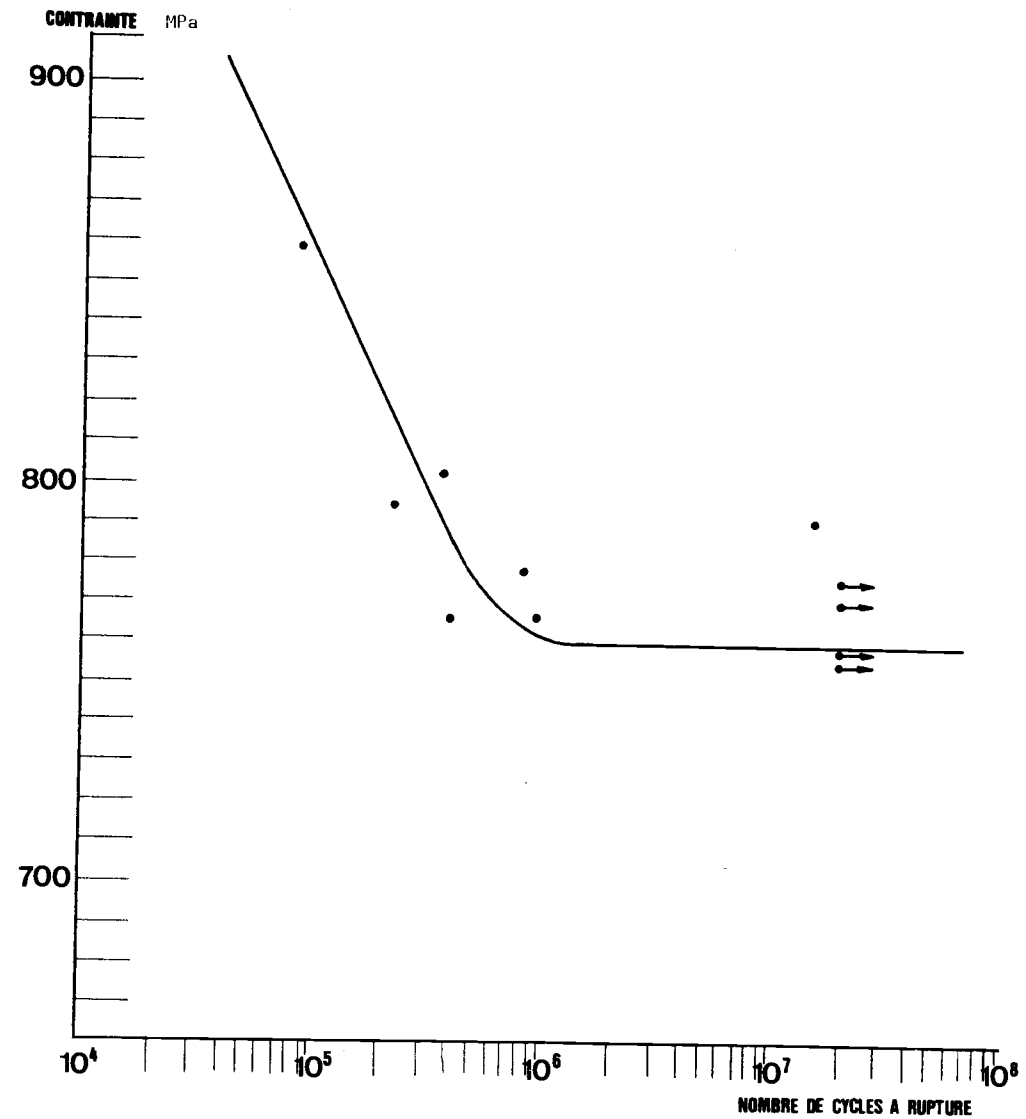


Figure 22 : courbe de Wöhler

Nuance : 56 SC 7

Etat de surface obtenu par rectification cylindrique + grenailage S 110 (0,36 mm A2)

Ra = 1,8 μm

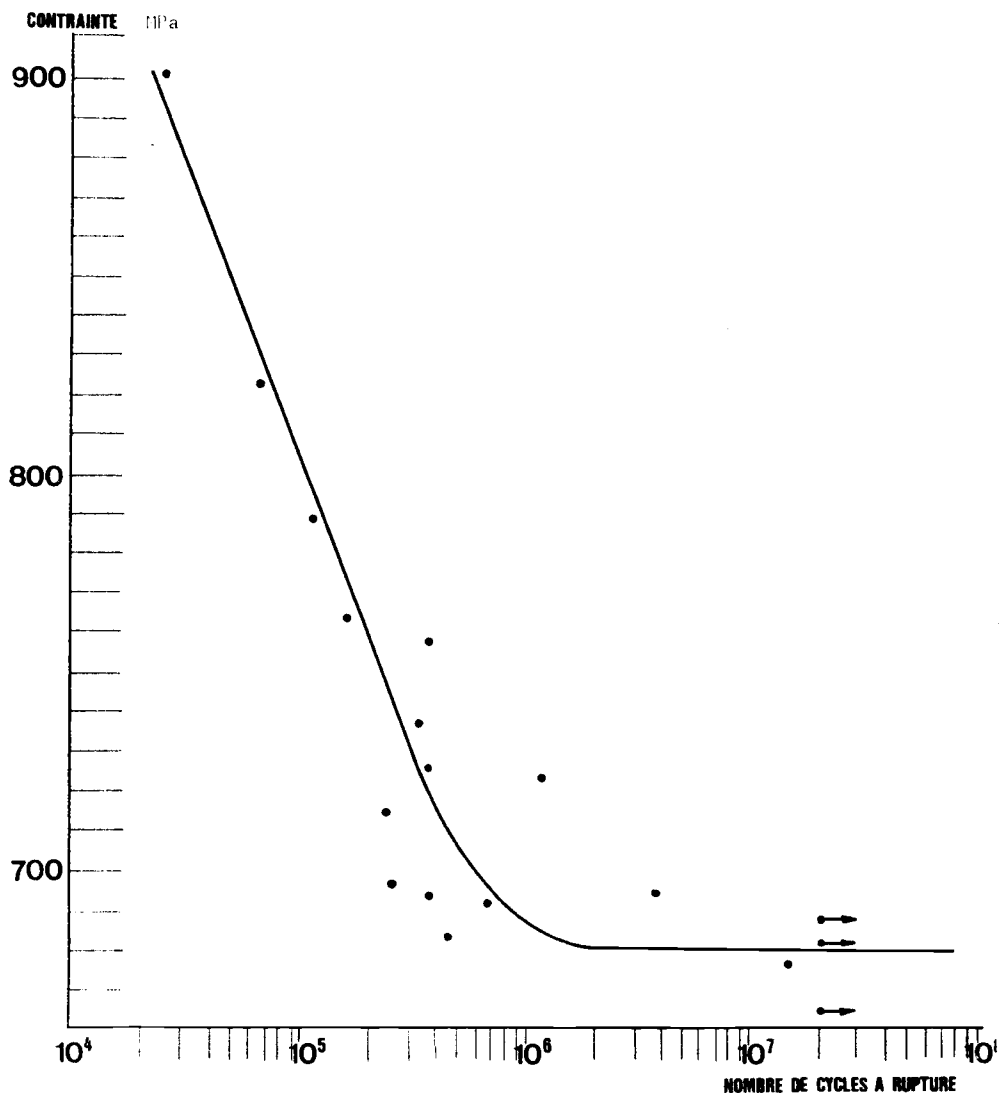


Figure 23 : courbe de Wöhler

Nuance : 50 CV 4

Etat de surface obtenu par tournage + grenailage S 110 (0.36 mm A2)

Rugosité Ra = 2.2 μ m

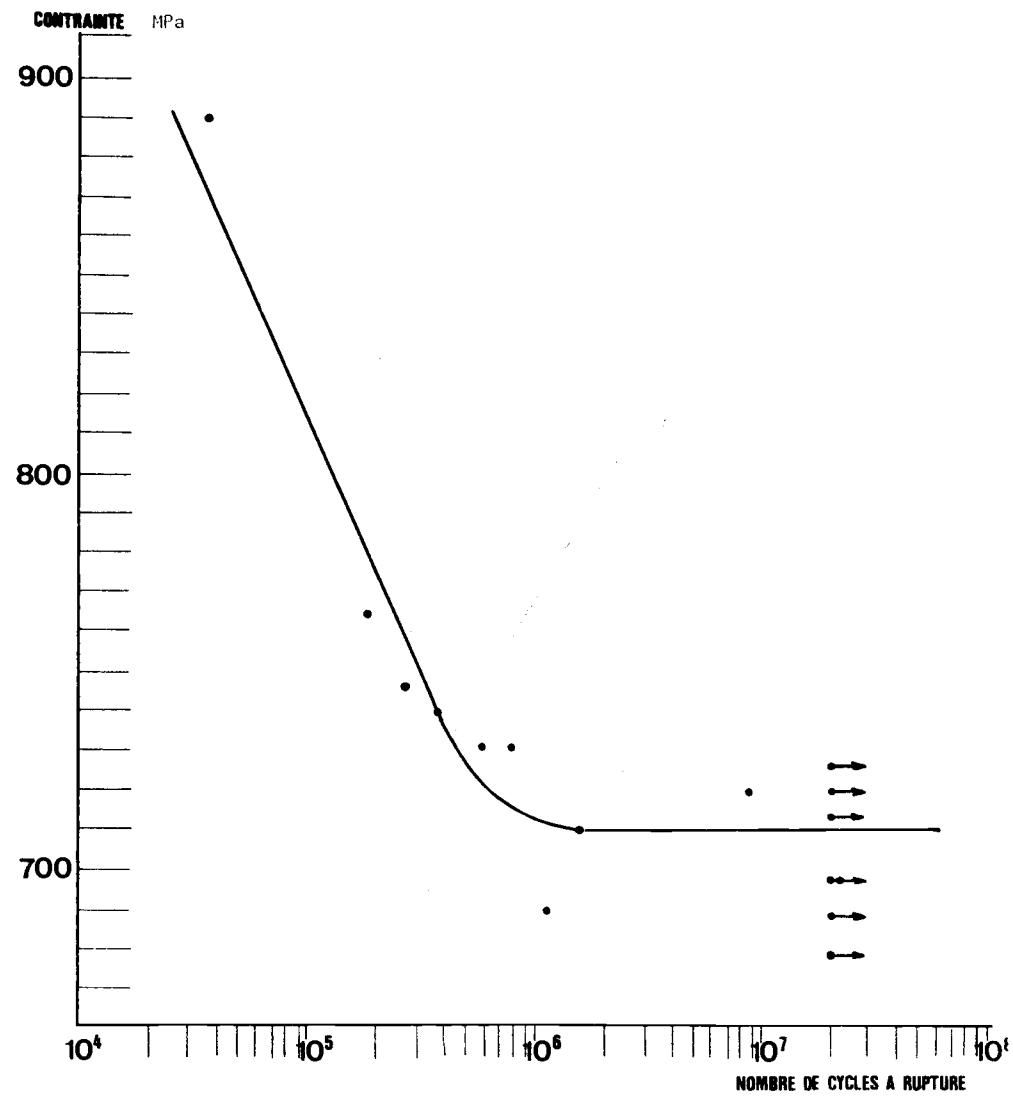


Figure 24 : courbe de Wöhler

Nuance : 50 CV 4

Etat de surface obtenu par rectification cylindrique + grenailage S 110 (0.36 mm A2)

Rugosité Ra = 2.7 μ m

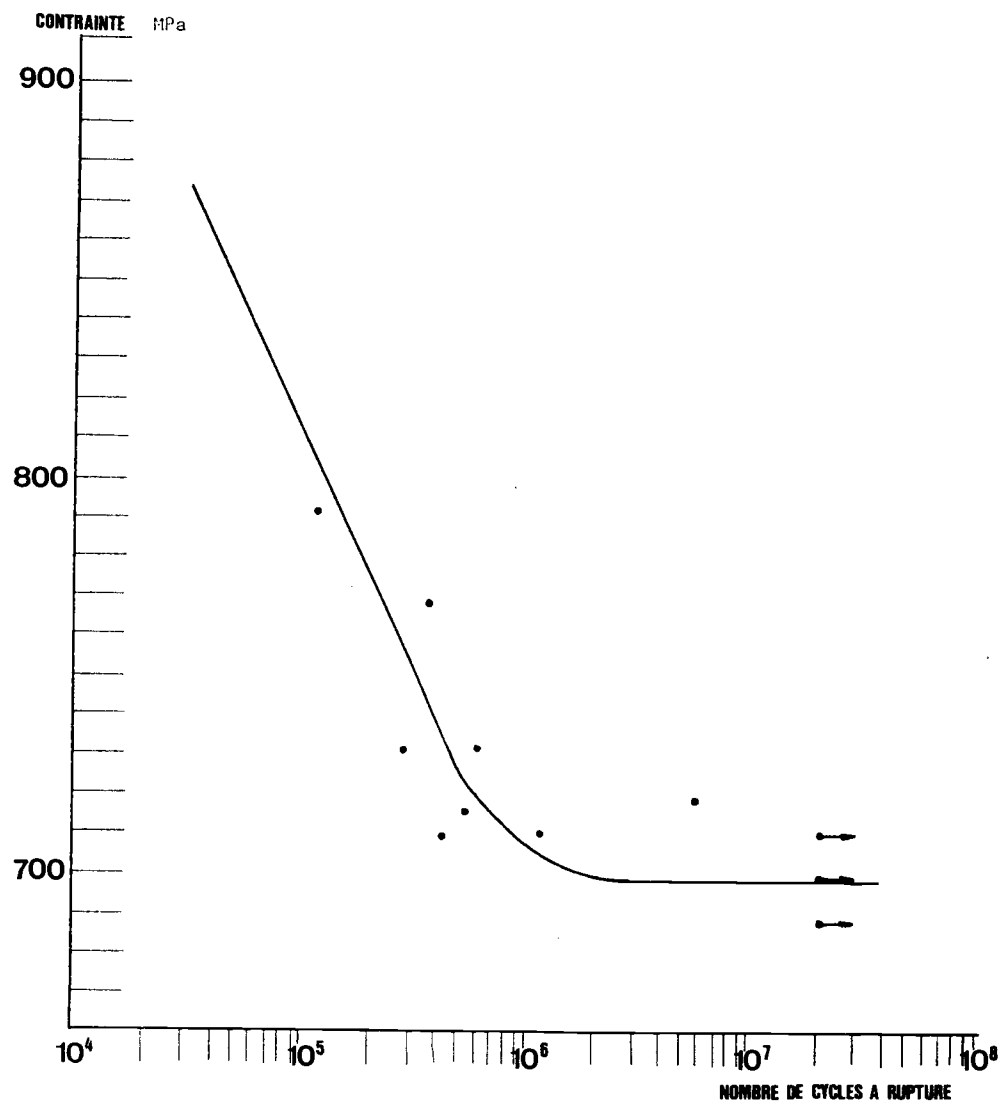


Figure 25 : courbe de Wöhler

Nuance : 50 CV 4

Etat de surface obtenu par tournage + grenailage S 330 (0.61 mm A2)

Rugosité $Ra = 4.4 \mu\text{m}$

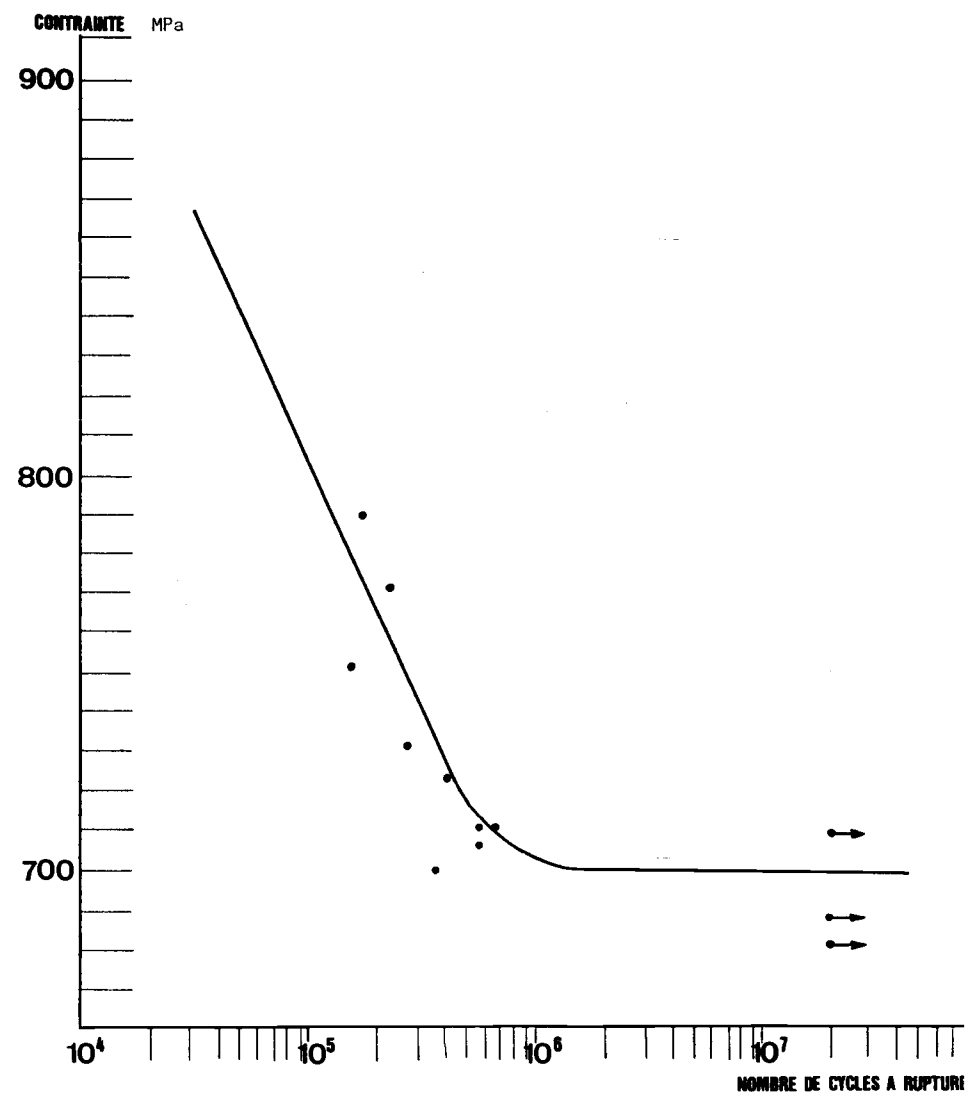


Figure 26 : courbe de Wöhler

Nuance : 50 CV 4

Etat de surface obtenu par rectification + grenailage S 330 (0.61 mm A2)

Rugosité : $Ra = 4.3 \mu\text{m}$

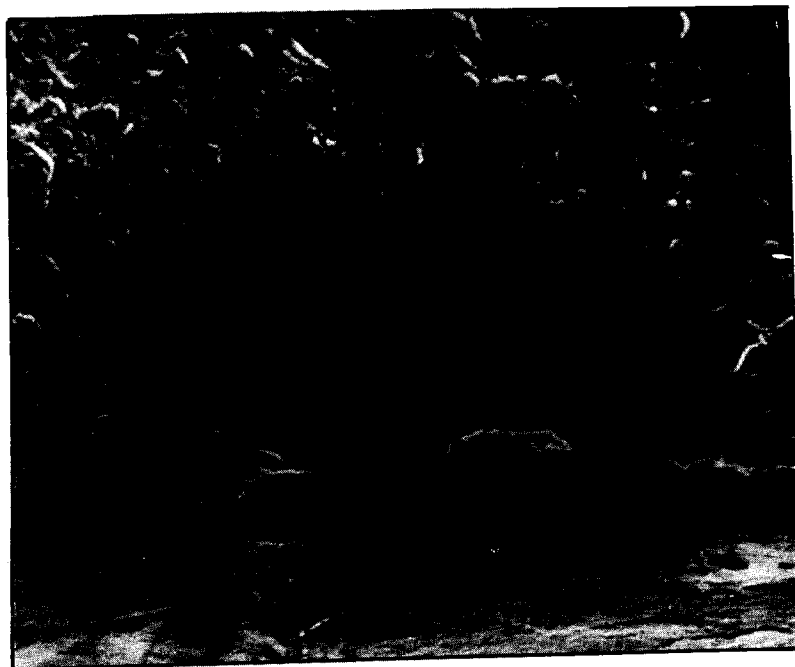


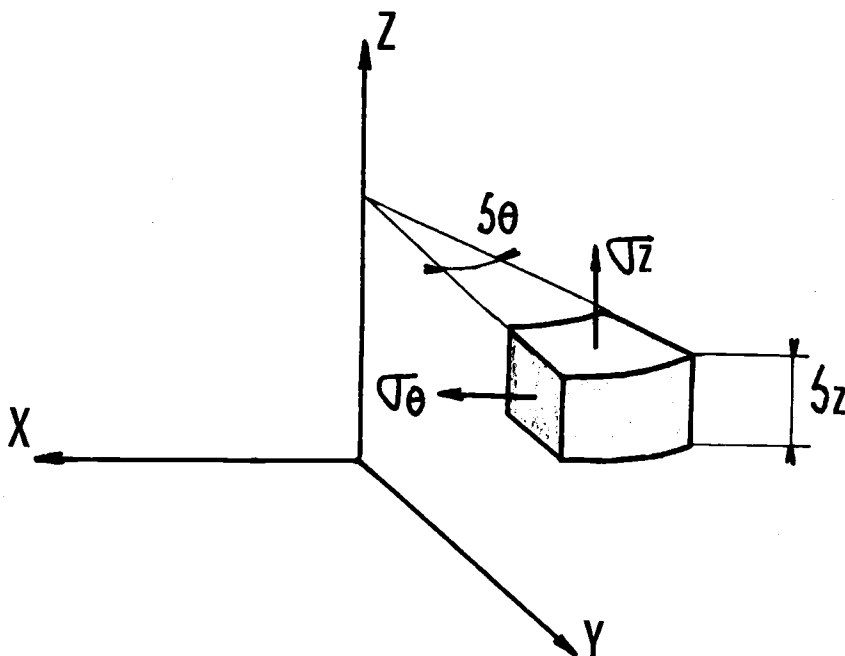
Figure 27 : amorçage type de rupture sur éprouvette
grenillée
grossissement = 500

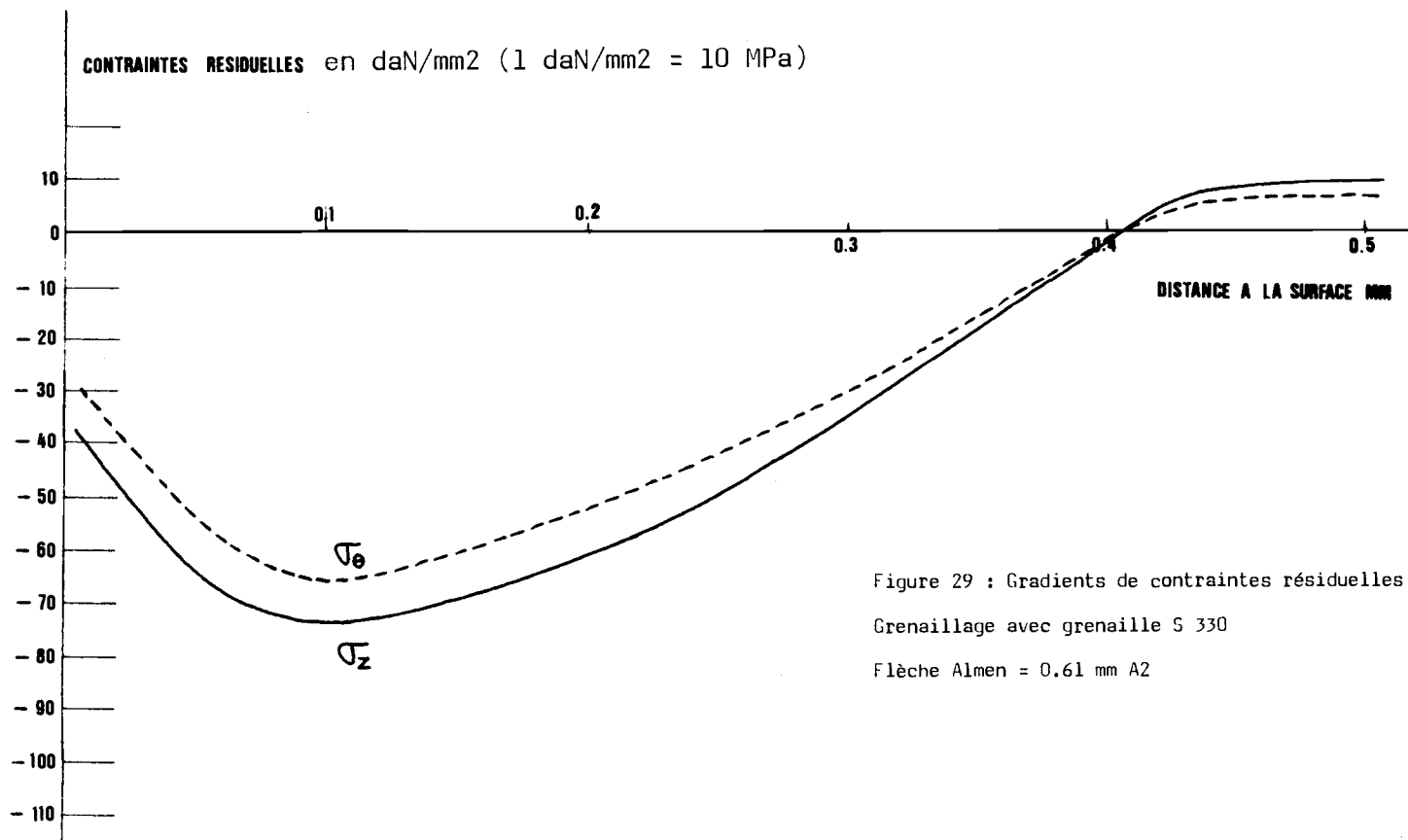
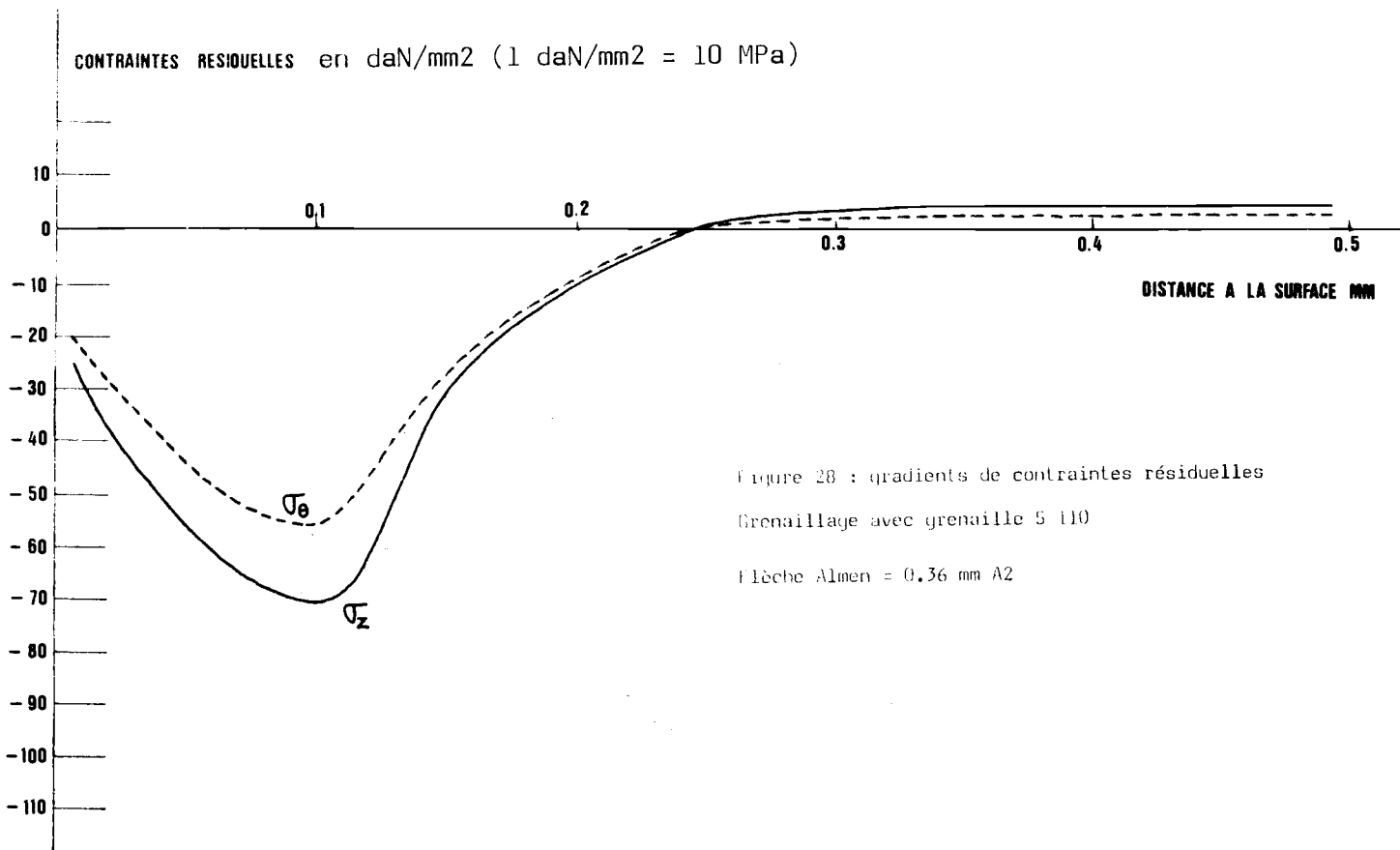
- a) modification de la rugosité superficielle. Ce point a, d'ores et déjà, été étudié
- b) écrouissage des couches proches de la surface. Nous avons vérifié à l'aide de mesures de microdureté sur des coupes micrographiques de nos éprouvettes que cet écrouissage n'est pas sensible sur les matrices martensitiques de nos matériaux.
- c) gradient de contraintes résiduelles de compression induites en surface.

Pour évaluer l'amplitude de ces contraintes résiduelles en fonction du type de grenailage effectué nous avons fait appel aux services d'un laboratoire spécialisé (INSA Lyon).

Cette mesure a été effectuée à partir d'éprouvettes de \varnothing 10 mm en 56 SC 7, grenillées par nos soins dans des conditions identiques à celles de nos éprouvettes d'essai.

La méthode utilisée est celle de Sachs (39). Cette méthode, destructive (usinage chimique) autorise une détermination rapide et précise du champ de contraintes résiduelles à l'intérieur de pièces cylindriques. Elle peut prendre en compte à la fois les contraintes tangentielles σ_{θ} et les contraintes axiales σ_z selon schéma ci-dessous.





Les résultats obtenus sont présentés sur les courbes fig. 28 et 29.

Nous remarquons que :

- a) l'amplitude de la contrainte maximale de compression n'est que peu modifiée par l'augmentation de l'intensité de grenailage. Nous vérifions que cette amplitude correspond sensiblement à une caractéristique intrinsèque du matériau évaluable à la moitié de la limite élastique.
- b) la position de la zone de contraintes résiduelles maximale n'est pas modifiée sensiblement (0.1 mm de profondeur).
- c) en revanche, la différence fondamentale entre les deux types de grenailage résulte dans la profondeur de métal perturbée par l'action mécanique du grenailage. L'augmentation de l'intensité Almen de 0.36 à 0.51 mmA² déplace la limite du domaine de contraintes de compression de 0.25 à 0.4 mm.

Il est bien entendu que ces courbes reflètent une image figée des contraintes résiduelles. Nous examinerons dans le chapitre IV le rôle que peuvent jouer ces contraintes au cours de l'essai de fatigue.

5. INFLUENCE DE LA DECARBURATION SUPERFICIELLE

5.1. Procédure expérimentale

Nous avons vu que la décarburation superficielle reste le paramètre le plus controversé quant à son rôle exact dans la tenue en fatigue des ressorts.

L'étude de l'influence de la décarburation sur l'endurance d'aciers à ressorts à partir d'éprouvettes de fatigue pose un certain nombre de problèmes :

- la cinétique de décarburation de l'acier obéit à des lois indépendantes des dimensions de la pièce: aussi est-il rigoureusement impossible de reproduire à l'échelle des éprouvettes le phénomène tel qu'on le rencontre sur les pièces réelles.
- la décarburation reste un phénomène accidentel. Les mouvements de convection de l'atmosphère à l'intérieur du four, les différences locales de température et la loi de refroidissement des aciers après laminage peuvent affecter dans des proportions difficiles à évaluer l'homogénéité du gradient de carbone en surface.

L'utilisation d'éprouvettes de type toroïdal où la zone de contrainte maximale est limitée en dimension doit inciter à soigner dans la mesure du possible l'homogénéité de ce gradient.

- la décarburation provient d'un maintien prolongé de l'acier à haute température. Cette opération peut entraîner également d'autres phénomènes dont les conséquences néfastes en fatigue sont connues : incrustations de calamine, grossissement exagéré du grain. Nous devons nous attacher dans le choix de notre procédure expérimentale à éviter ce type de défauts.

A défaut de pouvoir reproduire de façon correcte des gradients de décarburation partielle reflétant les conditions de décarburation industrielles, nous avons volontairement orienté notre étude vers l'obtention d'une décarburation importante avec présence de ferrite en surface (décarburation totale). Cette approche du problème doit nous permettre d'exploiter des informations qui, si elles ne sont pas directement en corrélation avec la réalité des problèmes rencontrés sur ressorts, modélisent au moins une situation considérée comme extrême.

A cette fin il nous a fallu mettre au point dans un premier temps un traitement thermique en atmosphère décarburente destiné à créer des décarburations importantes pour des temps suffisamment courts pour éviter un grossissement exagéré du grain austénitique.

Après divers essais en modifiant un à un les paramètres :

- atmosphère (air, air + vapeur d'eau, CO + CO₂)
- température (dans des gammes de 875 à 1000°)
- temps de maintien dans le four (de 30 mn à 4 heures)

et en contrôlant l'homogénéité et la reproductibilité des gradients de décarburation après chaque essai sur des témoins de traitement de Ø 10 mm nous avons opté pour un traitement optimum effectué dans les conditions suivantes :

* austénitisation à 900°C pendant 45 mn

* atmosphère CO/CO₂ avec pressions partielles des gaz vérifiant la relation :

$$\frac{PCO}{PCO_2} = 3$$

N.B. - ce gaz étant très dangereux nécessite l'utilisation d'une torchère de destruction des gaz imbrûlés à l'intérieur du four. Ce traitement thermique autorise une décarburation totale du matériau en surface pour des temps de maintien d'austénitisation inférieurs à une heure.

5.2. Conditions opératoires

Nous nous sommes intéressés uniquement à la nuance 56 SC 7 qui paraît présenter une sensibilité à la décarburation légèrement supérieure à celle du 50 CV 4 (cf. analyse annexe 1).

Nos essais ont été effectués sur quatre séries d'éprouvettes dans les conditions expérimentales suivantes :

1ère série : matériau décarburé sans grenailage ultérieur. Afin d'éliminer l'influence néfaste des oxydes de surface nous avons très légèrement décalaminé les éprouvettes de cette série après traitement thermique grâce à un polissage au papier émeri (grain : 120) effectué au tour manuel.

2ème série : le polissage précédent procurant au matériau une rugosité d'environ 0.8 /^um, il nous a été nécessaire de redéfinir notre référence et de tracer la courbe de fatigue du matériau poli en l'absence de toute décarburation.

Cette courbe a été tracée à partir d'éprouvettes ayant subi le traitement décarburant et dont la couche décarburée (décarburation totale + partielle) a été éliminée entièrement par polissage afin que les paramètres structuraux à coeur (dureté, grosseur de grain) restent bien identiques.

3ème série : matériau décarburé. Le traitement décarburant a été suivi d'un grenailage à l'aide de grenaille S 110 dans des conditions identiques à celles des essais décrits dans le chapitre précédent.

4ème série : idem avec grenaille S 330.

5.3. Détermination des gradients de décarburation

L'appréciation visuelle de la décarburation après coupe micrographique et attaque par réactif chimique (nital 4 %) revêt un caractère subjectif. Nous lui avons préféré la mesure à l'aide de filiations de microdureté perpendiculaires à la surface.

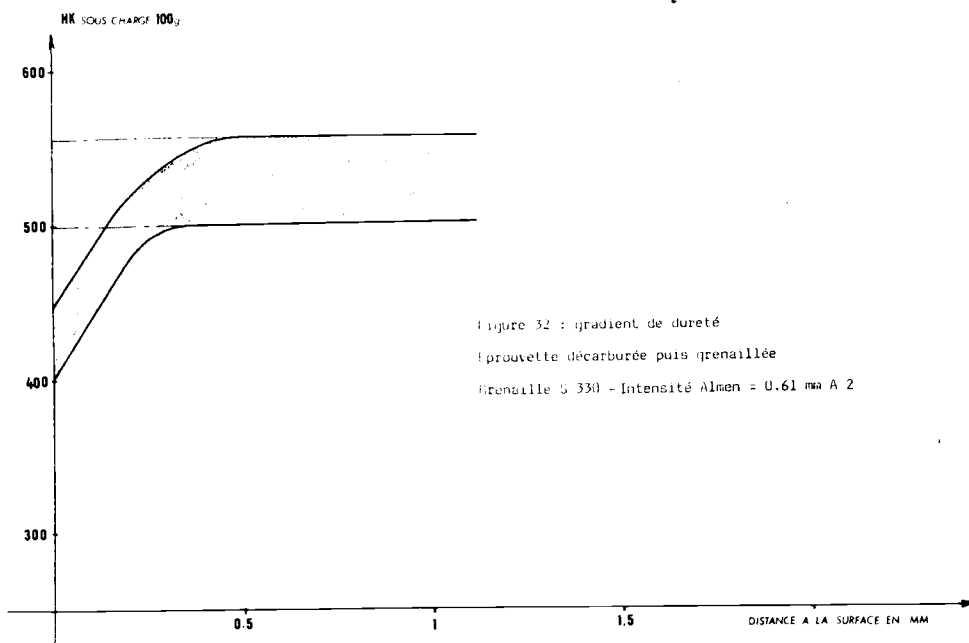
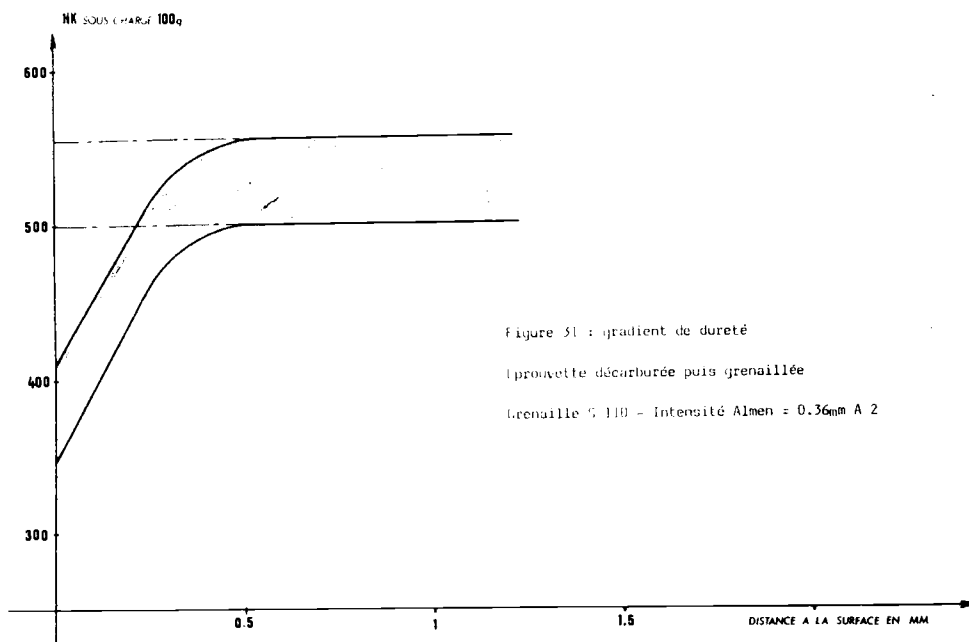
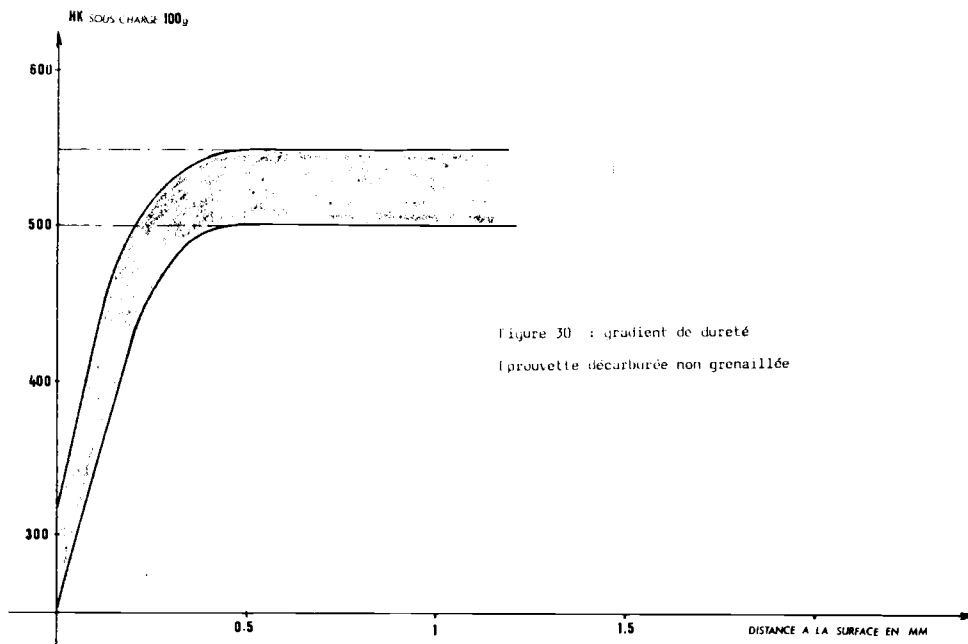
Bien qu'il n'existe aucune correspondance simple entre les valeurs de ce paramètre et la teneur en carbone du matériau, on sait que dureté et pourcentage de carbone varient dans le même sens pour un état donné de la pièce et que de plus, la mesure de dureté prend en compte les modifications de surface induites par écrouissage.

L'essai de microdureté Knoop sous faible charge (100 g) permet d'effectuer des mesures rapprochées (distance relative ≤ 0.1 mm) et d'obtenir une image satisfaisante du gradient de dureté.

La dispersion inhérente aux mesures est inévitable mais la méthode présente essentiellement un intérêt comparatif.

Nous avons fait figurer les gradients de décarburation avec leur dispersion dans les trois conditions expérimentales dont nous allons étudier l'influence sur le comportement en fatigue :

- * état décarburé (fig. 30)
- * état décarburé suivi d'un grenailage de type S 110 (fig.31)
- * état décarburé suivi d'un grenailage de type S 330 (fig.32)



5.4. Influence du grenaillage sur le comportement des couches décarburées

5.4.1. Dureté superficielle (fig. 30 à 32)

- La décarburation totale s'accompagne d'une diminution considérable de la dureté superficielle.
- Le grenaillage procure au matériau décarburé une augmentation substantielle de la dureté, d'autant plus importante que l'intensité du grenaillage augmente. Néanmoins cette dureté après grenaillage ne revient pas aux valeurs obtenues à cœur, autrement dit à la dureté du matériau non décarburé.

5.4.2. Tenue en fatigue (fig. 33 à 35)

La comparaison des deux courbes obtenues à l'état brut de toilage (fig. 33) permet d'apprécier le caractère particulièrement nocif de la décarburation totale sur l'endurance du 56 SC 7.

En revanche, sur les deux lots d'éprouvettes décarburées puis grenaillées nous constatons une amélioration sensible de la tenue en service par rapport à la référence non grenaillée.(fig.34-35)

5.4.3. Analyse des résultats

Les résultats obtenus, tant en gradients de dureté qu'en courbes de fatigue permettent d'observer que :

1. le grenaillage écrouit très fortement la ferrite superficielle
2. la profondeur écrouie est très inférieure à la distance à la surface de la contrainte résiduelle maximale de compression induite par le grenaillage(profondeur écrouie = 0.03 mm, profondeur précontrainte = 0.01 mm).

N.B. : Ceci suppose cependant que le gradient de contraintes résiduelles n'est pas modifié par la présence d'une décarburation en surface ce qui est peu probable.

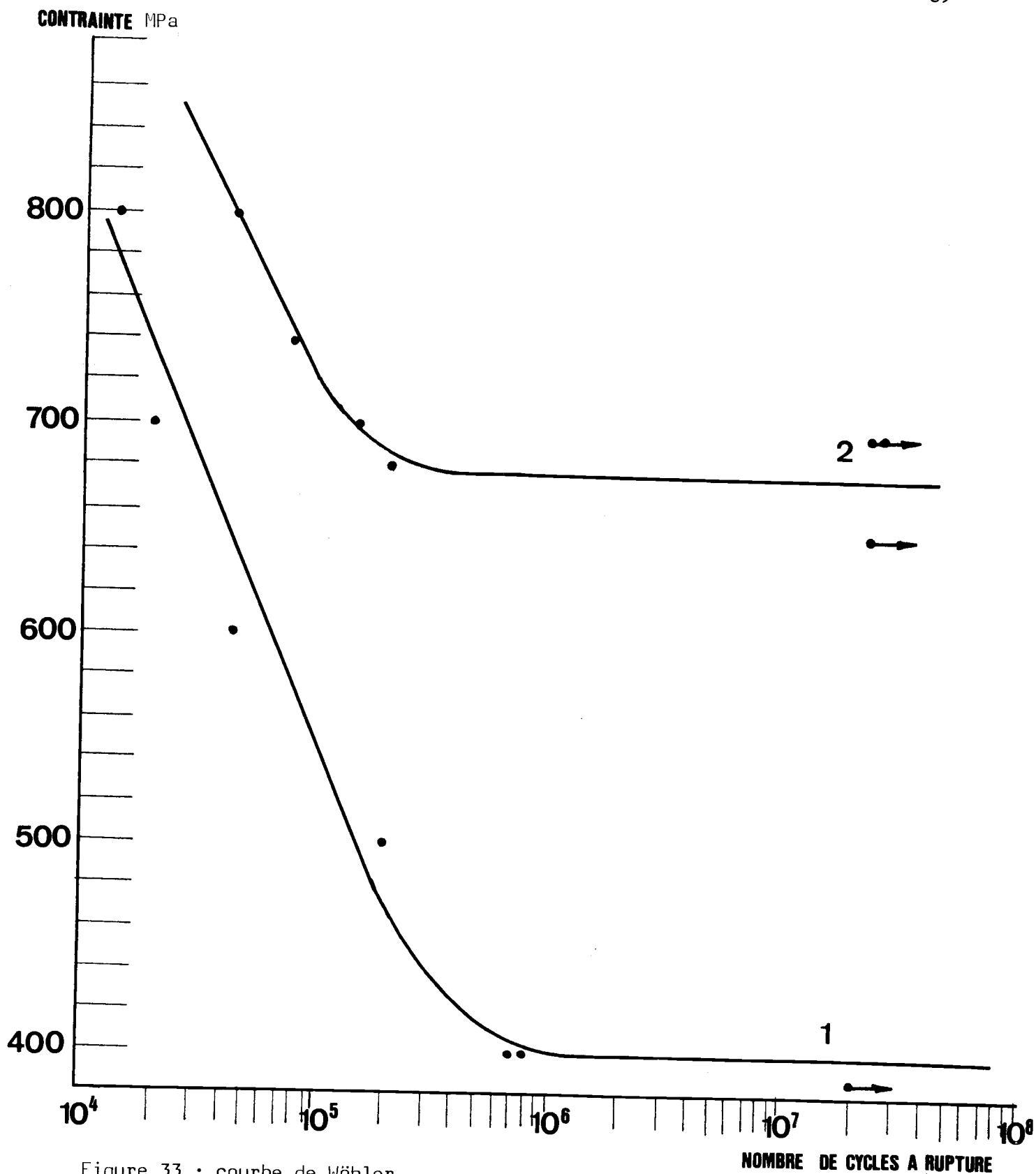


Figure 33 : courbe de Wöhler

Nuance : 56 SC 7

Etat de surface : brut de toilage

1 décarburee

2 non décarburee

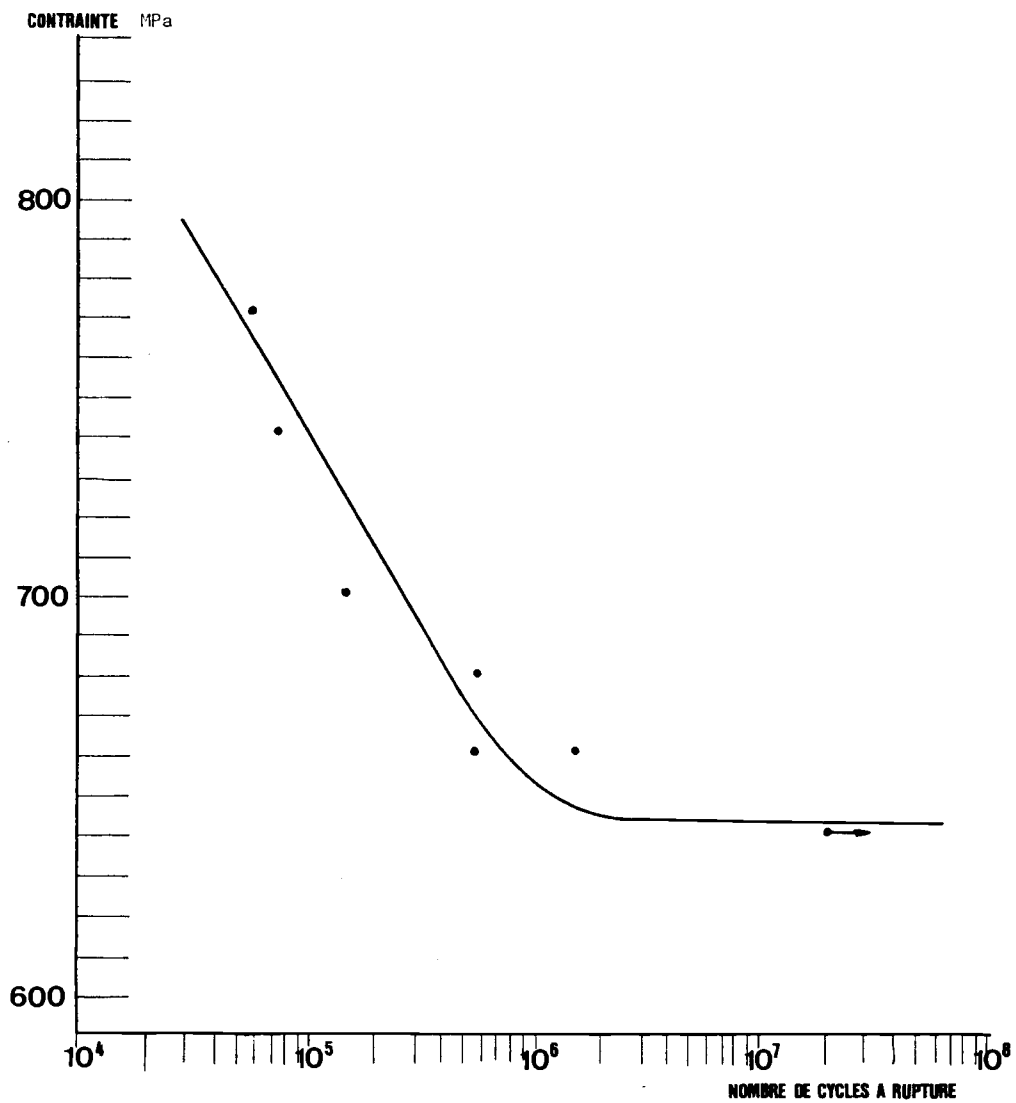


Figure 34 : courbe de Wöhler
 Nuance : 56 SC 7
 Surface décarburée + grenaillage S 110 (0.36 mm A2)

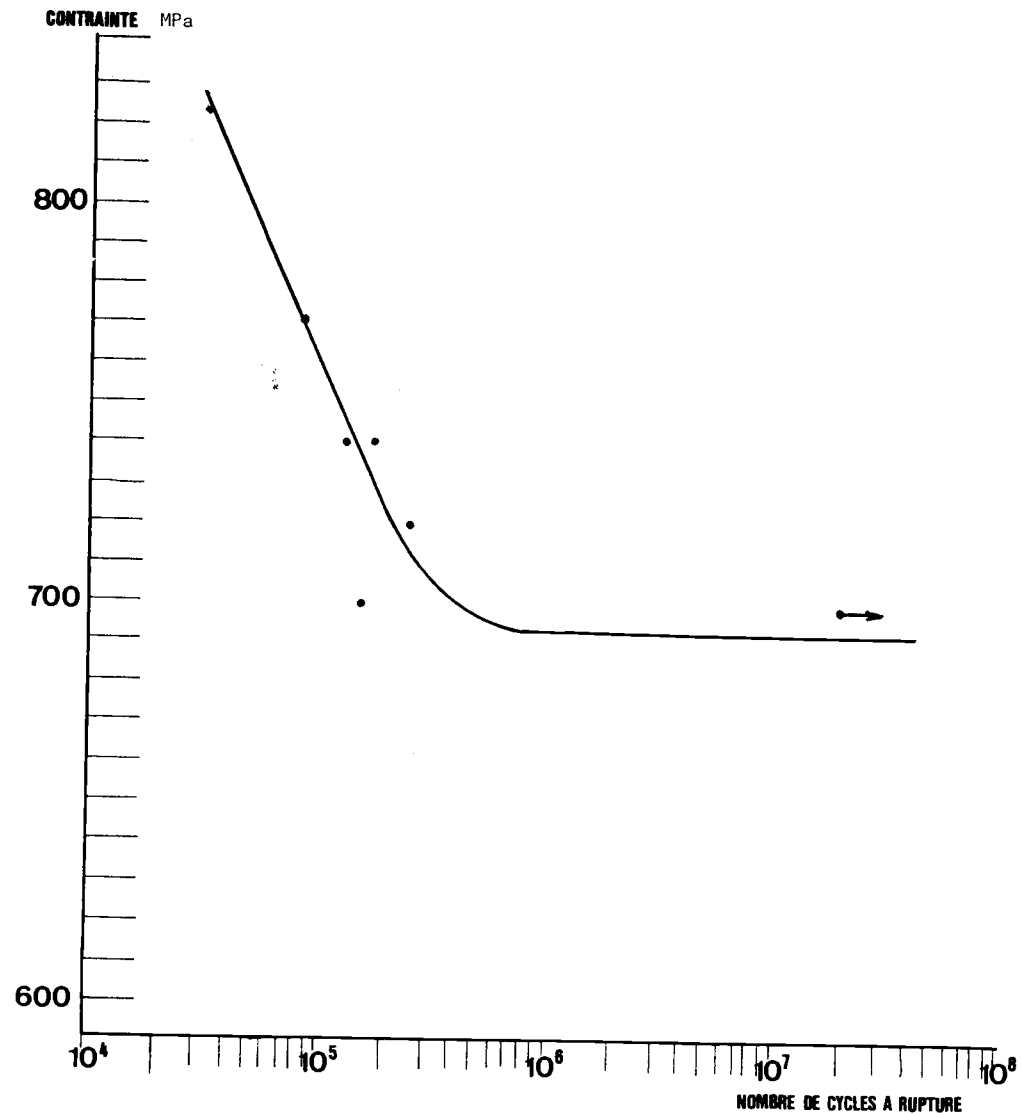


Figure 35 : courbe de Wöhler
 Nuance : 56 SC 7
 Surface décarburée - grenaillage S 330 (0.61 mm A 2)

En résumé nous pouvons conclure que, d'après nos observations, le grenailage réduit considérablement les effets nocifs de la décarburation même totale, lorsque celle-ci ne perturbe qu'une faible épaisseur. En revanche, au delà, des effets d'écrouissage bénéfique ne seront plus sensibles et le grenailage ne suffira plus à combler la perte d'endurance occasionnée par la présence de la décarburation totale.

Compte-rendu de l'intensité des gradients de décarburation que nous avons obtenu sur nos éprouvettes, il n'est donc pas étonnant d'enregistrer une légère différence d'endurance entre matériau décarburé grenailé et matériau non décarburé grenailé, différence en faveur de ce dernier.

5.5. Etude des mécanismes d'amorçage

5.5.1. Modélisation

Notre étude étant essentiellement orientée vers les mécanismes d'amorçage nous avons tenté d'explicitier ces derniers pour le cas des éprouvettes décarburées.

Le comportement du matériau standard (non décarburé) sous l'effet du grenailage étant déjà complexe, la présence de couches décarburées en surface rend délicate la compréhension de tous les phénomènes.

Pour tenter d'explicitier les modifications structurales des couches superficielles nous avons fait appel à une modélisation à grande échelle. Des cylindres d'acier 56 SC 7 Ø 15 mm ont été fortement décarburés (décarburation totale sur environ 0.05 mm de profondeur) puis grenailés à 0.36 mm A 2 avec de la grenaille S 110. Nous avons suivi sur coupes micrographiques l'évolution de la surface au cours de l'opération de grenailage d'abord dans le cas d'une barre témoin rectifiée (R_a initiale 6.5 μm) ensuite dans le cas d'un tournage extrêmement grossier (R_a initiale = 30 μm) - cf. fig. 36 à 41.

Modélisation du comportement superficiel d'une surface totalement décarburée, sous l'effet du grenailage de précontrainte.

Surface polie initialement - Grossissement = 200

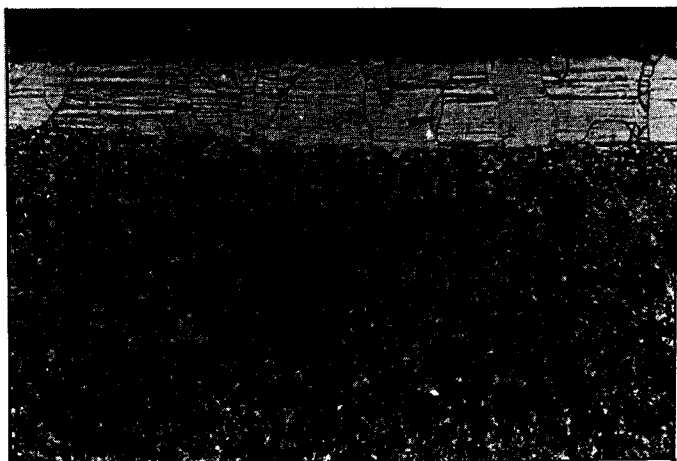


Figure 36
avant grenailage

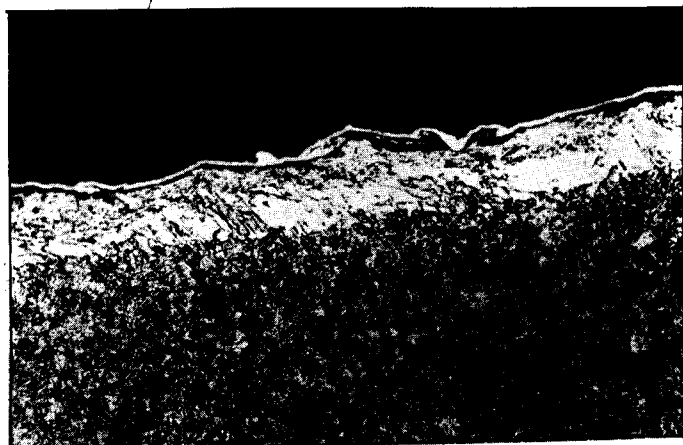


Figure 37
après grenailage 12 secondes

Surface avec rugosité initiale - Grossissement = 200



Figure 38
avant grenailage



Figure 39
après grenailage 6 secondes



Figure 40
après grenailage 12 secondes

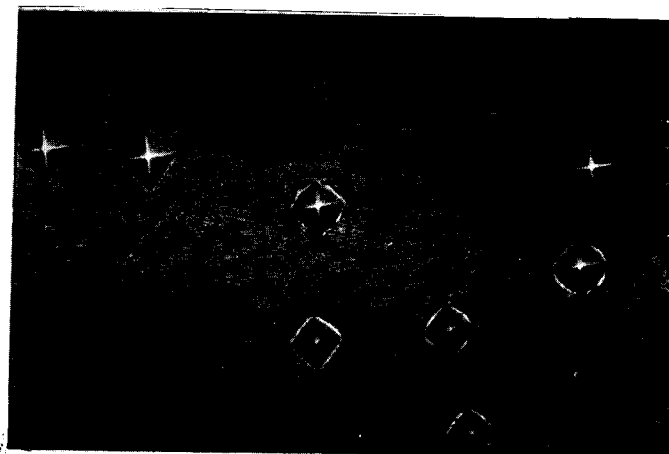


Figure 41
après grenailage 12 secondes
(microdureté) G = 400

N.B. le dépôt blanc en surface est un revêtement (dépôt chimique) de nickel effectué avant grenailage pour protection des surfaces

Cette modélisation permet de faire apparaître les éléments fondamentaux suivants :

- (1) le grenailage conduit à un écrouissage important de la ferrite superficielle. Toutefois, lorsque l'épaisseur de cette couche décarburée est trop importante, l'action de consolidation du grenailage n'est pas suffisante pour perturber toute la couche ferritique.

- (2) la présence d'aspérités de surface (en l'occurrence ici les stries de tournage) modifie le comportement des couches décarburées. Le repli de l'aspérité sur elle-même conduit à une protection de zones décarburées contre l'écrouissage. Le fond de repli, avec ses hétérogénéités de structure devient un défaut privilégié pour l'amorçage de fissures.

5.5.2. Modification des conditions superficielles induites par le grenailage

Nous avons recherché sur les éprouvettes de fatigue de notre étude la présence éventuelle de défauts de surface équivalents.

Lorsqu'on réalise des coupes micrographiques au voisinage des surfaces de ruptures d'éprouvettes ou de pièces réelles après essais de fatigue, il est possible de découvrir des fissures secondaires de fatigue. Excepté dans le cas où la rupture s'est amorcée sur un défaut particulièrement important, on peut sans danger extrapoler le type d'amorçage de la fissure secondaire à celui de la fissure principale.

Nous avons effectivement observé des fissures secondaires s'amorçant à partir de défauts similaires à ceux créés artificiellement dans notre modélisation, à une échelle moindre évidemment (cf. fig.42 et 43).

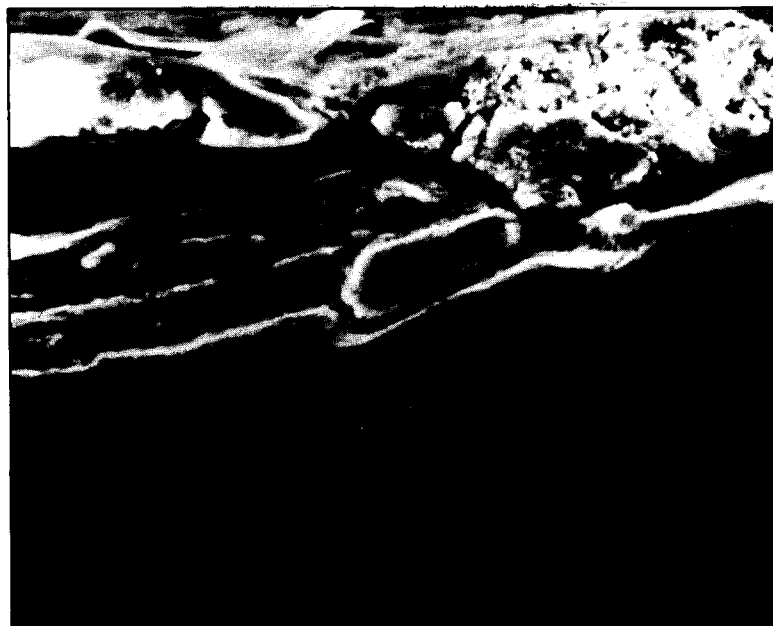


Figure 42 - détérioration d'une surface décarburée totalement
sous l'effet du grenailage - $G = 1000$

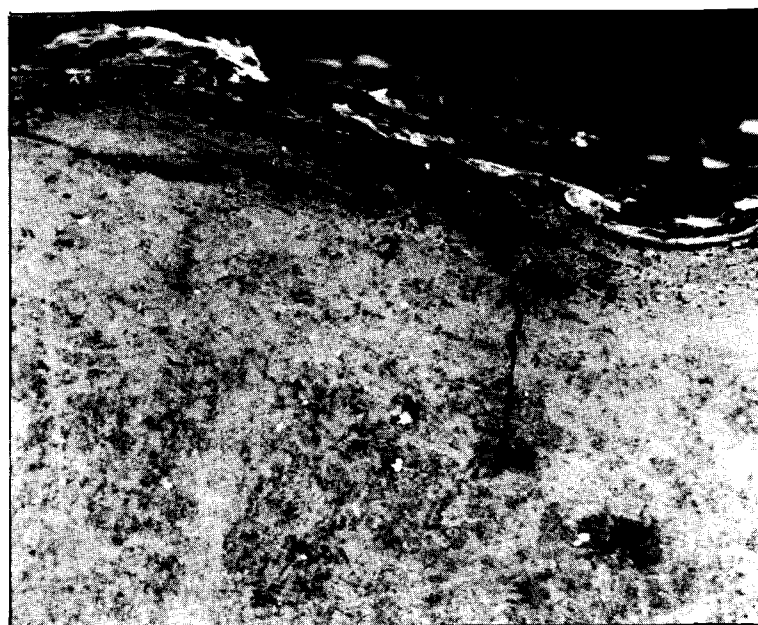


Figure 43 - amorçage de fissuration sur repli de surface
 $G = 500$

Vues prises sur coupes micrographiques..

6. CONCLUSION

En résumé des résultats des essais de fatigue effectués on peut noter :

A- à l'état brut d'usinage

- * une grande sensibilité à l'effet d'entaille des aciers étudiés
- * un comportement des éprouvettes en fatigue dépendant fortement de l'état de surface, pour des zones de contraintes faibles (proche de la limite d'endurance) alors que pour des contraintes élevées il n'est plus possible de différencier les éprouvettes tournées des éprouvettes rectifiées.

B- à l'état grenailé

- * une amélioration importante des propriétés d'endurance procurée par l'opération de grenailage, dans toutes les gammes de contrainte
- * une mémoire de l'état de surface avant grenailage, subsistant lorsque l'intensité du grenailage est faible, disparaissant lorsque celle-ci augmente.

C- à l'état décarburé

- * une très forte nocivité de la décarburation totale, à l'état brut d'usinage
- * une amélioration sensible mais insuffisante des propriétés d'endurance d'un matériau décarburé totalement sous l'effet d'un grenailage (cette amélioration variant dans le sens de l'intensité de grenailage).

Nous allons tenter d'expliquer quelques uns de ces phénomènes dans le chapitre suivant.

RESUME de l'INFLUENCE DES DIVERS FACTEURS ETUDIES SUR LA TENUE EN
SERVICE D'ACIERS A RESSORTS

Etat de référence	Action	Influence sur la tenue en service*	Observations
brut usiné	abaissement rugosité superficielle	+	décroissance asymptotique de l'amélioration
"	grenailage	++	instruction d'un gradient de contraintes résiduelles de compression =influence prépondérante
grenailé	augmentation intensité de grenailage	+ ou -	nécessite un choix réfléchi des paramètres de grenailage. Masque l'influence de l'état de surface initial lorsque l'intensité augmente
brut usiné	décarburation totale	- -	
brut usiné décarburé totalement	grenailage	+ +	ne compense pas totalement la chute d'endurance attribuable à la décarburation (contraintes résiduelles+ écrouissage)
décarburé totalement grenailé	augmentation intensité grenailage	+	

* relativement à l'état de référence

Légende : -- très défavorable : - défavorable
+ favorable : ++ très favorable

/ CHAPITRE IV /

INTERPRETATIONS

Modélisation graphique

1 - PRELIMINAIRE - Notion de contrainte minimale d'amorçage

Si l'on considère un défaut donné (entaille, inclusion...) à la surface ou au sein d'une pièce mécanique on conçoit que l'amorçage d'une fissure de fatigue à partir de ce défaut ne pourra se produire que si la contrainte qui existe au voisinage de ce défaut est supérieure à une valeur de contrainte limite, caractéristique de l'environnement du défaut.

Nous supposerons dans la suite que cete contrainte est une caractéristique intrinsèque du matériau et qu'elle ne dépend pas des formes et dimensions du défaut.

De cette façon nous allons noter σ_{ma} cette contrainte minimale d'amorçage.

σ_{ma} est la contrainte minimale d'amorçage d'une fissure dans le matériau parfait, exempt de défaut de toute nature : c'est une caractéristique intrinsèque du matériau pour un état thermomécanique donné.

Nous ferons intervenir les paramètres caractéristiques de chaque défaut (morphologie) dans un facteur de concentration de contrainte K_t défini par :

$$K_t = \frac{\text{contrainte locale résultant de la présence du défaut}}{\text{contrainte nominale appliquée extérieurement}} = \frac{\sigma_a}{\sigma_{nom}}$$

Autrement dit, à contrainte nominale appliquée σ_{nom} , l'amorçage n'aura lieu sur un défaut de coefficient de concentration de contrainte K_t , au sein d'un matériau caractérisé par une contrainte minimale d'amorçage σ_{ma} , que si la relation suivante est vérifiée:

$$\sigma_a \geq \sigma_{ma} \text{ soit}$$

$$K_t \cdot \sigma_{nom} \geq \sigma_{ma}$$

Remarque 1 : la notion de σ_{ma} ne doit pas être confondue avec celle de limite d'endurance σ_d car cette dernière introduit un aspect statistique associé à une probabilité d'amorçage de 0.5 et caractérise d'autre part une contrainte appliquée mécaniquement qui ne tient pas compte des contraintes internes (propres ou résiduelles).

Remarque 2 : nous reviendrons plus loin sur la signification du coefficient K_t .

Sur la base de ces critères ainsi définis, nous allons tenter de justifier les comportements de nos matériaux, tels qu'ils ont été constatés expérimentalement.

2. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE SURFACE SUR L'ENDURANCE D'ÉPROUVETTES NON GRENAILLÉES

Nous avons vu dans le chapitre 3 (paragraphe 2.1) que l'amélioration de tenue en service procurée par diminution de la rugosité ne se manifeste de façon nette que dans des zones de contraintes appliquées faibles, proches de la limite d'endurance.

Dans les deux premiers cas étudiés (tournage et rectification cylindrique) l'amorçage des fissures de fatigue se produit, à une exception près, en surface et à partir des stries d'usinage.

En poursuivant la démarche amorcée plus haut, nous pouvons affecter aux stries d'usinage des facteurs respectifs de concentration de contraintes K_{t1} (tournage) et K_{t2} (rectification cylindrique).

L'amplitude et l'acuité des défauts de la surface générée par tournage étant beaucoup plus importants que ceux issus de rectification nous pouvons supposer K_{t1} très nettement supérieur à K_{t2} .

Dès lors, nous pouvons envisager le schéma de la fig.44.

A contrainte nominale σ_{nom} fixée, dans le repère (σ_a, K_t) l'amorçage à partir d'un défaut de facteur de concentration de contrainte K_{t1} ne pourra avoir lieu que si la droite d'équation $K_t = K_{t1}$ coupe celle d'équation $\sigma_a = \sigma_{nom} K_t$ en un point A d'ordonnée supérieure à σ_{ma} associée au matériau.

Ce point caractéristique A permet donc de déterminer graphiquement si, pour une contrainte nominale fixée (contrainte appliquée extérieurement au matériau) l'amorçage est possible à partir d'un défaut de coefficient de concentration de contrainte K_{t1} , dans un matériau caractérisé par une contrainte minimale d'amorçage σ_{ma} .

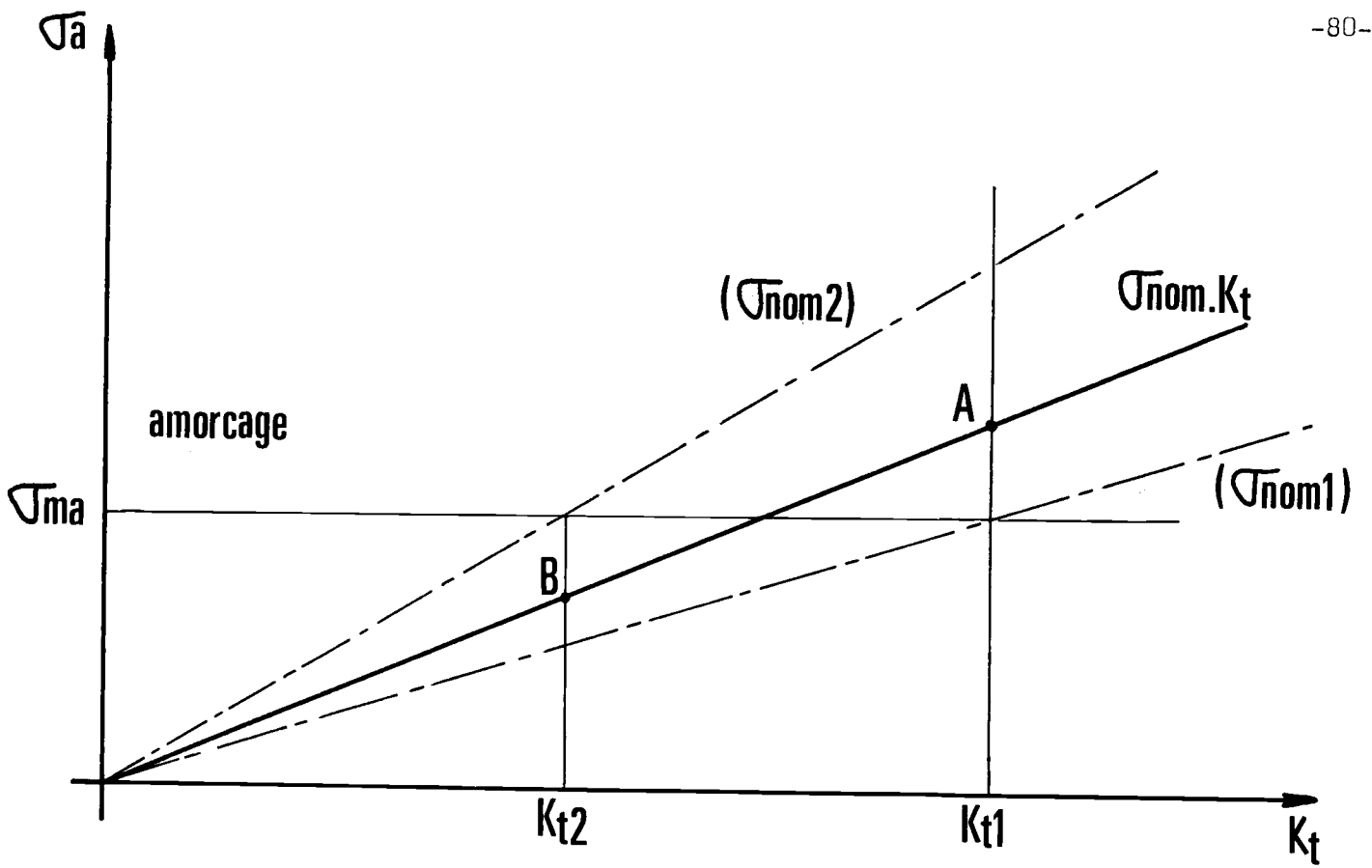


Figure 44 - Modélisation schématique de l'amorçage

Influence de la rugosité de surface

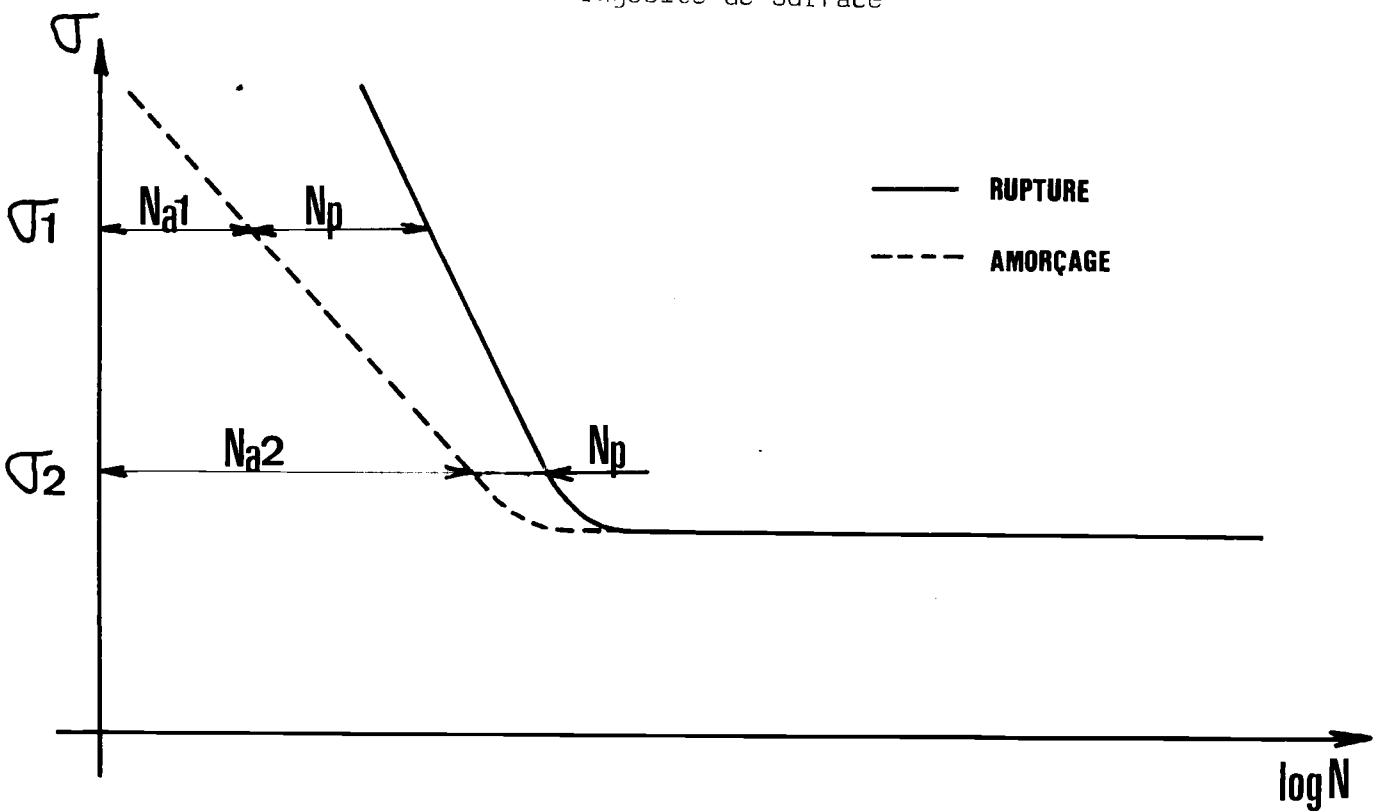


Figure 45 - Décomposition de l'essai de fatigue

Autrement dit, si l'on considère les facteurs de concentration de contrainte K_{t1} et K_{t2} définis plus haut pour nos deux états de surface et σ_{ma} caractéristique intrinsèque du matériau on voit qu'il existe un secteur plan délimité par deux traits mixtes sur la figure 44 pour lesquels les points caractéristiques A et B sont de part et d'autre de la droite d'équation $\sigma_a = \sigma_{ma}$.

Par suite si σ_{nom1} et σ_{nom2} sont les pentes respectives de ces deux droites limites, pour une contrainte nominale donnée σ_{nom} située entre ces deux valeurs, l'amorçage sera possible sur une strie de tournage mais non sur une strie de rectification.

Au delà de σ_{nom2} , la contrainte nominale est suffisamment importante pour créer un amorçage sur n'importe lequel de ces deux défauts.

Considérons d'autre part la décomposition d'un essai de fatigue en deux phases distinctes : l'amorçage proprement dit (stade avant fissuration) et la propagation de la fissure (cf.fig 45).

Nous avons $N = N_a + N_p$

avec N = nombre total de cycles à la rupture

avec N_a = nombre de cycles avant fissuration

avec N_p = nombre de cycles de propagation de la fissure

On sait, aussi, que plus la contrainte d'essai (σ_{nom}) est élevée, plus le nombre de cycles N_a avant fissuration est faible (plastification locale plus intense) alors que N_p , relatif à la propagation, peut être assimilé à une caractéristique intrinsèque du matériau, pour des conditions expérimentales identiques (éprouvette, nature des sollicitations).

En résumé, l'application d'un tel schéma nous permet :

- d'apprécier deux valeurs de la contrainte nominale σ_{nom1} et σ_{nom2} , entre lesquelles on peut prévoir un comportement à l'amorçage très différent des éprouvettes tournées et des éprouvettes rectifiées. On pourrait alors considérer que les valeurs σ_{nom1} et σ_{nom2} sont les limites d'endurance respectives de ces deux types d'éprouvettes.
- de prévoir que, dans la gamme des hautes contraintes les durées de vie des éprouvettes tournées et rectifiées seront sensiblement équivalentes, le nombre de cycles à rupture et l'amorçage pouvant se produire indifféremment sur les surfaces tournées ou rectifiées.

Ce schéma est donc conforme à nos résultats expérimentaux.

Remarques importantes

- Contrairement aux coefficients K_t habituellement rencontrés dans les études sur la fatigue et qui font appel à des calculs exclusivement fondés sur la théorie de l'élasticité, les coefficients de concentration de contrainte, que nous avons définis et appelés K_t par analogie, font appel à une notion plus complexe. En effet, ils doivent faire intervenir toute surcontrainte au voisinage du défaut, introduite par la présence de ce défaut au sein du matériau parfait de référence. Cela suppose la prise en compte à la fois de notion d'élasticité mais aussi de microplasticité (déformations locales, écrouissage).

Le but de la présente étude n'est donc pas de définir quantitativement de tels coefficients mais uniquement d'imaginer un modèle comparatif simple destiné à interpréter nos résultats expérimentaux.

- Compte-tenu d'une inévitable hétérogénéité des défauts de surface, pour un mode de génération (tournage ou rectification) donné, les valeurs K_t que nous considérons dans notre modèle ne peuvent être que des valeurs moyennes. Néanmoins, ce modèle est parfaitement conforme à l'approche probabiliste des phénomènes de fatigue (dispersion). σ_{nom1} et σ_{nom2} doivent donc être considérées comme les limites d'endurance à 50 % telles que les définissent les courbes de Wöhler.

3. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE SURFACE AVANT GRENAILLAGE SUR LA TENUE EN SERVICE

Nous avons vu que l'amorçage des fissures à partir de surfaces grenillées prend systématiquement naissance à partir d'"écailles" de surface issues de l'opération de grenailage. Le grenailage de la surface introduit donc une nouvelle notion de coefficient de concentration de contrainte.

Nous noterons $K't1$ le coefficient de concentration de contrainte du défaut amorce de la surface tournée puis grenillée et $K't2$ celui du défaut amorce de la surface rectifiée puis grenillée.

A la formulation du paragraphe précédent il convient d'ajouter l'influence des contraintes résiduelles de compression introduites au voisinage du défaut par l'opération de grenailage.

La contrainte σ_a réellement appliquée au voisinage du défaut devient :

$$\sigma_a = \sigma_{nom} K_t - \sigma_{res}$$

ou σ_{res} représente la valeur absolue de la contrainte résiduelle de compression due au grenailage, dans le proche environnement du défaut de surface.

Notre modèle graphique devient celui de la figure 46 et nous voyons que :

- A un décalage d'origine près, introduit par la présence de contraintes résiduelles, les conclusions du paragraphe précédent s'appliquent toujours et il est possible de trouver deux contraintes σ'_{nom1} et σ'_{nom2} entre lesquelles l'amorçage peut se produire à partir d'une surface grenillée préalablement tournée et non à partir d'une surface grenillée après rectification.
- Les valeurs σ'_{nom1} et σ'_{nom2} peuvent représenter les limites d'endurance obtenues respectivement sur éprouvettes tournées puis grenillées et sur éprouvettes rectifiées puis grenillées.

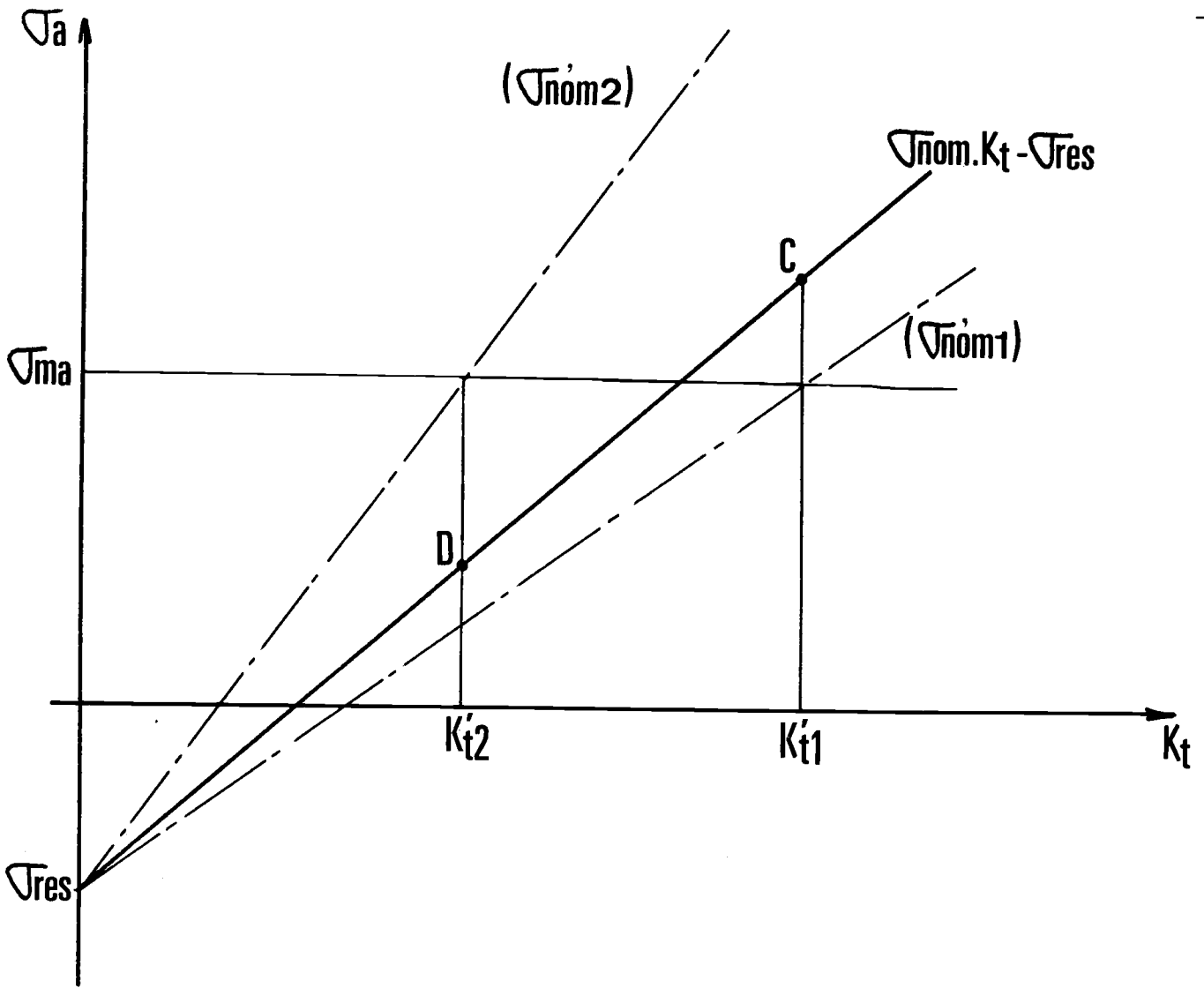


Figure 46 - Modélisation dans le cas de surface grenillée

4. INFLUENCE DE L'INTENSITE DE GRENAILLAGE SUR LA TENUE EN SERVICE

L'augmentation de l'intensité de grenailage conduit, comme nous l'avons vu dans le chapitre 3 (paragraphe 2-1), aux modifications suivantes :

- augmentation légère de l'intensité des contraintes maximales de compression, en sous-couche et en surface.
- détérioration sensible de la rugosité de surface
- effacement de l'influence de l'état de surface initial.

Dans la suite de notre modélisation nous attribuerons au grenailage de faible intensité (0.36 mm A2) l'indice prime (') et à celui d'intensité plus importante (0.61 mm A2) l'indice seconde ("), les indices 1 et 2 étant toujours réservés aux états de surface initiaux (soit respectivement tournage et rectification cylindrique).

Nous prendrons de plus comme hypothèses de départ :

- a) les coefficients $K''t_1$ et $K''t_2$ sont identiques : ils sont uniquement représentatifs des conditions de grenailage et non plus de l'état de surface initial. Ils seront notés $K''t$.
- b) nous ne connaissons pas la position relative de $K''t$ par rapport à $K't_1$ et $K't_2$. En conséquence nous envisagerons les deux hypothèses possibles :

$$\text{hypothèse 1 : } K't_2 \leq K''t \leq K't_1$$

$$\text{hypothèse 2 : } K't_2 \leq K't_1 \leq K''t$$

N.B. - Nous avons vérifié préalablement que l'hypothèse $K''t \leq K't_2 \leq K't_1$ n'est pas envisageable au vu de nos résultats expérimentaux.

Nous noterons (figure 47) :

$\sigma_{d'1}$ = limite d'endurance des éprouvettes tournées puis grenillées à intensité Almen 0.36 mm A2

$\sigma_{d'2}$ = limite d'endurance des éprouvettes rectifiées puis grenillées à intensité Almen 0.36 mm A2

$\sigma_{d''}$ = limite d'endurance des éprouvettes rectifiées ou tournées puis grenillées à intensité Almen 0.61mm A2.

En nous inspirant des démarches précédentes nous avons envisagé les différents cas de figure limite que l'on peut rencontrer, c'est à dire lorsque le contrainte nominale appliquée σ_{nom} est égale à chacune des limites d'endurance énoncée ci-dessus.

Ces cas limites sont représentés :

- dans le cas de l'hypothèse 1 sur les figures 48a, b et c
- dans le cas de l'hypothèse 2 sur les figures 49a, b et c

Pour que ce modèle graphique soit en accord avec nos résultats expérimentaux on voit qu'il est nécessaire que nos paramètres respectent deux inéquations.

- la première issue de la figure 48b $K''t - K't2 > X$ (1)

- la seconde issue de la figure 49a $K''t - K't1 < Z$ (2)

soit, en développant :

$$(1) \quad K''t - K't2 > K''t \frac{\Delta \sigma_{res}}{\sigma_{ma} + \sigma''_{res}} \quad \text{avec} \quad \sigma_{res} = |\sigma''_{res} - \sigma'_{res}|$$

$$1 - \frac{K''t}{K't2} > \frac{\Delta \sigma_{res}}{\sigma_{ma} + \sigma''_{res}}$$

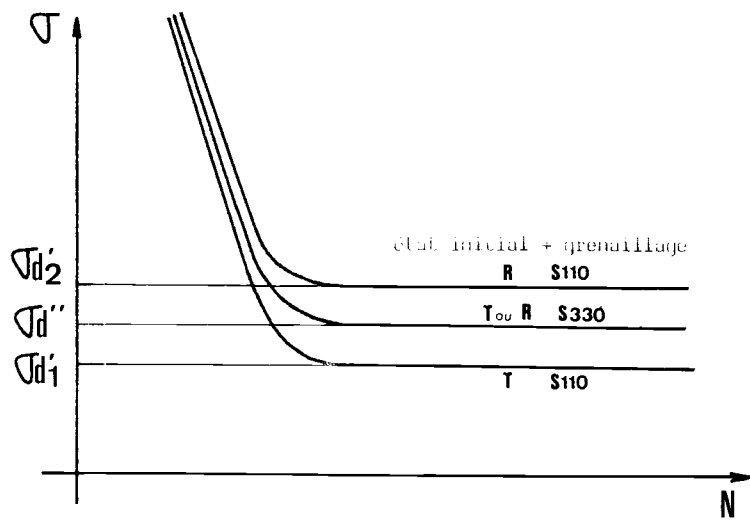


Figure 47

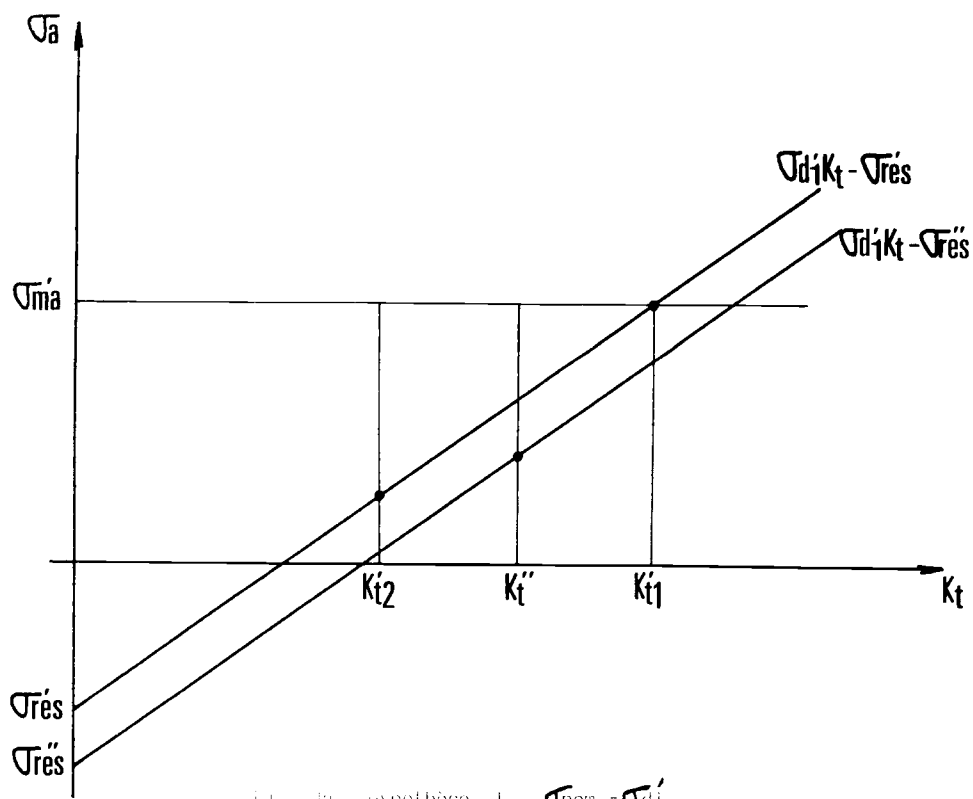


Figure 48 - hypothèse 1 - $\sigma_{nom} = \sigma_{d1}$

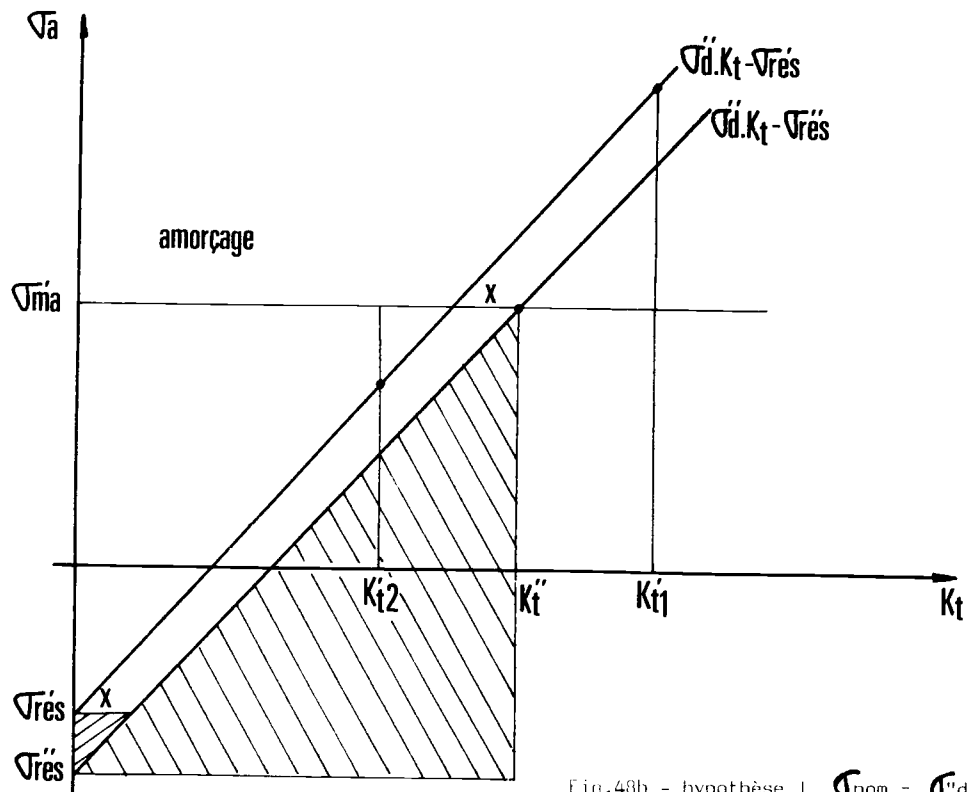


Fig. 48b - hypothèse I $\sigma_{nom} = \sigma^d$

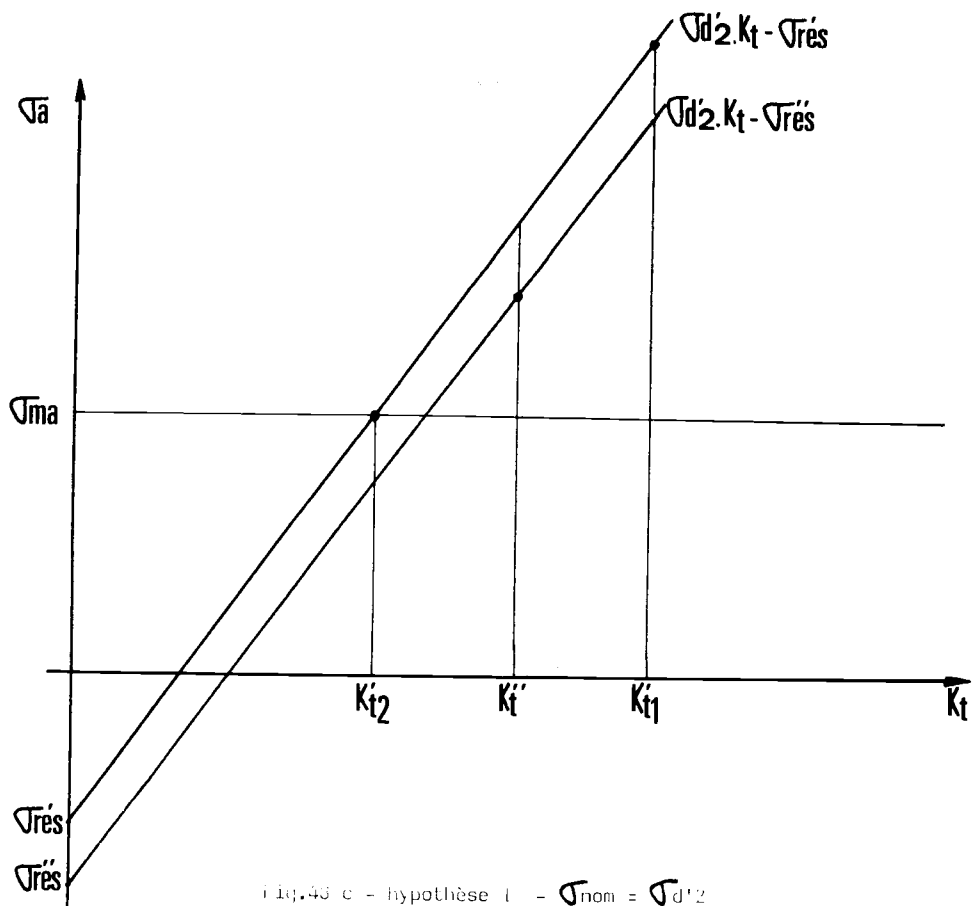


Fig. 48c - hypothèse I - $\sigma_{nom} = \sigma^d/2$

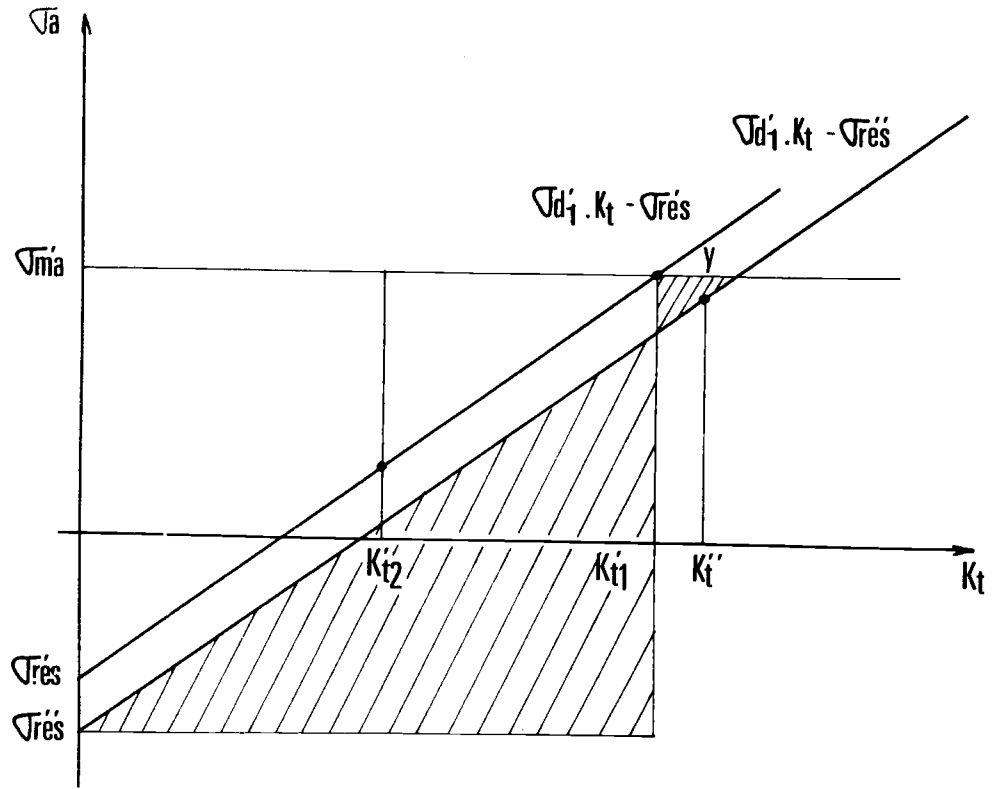


Fig. 49a - hypothèse 2 - $\sigma_{nom} = \sigma_{d1}$

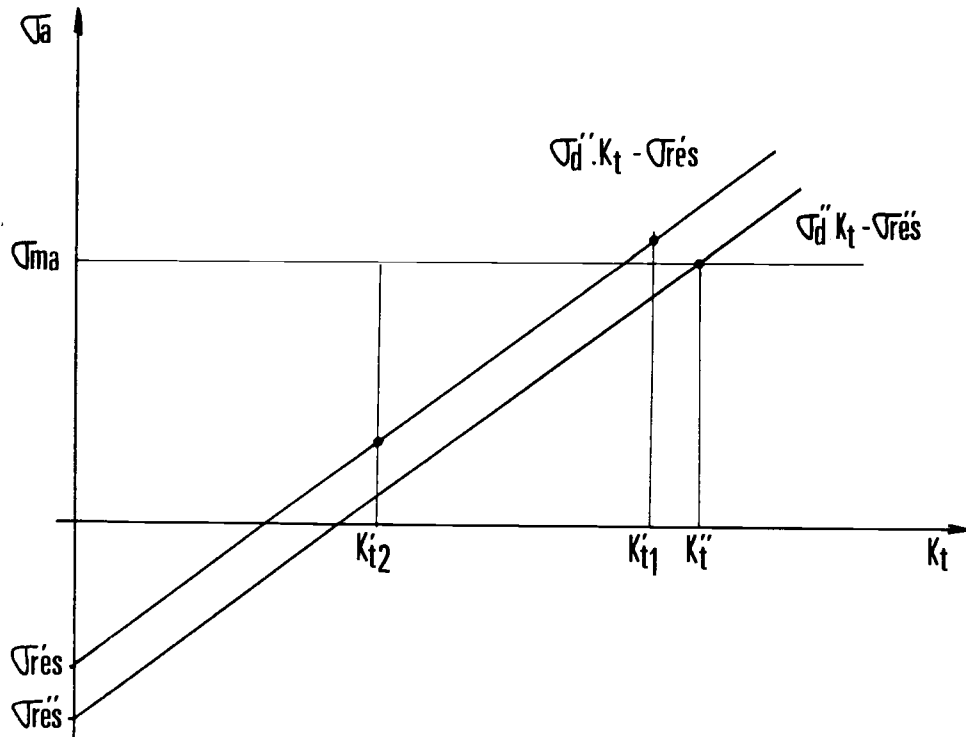


Fig. 49b - hypothèse 2 - $\sigma_{nom} = \sigma_{d1}$

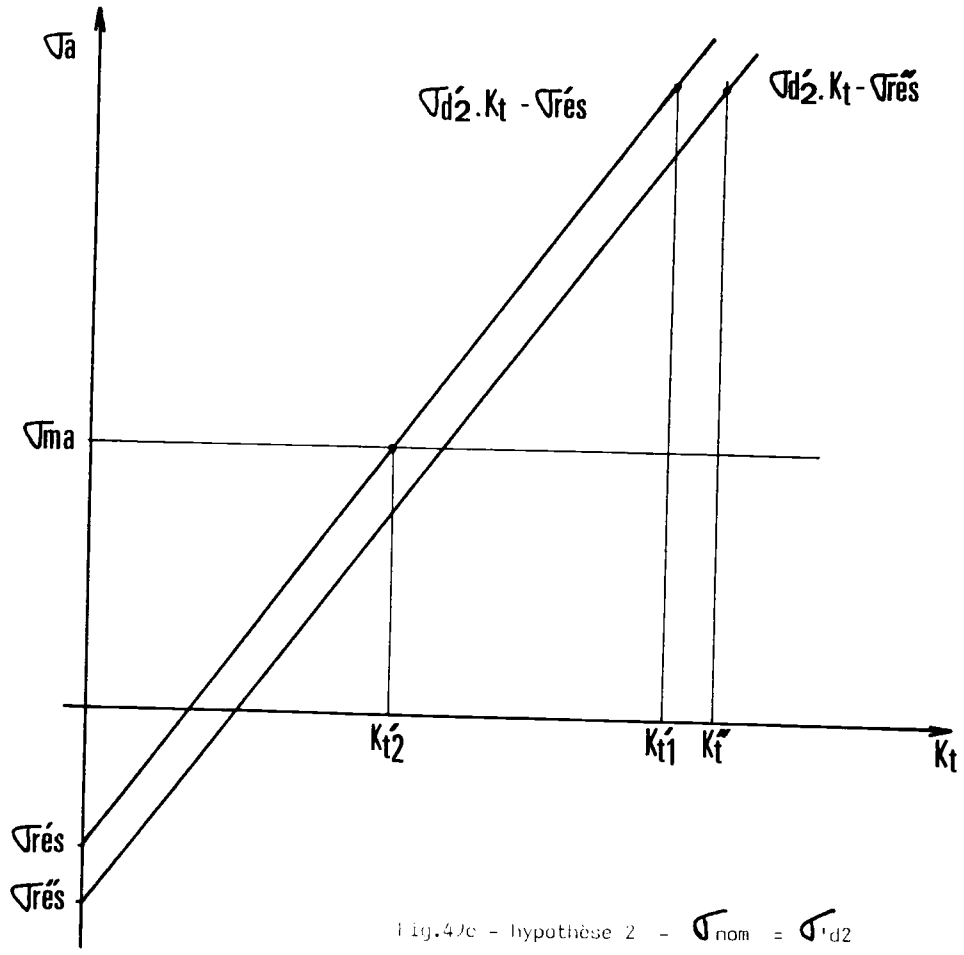


Fig.47c - hypothèse 2 - $\sigma_{nom} = \sigma_{d2}$

$$(2) K''t - K't1 \leq K't1 \frac{\Delta\sigma_{res}}{\sigma_{ma} + \sigma'_{res}}$$

$$\frac{K''t}{K't1} - 1 \leq \frac{\Delta\sigma_{res}}{\sigma_{ma} + \sigma'_{res}}$$

La définition de $K''t$ se rapporte donc à la double inégalité suivante :

$$K't2 \frac{\sigma'_{ma} + \sigma''_{res}}{\sigma_{ma} - \sigma'_{res}} \leq K''t \leq K't1 \left(1 + \frac{\Delta\sigma_{res}}{\sigma_{ma} + \sigma'_{res}} \right)$$

On voit donc que pour être en conformité avec les résultats expérimentaux le coefficient $K''t$ est assujéti à rester entre deux limites caractéristiques du matériau et des conditions de grenailage, cependant :

- les deux hypothèses 1 et 2 sont envisageables et il n'est pas possible de savoir laquelle des deux est effectivement réalisée
- compte-tenu des valeurs très voisines de σ'_{res} et σ''_{res} (bien que l'on ne connaisse pas avec précision celles-ci au voisinage de la surface) il est néanmoins probable que l'hypothèse 1 est la plus vraisemblable.

5. INTERPRETATIONS - DISCUSSION

Le modèle graphique que nous avons proposé pour améliorer la compréhension du comportement expérimental des aciers à ressorts n'a pas la prétention d'élucider tous les phénomènes relatifs à l'amorçage des fissures de fatigue. Il permet toutefois d'attirer l'attention de l'utilisateur sur les points suivants :

- la probabilité d'amorçage doit être reliée à un paramètre caractéristique du matériau étudié (en l'occurrence σ_{ma}). Ce paramètre dépend vraisemblablement des comportements élastiques et plastiques propres du matériau. Les différences sensibles entre les nuances 56 SC 7 et 50 CV 4 n'ont de chance d'être expliquées qu'à la suite d'une étude fondamentale de la microstructure du matériau, étude qui n'entre pas dans le cadre du présent travail.

- Pour un matériau donné et des conditions expérimentales fixées, la probabilité d'amorçage dépend à la fois de la nature du défaut d'amorçage potentiel (défaut pour lequel la contrainte appliquée réellement sera la plus importante) et des contraintes résiduelles introduites par toute opération de précontrainte, (dans le cas qui nous intéresse, par le grenailage de précontrainte).

Notre modèle étant uniquement qualitatif, notre but n'est pas de comparer différents types de défauts. Aussi avons-nous volontairement séparé l'étude des éprouvettes non grenillées de celle des éprouvettes grenillées.

Compte-tenu de nos observations il est cependant probable que les coefficients de concentration de contrainte reliés aux surfaces grenillées sont sans doute très inférieurs à ceux des surfaces brutes d'usinage (acuité d'entaille plus faible).

Comme nous avons de plus remarqué que l'endurance d'éprouvettes polies n'atteignait pas celle d'éprouvettes grenillées on peut logiquement penser que l'influence des contraintes résiduelles sera prépondérante sur toute considération relative à des facteurs de concentration de contrainte.

Notre modèle nous permet de déterminer la démarche de l'utilisateur qui devra rechercher :

- un gradient de contraintes superficielles de compression en surface le plus important possible.
- des coefficients de concentration de contrainte (relatifs aux défauts d'amorçage potentiels) les plus faibles possible.

A ce stade, il est essentiel de noter que :

- comme nous l'avons vu, les coefficients K_t relatifs aux surfaces grenillées n'ont pas de lien évident avec les critères de rugosité et qu'une augmentation apparente de la rugosité peut fort bien aller de pair avec une diminution de la concentration de contrainte (à titre d'exemple, rappelons le cas de l'hypothèse 1 de notre figure 48).

- Pour des conditions de grenailage données, la recherche simultanée de contraintes résiduelles importantes et de coefficients de concentration de contraintes faibles peut sembler incompatible. En effet, une augmentation de l'énergie mise en jeu dans l'opération de grenailage conduit tôt ou tard à une saturation des contraintes résiduelles qui peut s'accompagner d'une dégradation de l'état de surface. Il conviendra donc de rechercher un optimum dans les conditions de grenailage face au compromis évoqué.

Remarque : dans l'absolu, il serait intéressant de mettre au point une méthode destinée à introduire dans le matériau un gradient de contraintes résiduelles important sans dégradation sensible de l'état de surface.

Un processus en deux étapes, grenailage à forte intensité pour obtenir des contraintes résiduelles élevées puis grenailage à faible intensité pour niveler la surface et abaisser les surcontraintes locales, nous paraît envisageable.

Les récents travaux de Sato (40) sur des aciers à ressorts décarburés, qui consistent en un double grenailage (billes acier coulé + billes de verre) nous confirment dans notre opinion et nous paraissent une des voies les plus intéressantes à suivre.

6. VALIDITE DU MODELE GRAPHIQUE

- Les propres bases du modèle graphique proposé réduisent son application aux amorçages de surface. En effet lorsqu'on fait intervenir des défauts internes avec leur propre champ de contraintes résiduelles et à une distance de la surface dont dépend la valeur de la contrainte nominale appliquée le problème devient rapidement complexe et notre modèle doit être réadapté (cf. § 7).
- Nous avons supposé constante dans le temps la valeur des contraintes résiduelles de compression introduites par le grenailage. Or l'idée est généralement acquise que, durant un essai de fatigue, ces contraintes résiduelles disparaissent en partie sous l'effet de la relaxation, dans la zone de rupture (19,40,41). Nous pensons cependant qu'il est nécessaire d'atteindre un niveau important de plastification locale des couches superficielles avant que ce phénomène puisse prendre naissance. Il est, à notre avis, peu probable que, durant le premier stade de l'amorçage, on assiste à une dégradation sensible du gradient macroscopique des contraintes résiduelles.

Du fait de la microplasticité locale on peut néanmoins s'attendre à une atténuation rapide de la contrainte résiduelle au voisinage de la première amorce de fissure. Cette atténuation est sans doute faible devant l'amplitude de la contrainte résiduelle totale et notre modèle reste valable avec une contrainte résiduelle légèrement inférieure à la contrainte résiduelle initiale du matériau avant l'essai de fatigue.

En revanche nous devons admettre que la rapidité de propagation des fissures dans les couches superficielles va dépendre à la fois de la profondeur du matériau perturbée par les contraintes résiduelles et de l'évolution de celles-ci au cours du temps.

Les études récentes relatives à ce dernier phénomène (19,41) semblent montrer que la disparition des contraintes est d'autant plus importante que la contrainte appliquée est élevée. Cela peut expliquer en partie le comportement équivalent à haute contrainte de toutes les éprouvettes grenillées, quelle que soit l'intensité de grenailage et ceci malgré l'importante différence de profondeur perturbée par le grenailage dans les deux cas étudiés.

7. INFLUENCE DES INCLUSIONS NON METALLIQUES

Le passage d'éprouvettes usinées par des procédés conventionnels (tournage et rectification cylindrique) à des éprouvettes rectifiées longitudinalement nous a permis de faire apparaître des ruptures avec amorçage à partir d'inclusions.

L'amélioration de l'état de surface semble donc repousser les sites préférentiels d'amorçage vers des défauts internes.

Le grenailage procurant au matériau une amélioration apparente de l'état de surface, on pouvait donc s'attendre à un taux non nul de rupture avec amorçage à partir d'inclusions non métalliques sur éprouvettes grenillées, de la même façon que nous l'avions observé sur pièces réelles. L'expérience nous a prouvé qu'il n'en était rien. Les conditions favorables à un amorçage interne ne sont donc pas liées uniquement à l'état de surface.

Schématiquement, si l'on reprend les paramètres de notre modèle précédent et que l'on tente de les adapter au phénomène d'amorçage interne, on peut apprécier les modifications suivantes :

- la contrainte nominale σ_{nom} appliquée au défaut par action extérieure dépend à la fois de la contrainte nominale maximum appliquée sur la fibre externe, du gradient de contrainte appliquée (qui dépend du type de sollicitation, des dimensions et de la forme de la pièce) et de sa position par rapport à la surface
- la contrainte résiduelle résultante au voisinage de l'inclusion est issue du cumul de la contrainte résiduelle de compression introduite par grenailage et de la contrainte de tension propre à l'inclusion (notons à ce sujet que la nocivité d'inclusions superficielles a été clairement démontrée sur éprouvettes rectifiées longitudinalement alors que nous n'avons rencontré aucun amorçage interne dans les couches protégées par le grenailage, tant dans le cas d'éprouvettes grenillées que de pièces réelles).
- le coefficient de concentration de contrainte relatif à une inclusion non métallique dépend directement de la nature physique de l'interface inclusion/matrice et à ce titre décrit l'histoire du matériau (élaboration, laminage, traitement thermique...).

Remarque : A conditions opératoires de grenailage identiques, la profondeur perturbée par le grenailage (gradient de contraintes résiduelles) ne dépend pas des dimensions de la pièce. Dans ces conditions, on peut voir dans la probabilité d'amorçage interne plus faible sur éprouvettes grenillées, une manifestation de l'effet d'échelle, les couches internes du matériau étant plus faiblement sollicitées par le gradient de contraintes appliquées (dans le cas de torsion ou de flexion rotative).

En conclusion, on conçoit la complexité réelle des problèmes d'amorçage et on comprend aisément les différences de comportement qui peuvent être observées lorsqu'on modifie l'une ou l'autre des conditions expérimentales.

A l'heure actuelle, aucune théorie ne peut remplacer l'expérience sur pièces réelles et la connaissance locale des paramètres qui semblent prépondérants (nature chimique de l'inclusion, dureté de la matrice) pour chaque cas analysé.

8. INFLUENCE D'UNE DECARBURATION SUPERFICIELLE

Les effets du grenailage sur les couches superficielles décarburées totalement ayant été évalués à l'aide de notre modélisation (chapitre 3 paragraphe 5-5) nous allons tenter d'évaluer l'influence d'une décarburation superficielle par extrapolation de notre précédent modèle graphique.

- La contrainte minimale d'amorçage étant une caractéristique intrinsèque du matériau dépendra de la teneur en carbone au voisinage du défaut potentiel d'amorçage, cette teneur variant en fonction de la profondeur (gradient de concentration de carbone).
- Pour un type de défaut donné, le coefficient de concentration de contrainte variera également avec la teneur locale en carbone, dans le même sens que celle-ci puisque une matrice de dureté élevée favorise la concentration de contrainte.

En résumé, lorsque l'intensité de grenailage va augmenter elle conduira vraisemblablement :

- à une augmentation de la contrainte minimale d'amorçage en surface
- à une augmentation de la contrainte résiduelle de compression en surface
- à une augmentation du facteur de concentration de contrainte

Les effets de ces trois modifications sont antagonistes. Les deux premières vont dans le sens d'une amélioration de la tenue en service, contrairement à la troisième.

A ce stade, il est difficile, avec pour seule base nos résultats expérimentaux, de savoir lequel de ces trois effets sera prépondérant.

Nous n'avons pas étudié l'influence du gradient de décarburation sur l'allure des gradients de contraintes résiduelles de grenailage. Ces gradients risquent de toute façon de très mal prendre en compte les modifications locales de surface (écrouissage) telles que nous les avons observées lors de notre modélisation micrographique de la décarburation totale.

CONCLUSION

Face au problème de l'endurance des aciers à ressorts nous avons dans un premier temps analysé la bibliographie existante sur le sujet de manière à cerner avec précision les paramètres susceptibles de donner naissance à des fissures de fatigue.

Dans le but de renforcer nos informations par une vision plus proche des préoccupations de l'utilisateur, nous avons été conduit à l'expertise de pièces réelles rompues en essais de fatigue.

A la suite de ces études nous avons volontairement orienté notre travail vers une approche originale de la prise en compte des paramètres de surface. A l'aide d'essais de fatigue sur éprouvettes de flexion rotative nous avons observé l'influence cumulée des trois paramètres qui nous semblaient prépondérants dans les mécanismes d'amorçage :

- la rugosité superficielle
- le grenailage de précontrainte
- la décarburation superficielle

Nous avons vu essentiellement que l'état de surface réel (morphologie des défauts), davantage que la rugosité superficielle définie au sens de critères normalisés devait être pris en compte et que l'influence du grenailage, en tant que facteur d'introduction de contraintes résiduelles de compression dans les couches superficielles, était extrêmement importante.

Grâce à une modélisation graphique qualitative nous avons ensuite relié nos résultats expérimentaux à des paramètres relatifs aux caractéristiques physiques des surfaces du matériau.

Bien que ce modèle simple s'applique mal aux cas complexes de décarburation superficielle il nous a permis de rassembler certains éléments propres à orienter le choix de l'utilisateur.

En particulier nous avons montré que la démarche de cet utilisateur devra être guidée par la recherche simultanée des conditions optimales d'obtention de fortes contraintes résiduelles de compression et d'un état de surface excluant toute introduction locale de surcontrainte. Nous avons proposé quelques bases à une telle recherche.

Une étude expérimentale plus développée de l'influence des inclusions non métalliques et de la décarburation partielle et une étude fondamentale (mécanique de la rupture) destinée à cerner de façon quantitative les paramètres introduits dans notre modèle graphique serait à notre avis le meilleur moyen d'avancer d'un nouveau pas dans la connaissance des phénomènes de fatigue dans les aciers à ressorts.

ANNEXE 1

Conditions expérimentales

1. Analyse chimique des aciers utilisés

	C	Si	Mn	S	P	Cr	V
50CV4(1)	0.51	0.27	1.01	0.017	0.017	0.99	0.13
56SC7 1)	0.56	1.73	0.68	0.017	0.009	0.26	-
56SC7(2)	0.56	1.74	0.74	0.023	0.020	0.44	-
AFNOR 35-571 50CV4	0.47 0.55	0.10 0.40	0.70 1.00	0.035 maxi	0.035 maxi	0.85 1.15	0.10 0.20
AFNOR 35-571 56SC7	0.53 0.59	1.60 2.00	0.60 0.90	0.035 maxi	0.035 maxi	0.20 0.45	

(1) coulées utilisées pour étude de l'influence de la rugosité et du grenailage

(2) coulée utilisée pour l'étude de la décarburation.

2. Traitement thermique2.1. Standard (identique pour les deux nuances)

Austénitisation à 875° - 30 mn

Trempe à l'huile

Revenu à 490°C ± 5°C - 1 heure

Dureté après traitement : 43-44 HRc

2.2. Décarburation

- Austénitisation à 900°C - 45 mn dans atmosphère Co/Co_2
- Trempe à l'huile
- Revenu à 480°C - 1 h

Dureté à cœur après traitement : 43-44 HRC

3. Grenaillage

Effectué sur machine à jet libre. Grenaillage conservant la symétrie de révolution. Grenaille d'acier coulé.

Type 1 : grenaille de granulométrie S 110 (sphérique \varnothing moyen = 0.3 mm)

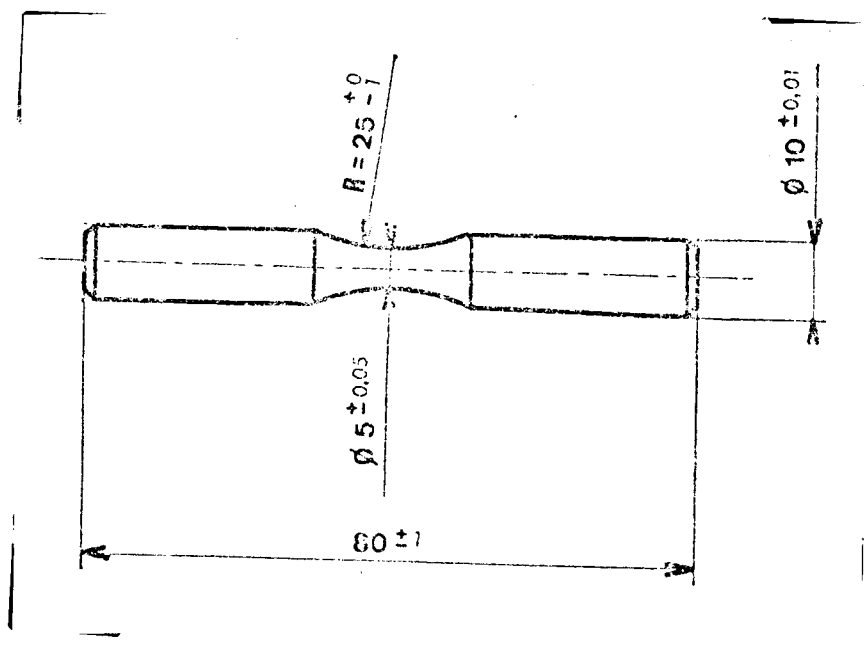
Type 2 : grenaille de granulométrie S 330 (sphérique \varnothing moyen = 0.9 mm)

Intensité de grenaillage fixée par la granulométrie :

Type 1 : flèche Almen = 0.36 mm A 2

Type 2 : flèche Almen : 0.61 mm A 2

4. Forme des éprouvettes



ANNEXE 2

Le Grenailage de précontrainte

1. Généralités

Le grenailage de précontrainte est un traitement de surface mécanique qui consiste à projeter à grande vitesse (60 à 80 m/s) sur la pièce à traiter un faisceau de petites billes, en général d'acier, dont le diamètre peut varier de 0.1 à 3 mm.

La transformation de l'énergie cinétique des projectiles sous l'effet du choc avec la pièce à traiter entraîne à la fois un écrouissage des couches superficielles de cette dernière et la création d'un gradient de contraintes résiduelles de compression en surface.

Le principal intérêt de cette opération résulte d'une amélioration sensible de la résistance à la fatigue des pièces traitées. De ce fait les applications de cette technique dans le domaine des pièces sollicitées alternativement (ressorts, soudures...) se développe de plus en plus.

2. Paramètres opératoires du grenailage de précontrainte

Si les avantages de l'opération de grenailage sont en général connus, les paramètres expérimentaux ne sont pas toujours maîtrisés par l'utilisateur. Ces paramètres et leur influence sont les suivants :

a) La géométrie des projectiles

Ils doivent systématiquement être exempts d'arêtes vives, afin de ne conduire à aucune indentation nocive sur la pièce à traiter.

Les plus couramment utilisés sont les grenailles d'origine sphérique (acier coulée, verre) ou les fils coupés prérodés (acier).

b) La nature chimique des projectiles

Son choix obéit en principe à des impératifs clients. L'utilisation de billes de verre ne s'impose cependant que pour des applications spécifiques (pas de pollution de surface).

c) La dureté du projectile

Elle doit répondre à la double exigence suivante :

- > dureté bille Δ dureté pièce (efficacité du choc)
- > dureté bille la plus faible possible (fragilité minimum pour limiter la consommation)

Une bonne approximation consiste à rechercher la dureté disponible la plus proche de l'équation :

$$\text{dureté grenaille en HRc} = \text{dureté pièce} + 1$$

d) La taille des grenailles

On la choisit en fonction des dimensions de la pièce. Pas de règle absolue.

Les dimensions des grenailles sont normalisées cf. tableau fin annexe 2.

e) Les conditions de projection

Elles sont liées aux caractéristiques de la machine utilisée (puissance, diamètre de la turbine, pression d'air et forme des buses dans le cas de machine à jet libre). La qualité du grenailage dépend souvent étroitement du bon réglage des conditions de projection.

3. Paramètres de contrôle du grenaille de précontrainte

La qualité de l'opération de grenailage peut-être appréciée par deux principaux paramètres :

a) la flèche Almen

déterminée par grenailage dans les mêmes conditions que la pièce à traiter d'une éprouvette prismatique (plaquette Almen) normalisée. Le grenailage est effectué sur une seule face de la plaquette bridée sur un support. La mesure de la flèche de cette plaquette après débridage reflète l'intensité de grenailage.

b) le taux de recouvrement

défini par la probabilité, exprimée en %, d'impact d'un projectile sur un élément de surface de la pièce ce paramètre est lié à la fois à la dimension des projectiles et au temps de grenailage. Sa mesure est difficile au-delà de 100 %. En dessous on peut évaluer le taux de recouvrement par observation optique.

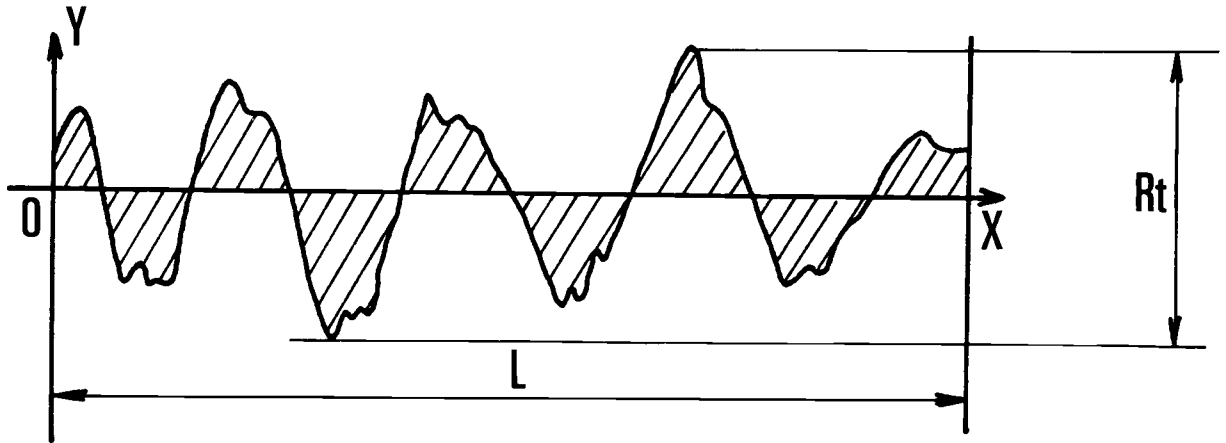
N.B.- Un grenailage satisfaisant doit présenter un taux de recouvrement au moins égal à 100 %

produit ↓	7	8	10	12	14	16	18	20	25	30	35	40	45	50	80	120	200
S780	▽		85 % min	97 % min													
S660		▽		85 % min	97 % min												
S550			▽		85 % min	97 % min											
S460			▽	5 % max		85 % min	96 % min										
S390				▽	5 % max		85 % min	96 % min									
S330					▽	5 % max		85 % min	96 % min								
S280						▽	5 % max		85 % min	96 % min							
S230							▽	10 % max		85 % min	97 % min						
S170								▽	10 % max			85 % min	97 % min				
S110										▽	10 % max			80 % min	90 % min		
S70												▽	10 % max		80 % min	90 % min	
N° de tamis	7	8	10	12	14	16	18	20	25	30	35	40	45	50	80	120	200
Dimension des tamis en mm	2,80	2,30	2,00	1,70	1,40	1,18	1,00	0,85	0,71	0,60	0,50	0,425	0,355	0,30	0,100	0,125	0,075

% : Retenue cumulée sur tamis ▽ : tout passé

Granulométrie suivant norme ASTM E 11-70

Critères de rugosité



N.B. : 0 X = ligne moyenne - L : longueur d'évaluation

Rt = rugosité totale (ou maximale)

Ecart vertical entre le point le plus haut et le point le plus bas du profil de rugosité.

Ra = rugosité moyenne

$$Ra = \frac{1}{L} \int_0^L |Y| dx$$

Bibliographie

- (1) M.M. BARTHELEMY - MASSERON - BACKER - FOMBARLET - PASSERAT - CYROT
Choix d'un acier pour ressort de suspension
Ingénieurs de l'automobile 5-77 p. 359-368
- (2) O. KRICKAU - J. HUHNEN
La rupture des ressorts. Causes analyse et prévention
Le Tréfilé - sept.-Oct. 73 p. 209-222
- (3) P. CATTIER
Ruptures des ressorts par fatigue
Leurs causes et les moyens de les éviter
Mécanique-électricité avril 63 p. 39 à 46
mai 63 p. 47 à 51
- (4) R.L. RICKETT - A.O. MASON
Fatigue properties of Springs as affected by heat treatment
Métal Progress mars 59 p. 107-110
- (5) E. BROOKER
Evaluating Leaf Springs for Automobiles
Métal progress feb. 62 p. 72-79
- (6) RCA THURSTON
The strength characteristics of helical springs
The Canadian mining and metallurgical
oct. 51 p. 658-668
- (7) P. CATTIER
Etat actuel des études sur la résistance à la fatigue (application au cas
des ressorts)
Mécanique-électricité mai 61 p. 53-58

- (8) K. WALZ
Ressorts en acier et les problèmes de leurs matériaux
Le Tréfilé Juillet/août 76 p. 146-153
- (9) E. SIKORA
Thèse de Docteur Ingénieur - Université de Clausthal - juin 73
- (10) JC. BRUNET, M. HUGO, J. BELLOT
Etude des caractéristiques des aciers mangano-siliceux pour ressorts
Mémoire Scientifique Revue Métallurgie Juillet 79 p. 425-436
- (11) JP. HILGER, B. KONDRÓ, J. HERTZ
Amélioration des propriétés mécaniques d'un fil d'acier de gros diamètre,
de nuance 60 S 7, au moyen d'un traitement thermomécanique de laminage
dans le domaine de l'austénite stable suivi de trempe.
Mémoire Scientifique Revue Métallurgie n° 12, 1974, p. 761-772
- (12) R. KIESSLING - H. NORDBERG
Influence of inclusions on mechanical properties of steel
ISI Institute London 1972 p. 179-185
- (13) R. KIESSLING
Non-metallic inclusions in steel
Part I-IV The Metals Society - London - 1978
- (14) D. BROOKSBANK
Thermal expansion of calcium-aluminate inclusions and relation to
tessellated stresses
Journal of Iron and Steel Institute, mai 70 p. 495-499
- (15) D. BENOIT
Influence des inclusions sur la tenue en fatigue des aciers
Revue bibliographique - Publication IRSID Mars 1981
- (16) F. MOUSSY
Influence des inclusions et ségrégations sur les propriétés mécaniques
des aciers
Publication IRSID - mars 1981

- (17) PH. FRITH
Influence des inclusions et de la répartition des carbures sur le comportement à la fatigue des aciers élaborés de diverses manières.
Revue de Métallurgie L XIV - 1967 - n° 6 p 531-549
- (18) R. CAZAUD
La fatigue des métaux
Editions Dunod - 1969
- (19) Recueil de données technologiques sur la fatigue
Editions CETIM - 1981
- (20) R. TATNALL
Fatigue properties of Helical Springs
WIRE - Octobre 1937 - p. 577-591
- (21) JL MARTOT - M. HUGO - JC. BRUNET
Influence de l'état de surface sur la résistance à la fatigue des aciers pour ressorts traités
Traitement thermique - décembre 1980 - p. 29-36
- (22) A. GUIMIER
Caractéristiques des aciers devant résister à la fatigue et au fluage
Fils, Tubes, Bandes et Profilés vol. 11 n° 53 - juin-juillet 76 p. 12-17
- (23) B.A. MACKENZIE
What you should know about spring wire
Manufacturing Engineer - mars 1979 p. 78-79
- (24) A.G. RAKHSHTADT
The problem of improving the properties of spring steels and alloys
Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov - août 75 - p. 38-44
- (25) C. GRANOTTIER, L. VINCENT, B. COQUILLET, P. GUIRALDENQ
Tenue en service des ressorts formés à chaud
Causes principales de ruptures en service
Matériaux et techniques - mars 1981 - p. 73-77

- (26) K.H. KLOOS - B. KAISER
L'endurance des ressorts hélicoïdaux en fonction du rapport d'enroulement
et de l'état de surface
Le Tréfilé - janvier/février p. 10-17 - mars/avril p. 49/57
- (27) A.S. KENNEFORD - G.C. ELLIS
A comparison of six spring steels
Journal of Iron and Steel Institute - mars 1950 - p. 265-277
- (28) L. BACKER
Aciers pour ressorts hélicoïdaux dans les véhicules automobiles
Aciers Spéciaux - 1979 - p. 19-23
- (29) F. MOLLER
Der Einfluss der warmebehandlung auf die Funktion von Federn
Neue Hütte, juillet 78 - p. 427-431
- (30) R.H. GASSNER
Update on AMEC's decarburization program
Metal Progress - mars 1979 - p. 51-55
- (31) P. FUNKE - W. HEYE - C. ZELLERFELD - A. RANDAK - E. SIKORA
Influence d'une décarburation superficielle sur la résistance
aux efforts alternés d'aciers à ressorts
Stahl und Eisen 96, 1976, janvier, p. 28-32
- (32) J.F. FLAVENOT - A. NIKU-LARI
Le Grenillage de précontrainte
CETIM - note technique n° 15
- (33) Decarburization
Iron and Steel Institute
ISI Publication - London - octobre 69
- (34) A.G.H. COOMBS
An analysis of the effects of shot-peening upon the fatigue strength of
hardened and tempered spring steel
I. Mech. E 1957 - p. 227-238

- (35) F.P. ZIMMERLI
Heat Treating - Setting and shot-peening of mechanical springs
Metal Progress - juin 52 - p. 97-106
- (36) R.L. MATTSON - W.S. COLEMAN Jr
Effect of shot-peening variables and Residual Stresses on fatigue life
Metal Progress, mai 54 - p. 108-112
- (37) H. GABOLDE - J. RIEU
Etude de l'écaillage superficiel créée par l'impact de billes sur une surface
Industrie Min. 15 mars 76
- (38) K.H. MUHR
Influence des contraintes résiduelles sur le comportement aux efforts alternés de ressorts en acier
Stahl und Eisen 88 - 1968 - p. 1449-1455
- (39) A. PARISOT - R. FOUGERES - A. VANNES - M. THEOLIER
Contraintes résiduelles de grenailage
Mémoire Scientifique - Revue Métallurgie - sep. 77 - p. 523-531
- (40) First International Conference on shot-peening
Paris 14-17 septembre 81 - PERGAMON PRESS
- (41) Residual Stresses for Designers and Metallurgists
American Society for Metals 1981
ASM Pub.

AUTORISATION DE SOUTENANCE

Vu les dispositions de l'article 3 de l'arrêté du 16 avril 1974,

Vu le rapport de présentation de Messieurs


R. COHEN-ADAD
P. GUIRALDENQ
P. ASSAYAG
J. F. FLAVENOT
R. FOUGERES
P. RABBE
L. VINCENT

M. GRANOTTIER Christian

est autorisé à présenter une soutenance de thèse pour l'obtention du titre de **DOCTEUR INGENIEUR, Spécialité Chimie Appliquée.**

Fait à Ecully, le 27 mars 1982

Le Directeur de l'E.C.L.


A. MOIROUX

5 JUL. 1989

