
Généralités sur le phénomène de fatigue

Le phénomène de fatigue se manifeste chaque fois que l'on est en présence de chargements variables au cours du temps. Il peut conduire à la défaillance de la structure même si les sollicitations appliquées sont inférieures à la limite d'élasticité macroscopique du matériau. Ce phénomène présente la particularité d'être dangereux parce que la défaillance se produit soudainement après un chargement répété un grand nombre de fois. Pour les matériaux métalliques qui subissent un chargement cyclique, il est généralement admis qu'il y a une limite conventionnelle en-dessous de laquelle il n'y a pas d'endommagement par fatigue dans la structure pour un nombre de cycles donné (très grand, typiquement 10^7 cycles). Plusieurs définitions physiques de la limite de fatigue sont proposées. Les plus utilisées sont les suivantes :

- La limite de fatigue à 10^7 cycles est la plus grande amplitude de contrainte supportable par le matériau sans amorçage de fissure, avant 10^7 cycles.
- La limite de fatigue est la limite de non propagation d'une fissure sous chargement cyclique amorcée depuis un défaut.

La deuxième définition est basée sur des observations microscopiques qui permettent de détecter les fissures de fatigue amorcées à l'échelle des grains (en surface d'une éprouvette) et bloquées par des barrières microstructurales à des niveaux de chargement inférieurs à la limite de fatigue conventionnelle. Cette définition nécessite la prise en compte des paramètres liés à la microstructure du matériau.

La limite de fatigue peut être déterminée expérimentalement à partir de la courbe de Wöhler qui représente l'amplitude de la contrainte appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture. Il existe plusieurs méthodes qui permettent de déterminer expérimentalement la limite de fatigue d'un matériau. On trouve à titre d'exemple : la méthode des paliers successifs, la méthode d'itération... . La méthode la plus utilisée est celle de l'escalier (Staircase). Cette méthode proposée par Dixon et Mood en 1948 permet d'estimer expérimentalement la limite de fatigue médiane à N cycles ainsi que son écart-type.

La limite de fatigue du matériau est déterminée à travers des essais sur des géométries lisses d'éprouvettes pour lesquelles l'état de contrainte est homogène dans la zone utile. Néanmoins, les expériences industrielles montrent que, pour les pièces en service, il peut exister des défauts et des zones de concentration de contrainte. À partir de ces zones, une fissure de fatigue peut s'amorcer et se propager provoquant ainsi la ruine de la pièce, même si le chargement appliqué est inférieur à la limite de fatigue du matériau. Pour tenir compte des variations locales de géométrie qui engendrent des concentrations de contrainte, il est nécessaire d'évaluer le coefficient théorique de concentration de contraintes (Kt) qu'elles engendrent. Dans le cadre uniaxial, ce dernier est défini par la relation (1).

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (1)$$

où σ_{max} est la contrainte en fond d'entaille, estimée dans le domaine d'élasticité du matériau, et σ_{nom} la contrainte nominale calculée dans la section résistante comme si l'entaille n'existait pas. Pour une entaille, les valeurs des contraintes locales sont ainsi déterminées en multipliant les contraintes nominales par la valeur de Kt associé à l'entaille considérée. Pour des formes simples d'entaille, les valeurs de Kt peuvent être obtenues à partir d'abaques. Par contre, pour

les formes plus complexes, il est souvent nécessaire de recourir à des méthodes numériques (méthode des éléments finis) pour déterminer la contrainte maximale en fond d'entaille et ainsi calculer K_t .

La limite de fatigue des éprouvettes entaillées ne peut pas être déterminée de la même manière que les contraintes locales. Néanmoins, en connaissant (expérimentalement) cette limite, il est possible de calculer le coefficient effectif d'entaille ou de réduction de résistance en fatigue (K_f) [7] qui relie les limites de fatigues obtenues pour des éprouvettes lisses et entaillées exprimé en contraintes nominales (2).

$$K_f = \frac{\sigma_D^{\text{lisses}}}{\sigma_D^{\text{entaillées}}} \quad (2)$$

À cause des déformations plastiques au voisinage de l'entaille, il n'y a pas égalité entre K_f et K_t . Pour une entaille donnée, on observe généralement que K_f est inférieur à K_t . Aussi, la comparaison de K_f et K_t permet de classer grossièrement les matériaux selon leur sensibilité à l'effet de l'entaille. En particulier, le facteur q donné par l'équation (3) est le plus souvent utilisé pour quantifier cette sensibilité sans le recours aux essais expérimentaux [7].

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (3)$$

Si K_f est très inférieur à K_t , la sensibilité du matériau à l'entaille est considérée comme faible (q proche de zéro). Plusieurs formulations empiriques du facteur q peuvent être trouvées. La plupart des formulations font intervenir des paramètres géométriques tels que le rayon d'entaille ainsi que des propriétés matériau dans les formules proposées.

1. Fissures de fatigue

L'endommagement par fatigue résulte généralement de l'amorçage suivi de la propagation d'une fissure de fatigue. La succession physique de la fissuration par fatigue est illustrée par la Figure I-2. La durée de chaque étape diffère selon les paramètres : externes (chargement appliqué, milieu...) et internes (matériau, accidents géométriques...).

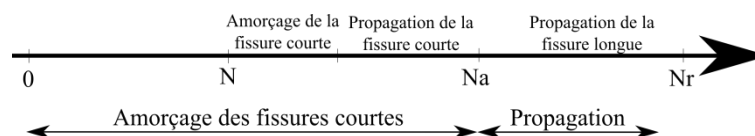


Figure I-2 : Différents stades de fissuration

Toutefois, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles, le nombre de cycles jusqu'à l'amorçage de fissure est généralement plus important que le nombre de cycles relatif à la propagation [8] [9] [10] pour les faibles niveaux de chargement et des rapports de charge positifs. C'est donc la phase d'amorçage qui conditionne la durée de vie en fatigue. Dans ce qui suit, les deux phases d'endommagement par fatigue seront détaillées.

2. Fissures courtes

Une fissure résulte de la création de deux nouvelles surfaces détectables au microscope dans un matériau. Le processus d'obtention d'une fissure macroscopique peut être décomposé en deux

phases : amorçage microscopique et propagation de la fissure courte. La première phase est liée à l'endommagement local dans les grains qui évolue jusqu'à atteindre la deuxième phase de propagation de la fissure courte.

3. Amorçage des fissures courtes

La diversité des mécanismes d'amorçage dans les matériaux métalliques est à l'origine de l'absence d'une définition claire de la phase d'amorçage de fissures courtes. Dans le cas des matériaux sans défauts liés aux procédés de fabrication et/ou d'élaboration, cette phase est généralement constituée par la nucléation et la croissance de fissures courtes. La longueur seuil de fissure à laquelle l'amorçage de la fissure courte se produit manque de définition précise. Aussi, en fonction du matériau (microstructure, phases...), du procédé d'élaboration, du mode de chargement ainsi que de l'environnement de service, les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sur les pièces diffèrent. Le plus couramment trouvé dans la littérature est un amorçage à partir d'un défaut interne ou de surface lié au procédé, sur un joint de grains ou bien au niveau des bandes de glissement (liés à la microstructure).

On trouve dans la littérature que les mécanismes d'amorçage des fissures courtes sont principalement liés à la déformation plastique localisée dans un volume de faible taille par rapport à la taille de la structure sollicitée en fatigue [8] [9]. En effet, dans le régime de la fatigue à grande durée de vie, l'éprouvette ou la pièce est sollicitée macroscopiquement dans le domaine d'élasticité. Cependant, à cause des hétérogénéités microstructurales, on observe généralement des fluctuations du champ de contrainte qui permettent d'obtenir des déformations plastiques localisées à l'échelle des cristaux. À cette échelle, le développement de la plasticité est gouverné par le mouvement des dislocations qui se regroupent dans des bandes de glissement dites persistantes (BGP). Ces bandes de localisation à caractère irréversible sont couramment observées sur les matériaux et les alliages métalliques. L'activité micro-plastique est plus importante en surface qu'au cœur du matériau car le mouvement des dislocations est plus facile en surface. Sous l'effet du chargement cyclique, le regroupement en surface des dislocations sous forme de bandes entraîne l'amorçage inter et intra granulaire d'une microfissure à l'interface BGP/grain. Dans leurs travaux, Krupp et al. [11] ont étudié les mécanismes d'amorçage des fissures courtes dans un acier ferrito-perlitique. Les auteurs ont montré que les sites d'amorçage des fissures sont localisés près des joints de grains ferrite/perlite. La forte localisation de la déformation plastique (sous forme de bandes de glissement) près des joints de grains est causée par l'hétérogénéité du comportement entre les grains subissant le chargement cyclique. Les bandes de glissement persistantes ne sont pas les seules responsables de l'amorçage des fissures de fatigue. Ces dernières peuvent aussi s'amorcer au niveau des joints de grains. Ceci a été montré par Sommer et al. [12] [13]. Les auteurs ont réalisés des essais de fatigue oligocyclique sur un acier à faible concentration de carbone. Les résultats obtenus montrent que l'amorçage des fissures de fatigue à la température ambiante est intergranulaire. Cette même constatation a été faite par Zhang et al. [14]. Les auteurs ont montré à travers des essais de fatigue oligocyclique réalisés sur un acier à faible concentration de carbone que les fissures s'amorcent principalement au niveau des joints de grains.

Les procédés d'obtention des pièces mécaniques ont une influence importante sur leur tenue en fatigue car ils sont parfois responsables de l'introduction de défauts superficiels ou volumiques qui impactent l'amorçage. Par exemple, dans le cas des matériaux de fonderie, les retassures, les porosités, les impuretés ainsi que les inclusions (métalliques ou non) sont des sites de

concentration de contraintes qui sont très favorables à l'amorçage des fissures de fatigue internes [15] [16]. Aussi, les procédés d'usinage ou de découpe peuvent altérer de manière significative l'état de surface. En particulier, ces procédés engendrent des altérations géométriques (rugosité, défauts), des altérations métallurgiques (écrouissage local, transformations de phases) et des altérations mécaniques (introduction de contraintes résiduelles). Ces différentes altérations affectent largement les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue [1] [2].

La prise en compte des défauts nécessite d'adopter des stratégies de dimensionnement adaptées. Il est souvent nécessaire de définir une taille maximale admissible du défaut pour éviter la rupture par fatigue des pièces en service. Lors de la définition de cette taille admissible, il faut tenir compte des différents paramètres, déjà cités, relatifs aux matériaux, à l'environnement, au procédé d'obtention de la pièce ainsi qu'au chargement appliqué.

4. Propagation des fissures courtes

Nous avons vu dans le paragraphe précédent que l'amorçage des fissures courtes est très influencé par plusieurs paramètres (BGP, microstructure, défauts...) étant donné la faible taille de ces fissures par rapport à la taille de la structure. Les fissures courtes sont caractérisées par leur comportement à la propagation. Les approches basées sur la mécanique élastique linéaire de la rupture, utilisées pour modéliser les vitesses de propagation des fissures courtes, ne sont néanmoins applicables qu'à partir d'une taille minimale de fissure a_{mini} [17]. Le nombre de cycles jusqu'à avoir cette taille minimale (a_{mini}) est traité comme une partie de la phase d'amorçage de la fissure pendant laquelle l'endommagement évolue de façon discontinue en fonction du chargement cyclique appliqué à la structure.

La propagation des fissures courtes est à son tour pilotée par l'activité plastique locale. Les fissures s'amorcent et se propagent le long des plans de glissement les plus favorablement orientés par rapport à la direction de chargement. Puisque les longueurs des fissures courtes sont très faibles (de l'ordre de grandeur de la taille de grains), la propagation est fortement influencée par la microstructure (joints de grains, inclusions, phases...). La Figure I-3 issue des travaux de Krupp et al. [11], illustre la propagation d'une microfissure dans un acier dual phase (α - γ) amorcée sur un joint de grain triple.

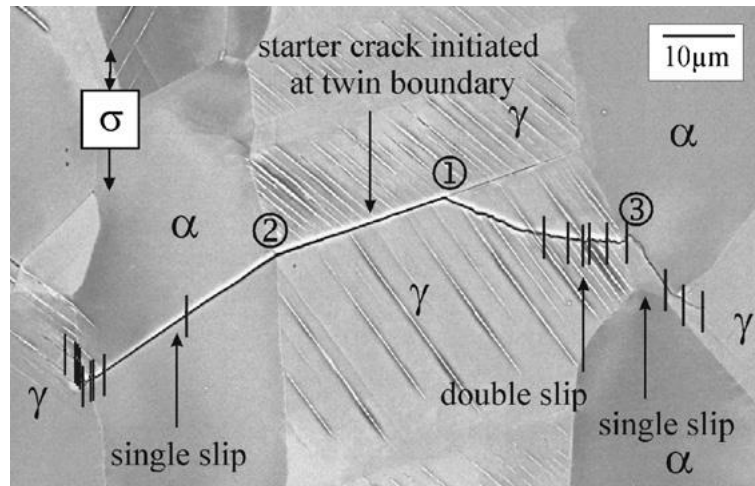


Figure I-3 : Propagation d'une microfissure dans un acier dual phase (α - γ) ; $\Delta\sigma/2 = 350\text{MPa}$; $N = 160\,000$ cycles, chaque trait correspond à l'application de 10 000 cycles [11]

5. Fissures longues

Les fissures dites longues sont celles qui se propagent sur une distance relativement importante par rapport à la taille des paramètres microstructuraux (taille de grains, taille des phases...).

Le processus de propagation de fissure sous un chargement uniaxial de traction/compression peut être décrit comme suit : pendant la phase de charge, la fissure courte s'ouvre en mode I. Une zone plastique de très faible taille par rapport à la taille de la structure est alors créée en pointe de la fissure. Pendant la phase de décharge, le reste de la structure, qui se comporte élastiquement, tend à fermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée. Après la décharge, les contraintes locales de compression maintiennent la fissure fermée. Il faut donc exercer, au cycle suivant, un effort suffisamment élevé pour ouvrir la fissure.

Dans le cas de la fatigue à grand nombre de cycles, la structure reste dans son domaine élastique durant le chargement cyclique. L'étude de la propagation des fissures se place dans le cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture. La zone plastifiée en pointe de fissure, sous l'effet du chargement cyclique, gouverne la cinétique de propagation de la fissure. L'avancement de la fissure en fonction du nombre de cycles est visible sur les faciès de rupture en fatigue sous forme de stries. Chaque strie représente un cycle. Pour les faibles niveaux de chargement, une strie n'est obtenue qu'après un nombre donné de cycles. Si l'amplitude du chargement diminue au cours de l'essai, la contrainte appliquée devient insuffisante vis-à-vis de la contrainte de fermeture exercée sur la zone plastifiée. Dans ce cas, la fissure n'avance plus d'où l'existence d'un seuil de propagation.

Si on reste toujours dans le cas d'un chargement uniaxial et si on prend l'exemple d'une plaque de dimensions infinies subissant un chargement cyclique, la présence d'une fissure dans la plaque perturbe localement le champ de contrainte. Cette perturbation est décrite par les facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} (I : mode d'ouverture, II : mode de cisaillement plan, III : mode de cisaillement antiplan). Ce mode d'ouverture de fissure permet de décrire la singularité spatiale du champ de contrainte. Le modèle le plus utilisé permettant de lier la vitesse de propagation de la fissure au chargement appliqué est celui de Paris [18]. L'équation (4) relie le taux de propagation de fissure da/dN à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte K .

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4)$$

Où C et m sont des coefficients caractéristiques du matériau. Si ces paramètres sont constants, le chemin de fissuration ne dépend pas de la microstructure. Toutefois, il existe un seuil ΔK_{th} au-dessous duquel la fissure longue ne se propage pas (Figure I-4).

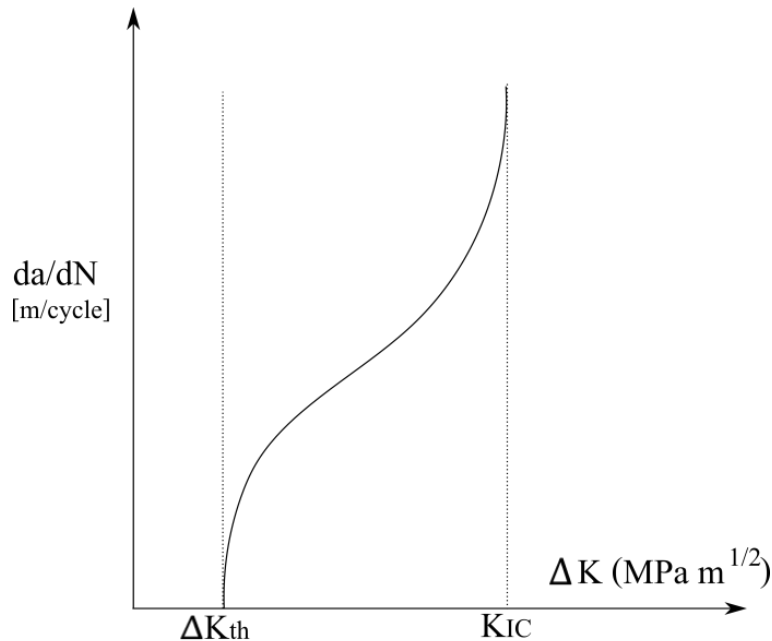


Figure I-4 : Représentation schématique d'une courbe $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$

III. Comportement mécanique cyclique des alliages Fe-Si : influence des paramètres

Les influences de la vitesse de déformation, de la température ainsi que de la concentration en silicium sur le comportement quasi-statique, le comportement cyclique et la tenue en fatigue des alliages Fe-Si ont été étudiées dans la littérature. On présente ici une synthèse des principaux résultats obtenus dans ces études.

1. Influence de la vitesse de déformation

Dans leurs travaux, Magnin et al. [19] ont étudié l'influence de la vitesse de déformation sur l'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique dans divers métaux de structure cubique centrée parmi lesquels figure un polycristal de Fe-3%Si de taille de grain d'environ 60 μm après recuit. L'alliage Fe-3%Si a été testé sous un chargement cyclique de traction-compression symétrique à déformation imposée en utilisant différentes vitesses de déformation. Les auteurs montrent qu'une augmentation de la vitesse de déformation engendre un changement important dans le mode d'amorçage des fissures de fatigue. Ce dernier passe de transgranulaire pour les faibles vitesses de déformation ($\dot{\epsilon} < 2,5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) à inter-granulaire pour les vitesses les plus élevées ($\dot{\epsilon} > 2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), en passant par le mode mixte pour les vitesses de déformation intermédiaires (comprises entre $2,5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ et $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Les auteurs se basent, dans leur explication, sur la contrainte d'écoulement à saturation qu'ils décomposent en se basant sur les travaux de Seeger [20]. La contrainte est décomposée selon

l'équation (5) en une composante interne σ_i relative aux effets d'ancrage des dislocations et de frottement local dans le réseau cristallin et une composante effective σ^* qui dépend de la température. Cette composante est principalement liée à la multiplication et l'annihilation des dislocations.

$$\sigma = \sigma^* + \sigma_i \quad (5)$$

Comme le montre la Figure I-5, pour les faibles vitesses de déformation, la composante interne de la contrainte domine. Les mécanismes d'endommagement dus à σ_i sont donc à l'origine des fissures transgranulaires observées sur les polycristaux de Fe-3%Si. Ces mécanismes sont principalement liés à la formation de bandes de glissement et des intrusions dans les grains. En se plaçant dans la gamme des vitesses intermédiaires, le mode mixte est observé. Dans ce cas, les deux types de fissures sont présents. Ceci est dû au fait que les deux composantes de la contrainte (σ^* et σ_i) ont des valeurs semblables. En revanche, pour les vitesses de déformation élevées, la composante effective est dominante. Le mécanisme d'endommagement relatif à σ^* , qui provoque l'apparition de fissures intergranulaires, est principalement relié au mouvement thermiquement activé des dislocations vis. Comme le montre la Figure I-6, les fissures intergranulaires sont une conséquence des incompatibilités de déformation induites par le caractère fortement hétérogène du processus de déformation plastique. En effet, les fortes déformations plastiques au voisinage des joints de grains et les concentrations de contraintes locales favorisent l'amorçage de fissures sur le bord des grains.

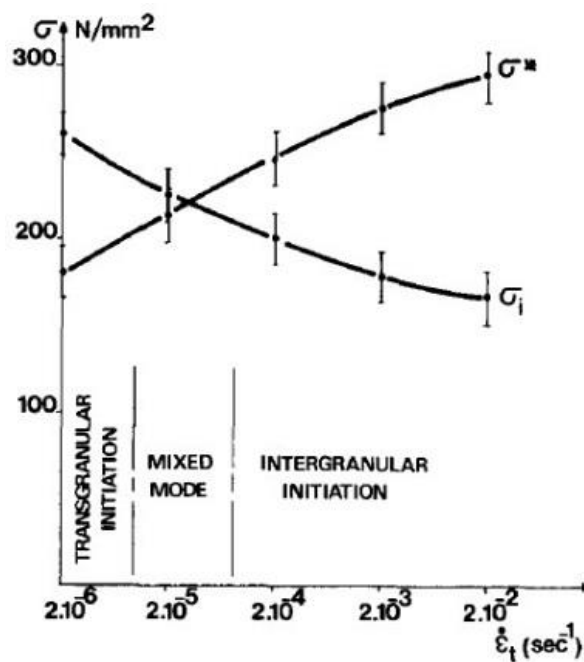


Figure I-5 : Composantes de la contrainte d'écoulement et mode d'amorçage des fissures en fonction de la vitesse de déformation totale pour le Fe3%Si [19]

Les auteurs mentionnent que cette corrélation entre la vitesse de déformation, les composantes de la contrainte d'écoulement à saturation et le mode d'amorçage des fissures est valable uniquement pour les matériaux ductiles qui ne contiennent pas d'impuretés. Aussi, ils relèvent que les résultats obtenus dépendent fortement de certains paramètres métallurgiques. En effet, la concentration élevée d'atomes de soluté, comme le carbone et l'azote par exemple, peut

fragiliser les joints des grains ce qui favorise l'amorçage des fissures intergranulaires. Un autre effet des éléments en solution solide est lié à la mobilité relative des dislocations vis et coins qui peut influencer la dépendance du type d'amorçage des fissures vis-à-vis de la vitesse de déformation. Enfin, un autre facteur susceptible d'influencer le mode d'amorçage des fissures est la taille des grains. Plus précisément, une augmentation de la taille des grains engendre un abaissement de la contrainte interne, la contrainte effective étant inchangée. Une taille de grains importante favorise donc un mode d'amorçage intergranulaire.

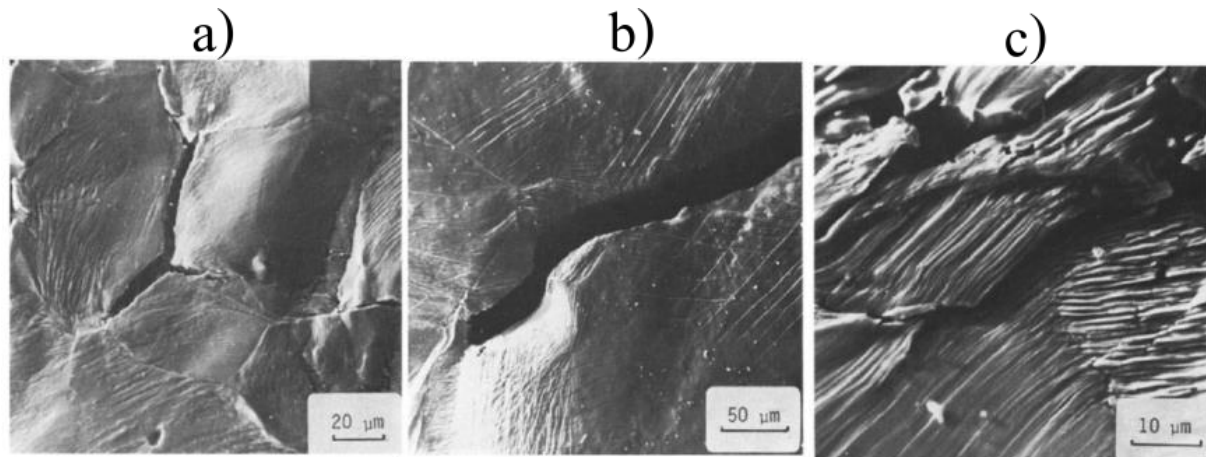


Figure I-6 : Différentes formes de fissures observées au MEB pour $\Delta\epsilon_t/2=6\times 10^{-3}$, (a) $\dot{\epsilon}_t = 2\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (intergranulaire), (b et c) $\dot{\epsilon}_t = 2\times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ (transgranulaire) [19]

2. Influence de la concentration en silicium

L'ajout de silicium au fer modifie certaines propriétés des alliages Fe-Si. Selon l'utilisation de l'alliage Fe-Si, cette modification peut être bénéfique ou bien néfaste. Les points positifs sont visibles à travers le changement des propriétés électriques. En effet, l'ajout de silicium diminue la résistivité électrique et donc minimise l'intensité des courants de Foucault. En revanche, les points négatifs sont liés à la modification des propriétés magnétiques. En effet, l'ajout de silicium diminue la constante d'anisotropie magnétocristalline ainsi que l'aimantation à saturation [21]. Les propriétés mécaniques sont aussi affectées par l'ajout de silicium. Ce dernier a tendance à attirer les impuretés et à former ainsi de gros précipités. La dureté et la ductilité de l'alliage sont donc dépendantes de la concentration en silicium. Ce dernier améliore les propriétés de ductilité à condition que la concentration ne dépasse pas 3%. Si la teneur en Silicium dépasse 4%, l'alliage est fragile et sa mise en forme à froid devient donc difficile [21]. Lors de l'élaboration du matériau, des additifs peuvent éventuellement s'ajouter au silicium d'une manière volontaire ou involontaire. Certains améliorent les propriétés mécaniques de l'alliage (l'aluminium, le manganèse...) et d'autres les dégradent (le carbone, l'oxygène, l'azote...) [21].

Afin de mettre en évidence l'influence de la concentration en silicium et de la température sur le comportement cyclique des alliages Fe-Si, Sestak et al. [22] ont réalisé des essais cycliques sur du fer pur et sur des alliages de fer avec différentes concentrations en silicium. Leurs essais ont été réalisés sur des alliages à grains orientés en utilisant un chargement cyclique à déformation totale imposée ($R\epsilon=-1$) à deux températures différentes (22°C et 251°C). Les résultats obtenus montrent que le comportement cyclique de ces alliages à température ambiante est comparable à celui des métaux de structure cubique à faces centrées en termes de localisation de la déformation au niveau des bandes de glissement persistantes ainsi que du développement et de

l'arrangement des dislocations. Cette similarité peut être expliquée par le fait que pour les basses températures, la mobilité des dislocations vis est plus faible pour le Fe-Si que pour le fer pur. Pour cette raison, une contrainte plus importante est nécessaire pour l'activation du mouvement des dislocations coins sur les systèmes de glissement secondaire au début de la déformation. Ceci explique partiellement l'effet durcissant du silicium sur le comportement cyclique de ces alliages. Les observations microscopiques réalisées par Sestak et al. [22] ont montré que ces dislocations s'arrangent sous la forme d'un réseau constitué de veines dont la taille diminue lorsque la concentration en silicium augmente. Par ailleurs, pour le Fe allié à 1,8%Si et le Fe allié à 3%Si, des microfissures ont été observées dans les bandes de glissement persistantes.

La Figure I-7 permet de mettre en évidence l'effet durcissant du silicium. On observe en effet, quelle que soit la température, qu'une augmentation de la concentration provoque une augmentation de la contrainte à saturation observée lors d'essais cycliques contrôlés en déformation. Dans le cadre de ce travail, un seul alliage Fe-Si (M330-35A) est considéré. Le rôle du silicium ne sera donc pas étudié. Il est cependant instructif de comprendre le rôle du silicium sur le comportement cyclique d'alliages Fe-Si voisins de celui que nous étudions.

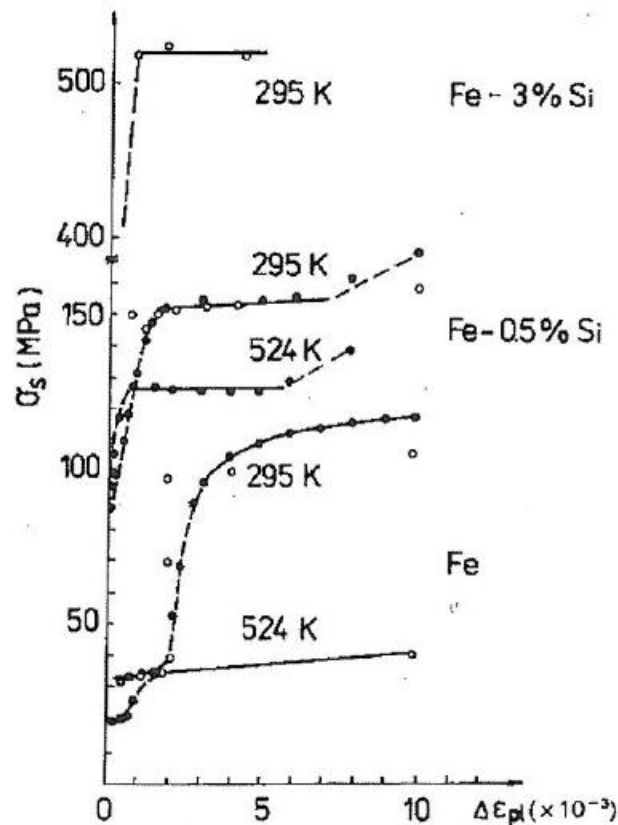


Figure I-7 : Courbes contrainte à saturation en fonction de l'étendue de la déformation cyclique relatives aux différents alliages Fe-Si testés pour deux températures [22]

3. Influence de la température

Plusieurs études se sont intéressées à l'effet de la température sur le comportement statique et cyclique des alliages Fe-Si. Les résultats obtenus dans ces études montrent la sensibilité du comportement à la température. On présente ici les principaux résultats relatifs à l'effet de la

température sur le comportement mécanique des alliages Fe-Si pour des concentrations en Si semblables à celles de l'alliage qui fait l'objet de cette étude.

La sensibilité du comportement des alliages Fe-Si à la température a été étudiée par Novak et al. [23] à partir d'essais mécaniques réalisés sur des monocristaux de fer pur et d'alliages Fe-0.5%Si et Fe-0.9%Si. Ils ont ainsi pu déterminer l'évolution de la contrainte de cisaillement critique (τ_0) en fonction de la concentration en silicium et de la température. Les résultats (Figure I-8) qui montrent l'évolution de la contrainte de cisaillement en fonction de la déformation de cisaillement, ont été calculés à partir d'essais de traction réalisés sur des monocristaux à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 5,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Pour ces calculs, les auteurs ont pris l'hypothèse d'un glissement homogène qui se produit selon la direction [111] choisie comme première direction de glissement lors des essais de traction.

Les résultats montrent que pour une température comprise entre 22°C et 130°C, la cission résolue critique (τ_0) augmente avec l'augmentation de la concentration en silicium. On retrouve ainsi l'effet durcissant du silicium mentionné au paragraphe précédent. Toutefois, pour les basses températures (-160°C et -72°C), la dépendance de la contrainte de cisaillement critique vis-à-vis de la concentration en silicium est largement atténuée. L'effet adoucissant de la température est aussi visible sur les courbes de la Figure I-8 pour lesquelles une augmentation de la température engendre une diminution de la contrainte de cisaillement. Les résultats de Novak et al. [23] sont donc en accord avec les conclusions de Sestak et al. [22] qui constatent l'effet adoucissant de la température sur la contrainte à saturation.

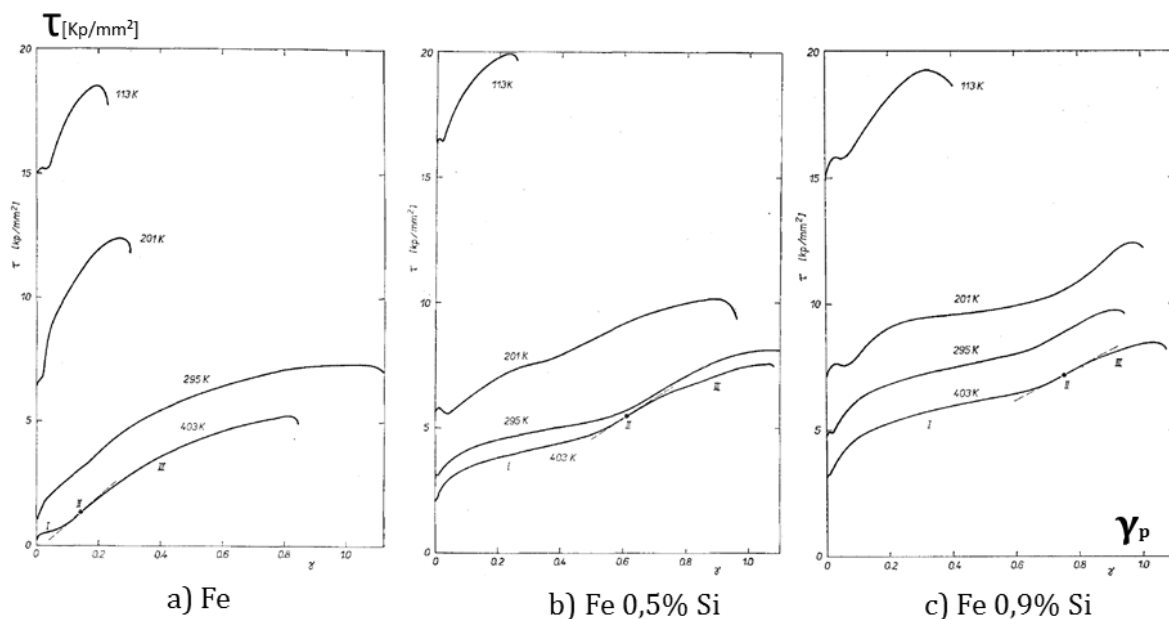


Figure I-8: Courbes contrainte de cisaillement sur le plan (111) en fonction de la déformation en cisaillement pour des monocristaux de a) Fe, b) Fe 0,5%Si, c) Fe 0,9%Si à différentes températures [23]

IV. Les vieillissements statique et dynamique

Les travaux cités dans le paragraphe précédent relatifs aux alliages Fe-Si révèlent l'existence d'un phénomène de vieillissement, statique ou dynamique, dans les alliages Fe-Si. Dans ce paragraphe, une présentation des origines physiques de ce phénomène ainsi que son influence sur le comportement mécanique et cyclique est réalisée.

Depuis les premières observations d'instabilités plastiques, plusieurs études ont été menées sur

le vieillissement par la déformation des matériaux métalliques. Le but était de comprendre les origines physiques ainsi que les conséquences de ce phénomène sur les propriétés mécaniques des métaux. Deux types de vieillissement peuvent être distingués : statique et dynamique [24] [25].

1. Définitions et origines physiques

1.1. Le vieillissement statique

C'est un phénomène qui conduit au changement des propriétés d'un matériau au cours du temps. Il se manifeste lors d'un essai de traction monotone par l'apparition de bandes de déformation localisées appelées bandes de Piobert Lüders. Ces bandes sont à l'origine de l'apparition d'un palier de déformation à contrainte quasi-constante sur la courbe de traction appelé aussi crochet de traction. Ce dernier présente un pic, qui représente la limite d'élasticité dite haute, suivi d'un plateau juste avant l'écoulement plastique (Figure I-9). Ce palier reflète le passage d'une bande de déformation de Lüders dans la section la plus sollicitée de l'éprouvette. Il est caractérisé par des décrochements successifs. Ce phénomène est généralement observé à température ambiante sur les aciers doux [24] [25].

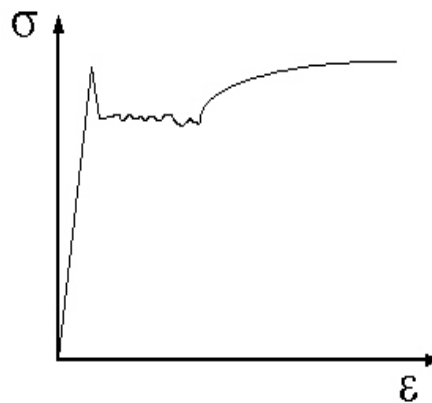


Figure I-9 : Courbe de traction présentant l'effet du vieillissement statique

L'explication physique proposée par Baird en 1963 pour les aciers doux repose sur la diffusion du carbone et de l'azote vers les dislocations, ce qui provoque leur ancrage. La déformation plastique nécessite alors une augmentation de la contrainte jusqu'à une valeur qui permet de désancrer ces dislocations. À partir de ce point, l'écoulement plastique se localise dans une bande dite de Lüders qui traverse la section de l'éprouvette et provoque le désancrage de toutes les dislocations situées sur le passage de la bande. D'autre part, l'amplitude du pic relatif à la limite d'élasticité supérieure est liée principalement à l'intensité de l'ancrage car la contrainte d'ancrage est proportionnelle au vieillissement du matériau.

Plusieurs auteurs ont montré que les paramètres qui influencent la forme des crochets de traction sont liés aux mécanismes de vieillissement à l'origine des instabilités. Les principaux paramètres sont : la composition chimique de l'alliage qui influe sur les concentrations des solutés (carbone, azote...), l'écrouissage qu'a subi le matériau et son effet sur la densité initiale de dislocations, la rigidité de l'ensemble machine d'essai- éprouvette...

Un autre facteur en relation indirecte avec l'apparition des paliers de Lüders est la taille de grains du matériau qui influence l'écrouissage. Ceci peut se répercuter sur les mécanismes de

vieillissement et par conséquent sur le palier de Lüders. Les conditions d'essai peuvent aussi être à l'origine d'une différence de forme du crochet. En effet, une grande différence est observée entre un essai à déplacement imposé et un essai à force imposée. Si on impose la force, il n'y a pas le décrochement sur la courbe [24] [25].

1.2. Le vieillissement dynamique

C'est un phénomène qui se manifeste pendant la phase de déformation plastique. Il est accompagné dans certains cas par des instabilités sur la courbe de traction (dans la zone plastique). Ce phénomène, appelé aussi effet Portevin Le Chatelier (PLC), est fréquemment observé sur les aciers doux (Fe-C), les aciers austénitiques, les alliages d'aluminium, certains alliages de nickel, les alliages de cuivre et même sur les alliages de titane [24] [25].

Le vieillissement dynamique est caractérisé par des décrochements successifs dans le domaine de déformation plastique représentés par la Figure I-10. Ces derniers sont dus principalement à l'apparition et la disparition de bandes de déformation localisées. Le vieillissement dynamique est visible sur les courbes de traction monotone quasi-statique dans le cas des aciers ferritiques pour une gamme de température comprise entre 80°C et 250°C. Selon certains auteurs, le phénomène de Portevin Le Chatelier n'est visible qu'à partir d'une déformation critique. Il est aussi possible d'avoir les deux types de vieillissement sur la même courbe [24] [25].

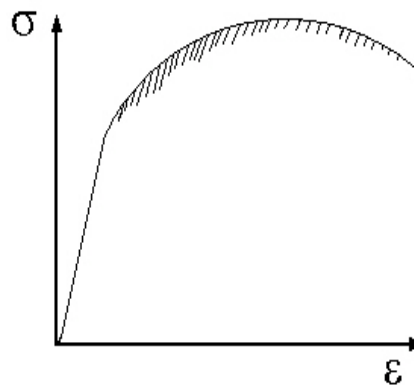


Figure I-10 : Courbe de traction présentant l'effet du vieillissement dynamique

Les bandes de Portevin Le Chatelier apparaissent lorsque les atomes de soluté diffusent pendant la déformation plastique pour provoquer l'ancrage des dislocations mobiles. La propagation de ces bandes est généralement brusque et irrégulière. Elles traversent toute l'éprouvette d'une façon aléatoire à une vitesse nettement supérieure à celle relative aux bandes de Lüders. Les perturbations sur les courbes dues à ce phénomène sont expliquées par le fait que la vitesse de diffusion des atomes de soluté et la vitesse de déplacement des dislocations ont des valeurs très proches, ce qui est à l'origine des « ancrages-déancrages » successifs entre les solutés et les dislocations.

Les mêmes paramètres que ceux relatifs aux bandes de Lüders peuvent influencer la forme des instabilités observées sur les courbes de traction. Dans la littérature, trois types de décrochements en forme de « dents de scie » ont été répertoriés (Figure I-11). Chaque type reflète une cinétique différente de propagation de ces bandes. Le type A est caractérisé par l'augmentation soudaine suivie d'une chute brusque de la contrainte qui remonte ensuite à une valeur moyenne. Cette dernière augmente légèrement au cours de l'essai. Ces décrochements

apparaissent à partir d'une valeur de déformation donnée. Ils possèdent une amplitude relativement faible et ne sont pas très fréquents par rapport aux autres types. La bande apparaît sur un bord et parcourt toute l'éprouvette. Ainsi, l'augmentation de la charge lors de l'essai engendre l'apparition d'une nouvelle bande et ainsi de suite. Ce type d'instabilité est généralement visible pour les basses températures ou bien pour les hautes vitesses de déformation [24] [25].

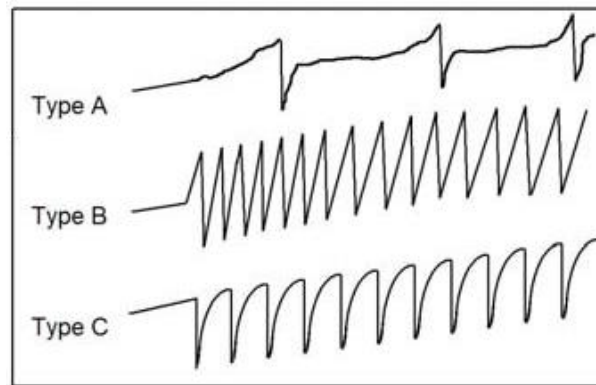


Figure I-11 : Différents types de décrochement de Portevin Le Chatelier [26]

Les décrochements de type B peuvent suivre ceux de type A pendant le même essai en augmentant la déformation. Leur forme est semblable aux dents de scie. Leurs fréquence et amplitude sont relativement élevées par rapport au type A. Il est possible de voir plusieurs bandes qui se propagent -par saccades- simultanément en reliant les deux bords de l'éprouvette. Ces décrochements sont généralement visibles pour les températures élevées ou pour des vitesses de déformation faibles.

Contrairement aux deux autres types, les décrochements de type C possèdent une forme différente. En effet, la contrainte chute brusquement et réaugmente progressivement pour atteindre la valeur moyenne. L'amplitude est plus importante que celle pour le type B. Ces décrochements sont assez fréquents mais ils peuvent apparaître de façon aléatoire en tout point du corps de l'éprouvette et sont donc visibles sur la courbe de traction. Pour ce type de décrochement, il n'y a pas propagation d'une bande localisée. Ce mode est observé pour les hautes températures et les faibles vitesses de déformation [24] [25].

Ranc et al. [27] ont montré sur un alliage aluminium cuivre que les bandes évoluent du type C au type B puis A en augmentant la vitesse de déformation. Aux températures élevées, les dislocations se déplacent avec les solutés, la courbe de traction possède donc une forme lisse vu qu'il n'y a pas de chute de contrainte. Le phénomène de PLC n'apparaît pour les vitesses élevées que pour les hautes températures.

2. Conséquences sur les propriétés mécaniques

Qu'il soit statique ou dynamique, le vieillissement est dû à l'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes en solution solide. Cette interaction est présente même avec un faible pourcentage d'atomes de soluté (quelques ppms suffisent). En effet, ces atomes sont à l'origine de l'ancrage des dislocations mobiles. Ce mécanisme présente donc une dépendance au temps et à la température puisque la diffusion des atomes de soluté est régie par les lois classiques de la diffusion (type Arrhenius) [24] [25].

Le vieillissement statique a comme effet le décalage de la transition fragile-ductile vers le domaine des hautes températures. En revanche, le vieillissement dynamique, observé en augmentant la température, influence considérablement les propriétés mécaniques mesurées lors de l'essai de traction. Ces changements sont principalement une augmentation des caractéristiques mécaniques du matériau (R_e , $R_{p0,2}$, R_m), une diminution de la ductilité (A%) et du coefficient de striction (Z%).

V. Effet du procédé de découpe sur la tenue en fatigue de pièces poinçonnées

Le procédé de découpe par poinçonnage des tôles est largement utilisé dans l'industrie à cause des cadences de production élevées qu'il offre ainsi que du faible coût des pièces produites. Il permet d'avoir une pièce finie en une ou plusieurs opérations consécutives. Puisque la tôle objet de cette étude a été découpée par poinçonnage, on s'intéressera par la suite particulièrement à ce procédé et son impact sur la tenue en fatigue. Ce procédé est basé sur le cisaillement d'une tôle en utilisant un outil de poinçonnage composé d'une matrice, un poinçon et un serre flan. Les procédés de découpe des tôles engendrent en général une morphologie spécifique sur le bord découpé. Différentes zones sont ainsi couramment observées sur un bord poinçonné. Le premier exemple est relatif à des plaques d'épaisseur relativement importante (15 mm) par rapport à l'épaisseur de la tôle étudiée. Sanchez et al. [2] montrent les différentes zones sur un trou fabriqué par poinçonnage. Des plaques en trois nuances d'aciers ont été utilisées. Les différentes zones observées sont illustrées par la Figure I-12.

- Zone 1 : Elle commence à partir de la surface supérieure de la tôle. Cette zone est caractérisée par une surface lisse sur le bord et le cisaillement s'effectue par contact entre le poinçon et la tôle.
- Zone 2 : Située juste après la zone 1. Cette zone est caractérisée par une rugosité de surface importante due à l'arrachement de la matière. L'endommagement le plus important et la plasticité la plus élevée sont caractéristiques de cette zone.
- Zone 3 : La surface est relativement lisse dans cette zone et le cisaillement s'effectue par contact avec la matrice.

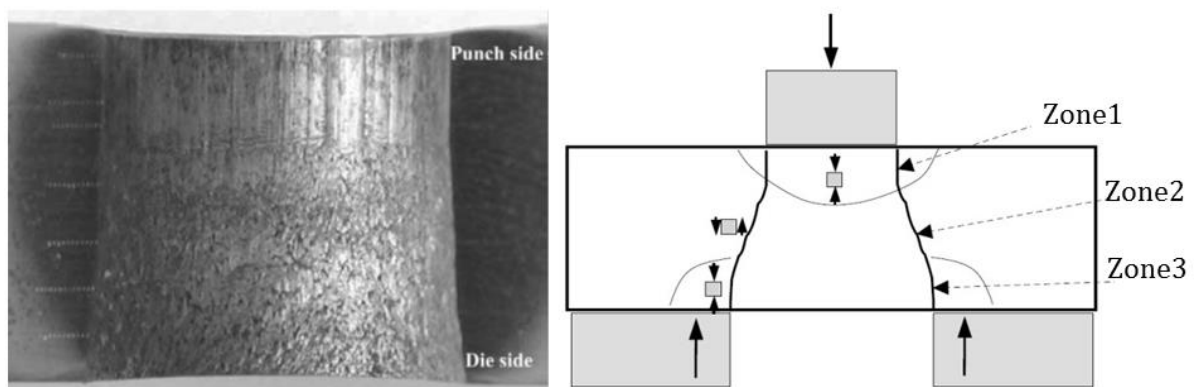


Figure I-12 : Différentes zones sur le bord poinçonné pour l'acier 355N [2]

Pour les tôles d'épaisseur proche de la M330-35A, les différentes zones sur le bord sont observées dans la Figure I-13-b. La zone bombée relative à l'entrée du poinçon, la zone de cisaillement, la zone de rupture et la bavure. La taille de ces zones diffère d'un matériau à l'autre

et d'une épaisseur à une autre mais elles sont systématiquement présentes sur un bord découpé par poinçonnage [1] [2] [28] [29] [30].

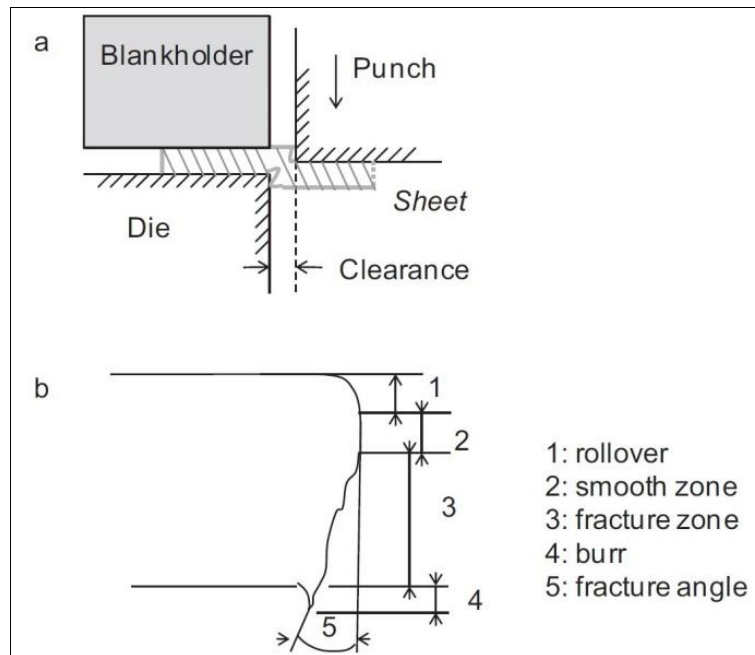


Figure I-13 : a) principe du poinçonnage, b) différentes zones observée sur un bord poinçonné [1]

Les alliages Fe-Si ne sont pas une exception. Les observations microscopiques faites par Böhling et al. [29] sur une tôle d'épaisseur 0,23 mm ont montré l'existence des quatre zones sur le bord découpé comme l'illustre la Figure I-14.

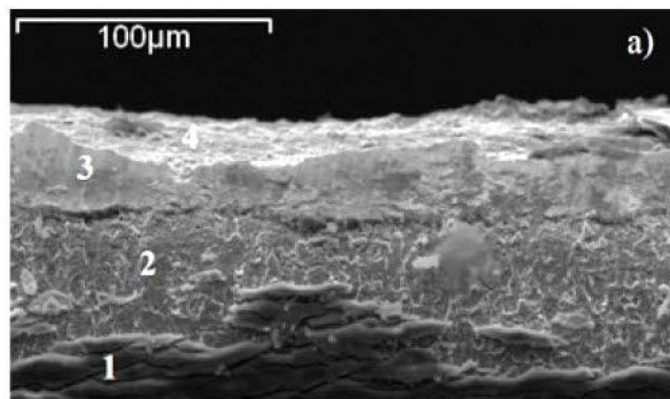


Figure I-14 : Différentes zones sur le bord d'une tôle Fe-Si découpée par poinçonnage [29]

En plus de son effet géométrique (morphologie du bord), l'action de découpe produit des déformations plastiques dans la tôle (Figure I-15). Bien que plusieurs recherches aient permis de développer ce procédé en termes de qualité de pièces découpées (dimensions précises et taille de bavure minimale), les déformations plastiques et les contraintes résiduelles induites - surtout sur le bord de découpe- restent inévitables. Ces déformations engendrent une dégradation des propriétés magnétiques et des propriétés mécaniques des produits découpés, notamment de leur tenue en fatigue [1] [2] [31].

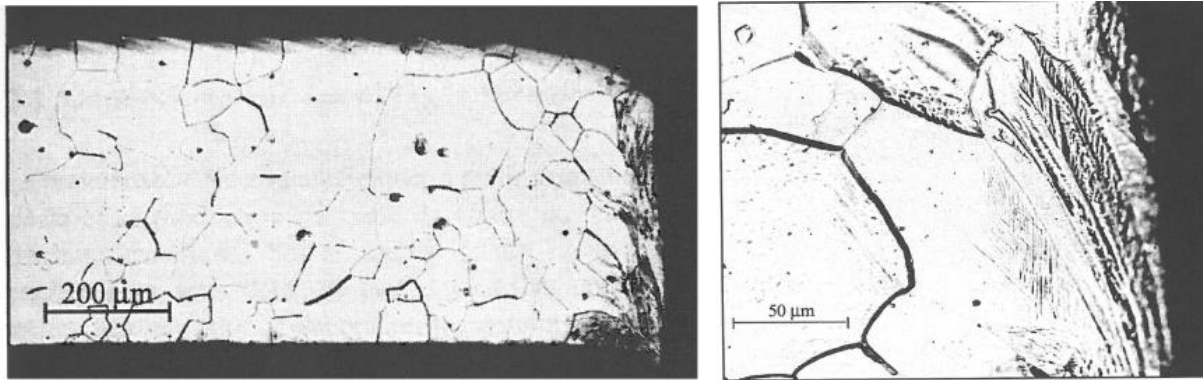


Figure I-15 : Bord de découpe d'une tôle de Fe-3%Si poinçonnée [31]

1. Découpe des tôles ferromagnétiques

Pour limiter les conséquences du procédé de poinçonnage, les fabricants de tôles ferromagnétiques proposent deux types de tôles : « semi-process » et « fully-process ». Pour le type « semi-process », les pièces doivent subir un traitement thermique de recuit après poinçonnage, qui a pour but de redonner au matériau ses propriétés magnétiques initiales. Il permet aussi de minimiser l'effet de découpe sur le comportement mécanique du matériau en relaxant les contraintes résiduelles et en atténuant l'écrouissage induit par le poinçonnage. Le coût de fabrication des pièces en tôle « semi-process » est toutefois relativement élevé à cause du traitement thermique. Ce coût peut être réduit en utilisant les tôles de type « fully-process » qui ne nécessitent pas de traitement thermique après poinçonnage. L'effet du procédé de découpe sur les propriétés mécaniques et magnétiques du matériau est alors important pour les pièces poinçonnées à partir de tôles « fully process ».

2. Influence du procédé de découpe sur la tenue en fatigue : comparaison entre différentes techniques de découpe

Afin de mettre en évidence l'influence du procédé de poinçonnage des pièces mécaniques sur leur résistance en fatigue, Sanchez et al. [2] ont fait des essais de fatigue sur des échantillons en tôle d'acier d'épaisseur 15 mm dans lesquelles un trou de diamètre 15 mm a été réalisés. Ces trous ont été réalisés en utilisant deux procédés différents : le poinçonnage et le perçage, le but de l'étude étant de faire une comparaison en terme de résistance en fatigue entre les échantillons ayant un trou poinçonné et ceux ayant un trou percé. Trois types d'acier ont été utilisés dans cette étude : un acier ferrito-perlitique (355N) et deux aciers bainitiques (460Q et 690Q). Afin de déterminer l'étendue de la zone endommagée (ou affectée par le procédé) de la pièce après la réalisation du trou, des mesures de micro-dureté ont été effectuées au voisinage du bord de découpe. Pour les pièces poinçonnées, les résultats ont montré une augmentation de la dureté qui passe de 210 HV pour le matériau initial à 320 HV au voisinage du bord du trou (Figure I-19). L'étendue de la zone écrouie est estimée à 2 mm en partant du bord. Les auteurs affirment que cette distance est presque constante pour tous les échantillons testés. Dans ces travaux, les auteurs se sont basés sur la dureté pour déterminer la zone « endommagée » par poinçonnage. Il est à noter que la dureté n'est pas un indicateur de l'endommagement. Seule, elle ne permet pas de déterminer l'étendue de cette zone. En effet, si le matériau est déformé plastiquement, la densité de dislocations augmente, par conséquent la dureté du matériau augmente dans la zone déformée plastiquement. En revanche, l'endommagement correspond à

la rupture des liaisons atomiques dans le réseau cristallin. Il est donc nécessaire d'utiliser des techniques expérimentales alternatives (microscopie optique, microscopie électronique, tomographie X) pour déterminer l'étendue de la zone endommagée suite à l'opération de poinçonnage.

En faisant une comparaison avec le poinçonnage, les auteurs montrent que dans le cas du perçage, la valeur de la dureté est presque la même au voisinage du trou percé qu'au milieu de la pièce. L'écrouissage associé au perçage est donc faible. Aussi, les différentes zones sur le bord décrites dans le cas du poinçonnage n'existent pas.

Les essais de fatigue réalisés sur les trois nuances d'acier dans le domaine des grandes durées de vie ont montré que les échantillons obtenus par perçage possèdent une durée de vie deux fois plus élevée que ceux obtenus par poinçonnage. Cette différence, illustrée par la Figure I-16, est associée principalement à l'endommagement local causé par le procédé de poinçonnage.

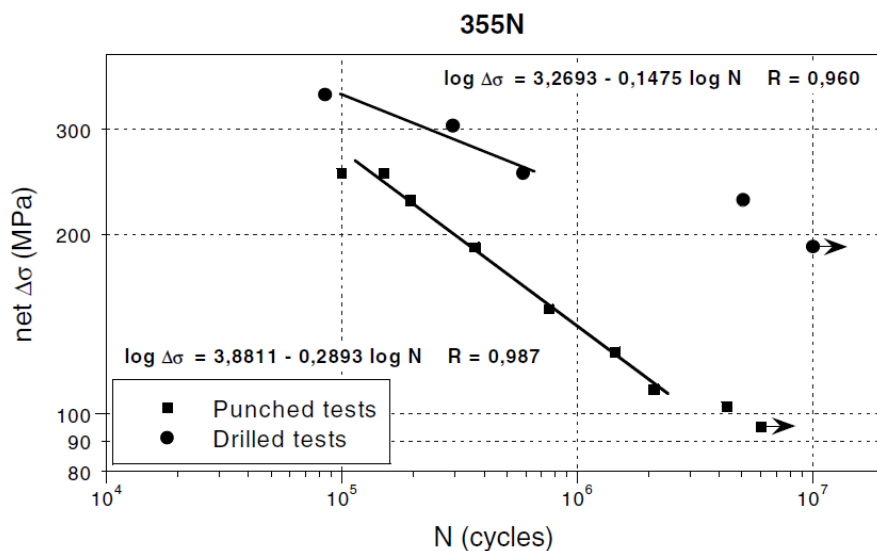


Figure I-16 : Courbe S-N des tôles percées ou poinçonnées en acier 355N (R=0,1 ; f=15Hz) [2]

Dans le but d'étudier la corrélation entre les déformations locales et la résistance en fatigue, des observations MEB ont été réalisées sur chacune des éprouvettes. Ces dernières ont permis de localiser avec précision la zone d'amorçage des fissures de fatigue. Ainsi, il est possible de faire le lien entre les déformations induites par le procédé de poinçonnage et la localisation de l'amorçage des fissures de fatigue sur le bord de découpe. Dans le cas de l'acier ferrito-perlitique (355N), les observations (Figure I-17) ont montré que l'amorçage des fissures a lieu dans la zone de transition qui se trouve entre la zone 1 (lisse) et la zone 2 (rugueuse). Ce résultat est presque identique pour tous les échantillons poinçonnés observés. Cette zone de transition est caractérisée par une forte distorsion de la microstructure et une dureté maximale. Après amorçage, la fissure se propage dans toutes les directions. Dans le cas du perçage, il est difficile de localiser l'emplacement de l'amorçage. Les observations concernant l'amorçage et la propagation des fissures pour les deux types d'éprouvettes ont montré l'effet remarquable du poinçonnage sur la réduction de la durée de vie en fatigue des pièces ainsi produites.

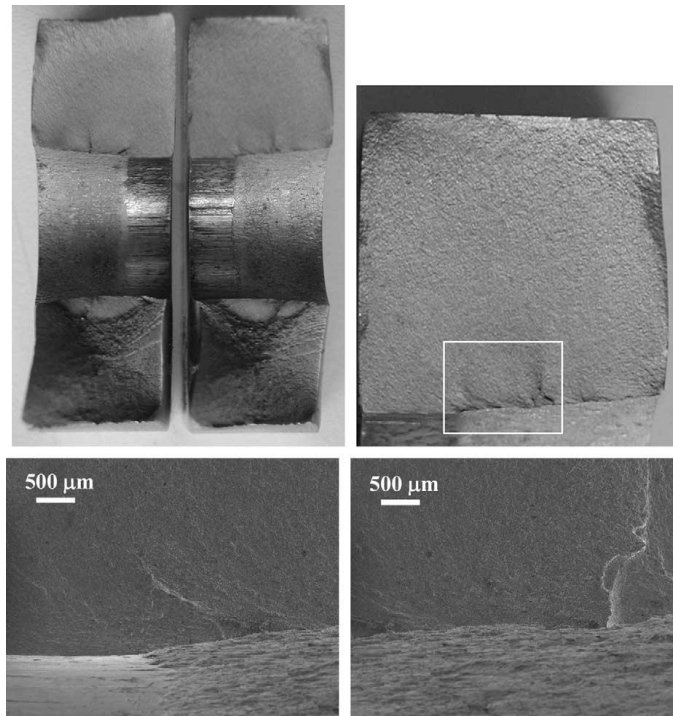


Figure I-17 : Amorçage d'une fissure de fatigue dans une tôle poinçonnée en acier 355N [2]

Pour s'assurer que l'endommagement sur le bord est le seul responsable de la faible résistance en fatigue des pièces poinçonnées, un traitement de grenaillage a été réalisé sur la surface intérieure des trous poinçonnés dans l'acier 355N. Ce traitement induit un état de contrainte de compression de l'ordre de -400 MPa sur une profondeur comprise entre $0\text{ }\mu\text{m}$ et $200\text{ }\mu\text{m}$. Les résultats des essais de fatigue obtenus ont montré que la durée de vie est alors nettement améliorée, même par rapport aux éprouvettes percées. Ceci montre aussi le rôle majeur des contraintes résiduelles sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

Dans ce même contexte, à savoir l'étude de l'influence du procédé sur la tenue en fatigue, Lara et al. [1] ont réalisé des essais de fatigue sur trois nuances d'acier. Les éprouvettes ont été découpées en utilisant les cinq conditions suivantes : laser, poinçonnage avec un jeu de 6%, poinçonnage avec un jeu de 10%, bords polis et bords rectifiés après poinçonnage. Les auteurs ont montré que les éprouvettes poinçonnées présentent les propriétés en fatigue les plus faibles (Figure I-18). Des investigations ont été faites afin d'identifier les origines de cette baisse de la résistance en fatigue. Les auteurs ont ainsi observé au MEB les faciès des éprouvettes rompues en fatigue. Ils ont constaté que les fissures de fatigue s'amorcent sur des défauts générés par le procédé sur le bord découpé. Dans le cas de l'acier 22MnB5, les défauts générés sur le bord par le procédé (poinçonnage ou laser) sont des sites privilégiés pour l'amorçage des fissures de fatigue. Dans le cas des éprouvettes à bord poli et/ou rectifié, un changement de mécanisme est observé. En effet, l'amorçage se produit dans la plupart des cas sur des inclusions présentes dans le matériau et non pas sur le bord. Ce sont donc les défauts géométriques superficiels qui permettent d'expliquer la diminution de la résistance en fatigue des éprouvettes découpées (par poinçonnage ou par laser) par rapport à celles qui ont un bord poli ou rectifié.

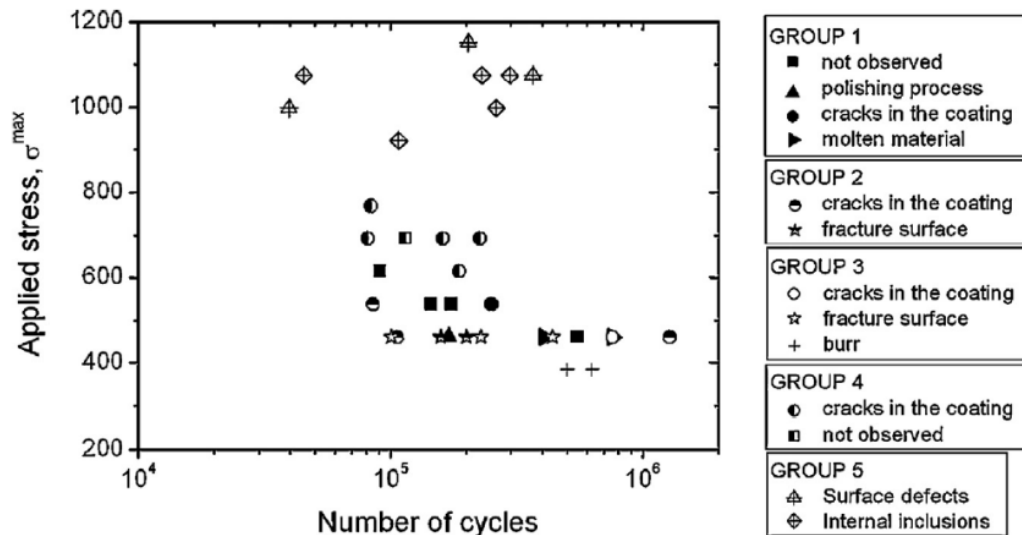


Figure I-18 : Résultats d'essais de fatigue pour les cinq configurations testées par Lara et al. [1].

3. Caractérisation de la zone affectée par le poinçonnage : Écrouissage

Lors de l'opération de découpe, le matériau entre le poinçon et la matrice subit des déformations plastiques très importantes avant sa rupture. Les sollicitations appliquées dépendent de l'épaisseur de la tôle et du jeu entre le poinçon et la matrice. L'étendue de la zone affectée par l'opération de découpage dépend donc à la fois du comportement du matériau et des paramètres de découpe. Pour déterminer la profondeur de la zone écrouie, des mesures de micro-dureté sont généralement réalisées. Plusieurs auteurs ont ainsi utilisé cette technique sur des aciers. Sanchez et al. [2] ont réalisé des mesures de micro-dureté en partant du bord poinçonné d'une plaque d'acier 355 N d'une épaisseur de 15 mm. Les profils présentés dans la Figure I-19 montrent une augmentation de la valeur de la micro-dureté qui passe de 210 HV à 320 HV en se rapprochant du bord. L'étendue de la zone affectée par le poinçonnage est de l'ordre de 1 mm à 2 mm.

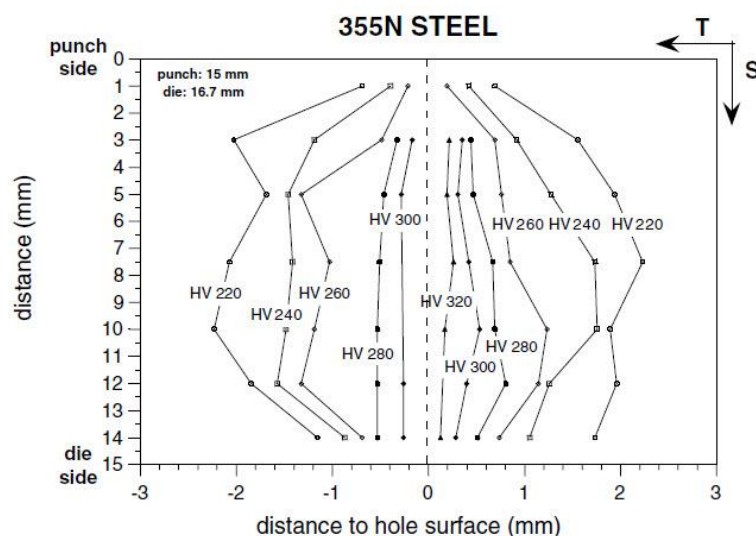


Figure I-19 : Profil de micro-dureté proche du bord poinçonné pour une plaque en acier 355N [2]

La même technique a été aussi appliquée sur une tôle en alliage Fe-Si d'épaisseur 0,5 mm par Ossart et al. [30]. Les résultats obtenus (Figure I-20) montrent une augmentation importante de la dureté au voisinage des bords poinçonnés. Les auteurs ont également développé un modèle simplifié qui permet de donner la déformation plastique équivalente dans la tôle. Les résultats montrent une augmentation importante de la déformation plastique en se rapprochant du bord. La zone affectée mécaniquement par le poinçonnage est inférieure à 0,5 mm dans le cas de cette tôle.

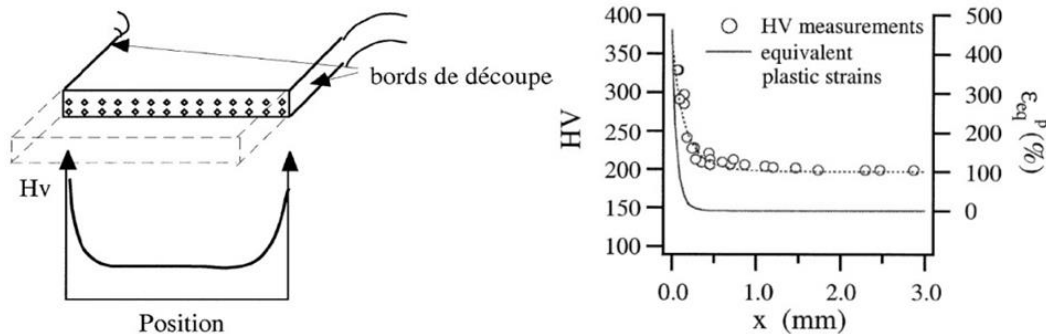


Figure I-20 : Micro-dureté et déformation plastique équivalente en fonction de la distance au bord de découpe pour une tôle en Fe-Si d'épaisseur 0,5 mm [30]

La profondeur de la zone écrouie suite à l'opération de poinçonnage varie en fonction du matériau, de l'épaisseur de la pièce et du jeu poinçon/matrice utilisé pour le poinçonnage. Cette profondeur reste toutefois faible puisque la déformation plastique engendrée par l'opération de poinçonnage est localisée sur les bords.

D'autre part, Böhlting et al. [29] ont montré à l'aide d'analyses EBSD sur le bord découpé que le bord poinçonné est le plus distordu et que la densité de dislocations est la plus importante par rapport aux autres techniques de découpe

Le procédé de poinçonnage n'affecte pas que les propriétés mécaniques mais également les propriétés magnétiques. En effet, l'écrouissage et les contraintes résiduelles induites localement sur le bord par la découpe sont à l'origine d'une dégradation des propriétés magnétiques du matériau. Maurel et al. [4] ont développé un modèle simplifié qui permet d'étudier l'effet de la plasticité et des contraintes résiduelles sur les performances magnétiques du matériau. Une dégradation importante sur l'induction magnétique du matériau a été observée. Il a été montré également que les effets de l'écrouissage et des contraintes résiduelles sont comparables vis-à-vis des propriétés magnétiques.

4. Effet des contraintes résiduelles induites par les procédés

4.1. Contraintes résiduelles induites par les procédés d'usinage

Dans la littérature, plusieurs auteurs se sont intéressés à l'effet des contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue des pièces [32] [33]. Étant donné que l'état de contrainte résiduelle est multiaxial, la composante dans la direction de sollicitation a une importance majeure par rapport aux autres composantes. En effet, dans les cas des chargements à contrainte moyenne positive, il apparaît que les contraintes résiduelles de compression améliorent la résistance en fatigue puisqu'elles permettent de fermer les microfissures ce qui retarde leur propagation une

fois qu'elles se sont amorcées [34], tandis que les contraintes résiduelles de traction favorisent la propagation de la fissure, leur impact est donc négatif sur la résistance en fatigue.

Les contraintes résiduelles sont généralement induites par le procédé d'obtention de la pièce. Elles sont souvent associées à d'autres phénomènes comme l'écrouissage et la rugosité de la surface, il est donc difficile de dissocier les influences respectives des différentes caractéristiques de l'intégrité de surface. Néanmoins, Javidi & al [32] ont pu mettre en évidence le rôle majeur des contraintes résiduelles sur la résistance en fatigue. Les auteurs ont réalisé, par usinage, trois états de surface avec des rugosités et des contraintes résiduelles différentes (Tableau I-1). Ils ont ensuite réalisé des essais de fatigue sur ces trois configurations dans le but d'obtenir des courbes de Wöhler. La meilleure tenue en fatigue est obtenue pour la configuration C3 où la rugosité de surface et les contraintes résiduelles de compression sont les plus élevées (Figure I-21). Ces résultats montrent que, dans la plage de rugosité considérée, les contraintes résiduelles ont une influence plus importante que la rugosité de la surface. Toutefois, les auteurs ont réalisé ces analyses en utilisant la méthode du trou incrémental sur une seule éprouvette par configuration, par conséquent, aucune information sur les dispersions entre les différentes éprouvettes n'est donnée. Aussi, la méthode du perçage incrémental utilisée pour déterminer les contraintes a une faible résolution spatiale, les valeurs de contrainte résiduelle obtenues correspondent donc à des valeurs moyennes sur plusieurs dizaines de micromètres de profondeur.

Configuration	Rugosité $R_{\max}$ [μm]	$\sigma_{\text{rés axiale}}$ [MPa]	$\sigma_{\text{rés circonférentielle}}$ [MPa]
c1	10	-70	-25
c2	17	-220	-95
c3	28	-280	-145

Tableau I-1 : Différentes grandeurs caractéristiques de l'état de surface des éprouvettes testées en fatigue à la Figure I-21 [32]

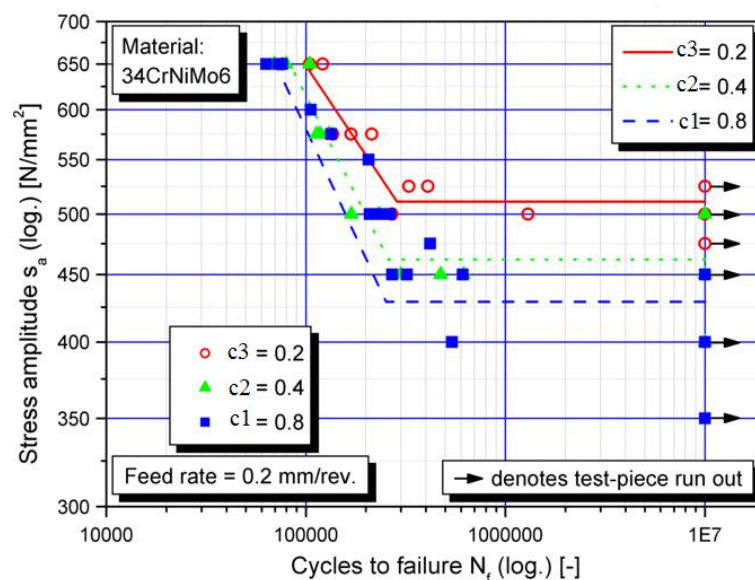


Figure I-21 : Courbes S-N obtenues par Javidi et al. [32] pour les différentes configurations présentées dans le Tableau I-1 [32]

Dans ce même contexte, Palin-Luc et al. [35], Coupard et al. [36] et Smith et al. [33] ont montré qu'il ne faut pas se référer uniquement à la valeur de contrainte résiduelle en surface pour déterminer l'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue. Ils ont montré que le profil de contrainte et notamment les valeurs en profondeur ont plus d'influence sur la résistance en fatigue. Les auteurs ont réalisé des essais de fatigue sur deux lots d'acier AISI 52100 avec des valeurs de rugosité et de contraintes résiduelles en surface proches, mais des profils de contraintes résiduelles différents (Figure I-22). L'état de surface en terme de rugosité ainsi que le nombre de cycles jusqu'à rupture sur l'acier étudié sont donnés par le Tableau I-2. Le chargement en fatigue a été effectué avec un rapport de charge positif ($R_o=0,1$) et une contrainte maximale $\sigma_{max}=1300\text{MPa}$.

Surface	R_a [μm]	R_t [μm]	Nr
Tournage Dur + Toilage	0.1	0.82	323897
Meulage + Toilage	0,13	1.24	19427

Tableau I-2 : État de surface (rugosité) et nombre de cycles à rupture pour l'acier étudié par Smith et al. [33] dont les contraintes résiduelles sont illustrées dans la Figure I-22

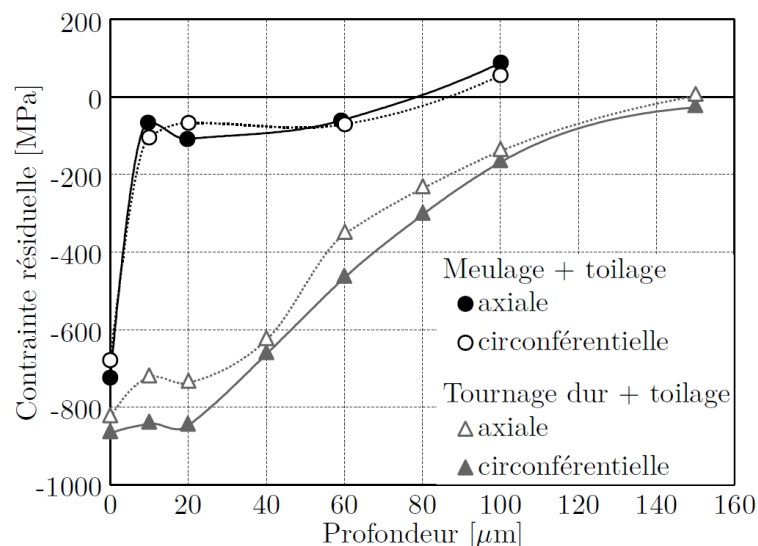


Figure I-22 : Profils de contraintes résiduelles obtenues par Smith et al. [33] pour les configurations présentées Tableau I-2 d'après [37]

Les résultats obtenus par Smith et al. [33] (en termes de nombre de cycles jusqu'à rupture) montrent une influence significative des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue. Le lot qui possède la zone de compression la plus profonde possède une meilleure résistance en fatigue.

4.2. Contraintes résiduelles induites par le procédé de découpe

L'effet des contraintes résiduelles induites par le procédé de découpe sur le comportement mécanique, le comportement magnétique ainsi que la tenue en fatigue des tôles ferromagnétiques minces n'est pas toujours pris en compte lors du dimensionnement des structures. Très peu de références dans la littérature se sont intéressées à cet effet malgré son importance a priori. Ce paragraphe présente les résultats d'analyses de contraintes résiduelles réalisées sur des éprouvettes obtenues par différentes techniques de découpe, ainsi que les difficultés rencontrées lors des analyses de contraintes résiduelles induites par poinçonnage sur des tôles ferromagnétiques très minces.

Des analyses de contraintes résiduelles sur des éprouvettes poinçonnées ont été réalisées par Achouri et al. [28]. L'acier étudié est une tôle d'acier HSLA S500MC de 4 mm d'épaisseur. Les auteurs ont montré qu'il existe d'importantes contraintes résiduelles de traction localement sur le bord poinçonné

La détermination des contraintes résiduelles sur des tôles d'épaisseur inférieure au demi-millimètre pose certaines difficultés expérimentales. Böhlting et al. [29] ont réalisé ces analyses sur des échantillons découpés en utilisant trois techniques différentes : la découpe jet d'eau, la découpe laser et le poinçonnage. L'étude consistait à mettre en évidence l'influence de la technique de découpe sur la distribution des contraintes résiduelles sur le bord d'une tôle en Fe-3%Si d'épaisseur 0,23 mm. Étant donné cette faible épaisseur, il n'était pas possible de faire les analyses en utilisant les techniques classiques de DRX, le nombre de grains irradiés par le faisceau de rayons X n'étant pas suffisant pour avoir des analyses fiables des contraintes résiduelles. Pour remédier à ce problème, les auteurs ont utilisé la technique de diffraction KOSSEL. Cette technique, qui fournit une estimation locale des contraintes à l'échelle des grains, est basée sur la micro-diffraction des rayons X. Les auteurs ont réussi à obtenir des résultats sur les échantillons découpés par laser et par jet d'eau, mais pas pour le poinçonnage. En effet, la technique utilisée est limitée dans la mesure où il existe une quantité maximale de défauts (dislocations en particulier) au-delà de laquelle il est impossible de repérer précisément les lignes de diffraction. Dans le cas des bords poinçonnés qui sont très écrouis, il est ainsi impossible de remonter aux contraintes avec ces techniques de micro-diffraction.

Les analyses ont été faites pour déterminer trois composantes (σ_X , σ_Y et τ_{XY}) du tenseur de contraintes résiduelles. Les résultats obtenus (Figure I-23) montrent des valeurs de contraintes résiduelles de traction élevées proches du bord découpé surtout pour la composante relative à la direction de laminage (σ_X) Ces valeurs diminuent en s'éloignant du bord.

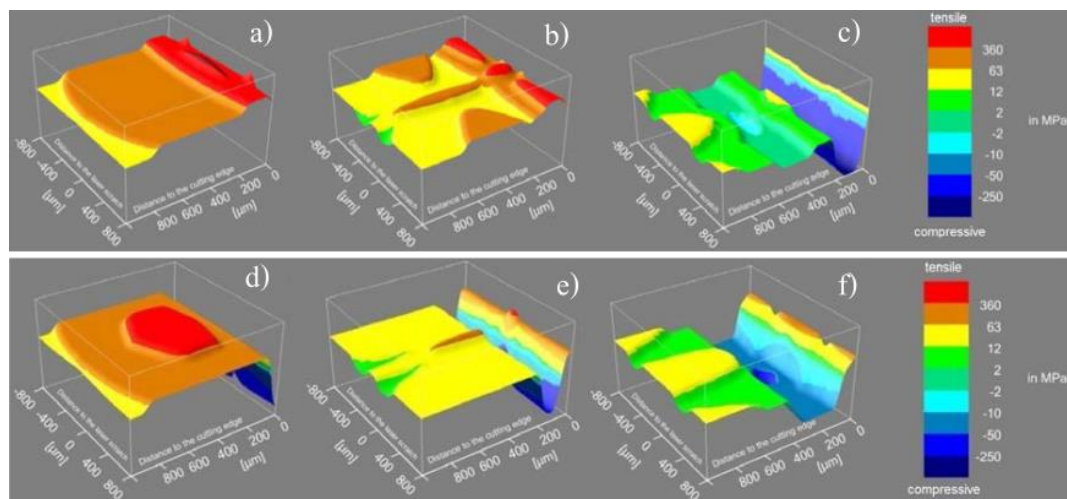


Figure I-23 : Différentes composantes des contraintes résiduelles analysées par DRX sur des bords découpés Laser a) σ_X , b) σ_Y , c) τ_{XY} et par jet d'eau d) σ_X , e) σ_Y , f) τ_{XY} [29]

5. Défauts géométriques induits par l'opération de poinçonnage

Comme présenté dans ce chapitre, le procédé de poinçonnage induit une morphologie spécifique sur le bord découpé. Décomposé en plusieurs zones, le bord présente des rugosités différentes dans chaque partie. La zone arrachée présente la rugosité la plus élevée. Elle est due à la rupture

de la matière entre le poinçon et la matrice. Les défauts géométriques ainsi engendrés en surface sont des sites d'amorçage potentiels des fissures de fatigue. Selon la géométrie du défaut, la concentration de contraintes locales couplée avec le chargement appliqué conditionne dans plusieurs cas l'amorçage de la fissure de fatigue. Ceci met en évidence la nécessité de prendre en compte l'effet de ces défauts lors du dimensionnement des pièces en fatigue. La partie suivante détaille les différentes méthodes et critères utilisés pour le dimensionnement en fatigue, y compris ceux qui permettent de prendre en compte l'effet des défauts sur la résistance en fatigue des pièces en service. Ces défauts sont généralement générés par les procédés d'élaboration du matériau et les procédés de fabrication de la pièce.

VI. Prise en compte de l'effet des défauts lors du dimensionnement en fatigue

1. Généralités et définitions

Un critère de fatigue est un formalisme mathématique comparable à un critère de limite d'élasticité ou de plasticité (Von Mises, Tresca...). Il permet de savoir si une pièce soumise à un chargement cyclique donné peut résister en fatigue ou non après un nombre de cycles N fixé. Le seuil du critère sépare les états possibles (rupture ou non) sur une pièce (Figure I-24) au bout de N cycles. Il est défini pour un matériau, une durée de vie et une probabilité de rupture donnés. Le seuil intrinsèque du matériau est déterminé suite aux analyses des résultats des essais expérimentaux réalisés en utilisant des éprouvettes lisses avec un état de surface de référence et un minimum d'effet du procédé d'obtention des éprouvettes. Il est important de noter que des traitements supplémentaires (après la fabrication) peuvent être appliqués aux éprouvettes afin de minimiser voir éliminer l'effet du procédé : polissage ou rectification des bords des éprouvettes, traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles...

Un critère de fatigue à grand nombre de cycles est une fonction qui relie des grandeurs issues du chargement cyclique : contraintes $\sigma_{ij}(t)$ et/ou déformations $\varepsilon_{ij}(t)$ (amplitudes, valeurs moyennes, valeurs maximales...) et des limites de fatigue à un nombre de cycles fixé suivant plusieurs modes de sollicitations simples : traction-compression (σ^D), flexion (f^D), torsion (τ^D)... en utilisant différents rapports de charge. La fonction de fatigue (6) est prise égale à l'unité lorsque la limite de fatigue du matériau est atteinte.

$$F\{\sigma_{ij}(t), \sigma^D, f^D, \tau^D \dots\} \leq 1 \quad (6)$$

Le critère de fatigue est un critère déterministe puisque le résultat est toujours binaire : rupture ou non. En général, dans un critère de fatigue, deux variables $V1$ et $V2$ issues des sollicitations sont considérées. Dans le plan du critère ($V1, V2$), le domaine de sécurité est souvent délimité par une droite. L'identification de son équation nécessite deux limites de fatigue du matériau sous sollicitations différentes. Ce sont généralement les limites de fatigue médianes (probabilité de rupture = 50%).

Un critère ponctuel s'applique en tout point de la pièce. L'image de ce point dans l'espace du critère montre s'il y a fissuration ou pas selon sa position par rapport au seuil comme l'illustre la Figure I-24. Si l'image correspond au point $P1$ alors il n'y a pas de fissuration avant le nombre de

cycles fixé et le coefficient de sécurité est donné par ($s = \frac{OI}{OP1} > 1$) mais si elle correspond au point P2, il y a un risque de défaillance avant le nombre de cycles fixé et $s = \frac{OI}{OP2} < 1$.

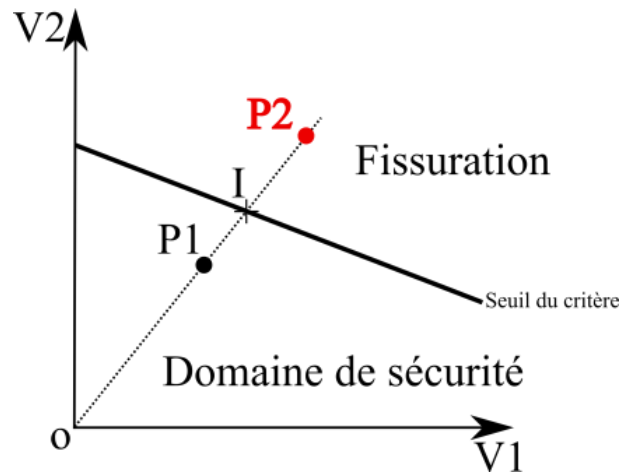


Figure I-24 : Principe d'un critère de fatigue

2. Différentes formulations des critères de fatigues

2.1. Formulations empiriques

Les formulations empiriques sont le fruit de l'analyse de résultats d'essais conduits sous des chargements multiaxiaux particuliers (combinaison de chargements simples en traction, flexion, torsion). Les critères de cette famille sont –a priori– limités en termes d'applications car ils ne sont applicables qu'à des conditions de chargement identiques à celles utilisées pour leur élaboration. Le domaine de validité de ces critères est donc réduit. Ces critères présentent un autre inconvénient majeur qui est la dépendance au système de coordonnées choisi. À titre d'exemple, on trouve le critère de Gough et Pollard [38] [39]. Ces auteurs ont proposé ce critère suite à un très vaste programme d'essais en flexion-torsion combinées alternées symétriques qu'ils ont complété par des essais à contrainte moyenne non nulle.

2.2. Formulations de type « plan critique »

Ce type de critère est basé sur des observations des mécanismes d'endommagement par fatigue. Pendant le chargement cyclique, lorsque l'amorçage est lié à la micro-plasticité, des bandes de glissement persistantes apparaissent pour définir le site privilégié d'amorçage des fissures de fatigue. Ces bandes se forment dans le plan cristallographique le plus favorablement orienté pour la plasticité (par rapport à la direction de chargement), appelé aussi plan critique. Différentes composantes des contraintes normales et tangentielles agissant sur ce plan permettent de traduire la sévérité du chargement cyclique appliqué. Les auteurs de ce type de critère concluent que le comportement en fatigue du matériau en un point d'une structure est gouverné par le plan matériel le plus sollicité passant par ce point. On trouve plusieurs formulations de type plan critique. Les principaux points qui différencient ces formulations sont les suivants :

- Le choix du plan critique
- La grandeur de contrainte utilisée pour rendre compte de l'effet d'une contrainte normale au plan critique choisi

Parmi les critères les plus utilisés basés sur cette formulation, on trouve celui de Dang Van [40] [41]. L'auteur a pris l'hypothèse que seul un système de glissement est actif par grain. Il postule aussi que la fissure de fatigue ne s'amorce pas tant que les contraintes mésoscopiques dans l'état adapté au point considéré respectent un critère de plasticité local. En plus de la cission mésoscopique, Dang Van suppose que l'amorçage d'une fissure de fatigue à la limite d'endurance est fortement influencé par la contrainte hydrostatique mésoscopique σ_H , compte tenu des hypothèses de changement d'échelle choisi par l'auteur, qui est égale à la même quantité macroscopique. Il propose la relation linéaire (7) entre l'amplitude $\|\vec{\tau}'\|$ du vecteur cission nécessitant une double maximisation sur $\vec{n}$ et sur le temps t :

$$\max_{\vec{n}} \{ \max_{t \in T} [\|\vec{\tau}'_{(\vec{n},t)}\| + \alpha_{DV} \sigma_H(t)] \} \leq \beta_{DV} \quad (7)$$

où : $\vec{\tau}'_{(\vec{n},t)}$ est le vecteur cisaillement mésoscopique dans l'état adapté sur le plan matériel (facette) de normale unitaire $\vec{n}$. σ_H désigne la contrainte hydrostatique mésoscopique. α_{DV} et β_{DV} sont des paramètres matériaux à identifier d'après deux limites de fatigue sur éprouvettes lisses.

2.3. Formulations du type « globale »

Les approches « globales » appelées aussi « intégrales » prennent en compte les paramètres d'endommagement sur tous les plans matériels possibles et non pas sur un seul plan comme dans le cas des approches de type « plan critique ». Les critères de cette famille reposent sur une base physique commune. Par contre, les paramètres utilisés pour formuler le critère diffèrent. On trouve des critères qui font intervenir les invariants du tenseur des contraintes ou le déviateur des contraintes. D'autres utilisent la moyenne quadratique d'un paramètre d'endommagement choisi.

Crossland [42] a par exemple proposé un critère faisant intervenir une combinaison linéaire de l'amplitude de la cission octaédrale et de la contrainte hydrostatique maximale sur une période de chargement (8). Le critère proposé a été élaboré suite à une longue campagne d'essai pendant laquelle l'effet important de la contrainte hydrostatique sur la tenue en fatigue des métaux a été bien mis en évidence.

$$\tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \leq \beta_{cr} \quad (8)$$

où : $\tau_{oct,a}$ amplitude du cisaillement octaédral, $\sigma_{H,max}$ contrainte hydrostatique maximale α_{cr} et β_{cr} paramètres matériaux.

L'amplitude de la cission octaédrale $\tau_{oct,a}$ est donnée dans le cas d'un chargement proportionnel par la relation (9)

$$\tau_{oct,a} = \sqrt{\Delta J_{2,a}} ; \quad \text{avec } \sqrt{\Delta J_{2,a}} = \max_{t_1} \left[\max_{t_2} \left[J_{2a} \left(\Delta \underline{\underline{\sigma}}(t_1, t_2) \right) \right] \right] \quad (9)$$

où $\sqrt{\Delta J_{2,a}}$ est la plus grande valeur, obtenue par double maximisation, du deuxième invariant du tenseur « variation des contraintes » entre les instants t_1 et t_2 , $\Delta \underline{\underline{\sigma}}(t_1, t_2)$. Ce tenseur variation des contraintes représente un état fictif des contraintes, il s'écrit : $\Delta \underline{\underline{\sigma}}(t_1, t_2) = \underline{\underline{\sigma}}(t_2) - \underline{\underline{\sigma}}(t_1)$

J_2 est le deuxième invariant du tenseur déviateur : $\underline{\underline{\sigma}}' = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{trace } \underline{\underline{\sigma}} \times \underline{\underline{1}}$

$$J_2 = \frac{1}{2} \text{trace} \left(\underline{\underline{\sigma}}'(t) \cdot \underline{\underline{\sigma}}'(t) \right) \quad (10)$$

La contrainte hydrostatique maximale sur un cycle est donnée par la relation (11).

$$\sigma_{H,max} = \frac{1}{3} \max_{t \in T} \left[\text{trace } \underline{\underline{\sigma}}(t) \right] \quad (11)$$

3. Approches permettant de prendre en compte l'effet des défauts sur la tenue en fatigue

3.1. Approches non locales : définitions et généralités

Les formulations déjà citées ne sont pas toujours adéquates pour analyser des pièces de forme complexe contenant des entailles. On trouve généralement pour deux géométries d'entaille différentes générant le même Kt que les limites de fatigue sont différentes. Il apparaît donc que, même si ponctuellement les états de contrainte et de déformation sont semblables, la tenue en fatigue évolue lorsque la distribution des champs mécaniques est modifiée. Il y a donc un effet de non-localité qu'il est parfois nécessaire de prendre en compte.

Cet effet de non-localité est généralement important lorsqu'on est en présence de défauts internes ou superficiels. L'effet de ces défauts sur la tenue en fatigue a donc été l'objet de plusieurs études. Le paramètre le plus important, selon plusieurs auteurs, est la taille du défaut [43] [44]. Pour un matériau donné, si la taille des défauts qu'il contient est supérieure à une taille critique, on observe que la résistance en fatigue de ce matériau diminue considérablement par rapport au même matériau sans défauts [44]. Différentes approches empiriques ont ainsi été développées pour reproduire l'influence de la géométrie du défaut (taille, orientation) sur la tenue en fatigue.

Les critères qui seront présentés par la suite permettent de prévoir la limite de fatigue dans le cas des matériaux à défauts. Comme la majorité des critères de fatigue multiaxiale, ces approches se basent aussi sur le calcul des contraintes responsables de l'amorçage des fissures de fatigue. La particularité de ces approches est qu'elles permettent de prendre en compte l'effet géométrique des défauts générés lors de l'élaboration du matériau ou bien par le procédé d'obtention des pièces.

3.2. Approches empiriques

Le diagramme de Kitagawa est une représentation de la limite de fatigue en fonction de la taille du défaut (fissure). Il est tracé sur une échelle bi-logarithmique. La frontière entre le domaine de propagation (danger) et celui de non propagation (sécurité) est représentée par la limite de fatigue et la droite relative au seuil de propagation déterminée par la mécanique de la rupture.

La taille de la fissure à partir de laquelle la propagation se produit est l'abscisse de l'intersection entre les deux droites séparant les deux domaines (danger et sécurité).

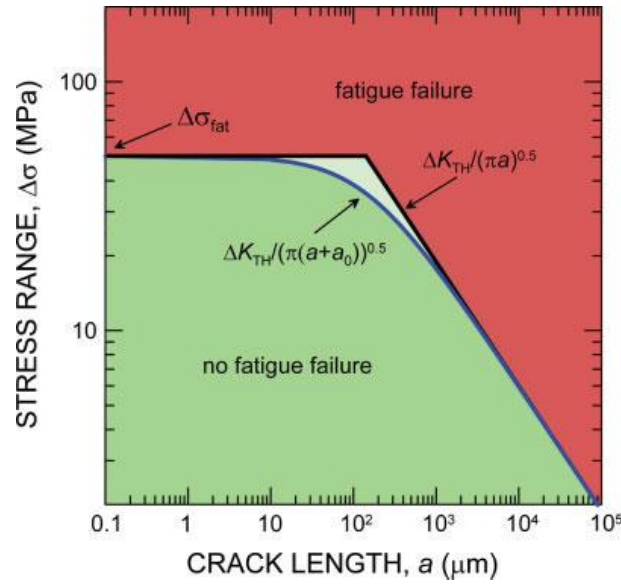


Figure I-25 : Exemple de représentation du diagramme de Kitagawa-Takahashi [45]

El Haddad et al. [46] ont proposé de modéliser le diagramme de Kitagawa par la relation (12). Dans cette relation reliant le seuil d'endurance du matériau sain au seuil de propagation de fissures longues, les auteurs ont introduit le paramètre a_0 pour déterminer la longueur effective de fissure.

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma \sqrt{\pi(a' + a_0)}$$

$$a_0 = \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma^D} \right)^2 \quad (12)$$

Où : ΔK_{th} est le seuil de propagation des fissures longues, $\Delta\sigma^D$ est la limite de fatigue du matériau sain, a' est égal à la moitié de la longueur de la fissure et a_0 est la longueur de fissure fictive.

Ce modèle est très simple puisqu'il ne considère qu'une seule dimension du défaut. Dans ce même contexte, une approche plus développée qui permet de prendre en compte la géométrie des défauts a été proposée par Murakami et al. [43] qui ont étudié l'effet des défauts sur la tenue en fatigue. A travers leurs nombreux résultats expérimentaux, ces auteurs définissent un paramètre géométrique qui permet de rendre compte de la nocivité d'un défaut. Ce paramètre est valable pour toutes les géométries tridimensionnelles des défauts (internes ou surfaciques). La taille de défaut est définie comme la racine carrée de l'aire de la projection du défaut sur un plan perpendiculaire à la contrainte principale maximale (Figure I-26) et notée $\sqrt{\text{aire}}$.

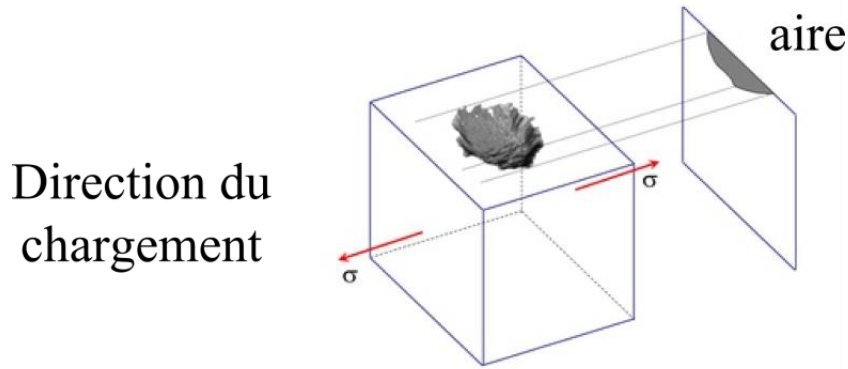


Figure I-26 : Projection de l'aire du défaut sur le plan perpendiculaire à la direction du chargement [43]

Murakami et al. [43] proposent ensuite un critère empirique qui permet de définir la limite de fatigue à partir du paramètre $\sqrt{\text{aire}}$ caractérisant la taille de la fissure et un paramètre intrinsèque au matériau qui est sa dureté Vickers (notée HV)(13).

$$\sigma_D = \frac{A(HV+120)}{\sqrt{\text{aire}}^{1/6}} \times \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha ; \alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4} \quad (13)$$

Où : A = 1,43 pour un défaut surfacique, A = 1,56 pour un défaut interne, $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ le rapport de charge et α représente un facteur de sensibilité à la contrainte moyenne.

Ce critère a été proposé pour des chargements de flexion rotative ou bien de traction compression. Bien qu'il donne de bons résultats sur une large gamme de matériaux, son extrapolation pour d'autres types de chargement nécessite des vérifications. Sa formulation empirique ne repose sur aucune justification physique.

3.3. Approches de type distance critique

Ce type d'approche permet de prendre en compte l'effet des gradients de contraintes autour des défauts. La limite de fatigue du matériau contenant des défauts est atteinte lorsque la contrainte effective calculée à une distance critique (d_{cm}) est égale à la limite de fatigue du matériau sans défauts. La distance critique d_c est calculée en utilisant l'équation (14).

$$d_{cm} = \frac{1}{\pi} \times \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma^D} \right)^2 \quad (14)$$

La contrainte effective est calculée en utilisant les champs de contraintes principales autour du défaut. Plusieurs méthodes sont proposées pour calculer cette contrainte (Figure I-27). Peterson [47] propose une méthode ponctuelle. Elle consiste à prendre la valeur maximale de la contrainte principale calculée en un point M situé à une distance critique du fond d'entaille (15). L'auteur définit cette distance par $d_0 = \frac{d_{cm}}{2}$. D'autres auteurs comme Neuber et al. [48] proposent une méthode linéique pour le calcul de la contrainte effective. Ils la définissent par la moyenne de la plus grande contrainte principale sur une distance d_0 du fond d'entaille (16). Les auteurs définissent cette distance par $d_0 = 2 \times d_{cm}$. Le troisième type de méthode est proposé par Taylor et al. [49]. La contrainte effective est égale à la moyenne surfacique de la plus grande contrainte principale sur une surface semi-circulaire centrée au fond d'entaille (17). Dans ce cas, l'auteur considère que $d_0 = d_{cm}$.

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_I(d_0) \quad (15)$$

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{1}{d_0} \int_0^{d_0} \Delta\sigma_I(l) dl \quad (16)$$

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{4}{\pi d_0} \int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{d_0} \Delta\sigma_I(l, \theta) l dl d\theta \quad (17)$$

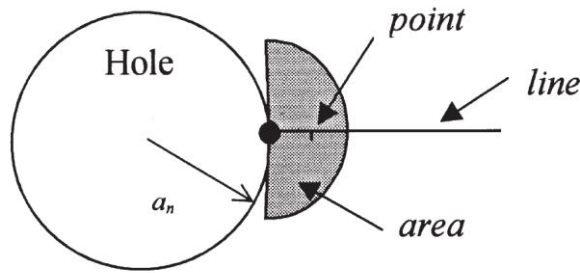


Figure I-27 : Définition géométrique des grandeurs utilisées lors du calcul de la contrainte effective en utilisant les trois méthodes proposées : ponctuelle, linéique et surfacique [49].

Les approches présentées sont des approches en deux dimensions. La question qui se pose est comment appliquer ces approches dans le cas des géométries complexes notamment les géométries en trois dimensions.

3.4. Approches de type gradient de contraintes

Des approches plus récentes ont été formulées pour tenir compte des gradients de contraintes et de déformations autour des défauts. Ces approches, plus physiques, nécessitent un calcul par éléments finis autour des défauts qui permet de donner les champs de contraintes et de déformations. Afin d'établir le critère, on ne considère alors plus un état ponctuel mais on utilise la distribution des champs mécaniques au voisinage du défaut pour définir la limite d'endurance.

Billaudeau et al. [16] se sont basés sur le critère de Crossland [42] pour proposer une version permettant de décrire l'influence des défauts. Les auteurs ont adjoint deux grandeurs au critère de Crossland pour tenir compte du gradient autour du défaut. Ils ont choisi le paramètre de Murakami $\sqrt{aire}$ pour prendre en compte la taille du défaut auquel ils ont ajouté le gradient G de la contrainte hydrostatique. Ce dernier représente la variation de la contrainte hydrostatique $\sigma_{H,max}$ entre le fond du défaut et le point situé sur une distance égale à une fois la taille du défaut (Figure I-28). L'expression du gradient est donnée par la relation (18).

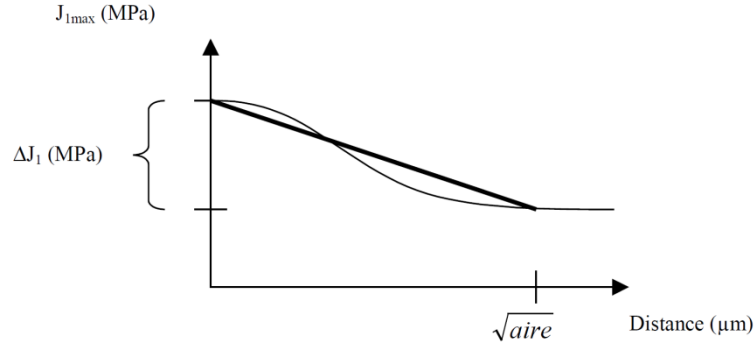


Figure I-28 : Pente moyenne de la contrainte hydrostatique, sur une distance égale une fois la taille du défaut [16]

$$G_{J1} = \frac{\Delta J_1}{\sqrt{aire}} \quad (18)$$

Les auteurs ont introduit l'expression du gradient dans le critère de Crossland pour obtenir le critère donné par la relation (19).

$$\sigma_{eq,Bill} = \tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \left[1 - a \left(\frac{G_{J1}}{\sigma_{H,max}} \right) \right] \leq \beta_{cr} \quad (19)$$

À part les deux paramètres de Crossland (α_{cr} et β_{cr}) relatifs au matériau sain, le critère considère l'influence de la présence d'un gradient par l'intermédiaire d'un troisième paramètre a . L'identification de ces paramètres nécessite la connaissance de deux limites de fatigue pour le matériau sain déterminées pour deux chargements différents. Le troisième paramètre nécessite une limite de fatigue sur le matériau avec un défaut.

Une formulation plus récente de ce critère a été proposée par Gadouini et al. [50]. Les auteurs ont gardé la même démarche que Billaudeau et al. [16] pour calculer le gradient. Cependant, ils introduisent la contrainte équivalente de Crossland dans le calcul du gradient. Le gradient de la contrainte équivalente de Crossland est déterminé en calculant la différence entre les valeurs obtenues en deux points A et B situé sur une ligne partant du fond du défaut vers le cœur du matériau comme illustré dans la Figure I-29. La distance entre les points A et B étant égale au paramètre $\sqrt{aire}$ du défaut. L'expression du gradient est alors donnée par l'équation (20).

$$G(\sigma_{eq}^{cr}) = \frac{\sigma_{eq,cr}(A) - \sigma_{eq,cr}(B)}{\sqrt{aire}} \quad (20)$$

Avec

$$\sigma_{eq}^{cr} = \tau_{oct,a} + \alpha_{cr} \sigma_{H,max} \quad (21)$$