

Contraintes

chap 1

Contraintes Résiduelles

Tout traitement de matériaux, de fcc \rightarrow vont impliquer des contraintes résiduelles, et elles vont avoir des effets sur la corrosion, la résistance, la rupture de la pièce.

Ce sont types des contraintes mécaniques dont on va parler.

contrainte ∇

contrainte résiduelle ∇^r

Def Les contraintes résiduelles subsistent quand la pièce mécanique n'est soumise à aucun effort mécanique, elles représentent "l'histoire métallurg" et méca de l'ens de la pièce et de chaque pt de la pièce. Elles existent à 3 niveaux: (fig 1)

∇ correspond à l'ens des grains

∇^r correspond à la ∇ sur 1 grain.

∇ correspond à la

∇ à l'int des grains.

• 1^{er} ordre: contrainte macroscopique, (différents zones de contraintes différentes) (mesurable au jauge, diffract X)

• 2^{ème} ordre: à l'échelle inférieure: l'hétérogénéité et anisotropie de chaque cristal ou grain, ds le matériau polycristallin (\neq grains contraints différemment) mesurable au rayon X.

• 3^{ème} ordre: à une échelle encore + fine, à l'échelle du cristal (sous grains, domaines, bandes, glissement... contraintes différemment.) ∇ qui viennent des défauts à l'échelle cristalline

Les ∇ agissent les uns sur les autres: $\nabla^r(\text{en pt}) = \nabla^I + \nabla^II + \nabla^III$

$$\langle \nabla^III \rangle = \nabla^II$$

$$\langle \nabla^II \rangle = \nabla^I$$

$$\nabla^I = \frac{\int \nabla^r dA}{\int dA} \quad (\text{plusieurs grains})$$

dA: volume

$$\nabla^II = \frac{\int \nabla^r dA}{\int dA} \quad (\text{un grain})$$

$$\nabla^III = \nabla^r - (\nabla^I + \nabla^II) \quad (\text{un point})$$

σ^II : caractérise l'écrasement d'un matériau.
 σ^I est la plus considérée par les bureaux d'études.

L'origine des contraintes : elle peut être :

- mécanique
- thermique
- structural.

exemple : la rectification d'une pièce (voir feuille 2)

fig. a. si on a l déformati° de la couche A, et pas de déformati° B
→ on aura des contraintes de compression σ_A → contraintes négatives
→ " " " " de traction σ_B → " positives

fig. b. contraintes de tract° σ_A , contraintes de compression σ_B
→ on a dépassement de la limite d'élasticité dû au fait que gradient thermique.

fig. c. Il y a l changement de phase de A " on a l compression et une légère traction "

En général les contraintes résiduelles macroscopiques σ^r peuvent être dues :

- à l écrasement plastique non homogène sous l'act° de forces ext (grenailage, auto-frettage, galetage, martelage choc laser)

- à l déformati° plast° non homogène au cours d'l chauffage ou d'l refroidissem° non uniforme (moulages de matières plastiques)

- aux déformati° structurales se transformant de la matière (traitem° therm°)

- aux hétérogénéités d'ordre chim° ou cristallograph° (nitrures)

- à des traitem° superficiels divers (émaillage, nitrage, PVD)

- à des \neq de coeff de dilatation.

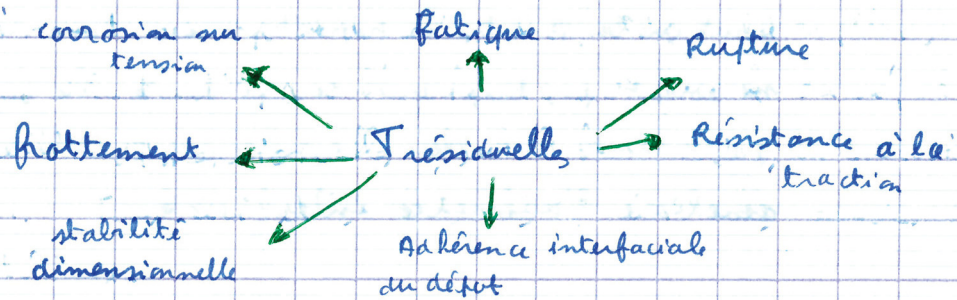
• une différence de coeff de dilatation et donc ~~une~~ incompatibilités mécaniques (composites à matrice métall^q et organi^q, revêtement^t céramique, voir tabl 1. feuille 2)

Effets des contraintes sur la résistance mécanique et les propriétés des matériaux

voir feuille 3

On a 1 matériau il y a 1 contrainte résiduelle et subit une contrainte en service. En fait il est soumis à $\sigma^T + \sigma^S$ matériaux avec σ de compression \Rightarrow matériaux résistent \oplus longtemps à la corros^o \Rightarrow améliorat^o des propriétés méca

Les σ agissent sur les bords de domaine.



effets des σ^T sur les phénomènes des matériaux

1) tenue à la fatigue

Les σ^T est surtout sur la phase d'amorçage, + σ^T de compression est élevée + la résistance à la fatigue \uparrow

2) Rupture par fatigue

Le champ de contraintes a beaucoup d'importance sur la phase de propagat^o de la fissure. Si on a 1 matériau qui a des σ^T importants on doit faire 1 traitement therm^q de détensionnement et diminuer les σ^T et \downarrow

La vitesse de propagat^o des fissures

si rupture fragile, 1 clivage va apparaître et se propager de les grains voisins \Rightarrow rupture brutale

$$\text{ici } \sigma^T + \sigma^S = \sigma^*_{f}$$

on essaye d'éviter cette σ^*_{crit} , si σ^S est le si il faut diminuer σ^T par des traitements, de détensionnement

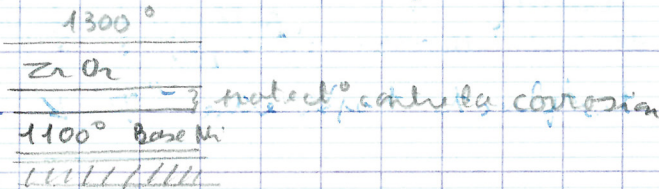
le σ critique σ^*_{f}

ds le grain qd on a des σ^T + σ^S atteignant

3) Corrosion sans tension, phénomène mécano physique peut entraîner la rupture sous l'effet combiné des T^m et d'un environnement corrosif, la rupture est transcritalline et apparaît (sur tout type de matériaux). On évite cela; introduit de contraintes de compression à la surface de la pièce \rightarrow on \uparrow la durée de vie d'une pièce qui est sensible à la corrosion sous tension. T^m introduit par chocs laser, grenailage,

4) Adhérence des dépôts. On fait des dépôts pour améliorer les propriétés mécaniques (d'usure), et contre la corrosion. Il faut des dépôts adhérents, à cela on prépare la surface afin d'avoir un bon accrochage.

On évite d'avoir des contrastes trop importantes du dépôt / substrat; il faut que la \neq entre les propriétés mécaniques du dépôt et du substrat ne soient pas trop grande. Si on \downarrow la contrainte résiduelle par un traitement thermique entre le dépôt et le substrat, on améliore l'adhérence interfaciale.



5) Résistance à la traction, à l'usure au frottement et à la stabilité dimensionnelle.

L'effet des T^m est évident surtout qu'il s'agit de matériaux composites ou matériaux où on a des cordes précontraintes \Rightarrow Résistance à la rupture en traction

Des les composites Pt thermique et mécanique qui nuisent aux T^m
 influence des T^m est \oplus complexe car

Propriétés de frottement et d'usure, phénomène complexe, d'autres paramètres interviennent. La dureté, l'adhérence anti usure, l'évolution du matériau \rightarrow évolue et agit sur la rupture.

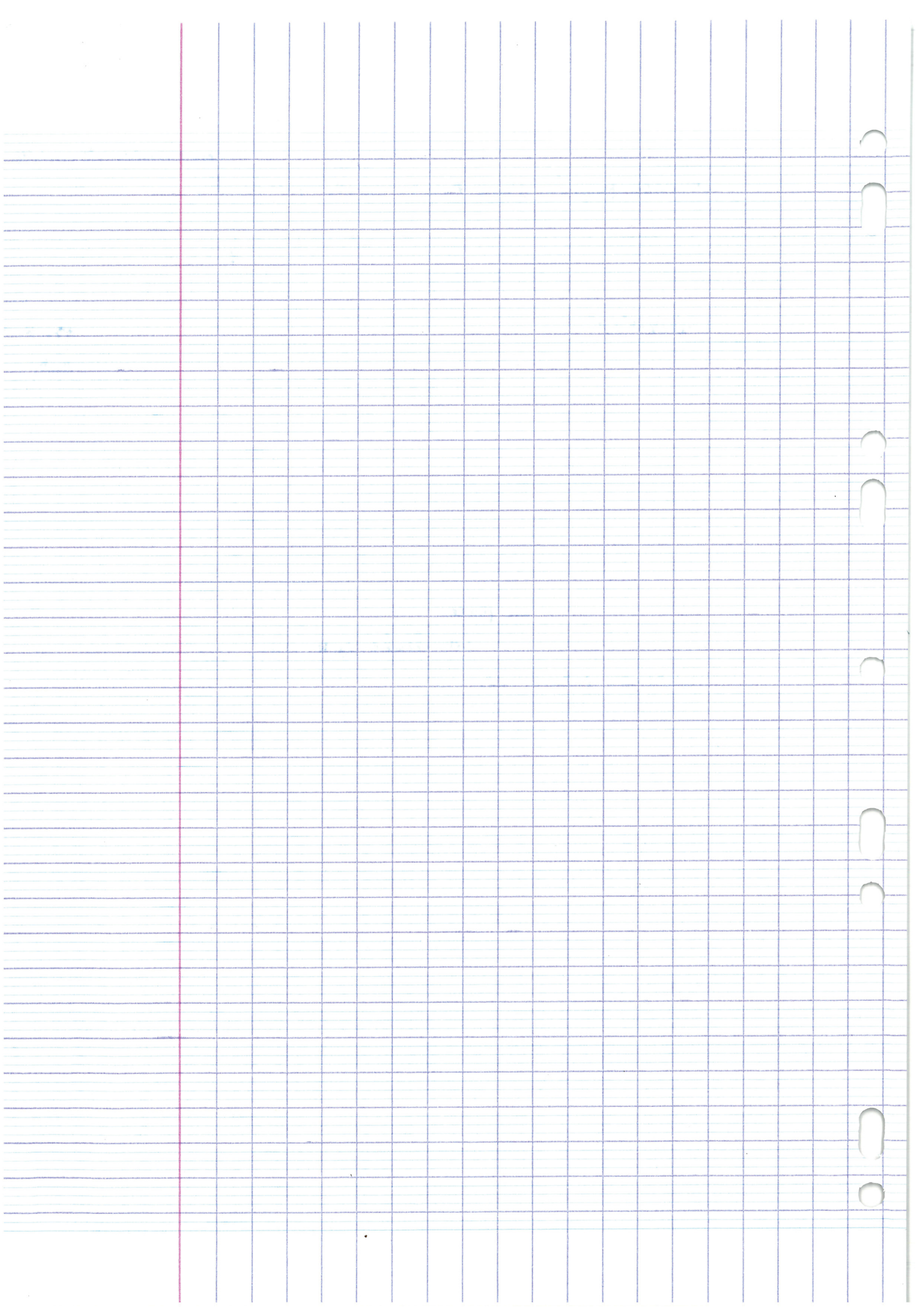
modificat° de la réaction

En vue avoir \uparrow de l'usure qd \uparrow^2 sur compression et qu'elles
sont accompagnées d'une \uparrow de la dureté superficielle.

Stabilité dimensionnelle \rightarrow Si on usine \uparrow pièce qui a des \uparrow^2
provenant d'un opérat^o de soudage \rightarrow la forme de la pièce peut changer en raison de
la relaxation des \uparrow^2 c'est pourquoi après l'opérat^o de soudage on fait
des traitements therm^q de détente pour éviter ce phénomène.

Prise en compte de contraintes résiduelles dans le calcul
prévisionnel de durée de vie.

Il y a 2 voies qui se développent
 \rightarrow développement de calcul prévisionnel, de durée de vie
 \rightarrow mise en place de techn^q de dédramat^o de \uparrow^2 et
en \uparrow sophistiqués. On cherche à s'en passer, sans que la structure des
matériaux interfèrent.



Pourquoi un matériau avec des σ de compression résistera + longtemps à la corrosion et pourquoi il y a amélioration de propriétés mécaniques?

Pourquoi + la σ de compression est élevée + la résistance à la fatigue ↑?
Qu'est ce qu'une contrainte résiduelle?

La rupture d'un matériau est généralement la conséquence de la propagat° d'une fissure. Les contraintes de tract° facilitent cette propagat°, par contre les contraintes de compress° s'y opposent en refermant la fissure.

Les σ^r sont celles qui existent dans le matériau en l'absence de σ appliqués par l'extérieur. Par exemple, en solidifiant une bille d'acier (à la mesure où la densité de l'acier liquide est inférieure à celle de l'acier solide) la croûte qui se forme la première à l'extérieur entoure une masse de liquide. En se solidifiant cette masse occupera un volume plus faible, et tirera vers l'intérieur la 1^{ère} croûte formée.
⇒ Cette peau sera donc en compression.

Si dans l'utilisation de cette bille, elle reçoit des chocs, les σ^r de compression s'opposent aux σ de tract° dues aux chocs et la bille sera plus résistante.

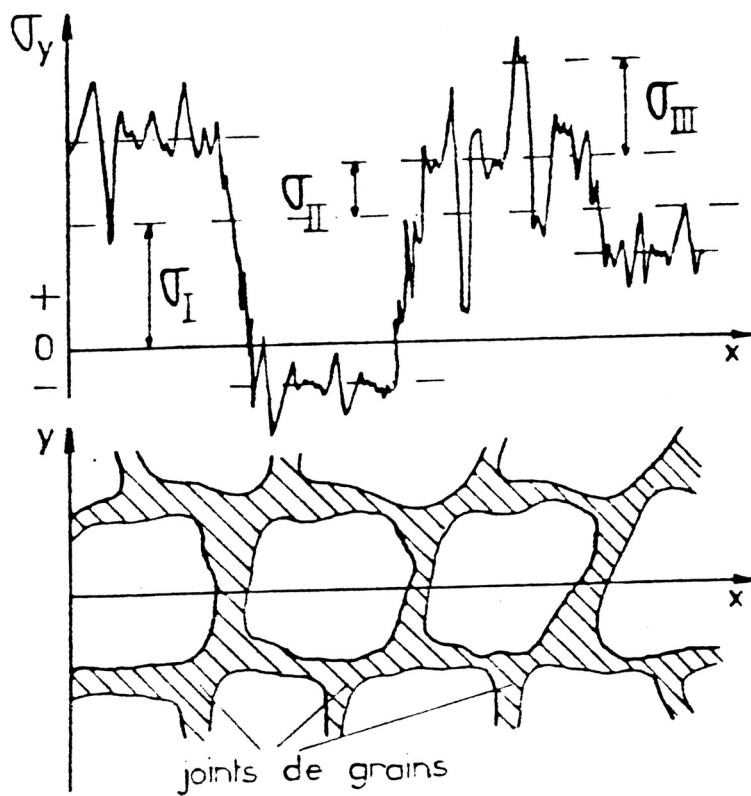
La fabrication des boules de pétanque comporte des étapes de développem^t de σ^r de compression.

Dans le cas de la fatigue, c'est pareil, durant le cycle de fatigue, les σ de tract° feront avancer les fissures, mais elles sont combattues par les σ^r de compression. Pour une pièce sans contraintes résiduelles (ce qui est impossible à fabriquer) + le cycle de fatigue comporte de passage en compress° + la pièce tiendra 1 grand nombre de cycles. Mais si les σ^r sont de tract°, il y aura rupture prématurée.

Pour la corrosion c'est + complexe. Une corrosion fissurante développera - de fissures si des T de compress^o les referment.

Pour 1 corros^o généralisée c'est l'attaque préférentielle des joints de grains qui créera les fissures. Et une T de compress^o limitera le développement de ces fissures.

Pour les propriétés mécaniques, c'est surtout la résistance à la tract^o qui est modifiée par des T ² de compress^o. La T réelle étant + faible que la T appliquée.



* contrainte 1 : σ_1 : contrainte
macroscopique correspond à
l'ensemble des grains

* contrainte 2 : correspond à
la contrainte sur l'épaisseur
d'un grain. σ_2

* contrainte 3 : σ_3 correspond
à la contrainte à l'intérieur des
grains.

représentation des grains
avec les joints de grains.

Figure 1 : Superposition des contraintes résiduelles de type I, II, III dans un domaine couvrant plusieurs grains.

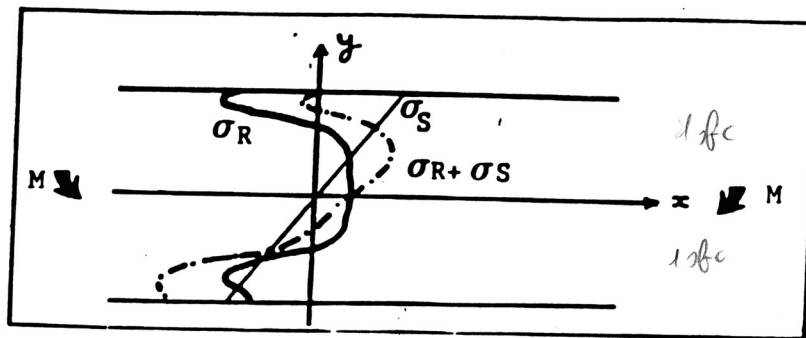


Figure Superposition des contraintes résiduelles et des contraintes en service

A : couche déformée plastiquement
 B : matériau non perturbé

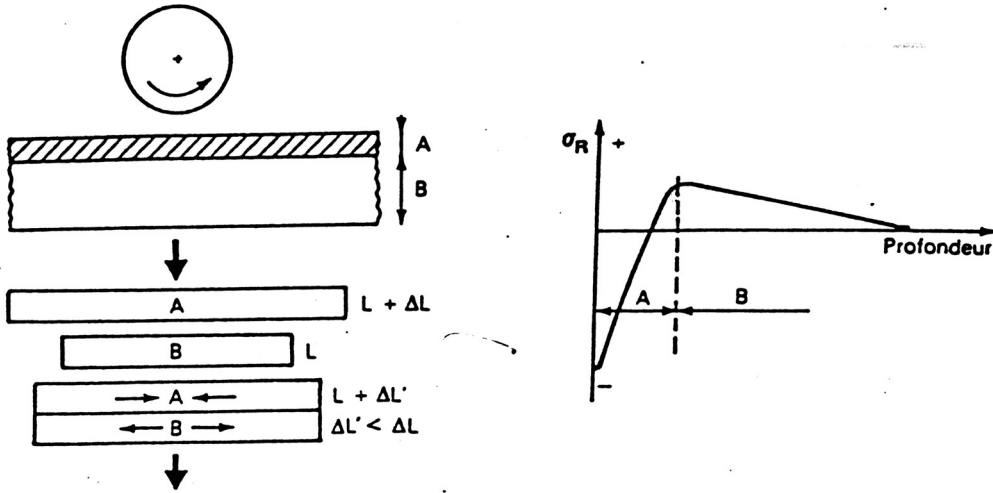


Figure a Contraintes résiduelles engendrées par déformation plastique en absence d'échauffement

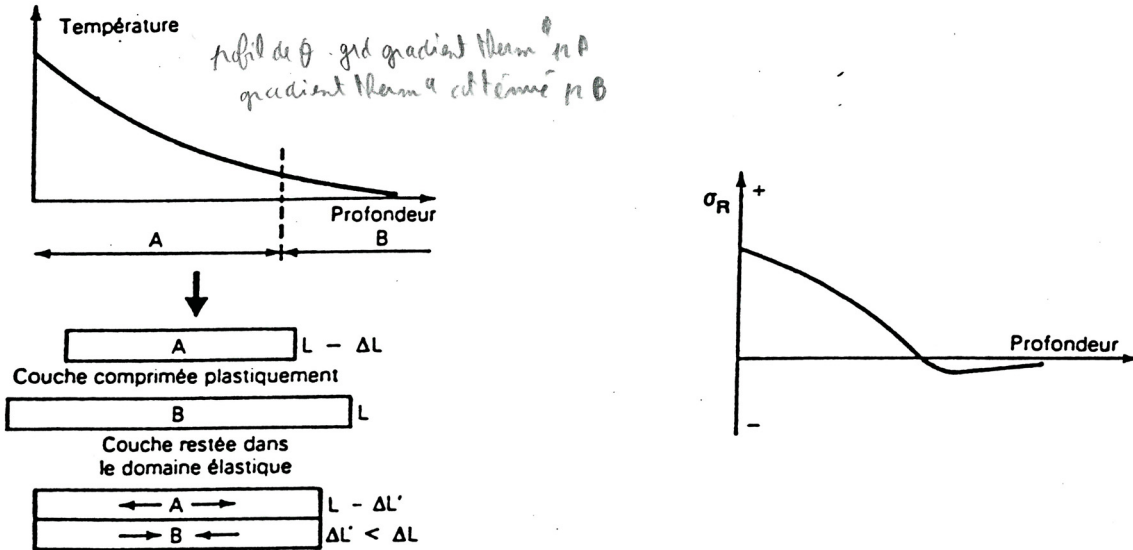
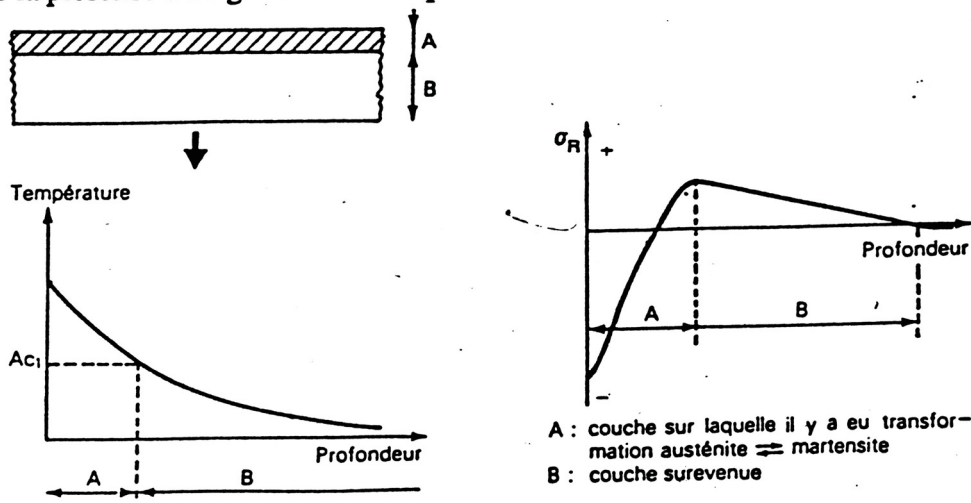


Figure b Contraintes résiduelles résultant du dépassement de la limite d'élasticité à la suite de la présence d'un gradient thermique



Dans A, la température est supérieure à la température de transformation de phases (A_{c1})

A : couche sur laquelle il y a eu transformation austénite \rightleftharpoons martensite
 B : couche surevenue

Figure c Contraintes résiduelles résultant de changement de phases métallurgiques

ORIGINE PROCEDE	MECANIQUE	THERMIQUE	STRUCTURAL
FONDERIE MOULAGE	NON	Gradient de température pendant le refroidissement	Changement de phase
GRENAILLAGE MARTELAGE GALETAGE CHOC LASER PLIAGE ROULAGE REPOUSSAGE FORGEAGE REDRESSAGE FILAGE	Déformation plastique hétérogène entre le coeur et la surface de la pièce	NON	NON
RECTIFICATION TOURNAGE FRAISAGE PERCAGE ALESAGE	Déformation plastique due à l'enlèvement de copeaux	Gradient de température due à l'échauffement pendant l'usinage	Transformation de phase pendant l'usinage si la température est suffisamment élevée
TREMPE SANS TRANSFORMATION DE PHASE	NON	Gradient de température	NON
TREMPE SUPERFICIELLE AVEC TRANSFORMATION DE PHASE (INDUCTION, FE, LASER, PLASMA, METHODES CLASSIQUES)	NON	Gradient de température	Changement de volume due à la transformation de phase
CEMENTATION NITRURATION	NON	Incompatibilité thermique	Nouvelle composant chimique
SOUDEGE	Bridage	Gradient thermique	Modification structurale dans la ZAT
BRASAGE	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Nouvelle phase à l'interface
DEPOT ELECTROLYTIQUE	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Composition de dépôt selon les bains
PROJECTION A CHAUD(PLASMA, LASER, JET KOTE)	Incompatibilité mécanique, microfissuration	Incompatibilité thermique, gradient de température	Changement de phase de dépôt
PVD, CVD	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Changement de phase
COMPOSITE	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	NON

Tableau Principales origines des contraintes résiduelles des différents procédés de fabrication

tab 1. Benillez

Méthodes d'analyse des contraintes

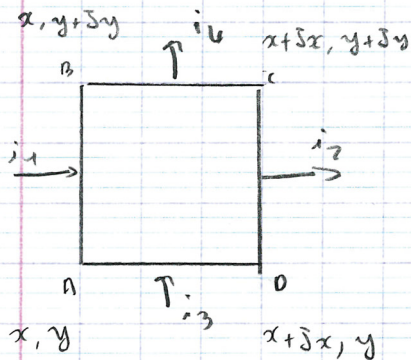
Analogiques : → électrique
→ de Prandtl

on peut avoir des analogies pour les contraintes

I Analogie électrique

équation de Laplace : $\frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} = 0$
caractérise à la fois les

états bidimensionnels de champ électrique.



$$i_x = \frac{\partial \phi}{\partial x}$$

$$i_y = \frac{\partial \phi}{\partial y} \quad (\text{courants})$$

La variatⁿ du gradient de potentiel est

$$\frac{\partial^2 V}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 V}{\partial y^2} = 0$$

de champ de contraintes

$$\sigma_x = \frac{\partial \phi}{\partial y}$$

$$\tau_{xy} = -\frac{\partial \phi}{\partial x}$$

contraintes normales

⇒ il est possible de représenter l'état plan de contraintes par l'analogie élect^r

Mise en œuvre : une feuille de matériau résistif est découpée à la forme de la pièce à étudier, on applique sur les bords des tensions proportionnelles aux condit^o limites

Remarque: L'analogie de Prandtl permet de visualiser τ de cisaillement d'un point qq

Extensiométriques → méthodes directes : extensiométrie mécan^q
fleche ou déflexion; bruit Barkhausen; ultrasons; IR, Raman;
diffract° des RX; diffract° des neutrons.

→ méthodes indirectes : vernis craquelant;
photoélasticimétrie; moiré; jauges électri^q; découpages, usinages;
enlèvem^t de couches, alisage; trou incrémental

II Méthodes extensiométriques directes

1) Extensiométrie mécanique

Utilisat° de \neq types d'extensiomètres (comparateur, à amplificat°
par leviers, opt^q, pneumat^q) méthode la + simple

2) Fleche ou Déflexion

Ce st des méthodes appliquées soit sur l dépôt soit sur l pièce mince
exemple: Déflexion d'une lame mince

suivi en continu au cours d'un oxydat° ou d'un dépôt, de la
déflexion d'une lame métall^q qui s'oxyde unilatéralem^t
(l'épaisseur du métal a l'importance primordiale)

si il y a flexion élast^q et état de τ uniaxial, la τ développée
ds l'oxyde peut é calculée par:

$$\tau_{ox} = (R^2 E / 6 r t) \quad R: \text{fleche} \quad r: \text{épaisseur du substrat}$$

t ... de l'oxyde

si il y a état de τ biaxial:

$$\tau_{ox} = \left(\frac{E}{(1-\nu)} \right) \left(\frac{e^2}{3R^2} \right) \left(\frac{D}{x_{ox}} \right) \quad \text{déflex° de la lame}$$

Technique ayant l'avantage de suivi "in situ"

exemple: dépôt PVD

exemple : ∇ de temps : dépôt Plasma
 ∇ de temps T_q (plane et bi-axiale)

$$T_q(T_s) = \frac{E_s \cdot e_s^2}{6(1-\nu_s)} \frac{5}{8e_d} \left(\frac{1}{R} \right)$$

e_d : épaisseur dépôt (m)
 e_s (m) et E_s (GPa) : épaisseur
et module Young substrat

R : rayon de courbure de l'ens dépôt/substrat (m)

ν_s : coeff de poisson du substrat

On suppose que les déformations sont circulaires \Rightarrow relat° entre la
flèche (f) mesurée et le rayon de courbure (R)

$$\frac{1}{R} = \frac{8f}{L^2}$$

L : distance entre appuis

3) Bruit Barkhausen

Mesure du nbre et de l'amplitude de brusques, réorientat°
magnét° provoquées par le champ magnét° appliqué à un
matériau ferromagnét°.

Bruit dépendant de l'état de ∇ et de la μ structure

4) Ultrasons

La vitesse v de propagat° d'une onde ultrasonore dans le matériau
dépend de la masse spécif° ρ et du module élast° E du milieu
traversé. $\rho v^2 = E$

s'il existe des $\nabla \Rightarrow E$ change et v est modifiée

mais v est aussi affectée par : taille des grains, texture, défauts

5) Diffract° des neutrons

Ident° à la diffract° des RX

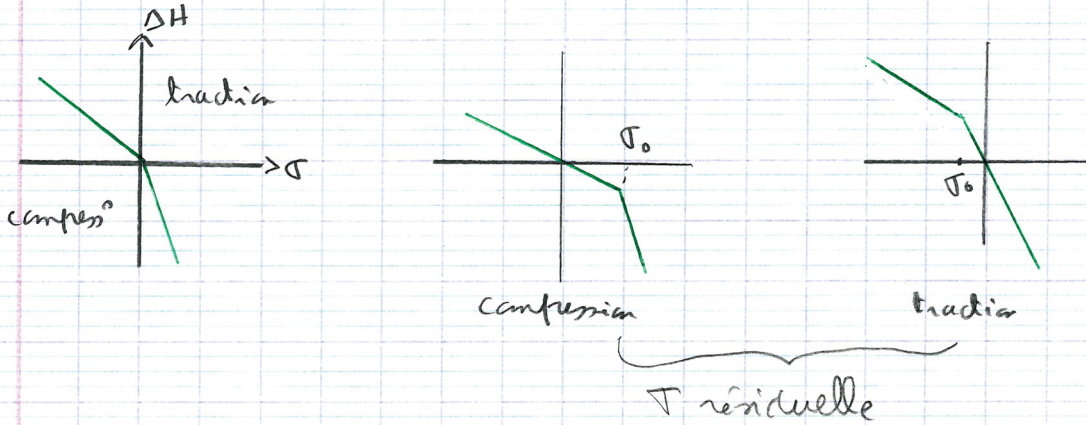
Avantage : pouvoir de pénétrat° des neutrons

Inconvénient : Dispersion en λ (1%) cela va entraîner une résol° +
faible, et nbre limité de sources de neutrons

III Méthodes extensométriques inclues

1) Mesure de dureté

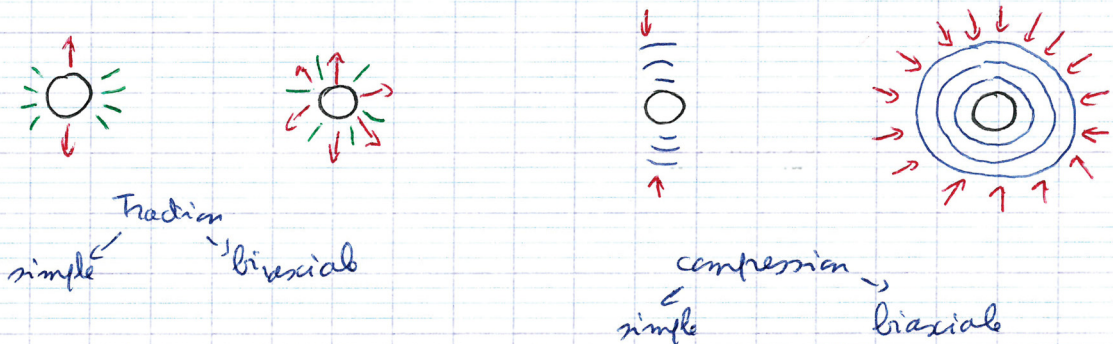
Dureté \downarrow pour des σ de tract°, évolut° + lent° en compression.



2) Vernis craquelant par revêtement

Vernis craquelant - Trou après séchage

\rightarrow qualitatif : le type de craquelure renseigne sur le type de σ



Vernis biréfringent sous l'ad d'l σ - Vernis réfractant (non destructif)

3) Photoélasticimétrie

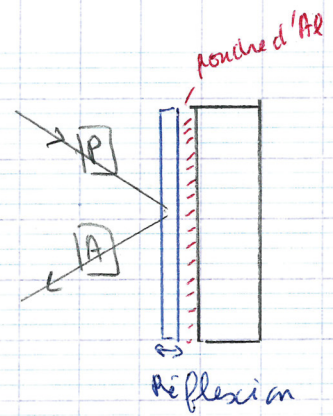
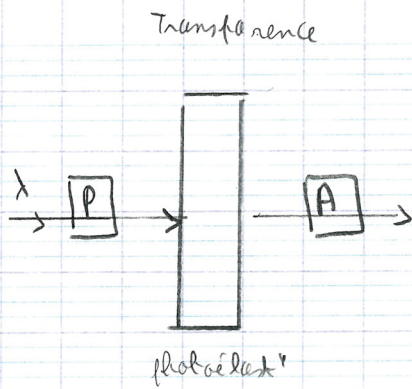
* effet de biréfringence accidentelle sur les matériaux transparents

* photoélasticimétrie par revêtement sur structure réelle

Collage de matière plast° en couche mince à l'aide d'l colle réfléchissante contenant de la poudre d'Al

Mesure des déformations par réflex° avec l polariscope

Epoxydes : polycarbonates, polyméthanes
(plaques planes) (E faible) (caoutchouc)



maxwell :

$$J = C_e(T_1 - T_2)$$

Neumann : $J = K_e(\epsilon_1 - \epsilon_2)$

épaisseur du métal

$$J = 2tk(\epsilon_1 - \epsilon_2)$$

$$k = \frac{C E_p}{1 + \nu_p}$$

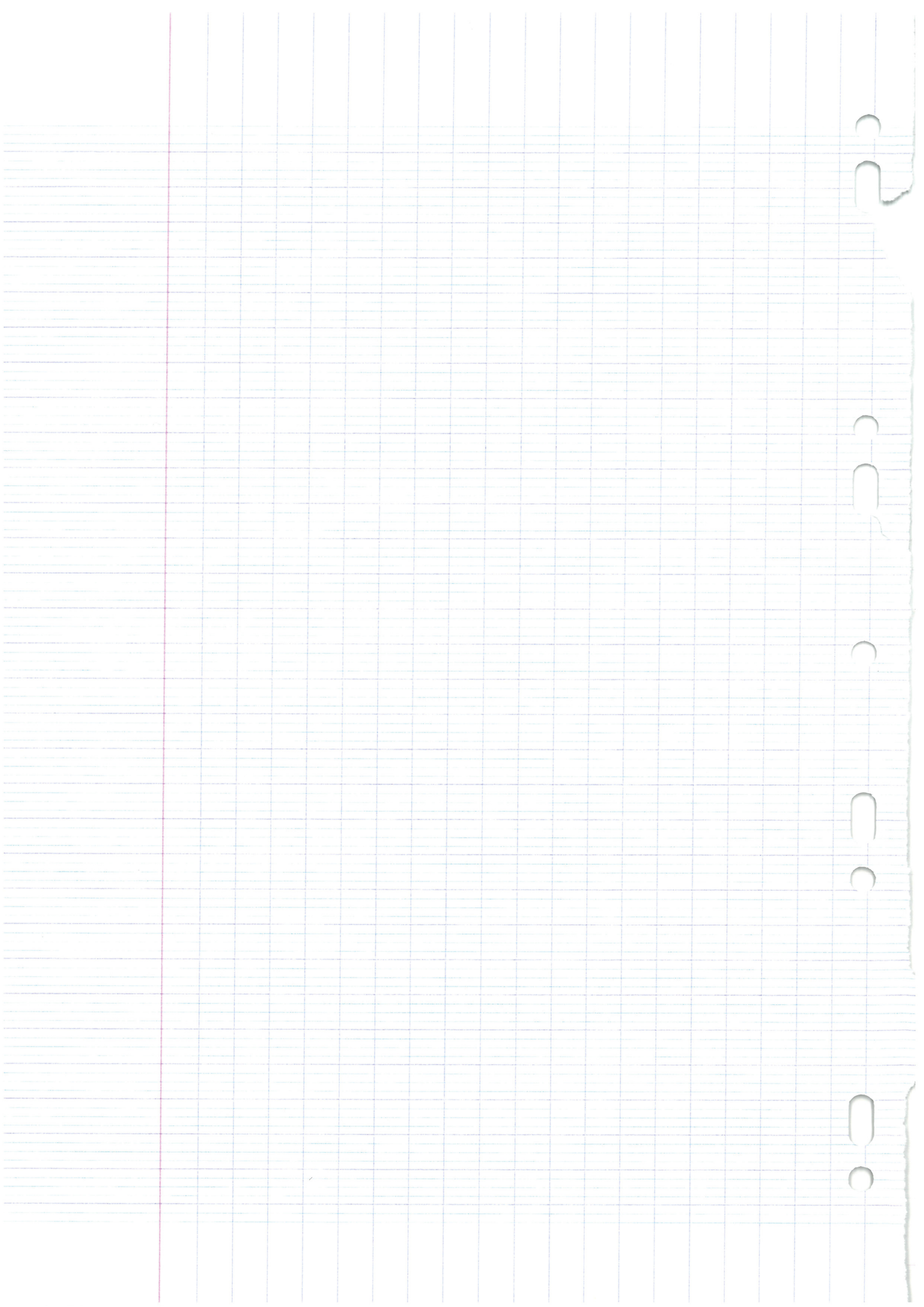
$$(\epsilon_1 - \epsilon_2)_{\text{substrat}} = (\epsilon_1 - \epsilon_2)_{\text{revêtement}}$$

$$T_1 - T_2 = (\epsilon_1 - \epsilon_2) \frac{E}{1 + \nu} = \frac{J}{2tk} \frac{E}{1 + \nu}$$

4) Mohr

Effet opt^y de franges dû à la superposition de 2 trames très fines dont l'une est déformée.

Permet de mesurer des déformations même dans le domaine de la plasticité et du fluage.



Jauges électriques

sert à mesurer la déformatⁿ longitudinale (allongement ou raccourcissement) suivant la directⁿ des brins qui la constituent. Ici, mesure avec pont étalonné en variatⁿ de résistance $\Delta R/R$, on a :

$$E = \frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{K} \frac{\Delta R}{R} \quad E = \frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{K} \frac{\Delta R}{R}$$

K facteur donné par constructeur de jauges
1 seule jaug^e - 2 jauges - Rosette.

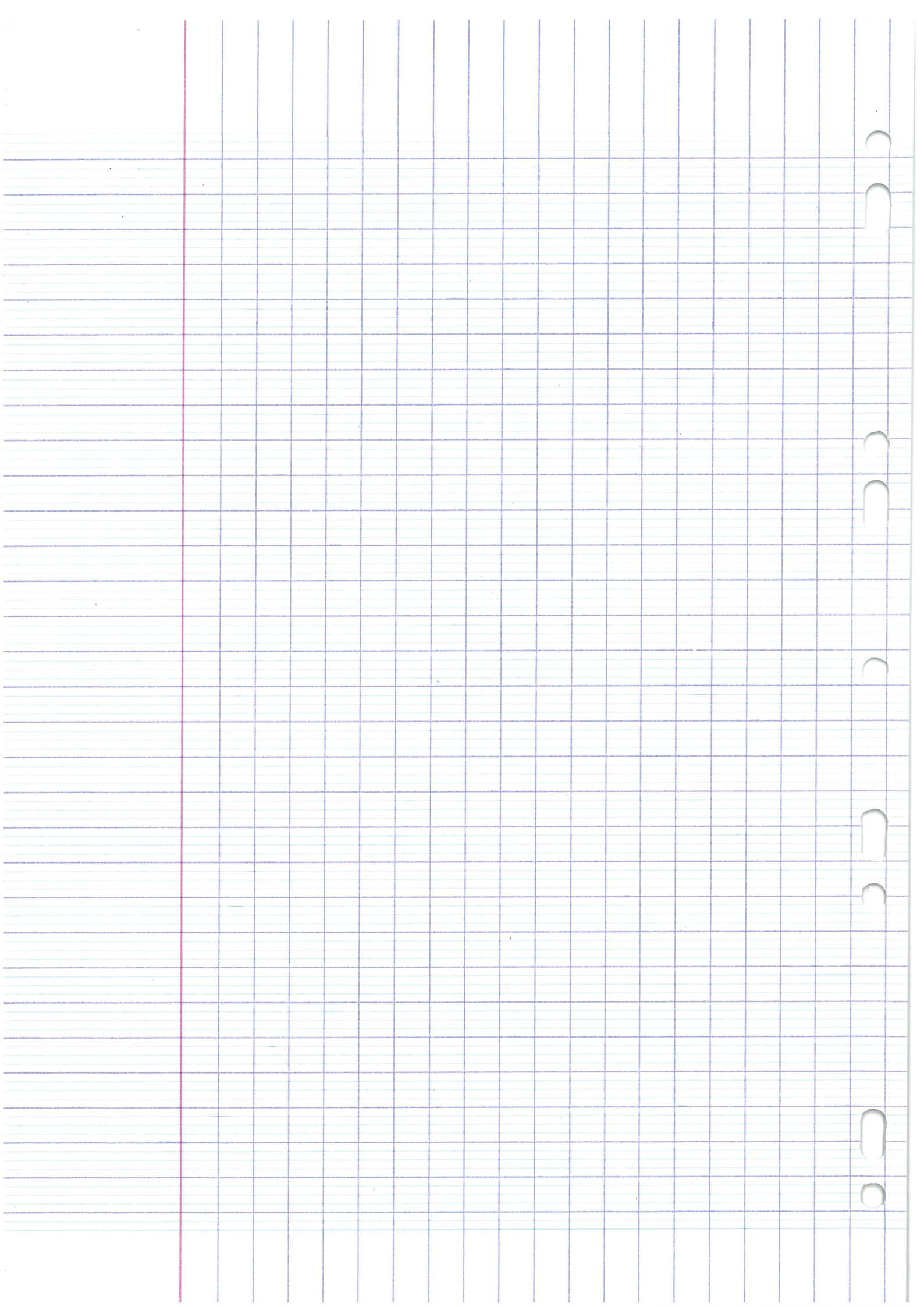
Déconpages, usinage, alésage, enlèvem^t de cordes

Méthode par trépanage (on isole par 1 saignée circulaire 1 petit élém^t de volume dont on veut connaître l'état de T)
La relaxatⁿ permet d'accéder aux T . (voir fig 1 et 3)

Méthode de Sachs (alésages ou usinages extérieurs successifs d'un tube) (voir fig 1, 6)

Méthode du trou incrémentale

voir feuille Théorie de la prise en compte de l'effet géométr^q



Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des RX. (écrit deformat)

I Rappels

1) Influence de la structure de polycristal sur la diffraction des rayons X.

Il y a 3 influences possibles

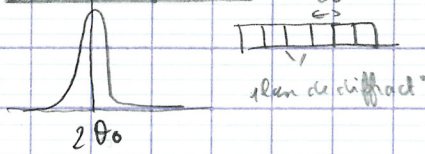
a) facteur de taille, taille des grains

on possède diagramme de tache \Rightarrow à diagramme de raie en fait de la taille des grains, élargissement des raies de diffraction

b) facteur de distorsion

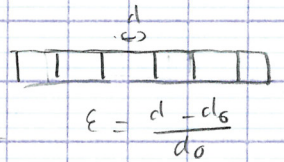
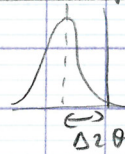
si on a 1 distorsion du réseau \rightarrow élargissement de la raie \rightarrow déplacement de la raie

écrit de déformat: ϵ

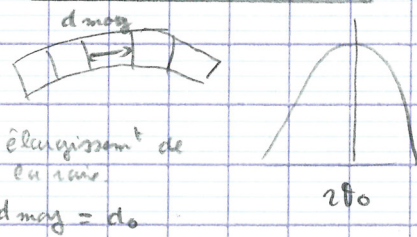


deformat: uniforme

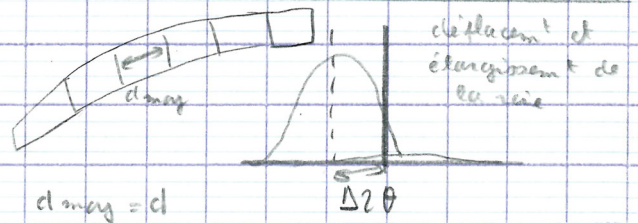
déplacement de raie



deformat: non uniforme



deformat: non uniforme à déformat: uniforme



c) facteur d'orientation

intensité irrégulière des anneaux de diffraction

qd on a l'effet d'orientation si on a l'effet d'anisotropie \rightarrow renforcement de la structure à certains endroits et pas à d'autres.

2) Application de la diffraction RX

position du pic \rightarrow le plus utilisat: possible: identifier d'un métal ou d'un phase

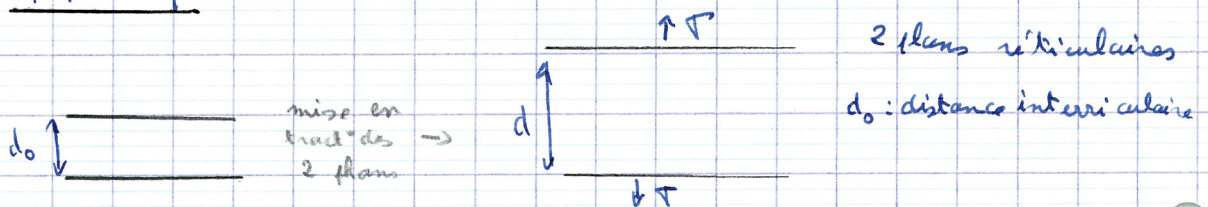
peut permettre de déterminer la composition d'un solide
 " " d'étudier le transformé adhé, de savoir
 " " d'élaborer le diagramme d'équi en fonction
 de la composition

Variation de position de pics permet de déterminer la θ^2
Intensité des pics " " " le dosage des phases.
Variation d'intensité d'un pic → texture cristallographique
 → mesure d'épaisseur.
Forme d'un pic de diffraction → taille de cristallite
 → micro-déformation / taux d'écrasement

II Théorie de la mesure des contraintes par diffraction RX

1) Relation contrainte - angle de diffraction : Loi de $\sin^2 \psi$

a) Principe



déformation : $\epsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0}$ θ : angle de diffraction

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot^2 \theta \cdot \Delta \theta \Rightarrow \Delta 2\theta = -\frac{2}{\cot^2 \theta} \cdot \frac{\Delta d}{d}$$

Cette relation montre :

- que la mesure de ϵ se fait à partir de $\Delta \theta$
- que l'on a intérêt à se placer à de grands angles θ ($\theta > 45^\circ$)

Relat° contrainte - déformat° ⇒ contrainte dans l'exemple :

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

E : module de Young

II) contrainte uniaxiale

Soit 1 cylindre soumis à une contrainte uniaxiale T_y qui provoque E_y déformatⁿ élastⁿ

$$T_y = E \cdot E_y \quad E: \text{module d'Young}$$

E_y correspond à la variatⁿ de la distance intercalaire d de plans cristallins perpendiculaire à l'axe de tractⁿ que l'on peut mesurer par diffractⁿ RX.

Par contre $E_x = E_z = -\nu E_y$ ν : coeff de Poisson

et E_x est facilement mesurable (variatioⁿ de d_{hkl} des plans // à l'axe du cylindre)

$$\text{or } E_x = \frac{d - d_0}{d_0} \Rightarrow T_y = -\frac{E}{\nu} \left(\frac{d - d_0}{d_0} \right)$$

ν : coeff de Poisson

A noter que :

- d_{\perp} distance interréticulaire de plans dont la normale est confondue avec la normale de la spc de mesure.
- d_0 distⁿ de ces m[^] plans ds l'état initial sans contraintes
- seuls les plans diffractants // à la spc et concernés par la diffraction :

III) cas général

1) Calcul de E dans la direction $\phi\psi$ ($E_{\phi\psi}$)

isotrope : m caractères ds tous les directⁿ Si on isole 1 volume d'un solide homogène et isotrope et qu'on lui fasse subir 1 déformatⁿ élastⁿ homogène, on constate qu'il se déforme en un ellipsoïde

(voir fig 2 feuille 4)

En choisissant les axes des ellipsoïdes // aux déformatⁿ (ou aux contraintes) principaux, on peut écrire que la // ds 1 directⁿ qqc définie par les angles ϕ et ψ est :

$$E_{\phi\psi} = a_1^2 E_1 + a_2^2 E_2 + a_3^2 E_3 \quad (1)$$

a_1, a_2, a_3 = cosinus directeur de $E_{\phi\psi}$

$$a_1 = \sin \varphi \cos \phi \quad a_2 = \sin \varphi \sin \phi \quad a_3 = \cos \varphi$$

De mⁱ on peut définir une ellipsoïde des contraintes dont la contrainte normale ds l'directⁱ $\phi \varphi$ est

$$\tau_{\phi \varphi} = a_1^2 \tau_1 + a_2^2 \tau_2 + a_3^2 \tau_3$$

Les relatⁱ contraintes - déformatⁱ principales st

$$\epsilon_1 = \frac{1}{E} [\tau_1 - \nu (\tau_2 + \tau_3)] \quad \tau = E \epsilon$$

(3)

$$\epsilon_2 = \frac{1}{E} [\tau_2 - \nu (\tau_3 + \tau_1)]$$

$$\epsilon_3 = \frac{1}{E} [\tau_3 - \nu (\tau_1 + \tau_2)]$$

$$\Rightarrow a_1^2 + a_2^2 = 1 - a_3^2$$

Si on remplace ϵ_n par ces valeurs dans (1) on a

$$\textcircled{4} \quad \tau_{\phi \varphi} = \frac{1 + \nu}{E} (a_1^2 \tau_1 + a_2^2 \tau_2 + a_3^2 \tau_3) - \frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2 + \tau_3)$$

- module d'Young du matériau

E ds la directⁱ $\phi \varphi$ est fctⁱ ds τ de la directⁱ (1,2,3)

2) Cas de l'analyse par DX - loi des $\sin^2 \varphi$

→ A la sfc du matériau, on considère qu'il existe 1 syst de contraintes planes : τ_1 et τ_2 ($\tau_3 = 0$)

→ Les rayons X pénétrant peu dans le matériau, on suppose que l'on a peu conséquent. $\tau_3 = 0$ (mais $\epsilon_3 \neq 0$)

→ La relatⁱ $\textcircled{4}$ s'écrit

$$\textcircled{5} \quad \tau_{\phi \varphi} = \frac{1 + \nu}{E} (a_1^2 \tau_1 + a_2^2 \tau_2) - \frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2)$$

En remplaçant a_1 et a_2 par leurs valeurs et en écrivant

$$\tau_{\phi} = \tau_1 \cos^2 \phi + \tau_2 \sin^2 \phi$$

on obtient la loi des $\sin^2 \varphi$

$$\textcircled{6} \quad \tau_{\phi \varphi} = \frac{1 + \nu}{E} \tau_{\phi} \sin^2 \varphi - \frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2)$$

3) Relations avec d_{RBL} (la distance caractérisée par RBL)

D'après l'équat. (6), si on connaît ν et E , il suffit de mesurer $\epsilon_{\phi\psi}$ pour 2 valeurs de ψ pour déterminer $\nabla\phi$; et la mesure de $\epsilon_{\phi\psi}$ revient à la mesure de $d_{\phi\psi}$

Quand $\psi=0$, la déform. normale à la sfc de l'échantillon est $\epsilon_{\perp} = \frac{d_{\perp} - d_0}{d_0}$ (voir fig 3, feuille 4)

D'après (6) on a aussi $\epsilon_{\perp} = -\frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2)$
 $\epsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \tau_{\phi} \sin^2 \psi + \epsilon_{\perp}$

(4) $\tau_{\phi} = (\epsilon_{\phi\psi} - \epsilon_{\perp}) \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi}$

$\epsilon_{\phi\psi}$: déform. de la direction $\phi\psi$

$\epsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0}$

distance interstratificale de ψ

d'où $\epsilon_{\phi\psi} - \epsilon_{\perp} = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} - \frac{d_{\perp} - d_0}{d_0} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_0}$

On ne commet qu'une très faible erreur en remplaçant d_0 par d_{\perp} au dénominateur d'où :

(8) $\epsilon_{\phi\psi} - \epsilon_{\perp} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}}$

En combinant 4 et 8 il vient :

9 $\tau_{\phi} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi}$

$\tau_{\phi} = k' \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}}$

4) Relation avec les angles θ_{RBL} de diffraction

10 $\frac{\Delta d}{d} = -\cotg \theta \left(\frac{\Delta 2\theta}{2} \right)$

ou $\frac{\Delta d}{d} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} = -\cotg \theta \left(\frac{2\theta_{\psi} - 2\theta_{\perp}}{2} \right)$

En ce cas ci
 \perp : correspond à
 $\psi = 0$.

11)

On considère que $\cotg \theta \approx \cotg \theta_{\perp}$ et on prend la valeur de $\cotg \theta_{\perp}$

D'où, en exprimant θ en degrés:

$$\tau_{\phi} = (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \frac{\cotg \theta_{\perp}}{2} \frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin^2 \psi} \frac{\pi}{180}$$

$$\tau_{\phi} = k (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \frac{1}{\sin^2 \psi}$$

Hypothèse: le matériau homogène, continu isotrope

- Les déformations doivent être élastiques
- Les σ et les τ doivent être homogènes sur le volume étudié sur R_x

- La mesure est (mesure superficielle (10 à 30 μm): l'état des τ est biaxiale ($\tau_{normale} = 0$)

La plupart des matériaux et des agrégats de cristaux anisotropes, et les hyp. habituelles de la mécanique des milieux continus ne sont réalisées à l'échelle des R_x .

Mais la loi des $\sin^2 \psi$ sur laquelle est fondée la technique de R_x de mesures des τ est vérifiée empiriquement pour la plupart des matériaux si leurs cristallinités est suffisamment fine et si leurs propriétés mécaniques macroscopiques sont isotropes. Cependant, si les déformations élastiques on doit considérer les "doses" \oplus finement

2) Les constantes radiocristallographiques

$$1/2 S_2 = \frac{(1+\nu)}{E}$$

$$\text{et } S_1 = \frac{-\nu}{E}$$

Cependant ces ctes élastiques (S_1 et S_2) ne sont pas des valeurs obtenues par les essais mécaniques. Elles dépendent très fortement de la famille de plans réticulaires sur laquelle se fait la mesure. On va donc devoir considérer des valeurs pour chaque famille de plans réticulaires.

$$\text{on va écrire: } 1/2 S_{2_{hkl}} = \frac{(1+\nu_{hkl})}{E_{hkl}}$$

$$\text{et } S_{1_{hkl}} = -\frac{\nu_{hkl}}{E_{hkl}}$$

Et ce sont ces valeurs qui devront être introduites dans la loi des $\sin^2 \psi$.

Difficultés : connaître les valeurs de ν_1 et ν_2

3 solutions : bibliographique et calcul par modèle
mesure expérimentale.

a) valeurs théoriques.

3 modèles :
• modèle de VOIGT : considère que l'état des ϵ est homogène. $\Rightarrow E_{\text{cristallite}} = E_{\text{macroscopique}}$.
• modèle de REUSS : l'état des σ est homogène.

$\Rightarrow \sigma_{\text{cristallite}} = \sigma_{\text{macroscopique}}$

• modèle de KRÖNER : chaque cristallite du polycristal est = à une inclusion sphérique possédant les ppts du monocristal.

L'inclusion est entourée par la matrice isotrope formée par l'agrégat polycristallin, matrice qui possède les propriétés macroscopiques du matériau.

C'est le modèle de Kröner qui se rapproche le + de la réalité.

b) valeurs expérimentales

Application de σ connue et mesure de $E_{\phi\psi}$ en fctⁿ (σ)

$\Rightarrow \frac{1}{2} S_2(hkl)$ et $S_1(hkl)$

c) Comparaison

Les valeurs expérimentales sont voisines du modèle de KRÖNER généralement

III Mise en oeuvre de la mesure des contraintes

1) Méthode photographique

utilisation d'une chambre plane en retour et variation de l'angle d'incidence des R_x sur la pièce étudiée

2) méthode goniométrique ω

C'est l'appareillage le + répandu...

Utilisat' d'un goniomètre classique $\theta - 2\theta$, le détecteur est placé en retour près du tube.

Le mot ψ est le mot θ du goniomètre, généralement découplé du mot 2θ .

qd l'échantillon est tourné de ψ , la condit' de focalisat' n'est + satisfaisante,

Nécessité d'un bon alignement entre le faisceau incident et le centre du goniomètre mais aussi bon centrage de l'échantillon par rapport à ce m'pt (sinon erreur calculable) (divergence)

Détection du pic par détecteur classique ou bien détecteur linéaire (avec analyseur multicanal)

Echantillons peu volumineux

3) méthode goniométrique ψ

L'axe de rotat' n'est + confondu avec l'axe θ de diffract° mais lui est \perp en restant sur le cercle de focalisat'.

Avantage : plus de Pb de défocalisat° sous réserve de limiter la hauteur de la zone irradiée

Mais m' pbs que n l'autre méthode ω : détect°, traitem' de données et surt° précis° du positionnem' des pics.

4) La détection linéaire

Détecteurs à localisat' linéaire ≈ 1973 .

Permet d'observer simultaném' tout le domaine angulaire. L'ouverture (Δ) de ce domaine dépend du rayon goniométr' (R)

et de la longueur active du fil (l). Dans les cas usuels
 $l \approx 55 \text{ mm}$ et $R \approx 250 \text{ mm}$, $\alpha \approx 12^\circ$

Le domaine observé en 2θ sera donc de 12° .

Les dispositifs électroⁿ impliquant l'acquisition
(on arrive à bien observer les raies) du spectre observé ; en
général les multicanaux associés font 512 canaux
pour 55 mm actifs

Avantages : • simultanéité de la mesure de l'ensemble
angulaire suffisant par mesure de \int .

• L'économie de montage goniométrique (limitation des erreurs
du au déplacement)

• Couplage direct avec l'ordinateur, entraîne un
gain de temps.

• Élimination des instabilités de la source.

Mais le nombre de grains venant en position de diffraction est
⇒ important

IV Les facteurs influençant l'application de la méthode

Limites de la méthode en relation directe avec les hyp. faites
et dont le non-respect entraîne des variations de :

$$2\theta \rightarrow f(\sin^2 \psi)$$

non conformes aux prévisions de l'équation correspondante.

→ texture cristallographique

→ taille des grains

→ gradients de composition ou de \int

mais aussi : géométrie de la surface de mesure.

1) texture cristallographique

Anisotropie \Rightarrow $\frac{1}{2} S_2$ et S_4 ne st plus indépendants
des angles ϕ et ψ de ϕ est ψ

Procédures proposées:

- méthode des "orientat°", "idéales de texture"
- méthode de la fct° de distribut° des orientat° (FDO) des cristallites

2) taille des grains.

Multiplier le nbre de cristallites irradiés et diffractants en augmentant la fct irradiés

3) Gradients de composition ou de contraintes

Faut faire une correction par calcul.

Exercice:

1. Mise en œuvre d'une mesure de contrainte

Rappel: L'intensité relative du faisceau diffracté dépend du

- facteur de polarisat°
- " de structure
- " de multiplicité
- " de Lorentz
- " d'absorption
- " de température

a) facteur de polarisat°:

$$\frac{1 + \cos^2 2\theta}{2}$$

b) facteur de structure

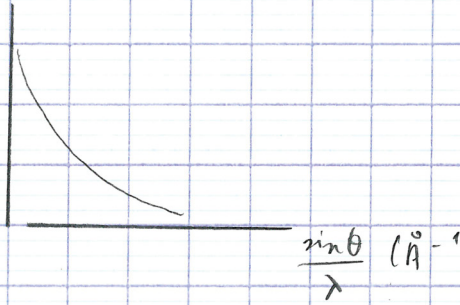
$$F = \sum_{n=1}^{n=N} f_n e^{2\pi i (h x_n + k y_n + l z_n)}$$

N nbre d'atome de la maille unitaire

f_n : facteur de diffusion atomique

h, k, l : indices de Miller

x_n, y_n, z_n : coordonnées des atomes de la maille unitaire



le facteur f dépend de la nature de l'atome et de l'angle θ

F est généralement 1 nombre complexe qui donne l'amplitude et la phase de l'onde résultante.

$|F|$ donne l'amplitude de l'onde résultante.

L'intensité du faisceau diffracté est proportionnelle à $|F|^2$

Le facteur de structure peut être nul pour certaines valeurs de h, k, l : \implies tous les plans h, k, l ne donnent pas lieu à diffraction.

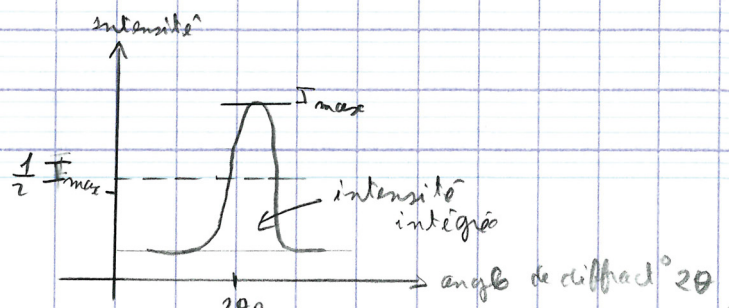
Réseau	Réflexions possibles	F^2
cubique centré	$h+k+l$ pair	$4f^2$
CFC	h, k, l tous pairs ou tous impairs	$16f^2$
hexagonal	$h+2k = 3m$ l pair	$4f^2$
	$h+2k = 3m \pm 1$ l impair	$3f^2$
	$h+2k = 3m \pm 1$ l pair	f^2

c) facteur de multiplicité p

La valeur de p dépend du syst cristallin

cubique	hkl	hkl	$0kl$	$0lk$	kkk	$00l$
	$p=48$	$p=24$	$p=24$	$p=12$	$p=3$	$p=6$

d) facteur de Lorentz



I_{max} est proportionnel à $\frac{1}{\sin \theta_B}$

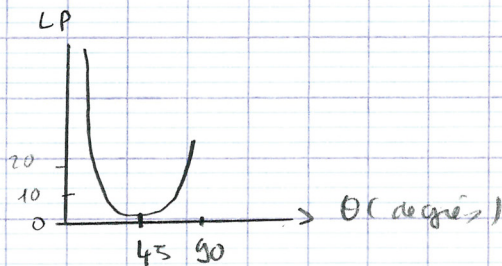
B est proportionnel à $\frac{1}{\cos \theta_B}$

I_{relat} est proportionnel à $\frac{1}{\sin 2\theta_B}$

Le facteur de Lorentz est le produit de ces 3 facteurs soit $\frac{1}{4 \sin^2 \theta \cos \theta}$. Il est en génér regroupé avec le facteur de polarisation.

Facteur de Lorentz - Polarisation (ou L.P)

$$\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta}$$

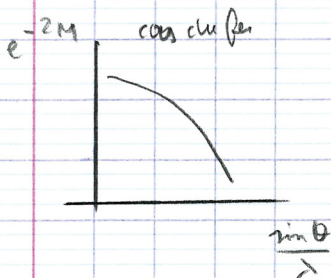


e) facteur d'absorption A

$$A = (1 - \tan \psi \cot \theta)$$

ψ : angle entre l'axe z (normal à la face de la pièce) et le normal aux plans diffractants

f) facteur de température e^{-2M}



\Rightarrow Un résumé l'intensité diffractée est % à :

$$I = |F|^2 \cdot p \cdot (LP) \cdot A \cdot e^{-2M}$$

Dans cette expression: $|F|^2$, e^{-2M} et (LP) dépendent de θ

A dépend de ψ et θ quand $\psi \neq 0$

on cherche l'angle de diffraction avec lequel on doit travailler.

structure cfc \rightarrow hkl indice de Miller tous pairs (ou impairs)
 distance interréticulaire $d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$

Phosic de λ_K :

h k l	d	2θ (degré)				
		Mo	Cu	Co	Fe	Cr
1 1 1	2,34	17,43	38,34	44,94	48,87	58,58
2 0 0	2,06	20,22	44,83	52,56	56,35	69,05
2 2 0	1,43	28,72	65,18	77,44	85,21	106,31
3 1 1	1,22	33,8	78,30	84,30	105,02	139,57
2 2 2	1,17	35,3	82,34	99,72	111,66	154,20
4 0 0	1,01	41,11	99,39	124,63	146,83	(154,66)
3 3 1	0,93	44,8	111,83	148,21		
4 2 0	0,92	45,34	113,7	152,93		
4 2 2	0,84	49,9	132,97	(162,09)		
3 3 3	0,79	53,34	154,32			
4 4 0	0,72	59,01	(162,51)			
5 3 1	0,69	61,86				

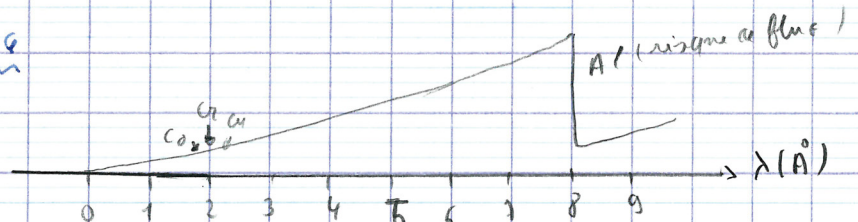
$2d \sin \theta = \lambda$ soit $\theta = \text{Arc sin} \left(\frac{\lambda}{2d} \right)$

Il faut travailler avec les + gd angles possible \rightarrow on choisit le 2θ le + élevé

de Cr avec $154,66^\circ$; Co $162,09^\circ$ Cu $162,51^\circ$ ce st les angles les + élevés il y a 3 anticathodes possible.

Critère de fluorescence

Il n'y a pas de risque de fluorescence

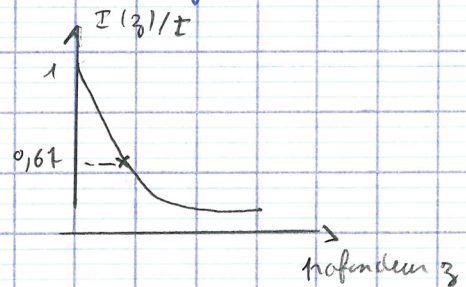


Critère de pénétration des RX

Quelle est la pénétration des RX de la matière en fct de d

on a:

$$\frac{I(z)}{I} = (1 - e^{-Bz})$$



$\frac{I(z)}{I}$ est % de l'intensité totale diffractée.

$$\text{avec } B = 2\mu \frac{1}{\sin\theta \cos\psi}$$

pour un montage ψ

$$B = 2\mu \frac{\sin\theta \cos\psi}{\sin^2\theta - \sin^2\psi}$$

pour un montage Ω ($\Rightarrow I$ diffractée dépendante de ψ) car si pénétration totale.

$$\text{montage } \psi \quad I_{\infty} = \int_0^{\infty} dI = \frac{I_0}{2\mu}$$

$$\text{montage } \Omega \quad I_{\infty} = \frac{I_0}{2\mu} (1 - \tan\psi \cot\theta)$$

$$\text{si } \psi = 0 \text{ (montage } \Omega \text{ classique)} \quad I_{\infty} = \frac{I_0}{2\mu}$$

Pour $\psi = 0$, le calcul donne au centre de l'hyperbole $\left[\frac{I(z)}{I} = 0,67 \right]$

$$\text{Cu} \rightarrow z = 40 \mu\text{m}$$

$$\text{Co} \rightarrow z = 26 \mu\text{m}$$

$$\text{Cr} \rightarrow z = 13 \mu\text{m}$$

Profondeur la + faible \Rightarrow Anticathode de Cr

Choix Final

Anticathode Cr, dans (222), $2\theta = 156,66^\circ = \frac{1+\nu}{E}$

2) Exploitation d'une mesure de contrainte

$$\text{donnée: } \frac{1}{2} S_2(222) = 18,29 \cdot 10^{-6} \text{ M Pa}^{-1}$$

$$\Delta\varphi = \frac{d\varphi - d\perp}{d\perp} = \frac{E}{1+\nu} \frac{1}{\sin^2\psi}$$

$$E_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1^2 \tau + \sigma_2^2 \tau_2) - \frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2)$$

$$= \frac{1+\nu}{E} \tau_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2)$$

avec $\tau_{\phi} = \tau_1 \cos^2 \theta + \tau_2 \sin^2 \theta$

$$E_{\phi\psi} = \frac{d\psi - d\theta}{d\theta} = -\cotg \theta_0 \left(\frac{\Delta 2\theta_{\psi}}{2} \right)$$

$$\cotg \theta_0 = \cotg \theta_{\perp}$$

si θ exprimé en degré

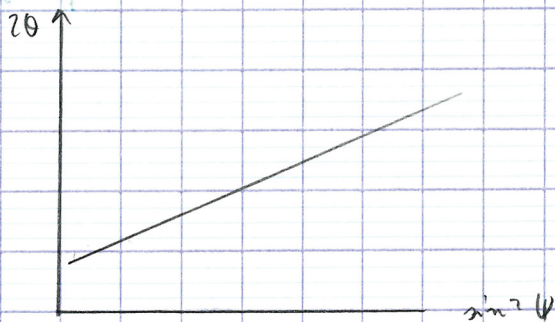
$$E_{\phi\psi} = -\frac{\cotg \theta_{\perp}}{2} \frac{\pi}{180} \Delta 2\theta_{\psi}$$

$$-\frac{\cotg \theta_{\perp}}{2} \frac{\pi}{180} \Delta 2\theta_{\psi} = \frac{1+\nu}{E} \tau_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\tau_1 + \tau_2)$$

$$\Delta 2\theta_{\psi} = \frac{1+\nu}{E} \left(-\frac{360}{\pi} \frac{1}{\cotg \theta_{\perp}} \right) \tau_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} \left(-\frac{360}{\pi} \frac{1}{\cotg \theta_{\perp}} \right) (\tau_1 + \tau_2)$$

$$2\theta_{\psi} = \frac{1+\nu}{E} \left(-\frac{360}{\pi} \frac{1}{\cotg \theta_{\perp}} \right) \tau_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} \left(-\frac{360}{\pi} \frac{1}{\cotg \theta_{\perp}} \right) (\tau_1 + \tau_2) + 2\theta_0$$

on trace θ_{ψ} en fonction $\sin^2 \psi$, on aura 1 pct. linéaire.



Calcul de la pente : 2,19 degrés

calcul du coeff de τ . Pente :

$$2\theta = \frac{\tau_{\phi}}{K_1} \sin^2 \psi + \frac{\tau_1 + \tau_2}{K_2} + 2\theta_0$$

$$K_1 = -\cotg \theta_{Rkt} \frac{\pi}{360} - \frac{1}{1/2 S_{Rkt}}$$

$$K_1 = -\cotg \frac{156,66}{2} \cdot \frac{\pi}{360} \cdot \frac{1}{18,29 \cdot 10^{-6}}$$
$$= -98,5 \text{ MPa/deg}$$

Calcul de la contrainte

$$\sigma = K_1 \cdot \text{pente}$$

$$\sigma = -98,5 \times 2,79$$

$$\sigma = \underline{-275 \text{ MPa}} \quad \text{cela signifie qu'on a le } \sigma \text{ de compression}$$

EXERCICE

1 - Mise en oeuvre d'une mesure de contrainte

On désire mesurer les contraintes résiduelles sur des pièces en alliage d'aluminium. Quelles anticathode et position en 2θ choisir pour obtenir les meilleurs résultats ? (on dispose des anticathodes suivantes : Mo, Cu, Co, Fe et Cr)

Données numériques :

Matériau :

- Base aluminium : $a = 4,0496 \text{ \AA}$
- Structure : c.f.c.
- $K \lambda_{\text{adsorption}} = 7,94813 \cdot \overset{\circ}{\text{A}}$

Anticathodes :

- $\lambda_{K\alpha} \text{ Mo} = 0,7093 \overset{\circ}{\text{A}}$
- $\lambda_{K\alpha} \text{ Cu} = 1,5405 \overset{\circ}{\text{A}}$
- $\lambda_{K\alpha} \text{ Co} = 1,7889 \overset{\circ}{\text{A}}$
- $\lambda_{K\alpha} \text{ Fe} = 1,9360 \overset{\circ}{\text{A}}$
- $\lambda_{K\alpha} \text{ Cr} = 2,2897 \overset{\circ}{\text{A}}$

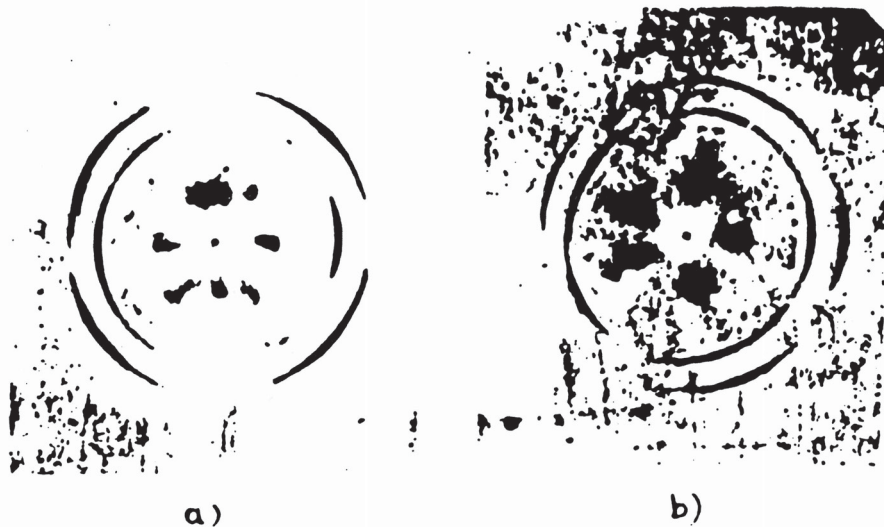
*coeff d'absorb' dans Al
 $\mu = 135,68 \text{ cm}^{-1}$ pr Cu*

2 - Exploitation d'une mesure de contrainte

$\sin^2 \psi$	ψ	2θ
0,4033	-57	157,20
0,6209	-52	156,94
0,5349	-47	156,80
0,3621	-37	156,32
0,2061	-27	155,85
0,0432	-12	155,34
0,0432	+12	155,34
0,2061	+27	155,80
0,3621	+37	156,22
0,5349	+47	156,76
0,6209	+52	157,00
0,4033	+57	157,13

Pour mesurer la ψ on utilise pour la loi des $\sin^2 \psi$

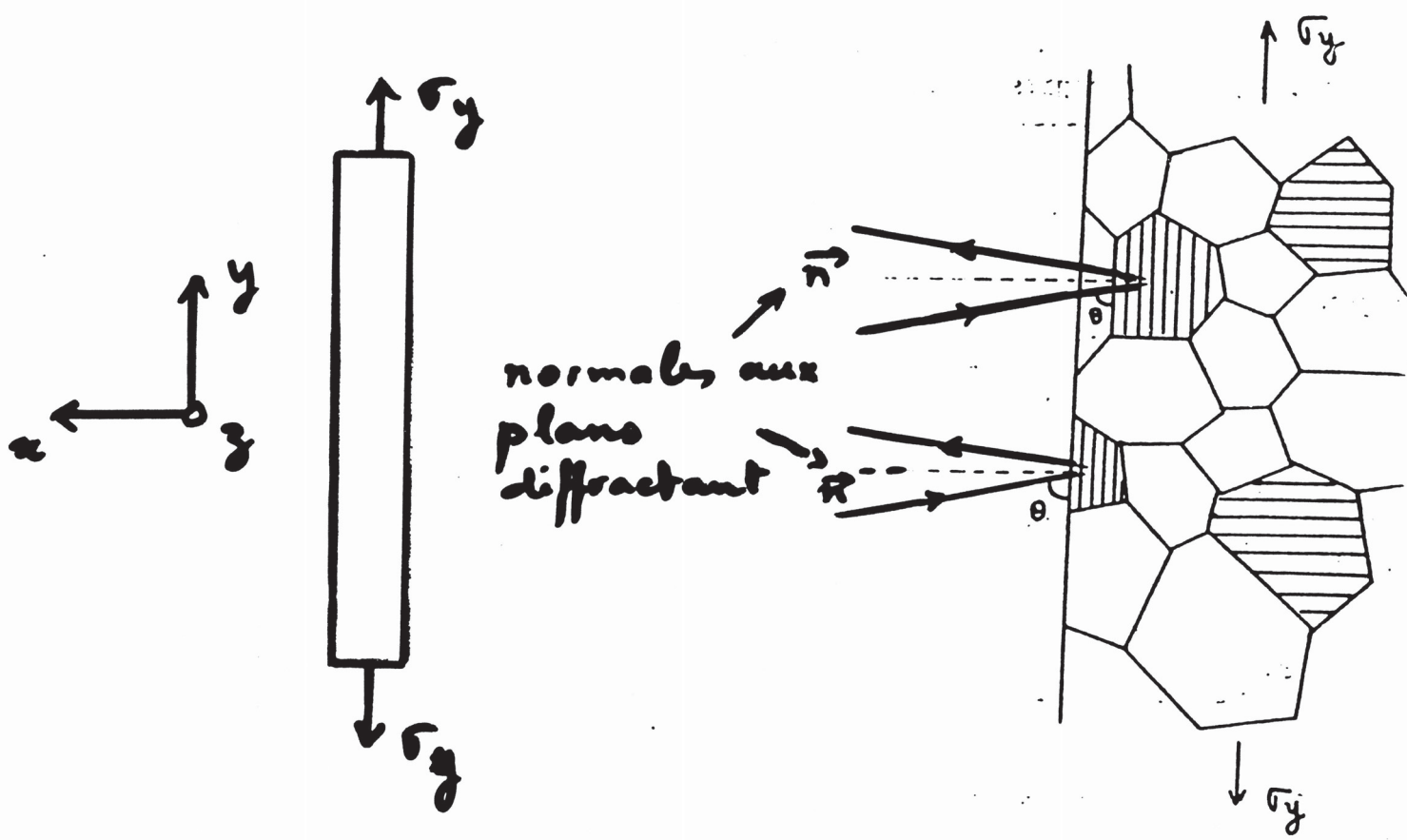
Le matériau est un alliage d'aluminium grenailé.
L'anticathode est Cr.



a)

b)

Figure : Diagramme sur tôle d'aluminium laminée
 a) Tôle normale au faisceau incident
 b) Tôle inclinée de 30°



Les plans réticulaires sont // à la surface
 la normale au plan est confondue
 avec la n de la (a) de c

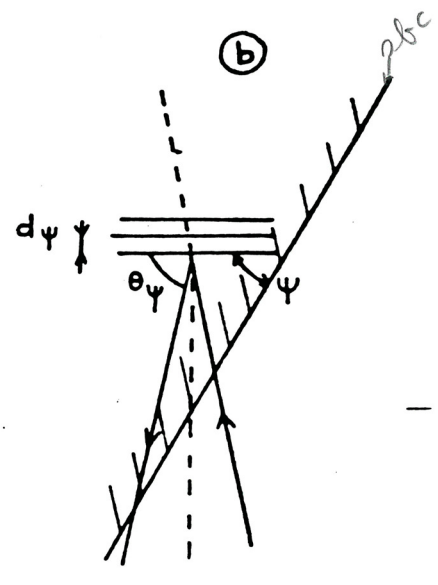
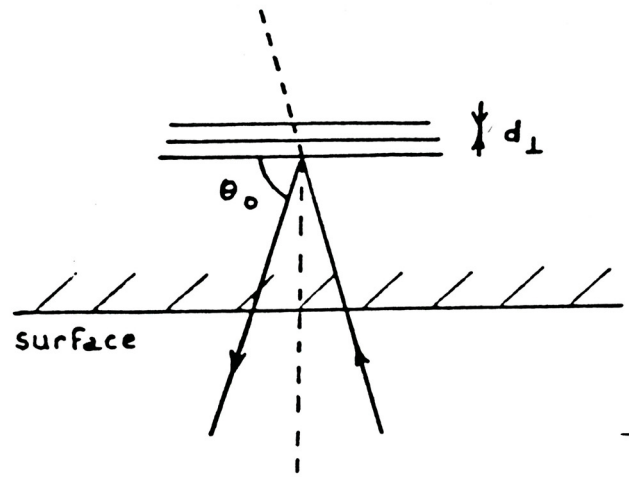


Figure 3 : Orientation des plans cristallins servant à la mesure par rapport à la surface de l'échantillon
 a) $\Psi = 0$ b) $\Psi \neq 0$

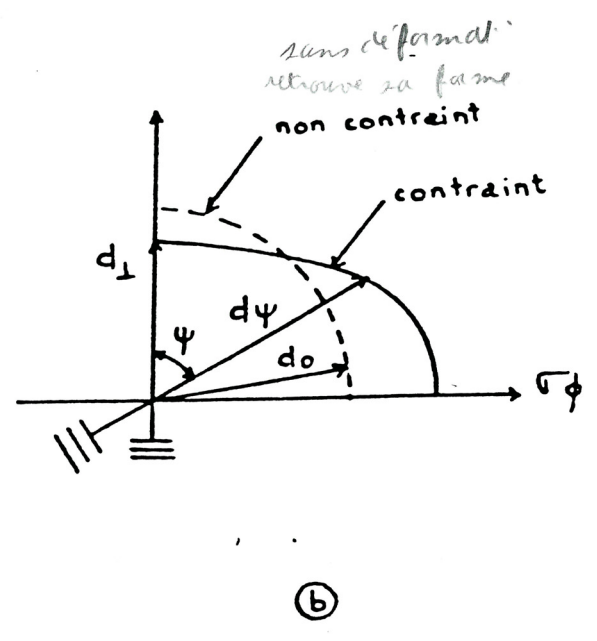
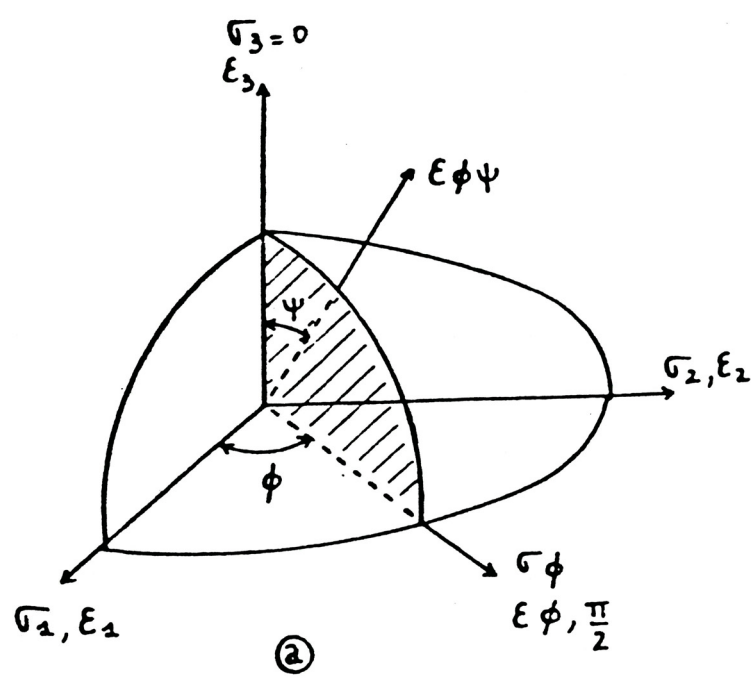


Figure 2 : a) Repérage des angles ϕ et Ψ b) Relations entre d_{\perp}, d_0, d_{Ψ}

L'Analyse d'images

Basée sur des concepts mathématiques qui vont permettre de décrire quantitativement les images

Technique Universelle et Pluridisciplinaire

Image analysées de \mathbb{R}^2 définies par :

- paramètres métriques
- paramètres topologiques

Obtent° de caractérist° de \mathbb{R}^3 par la stéréologie

paramètres
topologiques
de \mathbb{R}^3

Relat°
stéréométrique

paramètres métriques
dans \mathbb{R}^{n+1}

Aspects statist° des mesures

Analyseur automat° d'image

Il comprend :

→ 1 syst d'entrée - sortie (acquisition, stockage et restaurat° visualizat°)

→ 1 syst de traitem° d'images (filtrage, segmentat°...)

→ 1 syst de mesure (traduct° des caractères morpholog° par des paramètres)

1) système d'entrée - sortie

Transfert de l'image optique

- caméra électronique (64 à 128 Niveaux gris)
- caméra de transfert de charges (256 ")

Transfert de l'image fournie par MEB

Info de type topograph⁹ (il est secondaire et rétrodiffusé) et de type clim⁹ (A.X)

2) Système de traitement d'images

traitement des images en niveaux de gris

- Digitalizat^o en posit^o x et niveau de gris (p. 2)
- Mémorizat^o par transfert sur 1 convertisseur analogique/digital
- Améliorat^o soit:
 - par modificat^o du signal / bruit
 - on effectuant des filtrages

a) Filtrages

Filtrage linéaire et produit de convolution par 1 fct^o de voisinage

- filtre linéaire passe bas (ou filtre d'adouciss^{em}) lissage de l'image
- filtre passe haut (ou inverse) mise en évidence des contours
- filtre médiane (ou par la médiane) lissage de l'image

b) Autres possibilités (page 3 du polycop agrafés de graph⁹)

niveaux de gris

élargis	→ multiplication par K	} du contenu des pixels ou jonct ^o de gris
comprimés	→ division par K	
image + foncée	→ addition par K	
image + clair	→ soustrait ^o par K	

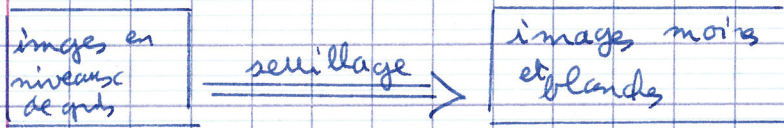
(!) ne pas sortir de la gamme de gris (0-255 par ex) c'à d ne pas saturer. → Bon contraste obtenue par combinaison de ces 2 types d'opérat^o
+ 1 polycop agrafés figure 1.2

b) Seuillage et digitalizat^o de l'image

α) seuillage

Sélect^o des parties de l'image (intéressantes fr l'utilisateur)

en choisissant les limites du signal. C'est une transformⁿ en Tout ou Rien.



b) Digitalisation du réseau

Division de chaque ligne de balayage par l'nbre de segm^t appelés PTS Images ou Pixels.

- maille hexagonale ou carrée
- mesures de paramètres ou transformⁿ effectuées sur l'image digitalisée. L'image peut être mémorisée en binaires

- nat^o de réseau insuffisante p. la mesure de paramètres
- nat^o de grille (le réseau carré présente l'asymétrie)

(cf au ~~polygone~~ agrémentés par 3, 4, 5)

c) Morphologie mathématique

- Mesures quantitatives sur Images Binaires (ca à après seuillage ou certaines transformⁿ basées sur la morphologie mathémat^q)
- Morphologie mathémat^q: comparaison de objets à analyser à l'avis objet de forme connue appelé Element structurant
- Elle utilise des opérⁿ ensemblistes p. transformer l'image

e) Erosion - Dilatation

$B_x \subset X$? élem^t structurant B

si oui $\rightarrow Y = \{x : B_x \subset X\} = E^B(X)$ [érodé de X par B]

$B_x \cap X \neq \emptyset$? l'intersectⁿ de B et de X $\neq \emptyset$

si oui $\rightarrow Y' = \{x' : B_x \cap X \neq \emptyset\} = D^B(X)$ [dilaté de X par B]

B) Ouverture - Fermeture

L'ouverture \equiv érosion de l'ens. X par B puis dilatation par B

$$O^B(X) = D^B[E^B(X)]$$

$$O^B(X) \subset X$$

⇒ disparaît de détails

{ Adoucissement des contours
suppression des passages étroits

La fermeture = Dilatation de l'ens X par B puis Erosion par B

$$F^B(X) = E^B[D^B(X)]$$

⇒ disparaît de détails

{ ouverture de canaux étroits
suppression de golf

Ouverture et fermeture ne sont pas topologiquement Homotopiques à l'Erosion et la Dilatation (suppression d'îles ou de passages étroits)

⇒ les résultats expérimentaux dépendent des opérateurs utilisés ainsi que de la forme et de la taille de l'élément structurant

Remarque principale classes d'éléments structurants : circulaire B; segment de droites; le point.

	convexe	non convexe
isotrope	⊙ surfaces	○ contour
non isotrope	— segment	le point

Applicatif : cercle : taille des objets (granulométrie, mesure des distances)

segment de droites : mesure granulométrique

le point : état de dispersion de l'structure

contour du cercle : caractérisation de l'environnement des pt.

Théorie de la prise en compte de l'effet géométrique

Calcul des contraintes à partir des déformations mesurées

Pour déterminer la distribution de contrainte résiduelle dans un matériau par la méthode du trou, les hypothèses suivantes ont été utilisées :

- le matériau est élastique et isotrope
- les contraintes mesurées sont inférieures à la limite d'élasticité du matériau
- la composante de la contrainte perpendiculaire à la surface est négligeable
- dans chaque couche enlevée, les contraintes sont constantes
- entre les couches successives, les cisaillements sont nuls
- le fond du trou est supposé plat
- la géométrie de la rosette est parfaite vis-à-vis des données définies par le fabricant.

Considérons une pièce où il existe une distribution de contraintes résiduelles arbitraire dont ses directions principales sont 1 et 2 (ici on supposera qu'elles sont confondues avec les directions X et Y (figure 1), on perce un trou de diamètre d et de profondeur H . Si on applique une force équivalente aux contraintes enlevées, l'état d'équilibre ne sera pas changé.

Les contraintes de réaction entre les couches enlevées et le reste de la pièce sont : la contrainte normale σ et le cisaillement τ , θ , (on suppose $\tau_{rz} = 0$).

Du point de vue calcul, l'élimination des contraintes lors du perçage revient à appliquer une contrainte avec un signe opposé. De plus on peut remplacer la distribution réelle par une distribution par étape (figure 2).

On note ici l'épaisseur de couche enlevée par Δh_i , la profondeur de cette couche par h_i , les contraintes principales dans cette couche par σ_{1h_i} et σ_{2h_i} et le nombre de couche par n .

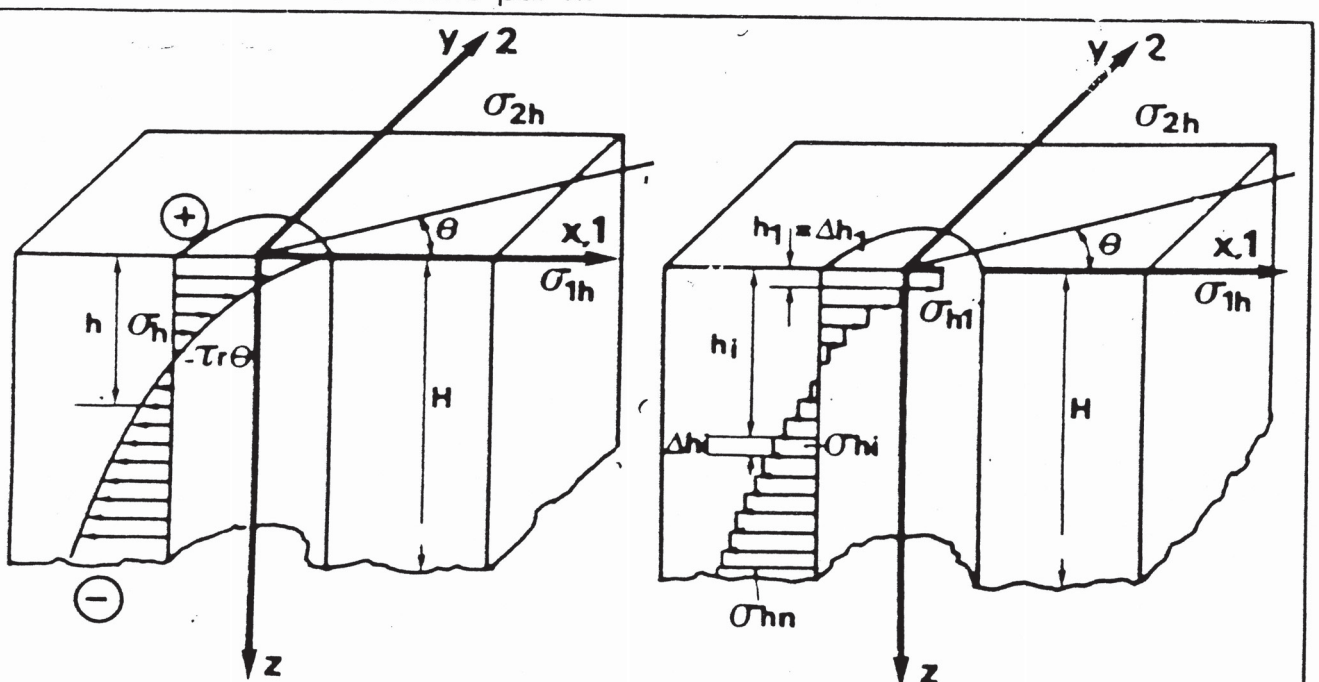


Figure 1 : Distribution réelle

Figure 2 : Distribution apparente

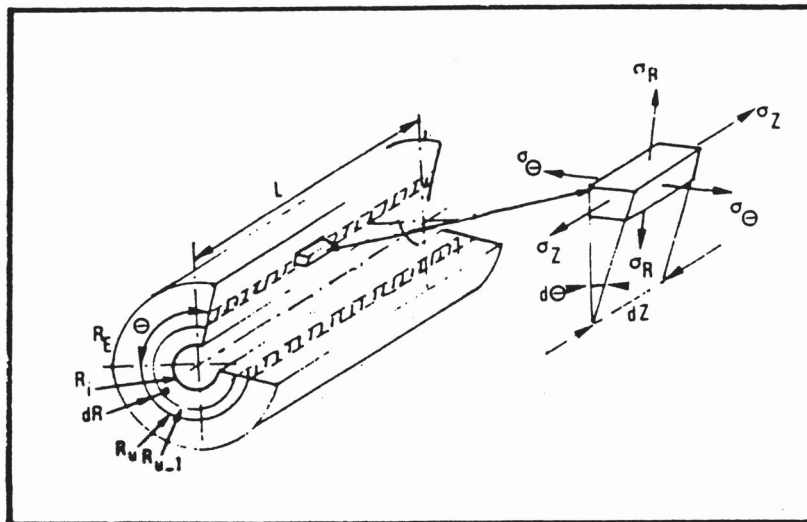


Figure 1 : Schéma de l'élément de volume et du cylindre de référence (Méthode SACHS)

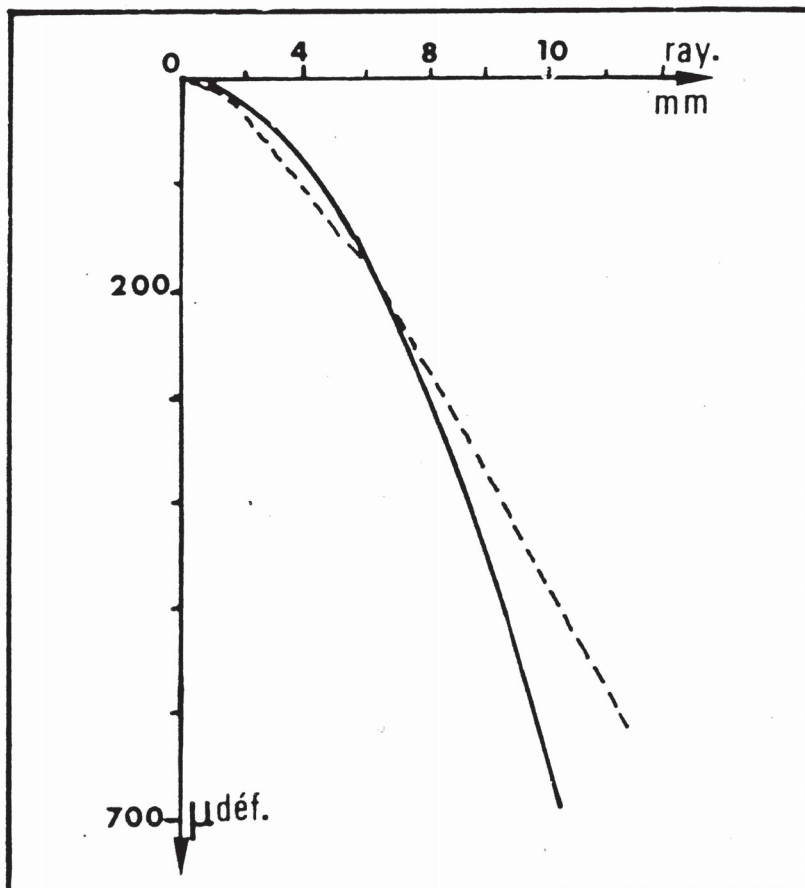


Figure 6 : Evolution des déformations en fonction du rayon pour un usinage intérieur sur un acier XC10 resulteur étiré à 18 % [18]

Mesures des contraintes résiduelles introduites

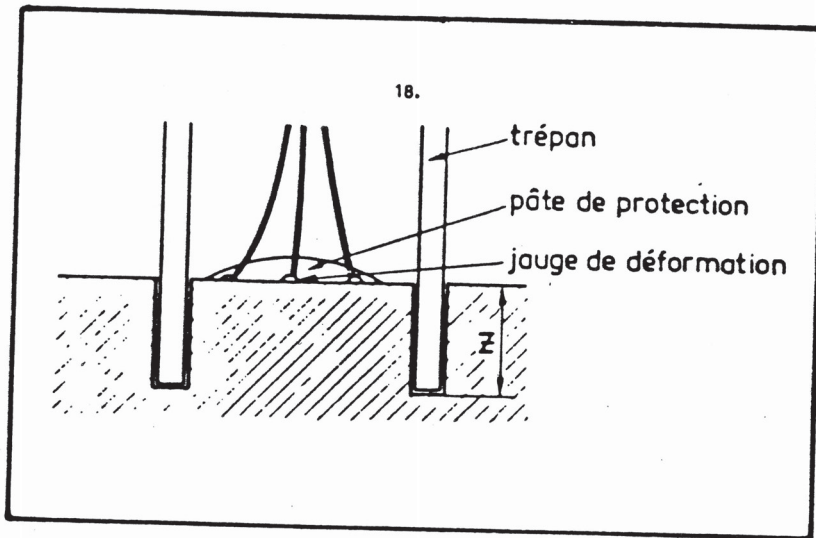


Fig. 1: Schéma de la méthode du trépan

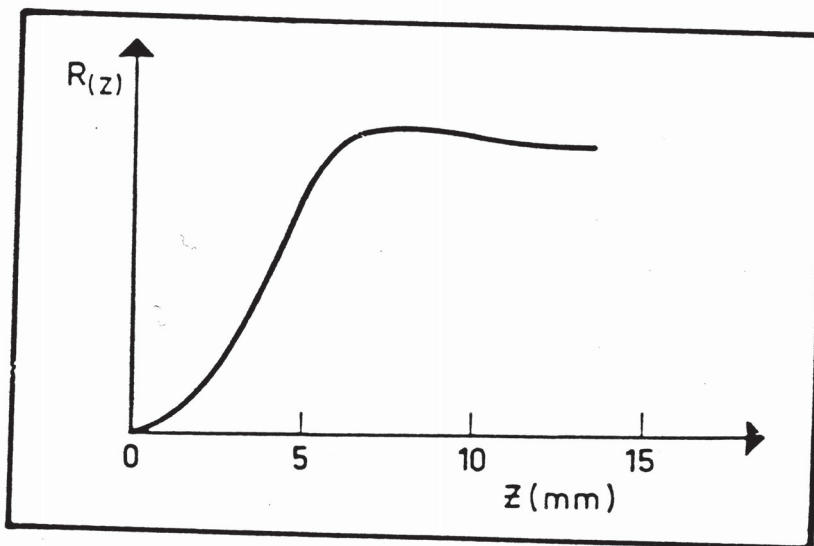
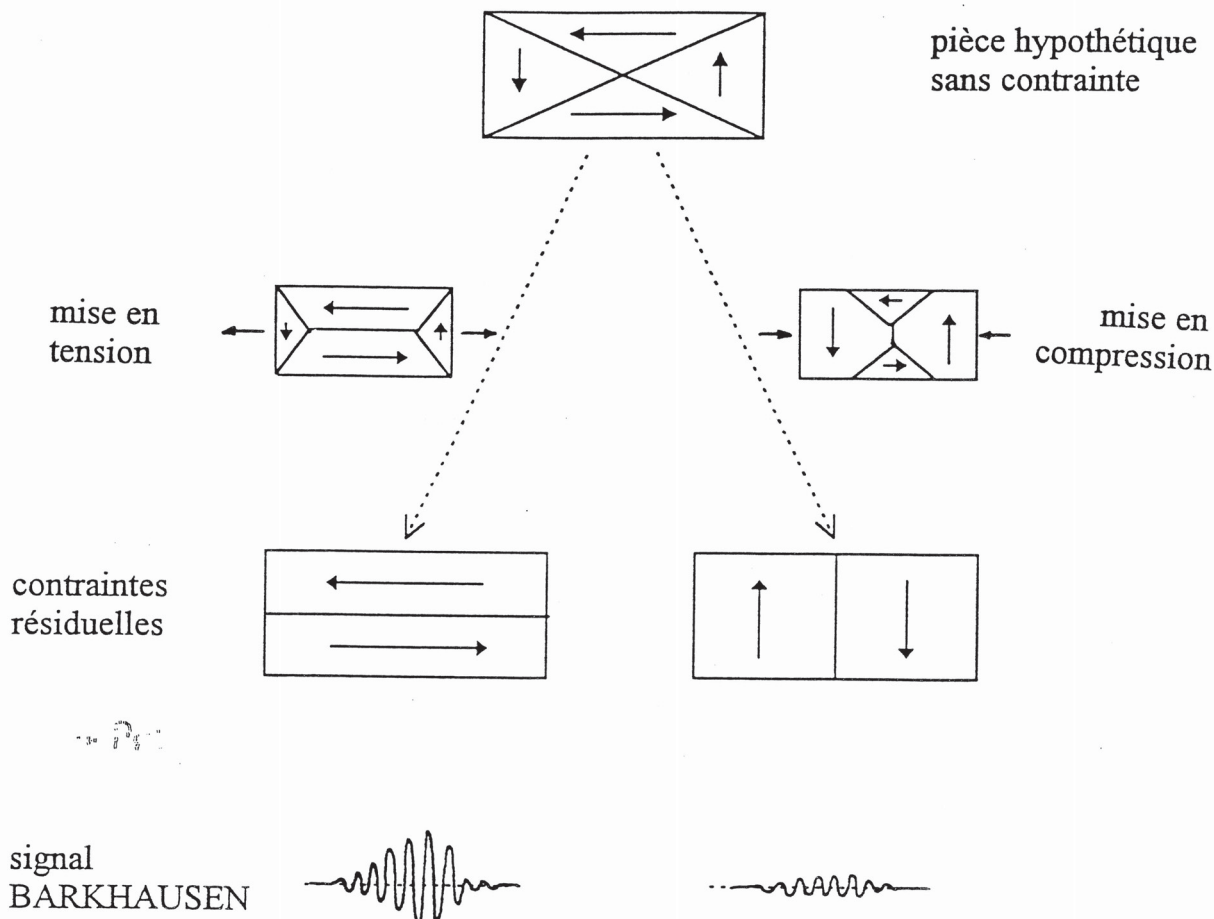


Fig. 3: Signal de relaxation de la déformation résiduelle en fonction de la profondeur trépanée

méthode du trépan

Deux caractéristiques importantes déterminent l'intensité du niveau de bruit BARKHAUSEN: l'état des contraintes internes (résiduelles) et la microstructure du matériau.

- Effets des contraintes résiduelles

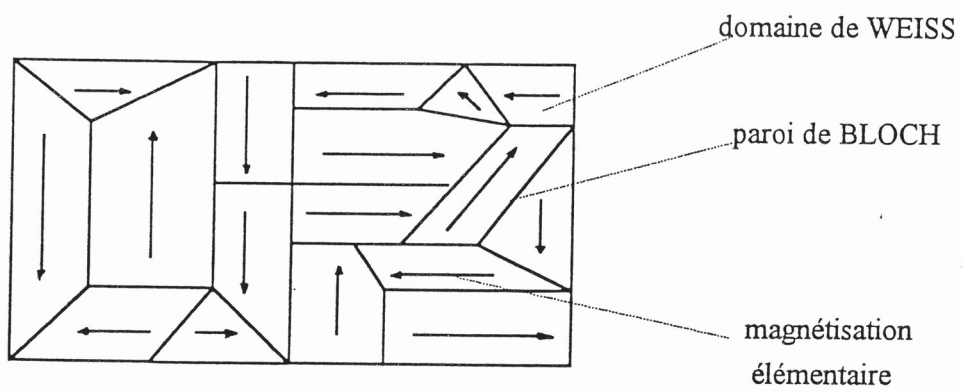


Les domaines dont la magnétisation (élémentaire) est parallèle à la direction de la contrainte de tension vont croître aux dépens de ceux dont la magnétisation (élémentaire) est perpendiculaire. On observe le phénomène inverse en compression.

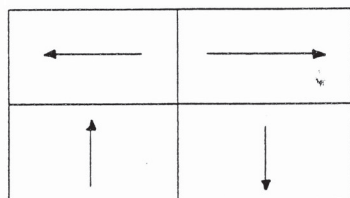
La mise en mouvement des parois perpendiculaires à la direction du champ magnétique inducteur est donc plus facile en tension. Dans ce cas, l'amplitude des vibrations de ces parois est plus élevée. Or, plus les vibrations sont importantes, plus le champ magnétique induit est fort. Il en résulte que le signal BARKHAUSEN est plus élevé en tension qu'en compression.

- Effet de la microstructure

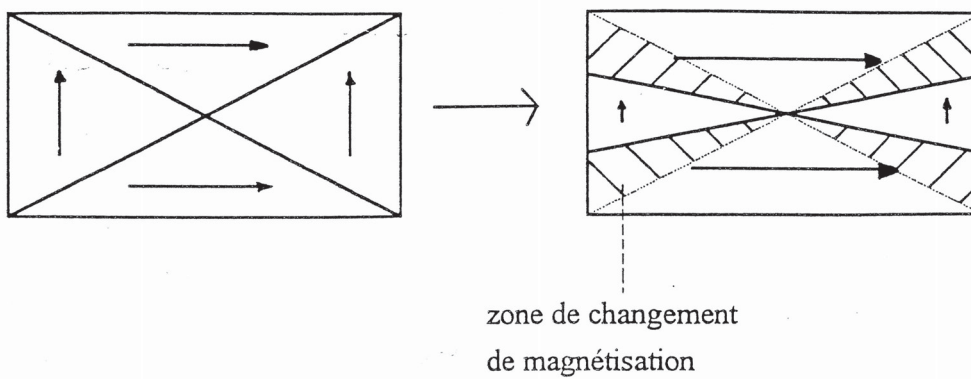
La structure métallurgique du matériau peut être décrite en terme de dureté (trempe, revenu, cémentation, nitruration). Plus la dureté est élevée, plus le signal est faible.



Echantillon de matériau



mouvement des parois



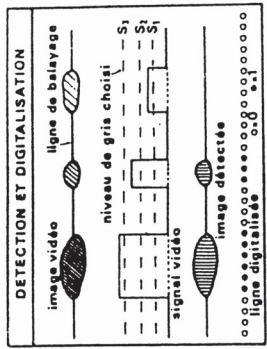


Figure 1 - Principe de la détection et de la digitalisation de trois objets de niveaux de gris différents

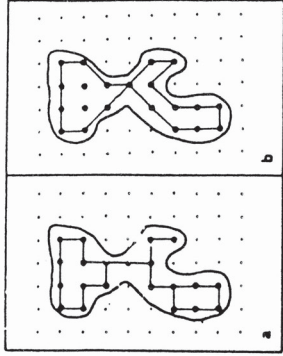


Figure 2 - Ensemble frontière d'un ensemble digitalisé selon diverses représentations

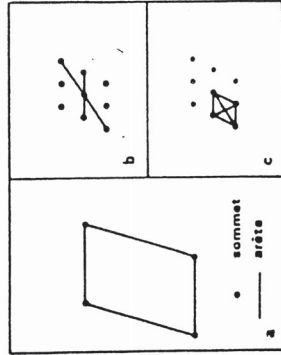


Figure 3 - Notion de grappe : a) définition d'une grille ; b) arêtes correspondant pas à la définition ; c) arêtes correspondant à la définition.

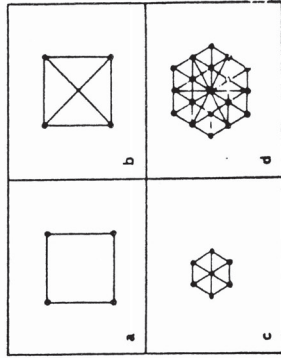
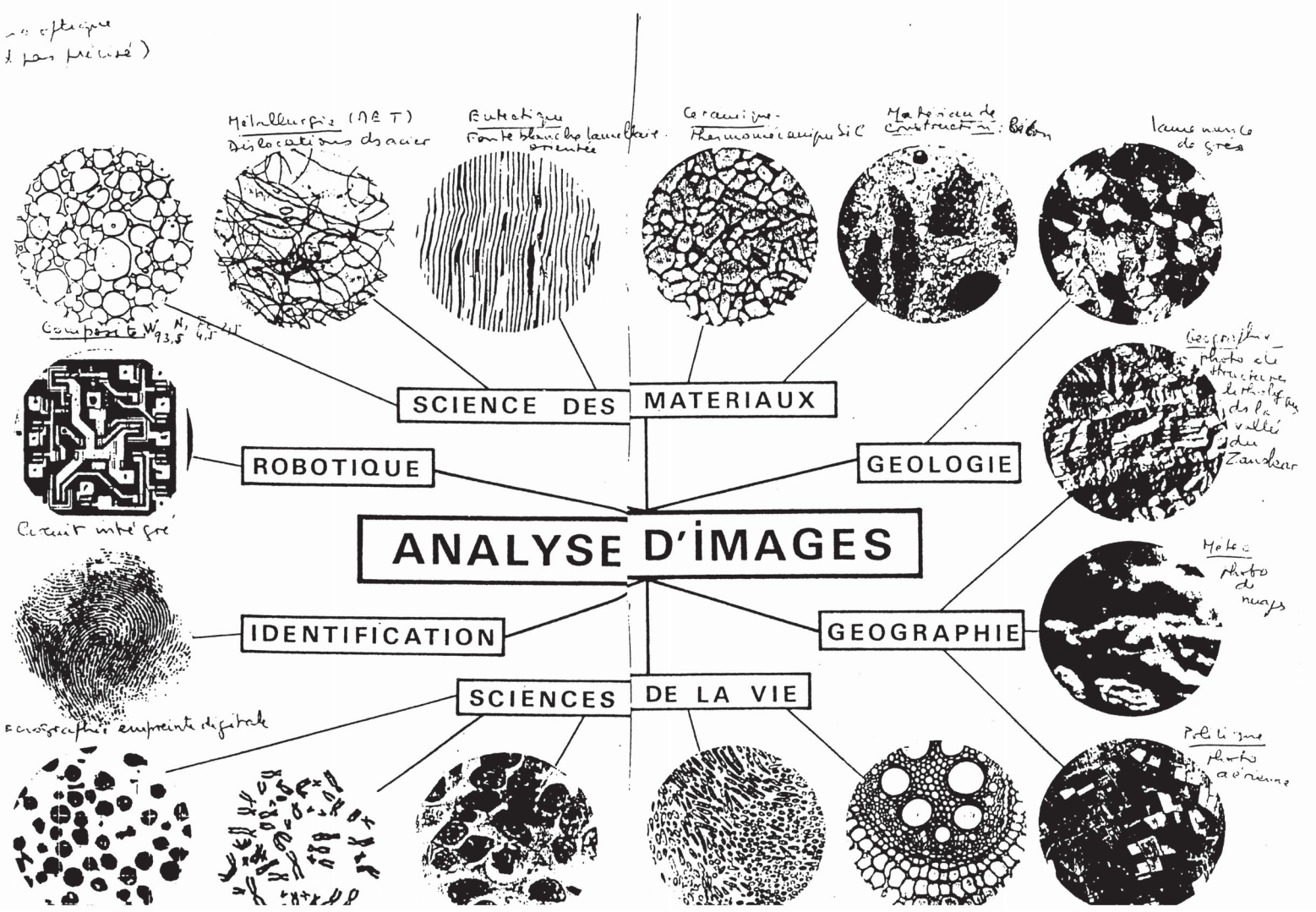


Figure 4 - Graphes usuels utilisés en analyse d'images : a) carré ; b) octogonal ; c) hexagonal ; d) dodécagonal.



Figure 5 - Directions principales du réseau carré (a) et du réseau hexagonal (b).

optique
(pas précis)



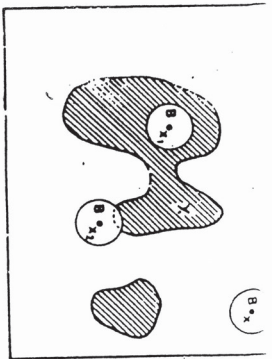
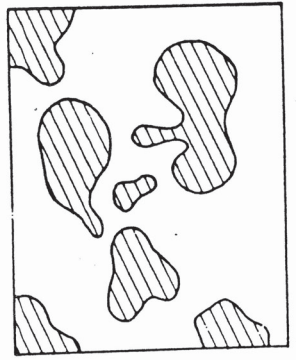
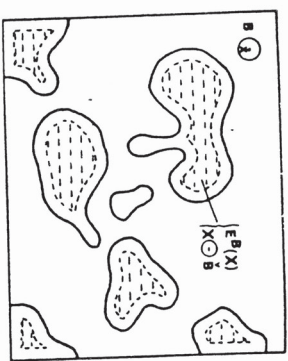


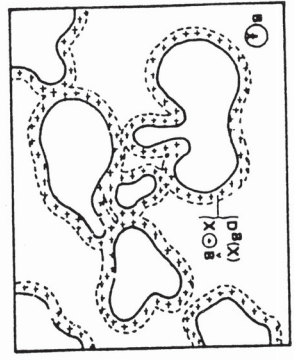
Figure - Ensemble X et élément structurant B



a

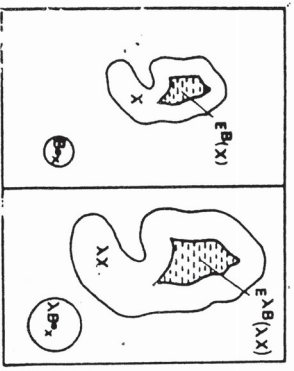


b



c

Figure - Ensemble X (a), son érodé par B (b) et son dilaté par B (c)



Figure

Propriétés d'homothétie pour l'érosion

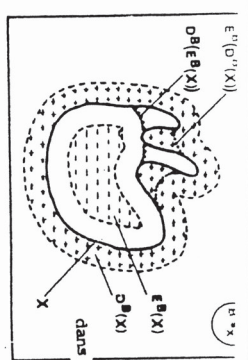


Figure - a, b

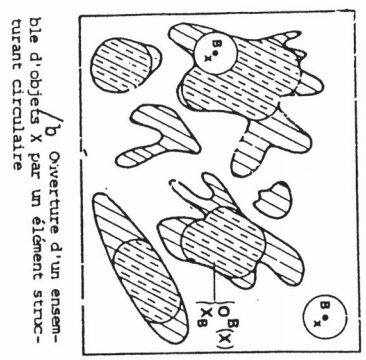
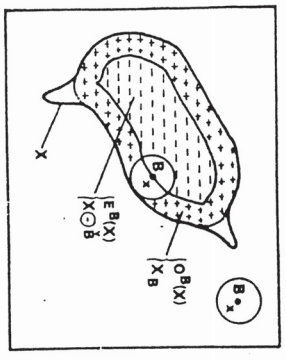


Figure - a, b

Figure - Exemple montrant qu'un ensemble érodé puis dilaté est inclus dans l'ensemble dilaté puis érodé par le même élément structurant B.

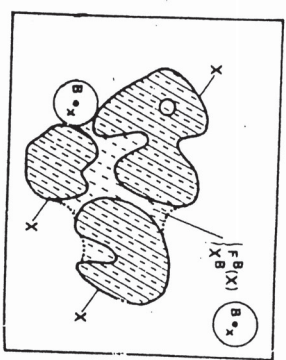


Figure - Fermeture d'un ensemble d'objets X par un élément structurant circulaire.

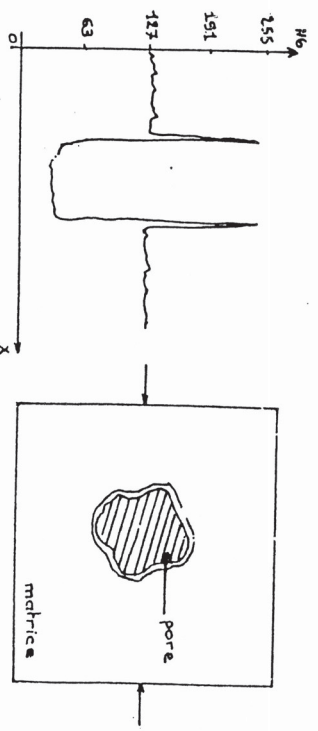


Figure - Signal vidéo lors de l'acquisition.

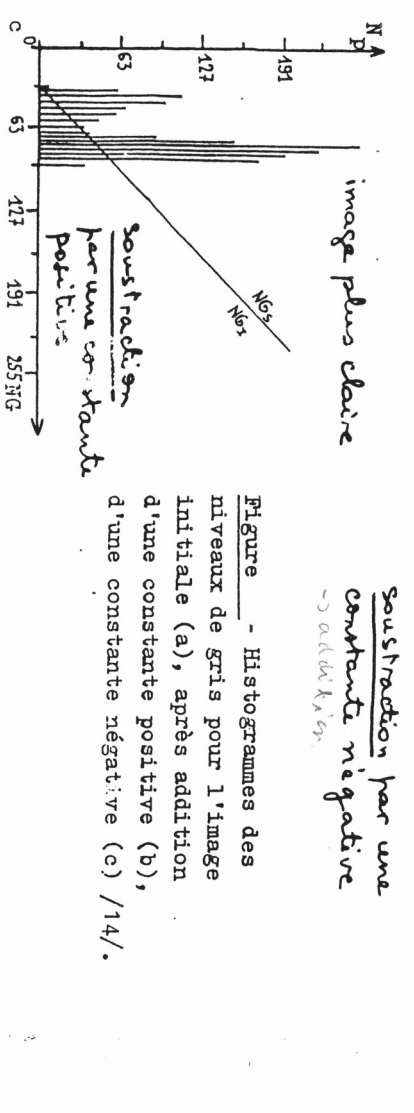
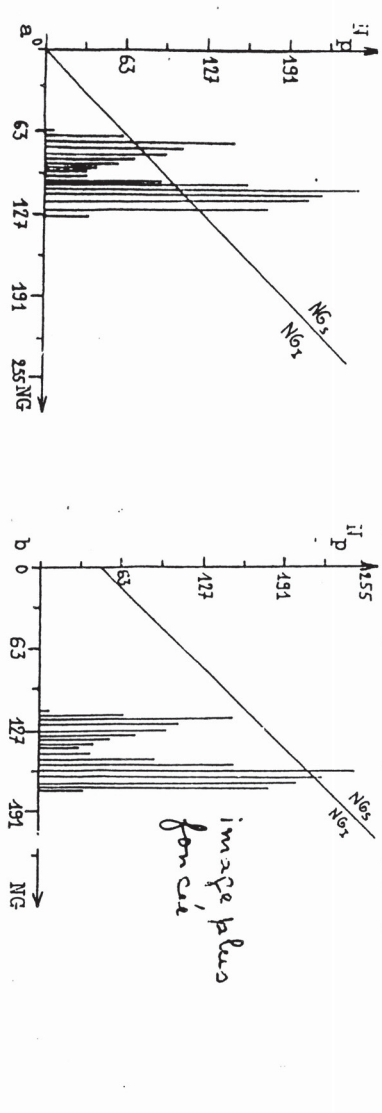
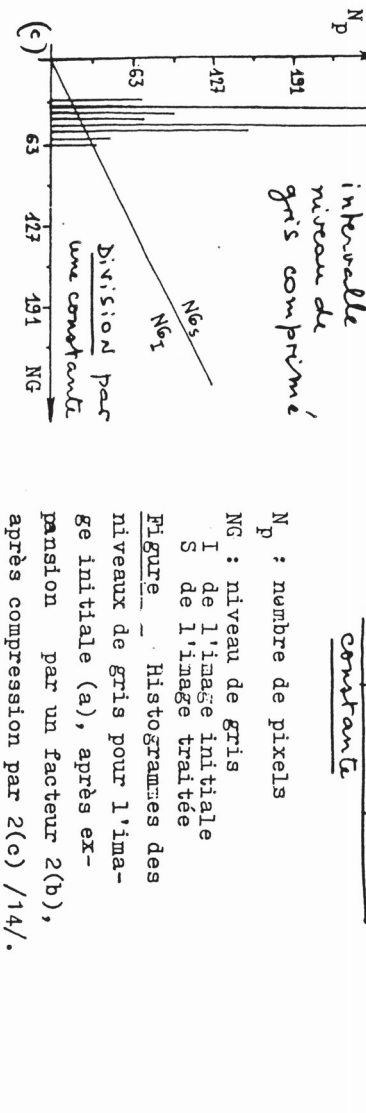
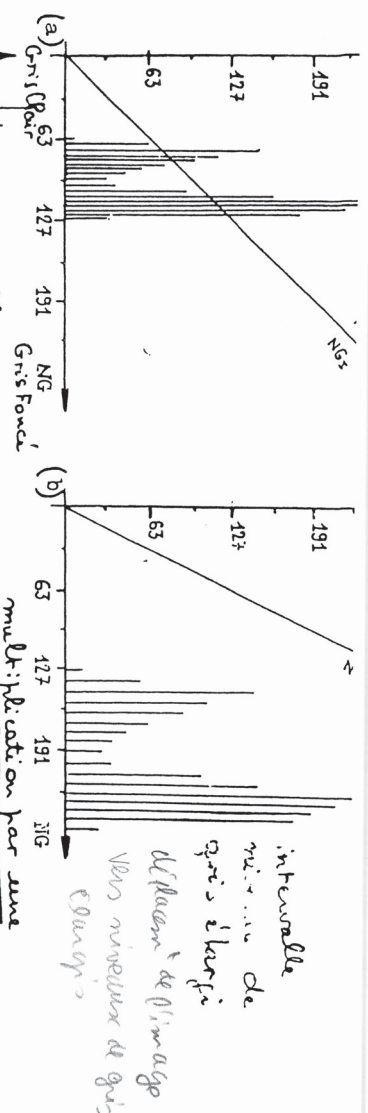


Figure - Histogrammes des niveaux de gris pour l'image initiale (a), après addition d'une constante positive (b), d'une constante négative (c) / 14/.

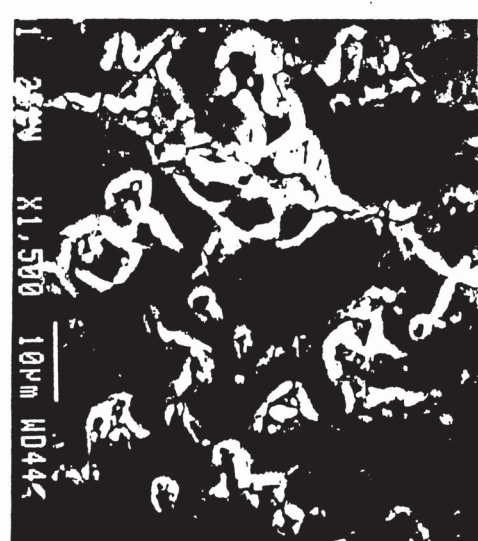


TABLE : LUDRY 121
MAGNIFICATION : 1500

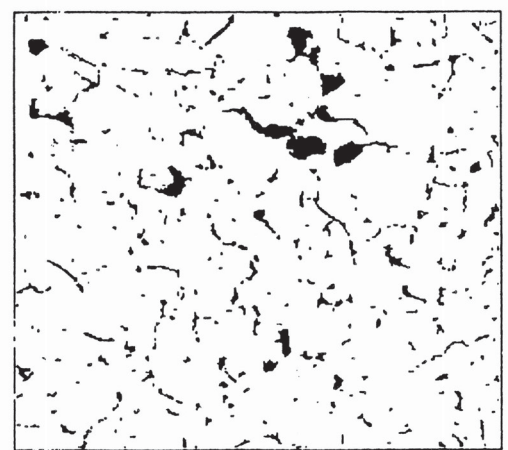
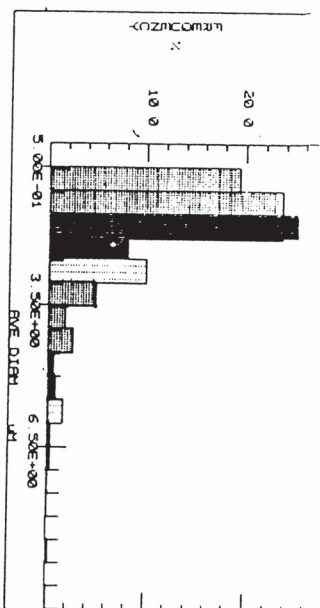
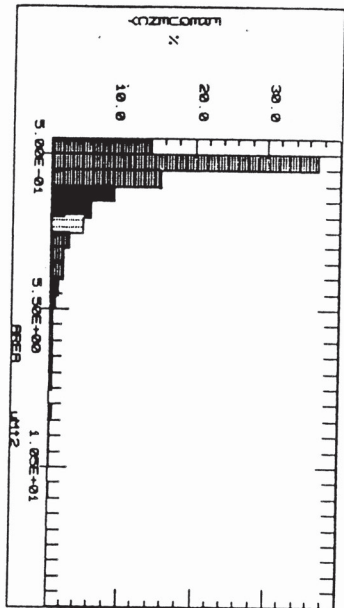


Figure - Image vidéo et son image binaire (par. IV.1.b, IV.1.c).

Remarque : compression d'échelle lors de l'impression de l'image binaire.



TN-35000
VEN 18-JET-96 09:10
FREQUENCY HISTOGRAM



TN-35000
VEN 18-JET-96 09:132
FREQUENCY HISTOGRAM

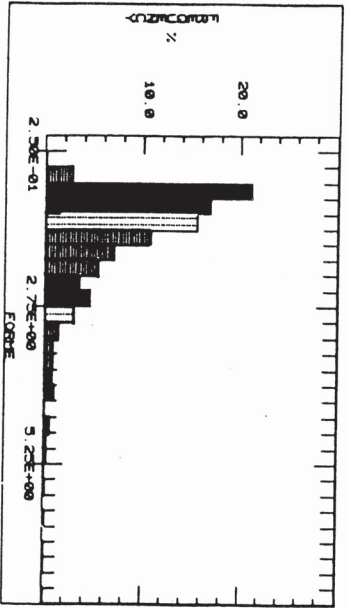


Figure - Distribution des pores selon le diamètre moyen, la surface et le facteur de forme. Echantillon A 81.

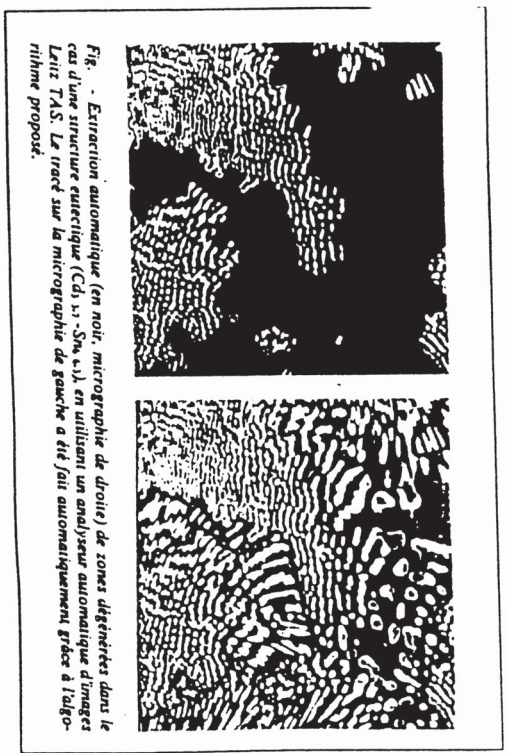


Fig. - Extraction automatique (en noir, micrographie de droite) de zones dégénérées dans le cas d'une structure eutectique (Cd, Sn-Sn, Cu) en utilisant un analyseur automatique d'images Leitz TAS. Le tracé sur la micrographie de gauche a été fait automatiquement grâce à l'algorithme proposé.

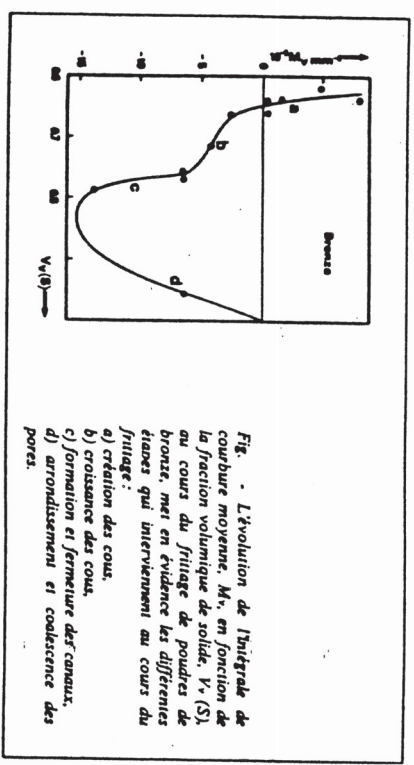


Fig. - L'évolution de l'itérale de courbure moyenne, M_v , en fonction de la fraction volumique de solide, V_s (S), au cours du frittage de poudres de bronze, met en évidence les différentes étapes qui interviennent au cours du frittage :

- a) création des couls,
- b) croissance des couls,
- c) formation et fermeture des canaux,
- d) arrondissement et coalescence des pores.

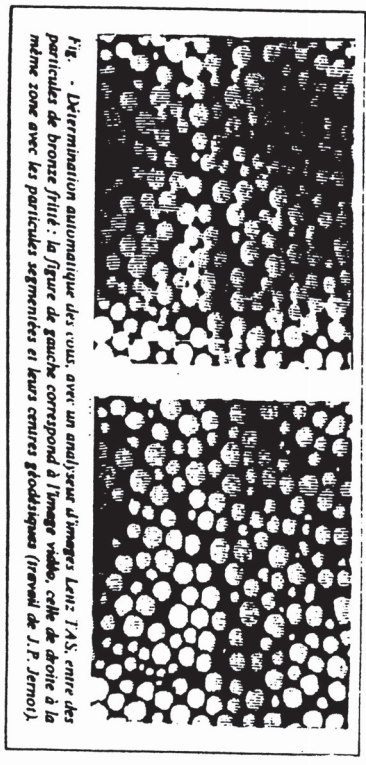


Fig. - Détermination automatique des couls, avec un analyseur d'images Leitz TAS, entre des particules de bronze fritté : la figure de gauche correspond à l'image vidéo, celle de droite à la même zone avec les particules segmentées et leurs contours géométriques (travail de J.P. Jernot).

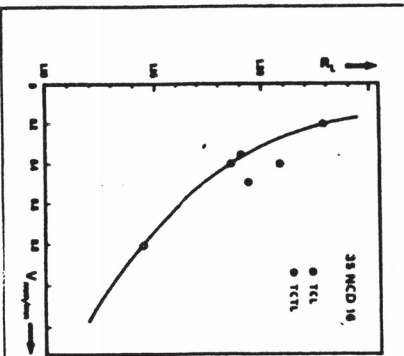


Fig. - Évolution de la rugosité linéaire, R_L , en fonction de la vitesse de propagation de fissure, V , dans le cas d'éprouvettes de corrosion sous contrainte, de différentes orientations, en acier 33NCD16. Une fois cette courbe obtenue, il est alors possible, à partir d'une pièce rompue en service, de donner un ordre de grandeur de la vitesse de fissuration.

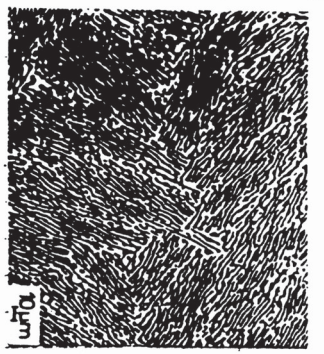


Fig. - Couvrogramme expérimental, C/N, relatif à une fonte blanche lamellaire élaborée avec une vitesse de solidification de 2 mm/min. La distance entre lamelles de même type.

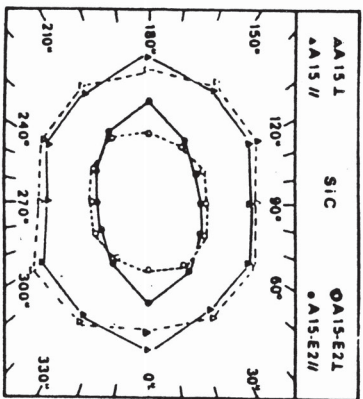
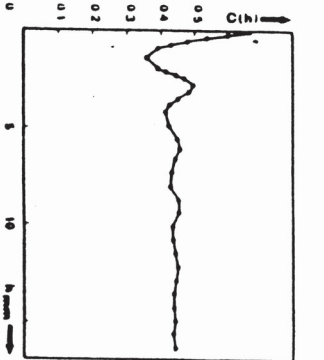
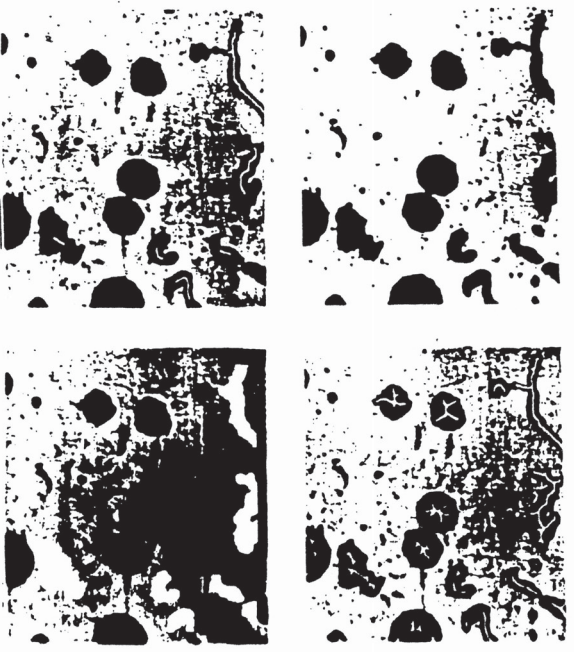
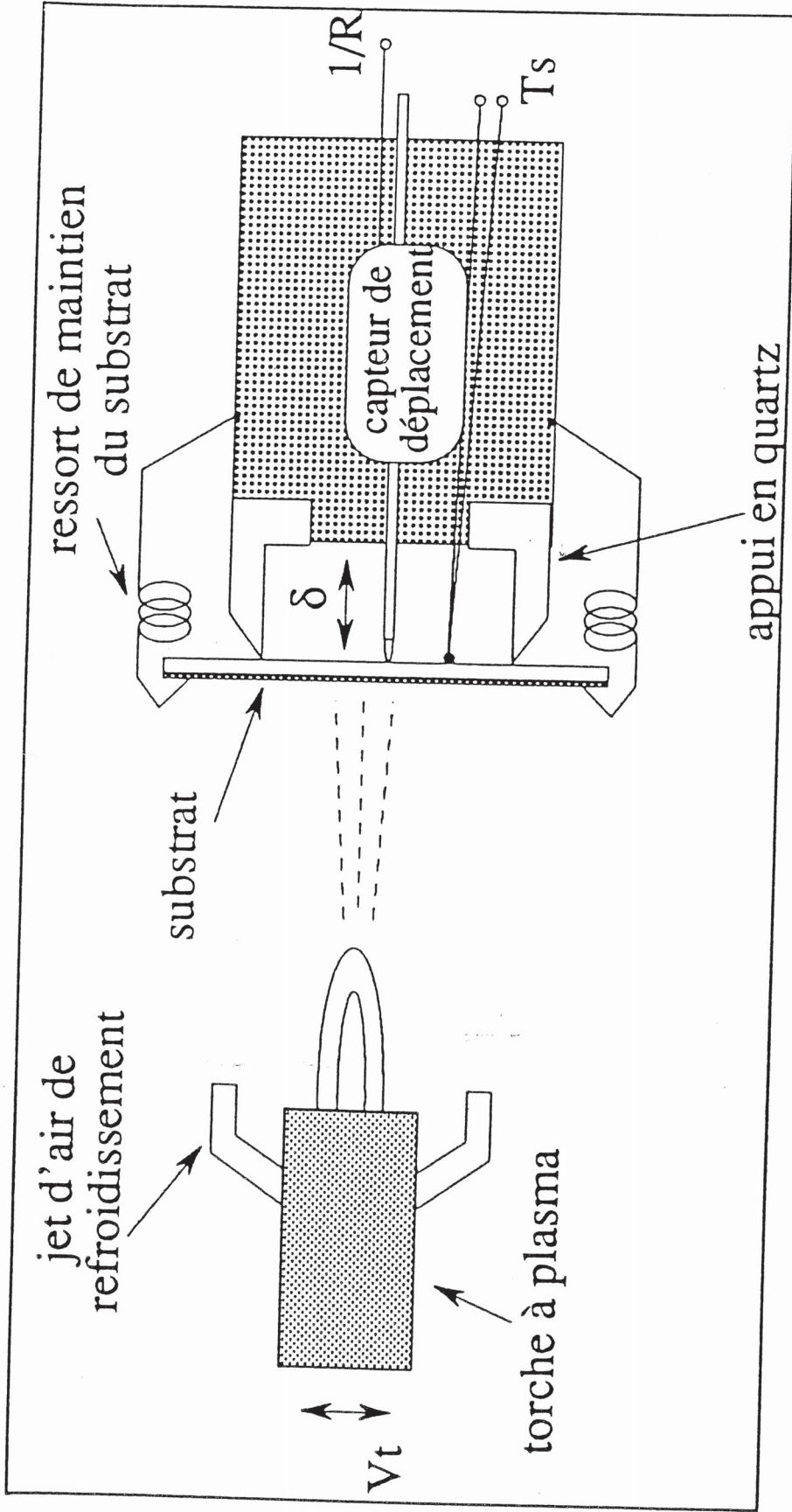


Fig. - La rose des directions, pour des cristaux de carbure de silicium dans différents numéros avec 1,5 % d'aluminium, met en évidence l'anisotropie des cristaux pour les sections métallographiques dont la direction est parallèle à l'axe de compression.





Dispositif de mesure in situ des contraintes de trempe
 (Projection Plasma)

MESURE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES

Méthode du trou incrémentale



Les divers modes de fabrication des pièces mécaniques, par exemple, usinage, soudage, traitements superficiels mécaniques, thermiques, thermochimiques introduisent des contraintes résiduelles qui peuvent notablement modifier les performances en service, notamment la résistance à la fatigue. Pour cette raison, le CETIM a développé plusieurs méthodes de mesure des contraintes résiduelles : rayons X, méthode du « trou », méthode de la « flèche ».

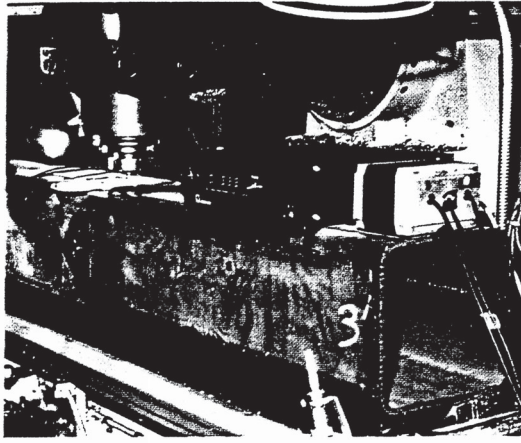
En quelques heures la répartition en profondeur des contraintes résiduelles

La méthode du trou est connue depuis fort longtemps ; elle consiste à mesurer les déformations sur une rosette de jauges au centre de laquelle on perce un trou. Malheureusement, la procédure utilisée traditionnellement ne permettait que la mesure d'une valeur moyenne des contraintes sur l'épaisseur au perçage. Récemment, le CETIM a développé une méthode beaucoup plus performante qui consiste à effectuer un perçage pas-à-pas,

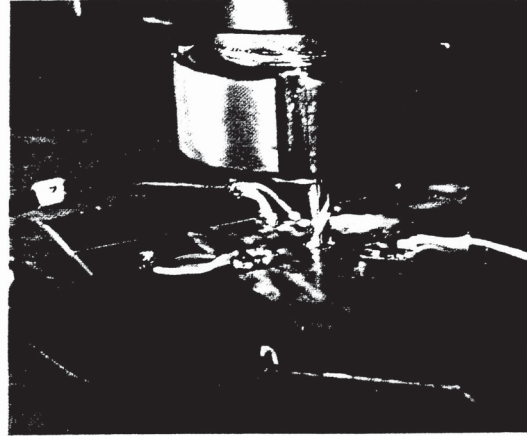
au cours duquel les déformations dans les jauges sont mesurées après chaque incrément de perçage. Cette technique couplée à une calibration de la méthode par un calcul par éléments finis, permet la mesure de la distribution des contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la pièce. L'intérêt de cette méthode réside surtout dans sa très grande rapidité, puisque 2 à 5 heures suivant les cas, suffisent pour obtenir la répartition en profondeur des contraintes résiduelles.

Le CETIM a mis au point un logiciel : CETIM-METRO. Celui-ci assure le traitement des résultats de mesures des contraintes résiduelles par la méthode du trou. Il est déjà installé dans plusieurs entreprises de différents secteurs : aéronautique, nucléaire, automobile et bien entendu mécanique.

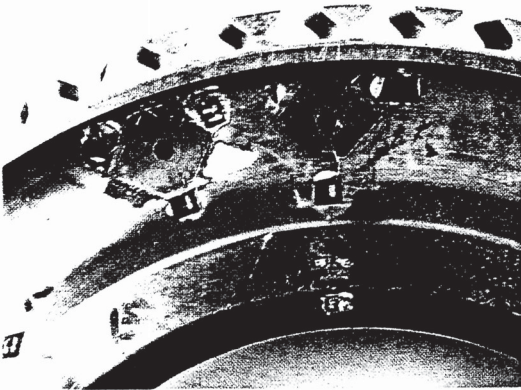
Cette méthode peut être appliquée en atelier en utilisant des perceuses ou des fraiseuses traditionnelles : mais pour permettre aux entreprises de disposer d'un appareillage simple d'emploi, le CETIM développe actuellement un dispositif automatique de mesure.



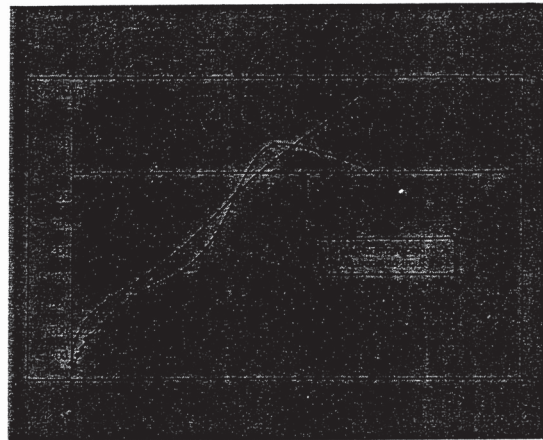
Mesure des contraintes résiduelles dans un profil creux en acier



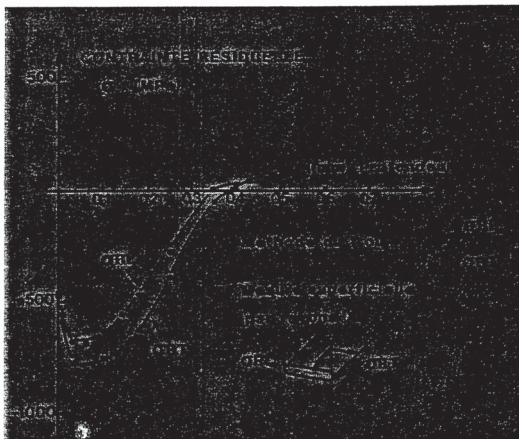
Gros plan sur le dispositif de mesure des contraintes résiduelles.



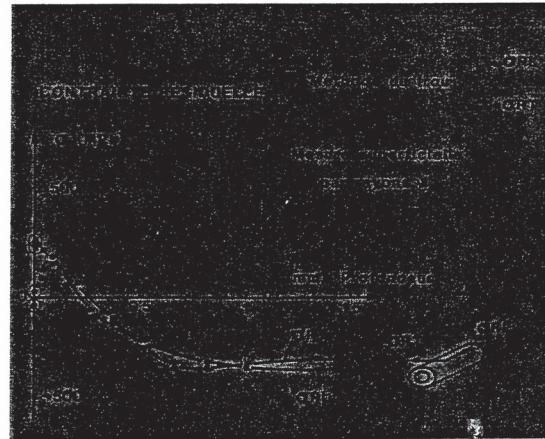
Mesure des contraintes résiduelles sur un rotor en alliage de titane



Exemple de courbes obtenue sur un acier XC 48 trempé, comparaison avec la méthode des rayons X



Mesures des contraintes résiduelles sur un ressort à lame ayant subi un grenailage de précontrainte



Mesures des contraintes résiduelles longitudinales et tangentielles sur un tube en acier inoxydable

CONTROLE DESS

(17/12/2003)

Une pièce est élaborée à partir d'une barre d'acier ayant subi un recuit de normalisation. Elle subit des opérations de tournage et de rectification qui vont entraîner la présence de contraintes résiduelles superficielles.

1- La microstructure de type ferrito-perlitique et la taille des grains sont visibles sur la micrographie de la pièce laminée après grossissement.

Quelle procédure pourriez-vous employer pour déterminer la taille des grains par analyse d'image ?

2 – **Sur quelles propriétés les contraintes résiduelles peuvent-elles avoir une influence et quelle serait cette influence ? Justifiez votre réponse chaque fois que cela vous est possible.**

3 – Les contraintes résiduelles sont déterminées par diffraction des RX en appliquant la loi des $\sin^2 \psi$.

(a) Précisez quelle est cette loi en définissant chacun des termes.

(b) Déterminez la valeur des contraintes résiduelles sachant que :

- les constantes radiocristallographiques correspondant à la famille de plans choisie ont les valeurs suivantes :

$$\frac{1}{2} S_2 = 5,83 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1} \quad \text{et} \quad S_1 = -1,28 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$$

- les valeurs mesurées ($2\theta_\psi$ °) en fonction des valeurs de ψ sont les suivantes :

2 θ (en degrés)	Ψ (en degrés)
156,21	50
156,35	42
156,41	35
156,52	27
156,53	20
156,60	12
156,62	0
156,57	- 12
156,52	-20
156,52	- 27
156,40	- 35
156,38	-42
156,22	- 50

