

Etude Par Diffractometrie X Et Par Microscopie Electronique Des Couches Grenaillées

D. Hakimi,* C. Servant,* L. Castex**

**Laboratoire de Métallurgie Physique
Faculté d'Orsay
91405 ORSAY CEDEX*

***Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
151 Bd de l'Hôpital
75640 PARIS CEDEX 13*

ABSTRACT

This paper reports the results of a study of shot-peened steel surfaces[†] aimed at a better understanding of the mechanisms leading to the improvement invariably observed in the fatigue behaviour of shot-peened components.

In an earlier study (Castex and Joubert, 1981), a theoretical model for the mechanical effects of shot-peening was developed and its validity verified on a number of types of steel. The current study is a follow-up on this earlier work with emphasis on residual stress measurements by X-ray diffraction and on transmission electron microscopy. The different steel specimens used were first heat treated to achieve several levels of hardness and then shot-peened at different Almen intensities.

The results show that: (i) the surface strain during shot-peening may reach several percentage points; (ii) the level of the residual stresses reached is mostly characteristic of the material; (iii) there is in-depth residual stress accumulation ultimately leading to saturation; and finally (iv) the form and the density of the dislocations change rapidly with depth

KEY WORDS

Shot-peening; X-ray diffraction; residual stresses; electron microscopy.

[†] Only well peened surfaces are considered here, that is surfaces that have reached saturation with respect to the effect of shot-peening.

MATERIAUX ETUDIES

Nous avons prélevé dans des barres de 30 mm de diamètre des échantillons cylindriques de 20 mm de hauteur (voir figure 2a).

La composition chimique normalisée des aciers est résumée dans le tableau 1.

Aciers		C %	Mn %	Si %	Cr %	Mo %	P %	S %
XC 10	Mini	0.06	0.30	0.05	/	/	0	0
	Maxi	0.12	0.50	0.30	/	/	0.035	0.035
35 CD 4	Mini	0.33	0.60	0.10	0.85	/	0	0
	Maxi	0.39	0.90	0.40	1.15	/	0.035	0.035
45 SCD 6	Mini	0.42	0.05	1.30	0.50	0.15	0	0
	Maxi	0.50	0.80	1.70	0.75	0.30	0.030	0.035

Tableau 1 - Composition chimique des aciers suivant la norme AFNOR.

Ces matériaux ont été étudiés dans différents états initiaux qui sont résumés dans le tableau 2.

Acier	Repère	Traitement	A %	σ_e (MPa)	Hv
XC 10		Brut de livraison	13.8	525	200
35 CD 4	L	Brut de livraison	14.7	620	245
	N	Normalisé 1 h 900°C	12.6	430	190
	R	Trempé à l'huile 850°C Revenu 1 h 500°C	5.2	1100	400
	T	Trempé à l'huile 850°C	1.8	1360	635
45 SCD 6		30 mn à 800°C sous vide Trempé à l'huile Revenu 2 h 300°C	4.1	1770	620

Tableau 2 - Caractéristiques des aciers utilisés.

A % : Allongement à la rupture, σ_e : Limite d'élasticité à 0.2 %
Hv : Dureté Vickers

Les appellations équivalentes de ces aciers suivant la norme SAE sont : XC 10 \neq SAE 1010, 35 CD 4 \neq SAE 4135, 45 SCD 6 \neq SAE 9250.

Notre but a été d'obtenir une large variation de dureté des aciers afin d'observer leur réaction au grenailage.

L'XC 10 livré s'est avéré cependant être d'une dureté excessive à cause de son élaboration.

L'étude mécanique des aciers (module d'élasticité: E, module de Poisson : ν , limite d'élasticité à 0.2 % : σ_e , dureté Vickers : Hv) a permis de les caractériser en traction - jusqu'à la rupture - et partiellement en compression - jusqu'à 2 % de déformation totale.

Caractéristiques du Grenailage	"Intensité" Almen	10 N		10 A		6 C	
	Jauge Almen	N		A		C	
	Flèche en mm	0.25		0.25		0.15	
Billes utilisées	Désignation MIL	70	110	110	230	230	550
	Diamètre mm	0.18	0.28	0.28	0.58	0.58	1.40

Tableau 3 - Grenailages utilisés.

Comme d'usage l'"intensité" Almen a été mesurée sur des éprouvettes en acier XC 70 (\neq SAE 1070). En conséquence les réglages machines ont été obtenus avec cet acier. Nos éprouvettes ont ensuite subi l'effet du jet de grenaille de telle sorte que le recouvrement soit de 120 à 130 %. Le grenailage reçu est donc variable puisque les temps de maintien sont différents.

ANALYSE PAR DIFFRACTOMETRIE X

Nos observations ont été conduites avec un équipement du type D.L.X (Castex et al, 1984) qui permet la mesure des déformations superficielles par diffractométrie X. Une mesure nécessite 8 mn environ. La zone observée est un cercle de 2 mm de diamètre. La dérive des pics de diffraction X permet l'évaluation des contraintes⁺ et déformations d'origine élastique alors que l'élargissement des pics de diffraction permet d'apprécier le taux de déformation plastique.

⁺ Nous avons utilisé le rayonnement $K\alpha$ du chrome, dix incidences ψ (angles conventionnels) valant : $\pm 8^\circ$, $\pm 18^\circ$, $\pm 27^\circ$, $\pm 33^\circ$ et $\pm 39^\circ$. Le coefficient de Lamé (S_2) a été pris égal à $11.6 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$.

Nos résultats ont permis d'observer divers phénomènes propres au grenailage et en particulier: le niveau de contrainte superficiel et son isotropie le cumul des contraintes dans le matériau, l'amplitude des déformations superficielles.

NIVEAU DE CONTRAINTE SUPERFICIEL

Nous avons constaté que chacun des six matériaux a sensiblement la même amplitude de contrainte superficielle quelle que soit l'intensité du grenailage. Nous appellerons $\bar{\sigma}$ ce maximum.

La figure 1, par exemple, représente la variation des contraintes dans l'épaisseur de trois éprouvettes d'acier XC 10 grenailé aux intensités 10 N, 10 A et 6 C.

La contrainte superficielle n'excède pas -330 MPa en moyenne. Par contre la profondeur écrouie est directement liée à l'intensité de grenailage. Ceci est prévisible à la suite d'observation d'autres auteurs (Niku Lari, 1981; Wohlfart, 1982) ou du modèle théorique que nous avons déjà proposé (Castex et Joubert, 1981).

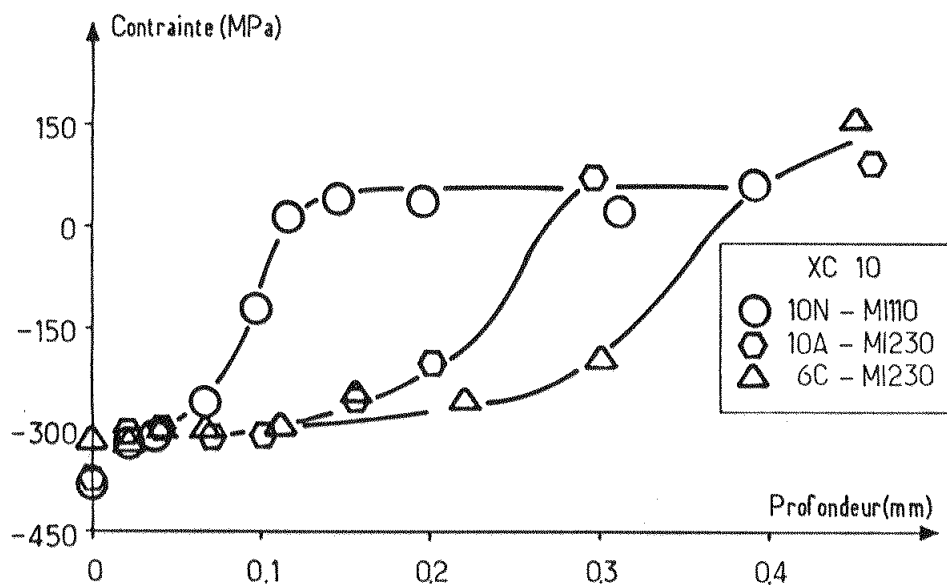


Figure 1 - Variation des contraintes de l'XC 10 dans trois cas de grenailage.

La même observation que celle réalisée sur la figure 1 a été faite pour les autres matériaux et est résumée dans le tableau 4.

Les valeurs de $\bar{\sigma}$ indiquées dans le tableau 4 ont été relevées en niveau stabilisé juste en dessous de la zone de rugosité où les contraintes -sans grande signification mécanique- peuvent varier fortement.

Ces observations accréditent notre point de vue : pour un matériau donné le niveau de contrainte superficiel atteint ne dépend pas de

l'intensité du grenailage. La valeur de $\bar{\sigma}$ est cependant très inférieure à σ_e . Ce phénomène couramment constaté (voir par exemple Lessels et al, 1956, et Mattson, 1956) est curieux. Il semble que l'échauffement superficiel, lors des impacts puisse en être la cause. Nous poursuivons actuellement les expérimentations puisque nous n'avons pas trouvé la confirmation bibliographique de cette hypothèse.

Aciers	XC 10	35CD4 N	35CD4 L	35CD4 R	35CD4 T	45SCD6
$\bar{\sigma}$ (MPa)	-330	-330	-330	-420	-870	-800
$\bar{\sigma} / \sigma_e$	0.6	0.5	0.5	0.4	0.6	0.5

Tableau 4 - Contraintes superficielles après grenailage.

CUMUL DES CONTRAINTES

Les échantillons d'acier XC 10 ont un état initial de contrainte très varié comme le montre la figure 2b. Cet état résulte de l'élaboration des barres par filage. Malgré cela l'état superficiel après grenailage mesuré

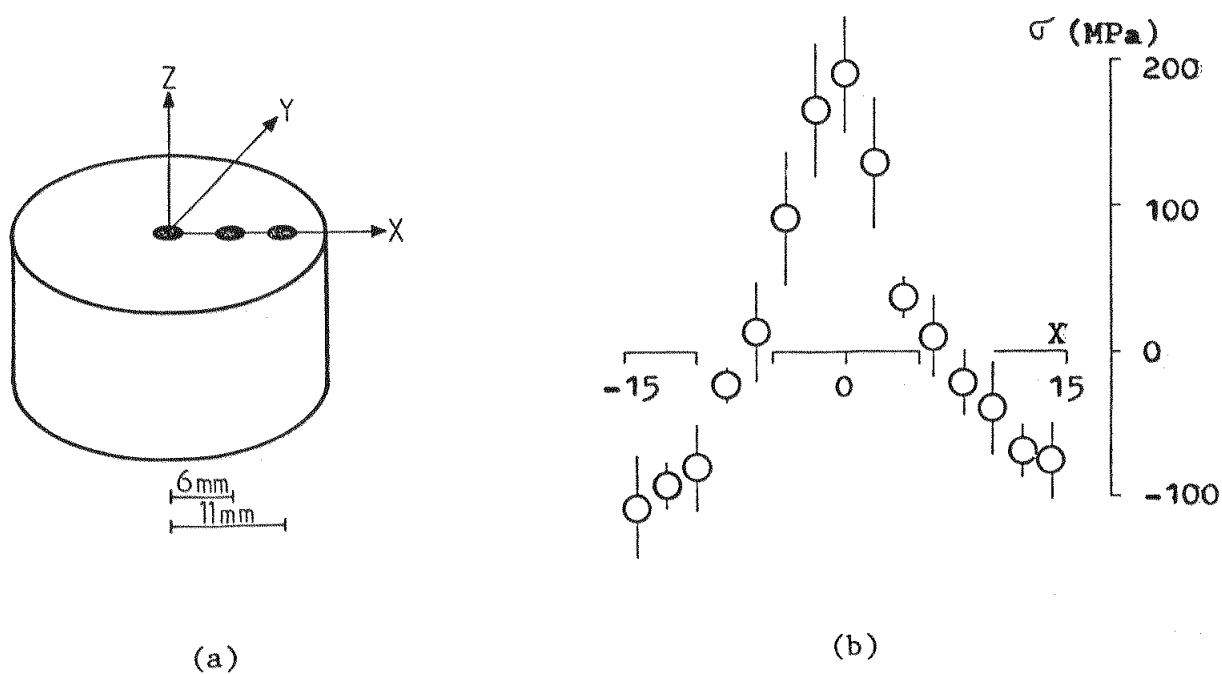


Figure 2 - a) repérage des points de mesure, b) répartition des contraintes initiales.

aux points de la figure 2a montre une saturation à un niveau identique (-330 MPa) en surface alors que les contraintes se superposent correctement en profondeur:

$$\sigma_x^{\text{initial}} \leq \sigma_x^{\text{mesuré}} = \sigma_x^{\text{initial}} + \sigma_x^{\text{grenailage}} \leq \bar{\sigma}$$

La figure 3 résume ces observations.

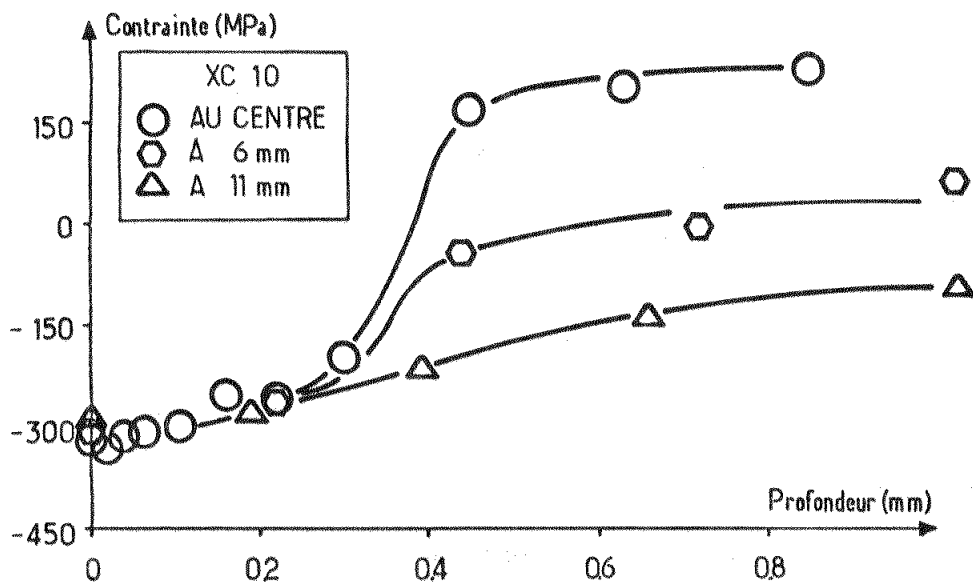


Figure 3 - Variation des contraintes en profondeur pour l'acier XC 10 en différents points.

Nous pouvons, après ces observations, conclure que le niveau de contrainte maximum atteint au voisinage de la surface, après grenailage est indépendant de l'état initial de contrainte.

AMPLITUDE DES DEFORMATIONS SUPERFICIELLES

Le niveau de contrainte maximum atteint en sous couche ne permet pas d'apprécier le taux de déformation plastique effectivement introduit par le grenailage. Aussi nous avons utilisé la largeur de corde des pics de diffraction (que nous noterons L.C.) pour apprécier ce taux.

Un étalonnage préalable effectué en flexion sur les fibres tendues et comprimées a permis d'établir les courbes de la figure 4 par exemple.

Les résultats obtenus sur la face polie sont en accord avec d'autres mesures que nous avons réalisées antérieurement sur l'acier 35 CD 4 (Castex, 1983).

L'évolution de L.C. sur la surface rectifiée montre qu'il y a initialement un état écroui résultant de l'usinage et que, à partir de là, L.C. varie linéairement avec la déformation imposée.

Ceci n'est valable qu'avec les matériaux qui durcissent par écrouissage (figure 5 par exemple)

Nous avons pu ainsi établir pour les matériaux durcissant lors de l'écrouissage les résultats du tableau 5. En admettant en première

approximation, que la valeur de L.C. lors des impacts est comparable à celle obtenue en écrouissage monotone de compression.

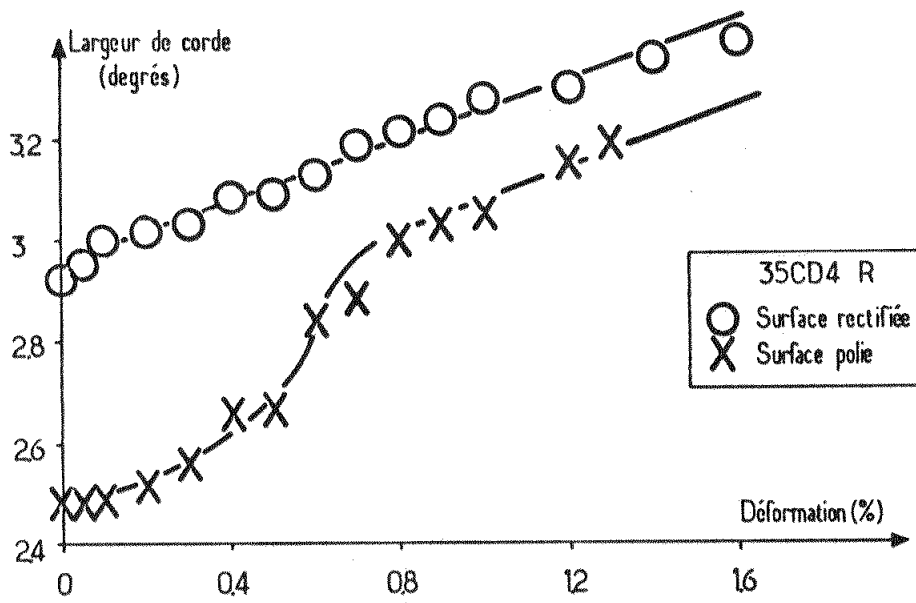


Figure 4 - Evolution de la largeur de corde du 35CD4 R en fonction de la déformation totale (côté comprimé).

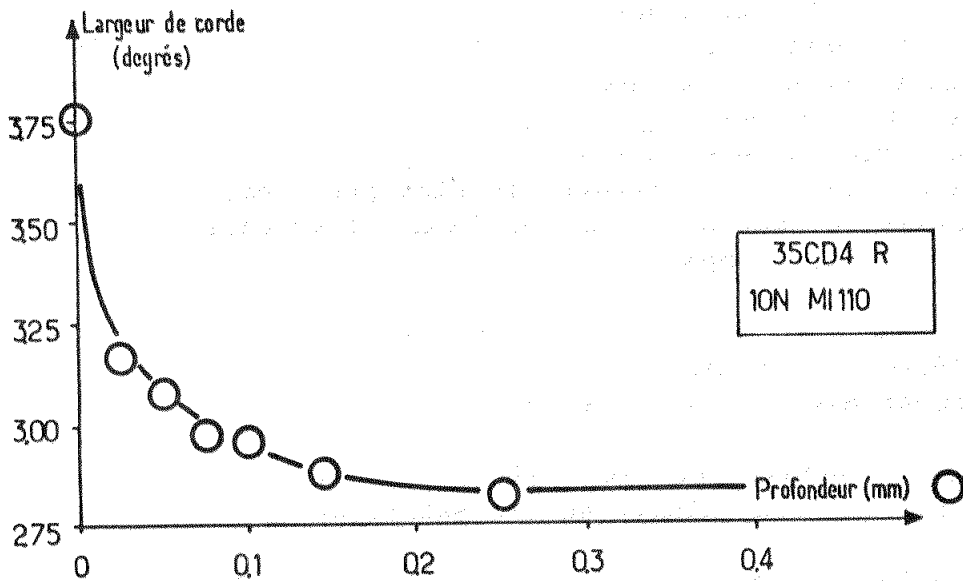


Figure 5 - Variation de L.C. après grenailage du 35CD4 R.

Nous constatons que les résultats du calcul de la déformation superficielle $\bar{\epsilon}$ à partir de L.C. montrent qu'il existe une très forte valeur de

en peau du matériau. Cette valeur ne semble pas liée à l'intensité du gre-
naillage mais être caractéristique du matériau.

Intensité Almen	Billes	XC 10	35CD4 N	35CD4 L	35CD4 R
10 N	MIL 70	6%	13%	14%	5%
	MIL 110	6%	17%	14%	5%
10 A	MIL 110	9%	21%	13%	6%
	MIL 230	6%	16%	11%	6%
6 C	MIL 230	8%	16%	16%	7%
	MIL 550	4%	17%	11%	5%

Tableau 5 - Estimation de la déformation superficielle $\bar{\epsilon}$
en % calculée d'après L.C.

ANALYSE PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A TRANSMISSION (M.E.T.)

Nous n'avons pas connaissance d'observation de couches grenillées par M.E.T. aussi avons-nous entrepris cette analyse afin de la corrélérer avec les mesures par diffractométrie X. Les analyses par microscopie et micro-diffraction électroniques ont été effectuées avec un microscope JEOL 100C sous une tension de 100 KV. Les lames minces ont été préparées à partir de lamelles de forme demi-cylindrique d'une épaisseur de 150 à 200 μm prélevées à différentes profondeurs dans la couche grenillée. Le découpage a été réalisé avec une micro-tronçonneuse qui minimise les risques d'écaillage. De façon à mesurer le plus précisément possible la profondeur à laquelle la lame mince est prélevée, l'amincissement électrolytique est effectué en deux temps:

- rapidement avec un bain à base d'acide perchlorique afin d'approcher de l'épaisseur finale,
- lentement avec un bain acéto-chromique.

Les lames "paillettes" sont récupérées dans le bain par aimantation afin de ne pas les contraindre en les saisissant manuellement.

L'évolution de la densité de dislocation a été suivie sur plusieurs lames d'épaisseur connue. Les images observées en champ clair et sombre (de façon à explorer le maximum de vecteur \vec{g}) ont permis de mettre en évidence l'ensemble des dislocations présentes dans chaque zone étudiée.

Nous présentons ici les observations concernant l'alliage 35CD4 N (figure 6). Il est composé d'une structure biphasée faite de larges plages de ferrite et de perlite (fines lamelles alternées de ferrite et de cémentite). Dans l'épaisseur de la couche grenillée, en allant de la surface vers l'intérieur du matériau, on observe une diminution nette de la densité de dislocations (ρ) puis une évolution de leur aspect. Près de la sur-

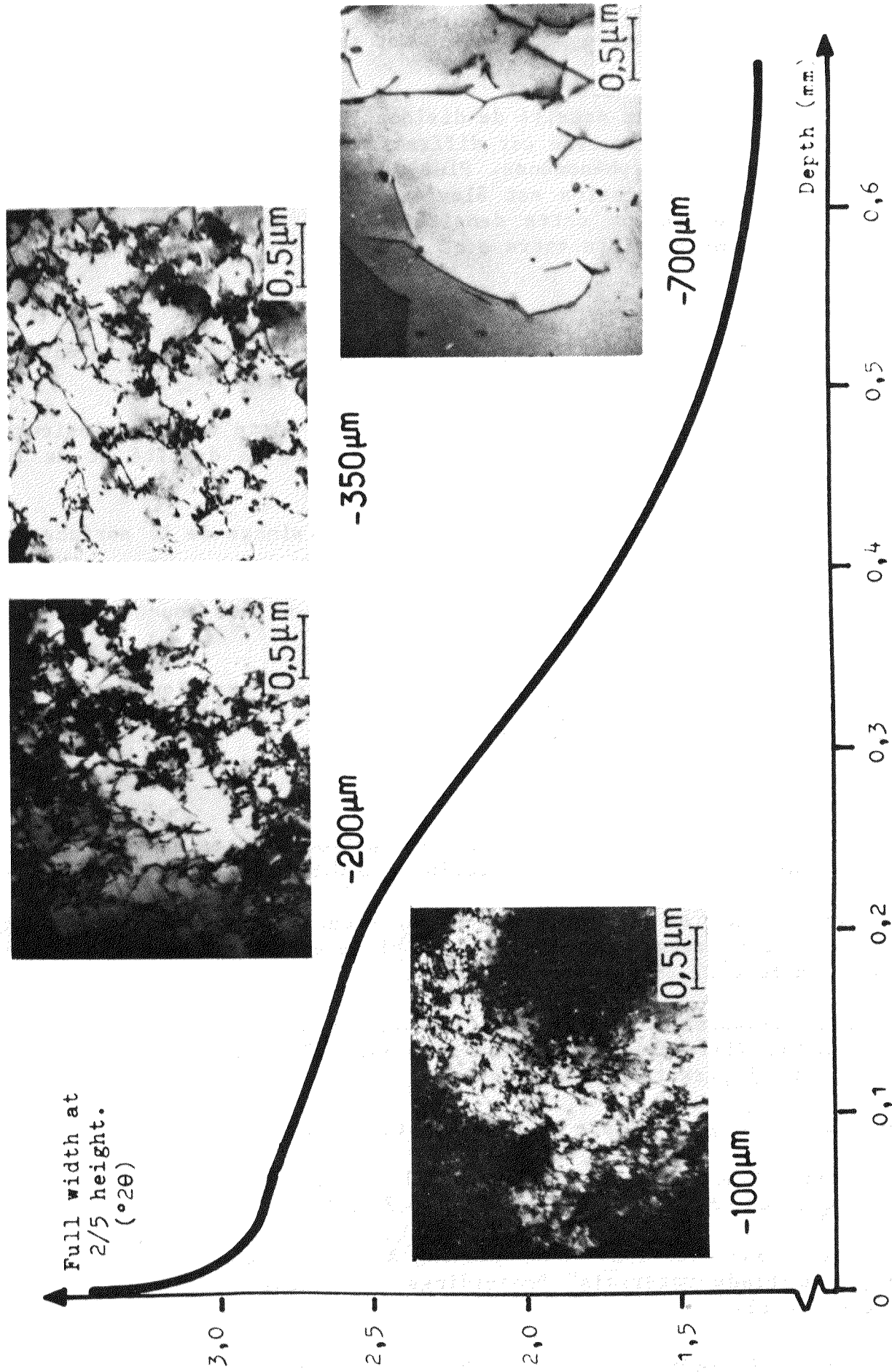


Figure 6. Full width at 2/5 height of X-Ray pic diffraction vs. depth and bright field micrograph at various depths

face les dislocations sont fines et courbes disposées en forêts. Au fur et à mesure que la profondeur augmente elles ont tendance à être plus longues et plus rectilignes.

Cette évolution de la densité de dislocation est en accord avec celle de la largeur de corde observée par diffractométrie X. Il existe donc une relation entre ces deux phénomènes. Plus la largeur de corde est grande plus la densité de dislocation est élevée. Actuellement nous n'avons pas encore chiffré précisément cette densité mais il est peu vraisemblable qu'une relation simple existe entre ρ et L.C.

CONCLUSION

L'analyse combinée par diffractométrie X et par microscopie électronique nous a permis de montrer que:

- la déformation superficielle atteint de très forte valeur (plusieurs pourcents) entraînant un accroissement important de la densité et de la longueur des dislocations,

- les niveaux de contraintes sont liés au voisinage de la surface au matériau et non au grenailage,

- les contraintes de grenailage se cumulent en sous couche avec les contraintes initiales.

Ces observations jointes à l'analyse des effets thermiques superficiels devraient permettre de préciser l'ensemble des paramètres qui génèrent les effets mécaniques du grenailage.

REFERENCES

- L.Castex, F.Joubert: "La détermination des précontraintes de grenailage par diffractométrie X et leur modélisation". I.C.S.P.1, 1981, p 255 à 265

- L.Castex: "A study of the behaviour of the steel in the neighbourhood of its fatigue limit using X-Ray diffraction" Réunion du groupement Franco-Allemand, Freiburg 27,28 Octobre 1983.

- L.Castex, J.M.Sprauel et M.Barral: "A new in situ, automatic, strain measuring X-Ray diffraction apparatus with P.S.D." Avances in X-Ray Analysis, Vol. 28, à paraître 1984.

- A.Niku-Lari: "Le grenailage de précontrainte" I.C.S.P.1, 1981, p 3 à 22

- H.Wohlfart: "Shot peening and residual stress" Residual stress and stress relaxation, Ed Plenum Press, 1982, p 71 à 92.

- J.M.Lessels, R.F.Brodrick: "Shot peening as protection of surface-damaged propeller-blade materials" Proceedings of J.C.F.M., I.M.E./A.S.M.E., 1956, p 617 à 627.

- R.L.Mattson: "Fatigue, residual stress and surface cold working" Proceedings of J.C.F.M., I.M.E./A.S.M.E., 1956, p 593 à 603.