



DOSSIER

TECHNIQUES DE L'INGÉNIEUR

l'expertise technique et scientifique de référence

m1180

Précontraintes et traitements superficiels

Par :

Jean BARRALIS

Professeur Honoraire à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Aix-en-Provence

Louis CASTEX

Professeur des Universités à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris

Gérard MAEDER

Directeur Ingénierie des Matériaux, Renault

Ce dossier fait partie de la base documentaire
Traitements thermiques superficiels et thermochimiques
dans le thème **Traitements des métaux**
et dans l'univers **Matériaux**

Document délivré le 21/05/2012

Pour le compte

7200049069 - arts et metiers paristech // 193.48.193.78

Pour toute question :

Service Relation Clientèle • Éditions Techniques de l'Ingénieur • 249, rue de Crimée
75019 Paris – France

par mail : infos.clients@teching.com ou au téléphone : 00 33 (0)1 53 35 20 20



Précontraintes et traitements superficiels

par **Jean BARRALIS**

Professeur Honoraire à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Aix-en-Provence

Louis CASTEX

Professeur des Universités à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris

et **Gérard MAEDER**

Directeur Ingénierie des Matériaux, Renault

1. Intérêt des traitements superficiels	M 1 180 - 2
2. Définition et origine des contraintes résiduelles	— 3
2.1 Différents ordres de contraintes.....	— 3
2.2 Origine des contraintes résiduelles	— 5
2.3 Principe des traitements de mise en précontrainte superficielle	— 6
3. Précontraintes et traitements superficiels	— 7
3.1 Traitements mécaniques superficiels	— 7
3.2 Traitements thermiques superficiels.....	— 16
3.3 Traitements combinés.....	— 35
3.4 Rôles des précontraintes	— 35
4. Relaxation et stabilité des contraintes résiduelles	— 39
4.1 Relaxation d'origine thermique.....	— 40
4.2 Relaxation d'origine mécanique	— 41
4.3 Essai de généralisation	— 43
5. Détermination des contraintes résiduelles dans les couches superficielles	— 44
5.1 Méthodes de calcul	— 44
5.2 Méthodes expérimentales	— 45
6. Conclusions	— 50
Pour en savoir plus	Doc. M 1 180

Pour améliorer la tenue en service d'une pièce métallique soumise à des sollicitations mécaniques globales, en particulier cycliques ou à des actions de contact locales, associées éventuellement à un environnement hostile, plusieurs démarches sont possibles.

La première consiste à changer les conditions de fonctionnement en modifiant le chargement et/ou le milieu. Cette approche conduit à la conception d'une nouvelle pièce ou d'un nouvel ensemble avec le risque de ne pouvoir éliminer tous les problèmes à l'origine de sa faible longévité. Une telle attitude peut se révéler économiquement irrecevable.

La deuxième consiste à rechercher un matériau mieux adapté aux sollicitations et au milieu. Il n'y a pas dans ce cas de nouvelle étude de la pièce, le coût est donc réduit, mais de nouveaux problèmes peuvent apparaître. Par exemple, en améliorant la limite d'endurance on peut dégrader d'autres propriétés comme la résistance au choc ou la déformabilité.

La troisième qui paraît la plus sage et in fine la moins coûteuse, consiste à améliorer les propriétés locales du matériau par mise en précontrainte de compression des zones les plus sollicitées c'est-à-dire, le plus souvent, les couches superficielles de la pièce. En outre, dans beaucoup de cas, l'introduction de contraintes résiduelles de compression superficielles est associée à une augmentation de la dureté et de la limite d'endurance du matériau ce qui justifie d'autant plus une telle approche.

Tout le problème réside dans le choix du procédé le mieux adapté et le plus efficace à long terme.

L'amélioration des propriétés des zones superficielles des pièces est donc un moyen curatif permettant de se prémunir contre les effets néfastes d'une surcharge au sens large du terme.

Peu à peu, du fait d'une grande maîtrise des traitements superficiels et de leur coût global, une nouvelle tendance se confirme et se répand dans la pratique industrielle : l'intégration des traitements superficiels dans la conception des pièces.

En effet, ces traitements permettent souvent de remplacer, avec profit, d'un point de vue aussi bien mécanique qu'économique, un matériau noble ou difficile à élaborer par un alliage moins riche en éléments d'alliage moins coûteux ou plus simple à obtenir.

1. Intérêt des traitements superficiels

Exemple : fabrication des cages de roulements à billes : initialement, on a utilisé des aciers à haute teneur en carbone comme la nuance 100 Cr 6 et présentant, de ce fait, une dureté élevée après traitement thermique dans la masse. Les plastifications cycliques à la profondeur de contrainte maximale de Hertz (§ 3.1.4.2) provoquent un appauvrissement local en carbone de la matrice métallique autour des particules de carbure et la création de zones en ailes de papillons propices à l'amorçage de fissures sous-cutanées. Ces fissures se propagent rapidement compte tenu de la sensibilité élevée à la fissuration des aciers à haute teneur en carbone et provoquent le phénomène d'écaillage désigné communément par phénomène de pitting.

D'où l'idée, pour pallier cet inconvénient, d'avoir recours au traitement superficiel de trempe après cémentation d'un acier à plus basse teneur en carbone comme la nuance M50NiL afin d'obtenir d'excellentes propriétés superficielles : dureté élevée, contraintes résiduelles de compression biaxiales qui limitent l'amorçage et la propagation des fissures sous-cutanées susceptibles d'apparaître tout en éliminant le risque précédent lié à la présence des particules de carbure.

Une étude récente, menée aux États-Unis, en Europe et au Japon sur les développements prioritaires dans le domaine des Matériaux, classe en tête de liste la technologie des traitements superficiels.

Les enjeux techniques concernent :

- l'amélioration de la résistance à la fatigue sous certains types de sollicitations ;
- l'amélioration de la résistance à la corrosion simple ou à la corrosion sous contrainte ;
- l'amélioration de la résistance à l'usure.

Mais le véritable enjeu est économique. Dans les pays industrialisés, les dommages directs ou indirects, conséquences des avaries liées aux mauvaises performances des matériaux dans ce triple domaine, représentent un coût cumulé pouvant atteindre ou dépasser 10 % du PNB (produit national brut).

Les zones superficielles d'un composant sont les plus exposées aux agressions extérieures.

À l'échelle microscopique, les « défauts » situés en surface sont « à découvert » et soumis à l'attaque directe du milieu environnant. Le mouvement des dislocations est pratiquement libre et les domaines cristallins qui « débouchent » en surface se déforment plus aisément que ceux situés en pleine matière.

À l'échelle macroscopique, les zones de concentration de contrainte comme les raccordements, les entailles, les stries d'usinage, les trous, ... sont le plus souvent associées aux surfaces libres des pièces. En outre, la plupart des modes de sollicitation statique ou cyclique comme la flexion ou la torsion génèrent des maxima de contraintes situés en surface.

Il semble donc logique de rechercher une meilleure tenue en service globale de la pièce en essayant d'améliorer les caractéristiques de ces régions critiques.

Deux approches peuvent être envisagées selon les cas :

a) modification d'une couche superficielle de la pièce originale sur une épaisseur suffisante par traitement superficiel mécanique ou thermique ;

b) réalisation d'un revêtement extérieur d'épaisseur suffisante.

Dans cet article, seules les techniques de modification des couches superficielles seront abordées. L'emploi d'un revêtement a plutôt comme objet l'amélioration de la résistance à l'usure.

Les propriétés des couches superficielles résultent de l'intervention simultanée et à des degrés divers selon les cas, des caractéristiques géométriques (macro et microgéométrie, rugosité...), des caractéristiques physico-chimiques (constitution et structure métallurgiques...), des caractéristiques mécaniques propres (limite d'élasticité, coefficient d'écrouissage, résistance à la rupture, dureté...) et de l'état de contraintes résiduelles. Cet article ne développe qu'une partie de l'aspect mécanique en s'intéressant exclusivement à l'introduction volontaire de contraintes résiduelles de compression s'opposant aux contraintes de traction en service.

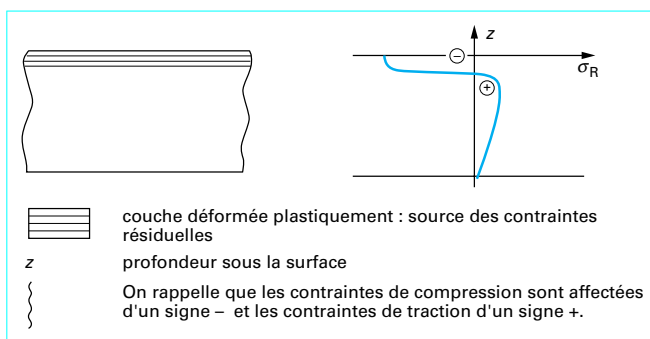


Figure 1 - Source de contraintes résiduelles superficielles

En effet, tous les procédés de fabrication et de mise en forme comme le forgeage, le soudage, l'usinage, les traitements thermiques génèrent dans la pièce des champs de contraintes résiduelles plus ou moins complexes et plus ou moins maîtrisables.

Les **traitements de mise en précontrainte superficielle** sont des processus contrôlant parfaitement la source primaire de génération des contraintes résiduelles. Ils peuvent être classés en deux grandes catégories selon la nature de la source primaire active :

- les traitements mécaniques d'écaillage superficiel ;
- les traitements thermiques ou thermo-chimiques superficiels.

Il faut noter que les opérations d'enlèvement de matière par les divers procédés classiques constituent un exemple de traitements de précontrainte qu'on pourrait qualifier, le plus souvent, d'involontaires.

Dans la suite de cet article la signification de la notion de contraintes résiduelles sera sommairement rappelée (§ 2) avant de décrire le principe de chacun des traitements utilisés (§ 3). La stabilité des contraintes résiduelles en réponse à des actions mécaniques ou thermiques postérieures au traitement sera ensuite discutée ainsi que l'ensemble des méthodes utilisées pour la détermination des valeurs des contraintes résiduelles dans les couches superficielles des pièces.

2. Définition et origine des contraintes résiduelles

2.1 Différents ordres de contraintes

Les **contraintes résiduelles** σ_R sont des contraintes multiaxiales statiques autoéquilibrées existant dans un système isolé de température uniforme et en l'absence de tout chargement extérieur. Dans une section, la répartition des contraintes résiduelles résulte de l'équilibre mécanique entre la zone occupée par la source des contraintes résiduelles caractérisée par une fonction de distribution bien définie et le reste de la section déformée élastiquement. Dans le cas des traitements de précontrainte dont il est question dans cet article, les sources de contraintes résiduelles sont toujours localisées dans les couches superficielles du matériau (figure 1).

Du fait du caractère polycristallin et la plupart du temps polycristallin, des matériaux métalliques industriels, les déformations à l'origine des contraintes résiduelles peuvent intéresser des domaines de taille macroscopique, microscopique ou submicroscopique. Selon l'échelle considérée, il est classique de distinguer trois ordres de contraintes (figure 2).

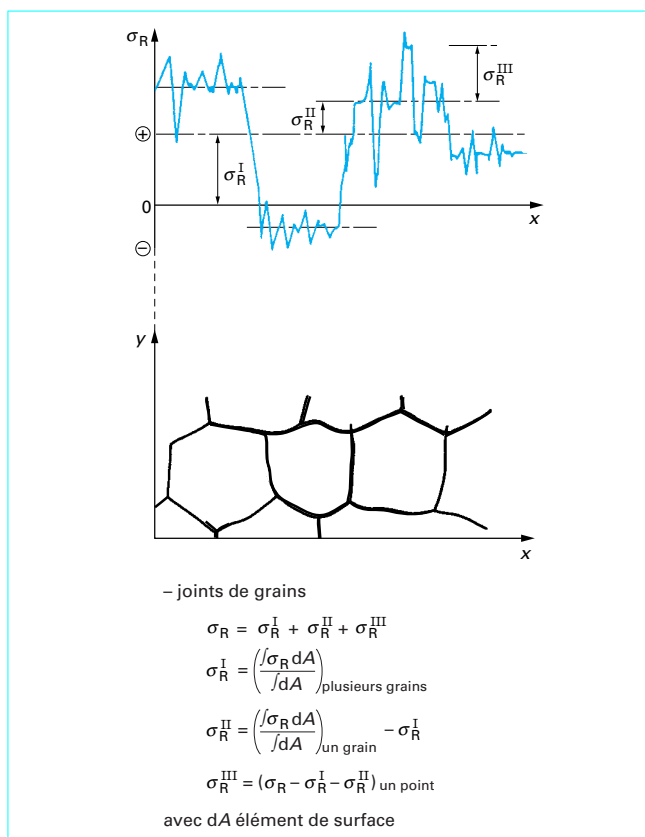


Figure 2 - Définition schématique des contraintes résiduelles du 1^{er}, 2^e et 3^e ordres pour un matériau monphasé

■ Les **contraintes résiduelles du premier ordre ou d'ordre 1** (σ_R^I) sont homogènes, c'est-à-dire sont constantes en intensité et en direction, dans des domaines relativement importants s'étendant sur plusieurs grains dans le cas des matériaux monphasés. Les forces résultant des contraintes du premier ordre sont en équilibre dans chaque section de la pièce et les moments liés à ces forces nuls par rapport à tout axe. Les contraintes résiduelles du premier ordre sont également appelées **contraintes résiduelles macroscopiques**. La figure 3 donne quelques distributions typiques de contraintes résiduelles d'ordre 1. Il est important de noter que toute modification dans l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du premier ordre, due par exemple à un enlèvement de matière dissymétrique, se traduit par des variations dimensionnelles macroscopiques à l'échelle de la pièce.

■ Les **contraintes résiduelles du deuxième ordre ou d'ordre 2** (σ_R^{II}) sont homogènes dans des domaines correspondant à un grain ou à une portion de grain pour des matériaux monphasés. Elles proviennent dans ce cas de la différence d'orientation cristalline entre grains voisins. Les forces résultant des contraintes du second ordre et les moments associés s'équilibrent sur un nombre suffisant de grains. Les contraintes résiduelles du deuxième ordre sont parfois appelées **contraintes résiduelles microscopiques homogènes**. Les cas où existent des contraintes d'ordre 2 à l'état « pur » sont peu nombreux, la figure 4 en donne un exemple pour un matériau biphasé. Une modification de l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du second ordre peut se traduire par des variations dimensionnelles macroscopiques à l'échelle de la pièce.

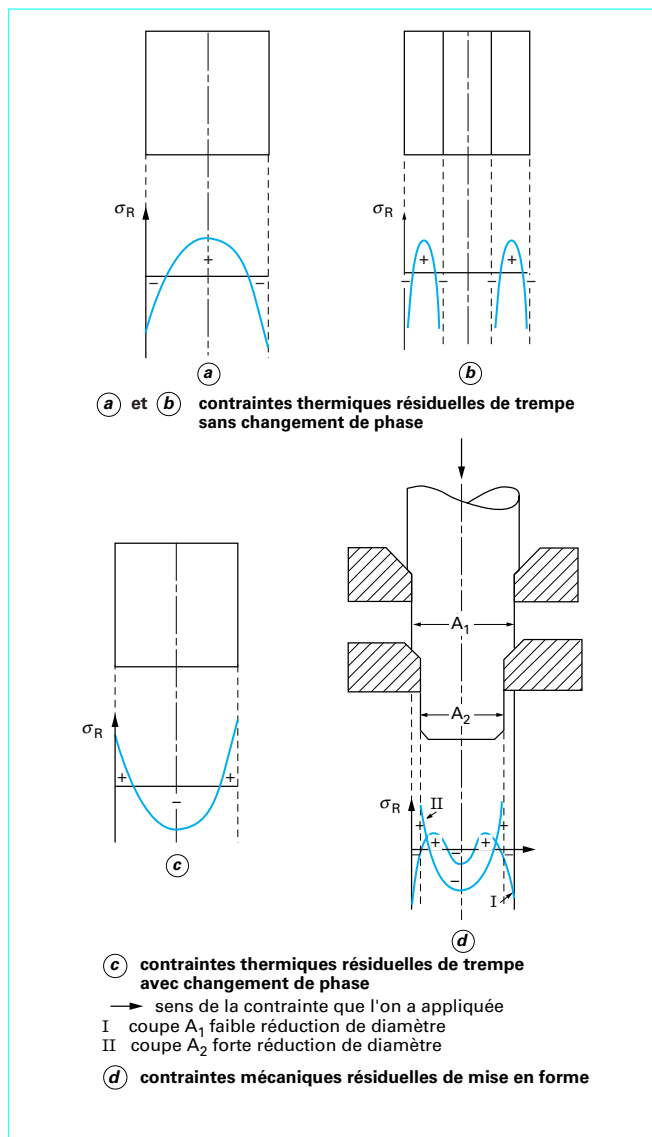


Figure 3 – Distributions typiques de contraintes résiduelles d'ordre 1

■ Les **contraintes résiduelles du troisième ordre ou d'ordre 3** (σ_R^{III}) sont hétérogènes même dans des zones s'étendant sur quelques distances interatomiques. Elles sont associées en majorité aux déformations existant au voisinage des défauts cristallins. Les forces résultant des contraintes du troisième ordre et les moments associés s'équilibrent dans des zones représentant des portions très réduites d'un grain. Les contraintes résiduelles du troisième ordre sont parfois appelées **contraintes résiduelles microscopiques hétérogènes**. Une modification de l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du troisième ordre ne se traduit par aucune variation dimensionnelle macroscopique. La figure 5 est une représentation schématique des déformations à l'origine des contraintes résiduelles d'ordre 3.

Si l'on adopte la classification précédente avec ce qu'elle a d'artificiel, le champ des contraintes résiduelles apparaît comme le résultat

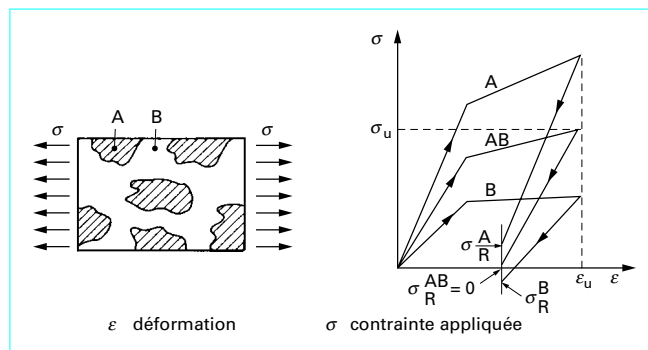


Figure 4 – Contraintes résiduelles d'ordre 2 dans un matériau biphasé après déformation plastique

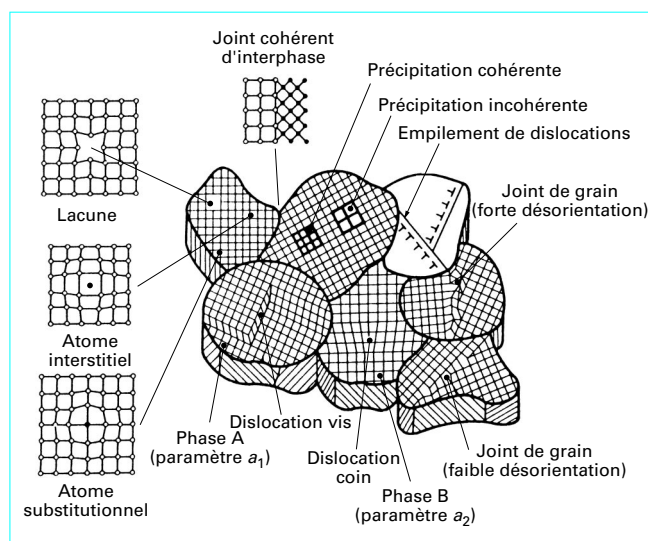


Figure 5 – Représentation schématique de déformations qui sont à l'origine des contraintes résiduelles d'ordre 3

de la superposition des contraintes résiduelles des trois ordres comme le montre la figure 2 dans le cas d'un matériau monophasé :

$$\sigma_R = \sigma_R^I + \sigma_R^{II} + \sigma_R^{III}$$

La figure 2 montre également que les contraintes d'ordre 2 peuvent être considérées comme des fluctuations autour d'une valeur moyenne constituée par les contraintes d'ordre 1 et à leur tour les contraintes d'ordre 3 comme des fluctuations autour d'une valeur moyenne constituée par les contraintes d'ordre 2.

La plupart des techniques de détermination des contraintes résiduelles mesurent des grandeurs directement liées à des déformations à partir desquelles sont calculées les contraintes correspondantes. On peut simplifier et modifier la description précédente en introduisant les notions de macrodéformation et de microdéformation en relation directe avec le volume échantillonné. Les macrodéformations sont habituellement considérées comme les valeurs moyennes de la déformation dans une jauge de mesure de dimensions nettement supérieure au domaine cristallin typique du matériau. Elles sont aisément mesurées par diffractométrie des rayonnements pour laquelle le volume d'exploration correspond à cette échelle. Les contraintes associées sont les macrocontraintes

auxquelles s'intéresse l'ingénieur mécanicien dans ses calculs de mécanique des milieux continus.

Les microdéformations correspondent aux valeurs moyennes de la déformation dans un volume de la dimension du domaine cristallin représentatif ou d'une partie de celui-ci. Les macrodéformations sont les valeurs moyennes de ces microdéformations. Aucune technique actuelle ne permet de mesurer ces microdéformations mais la diffractométrie des rayonnements permet d'atteindre la variance de leur distribution.

2.2 Origine des contraintes résiduelles

Toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles.

De manière générale, les macrocontraintes résiduelles ou d'ordre 1 sont le résultat de l'activité des sources fondamentales suivantes agissant seules ou en combinaison :

- déformation plastique hétérogène entre différentes zones d'une pièce soumise à des sollicitations mécaniques externes à charge imposée ou à déformation imposée ;
- déformation plastique hétérogène entre différentes zones d'une pièce soumise à des sollicitations thermiques ;
- variation de volume hétérogène et/ou phénomènes de pseudo-plasticité dus à des transformations de phase à l'état solide ;

différence entre les coefficients de dilatation thermique des diverses zones d'une pièce.

Exemple : modèle des trois barres : la première source de contraintes résiduelles est bien illustrée par le modèle des trois barres. Le système est constitué par trois barres de géométrie identique, par exemple de longueur 25 cm et de section 5 cm². Les extrémités supérieures des trois barres sont encastrées et n'ont aucun degré de liberté. Les extrémités inférieures sont liées à un bloc rigide de masse négligeable. Les barres externes sont constituées d'un matériau de module d'élasticité 210 GPa et de module de plasticité 40 GPa, sa limite d'élasticité est 210 MPa. La barre médiane est constituée d'un acier de mêmes modules mais de limite d'élasticité 420 MPa.

Lorsque la charge appliquée au système croît progressivement de zéro à une valeur maximale puis est ramenée lentement à zéro, le comportement de l'ensemble dépend de la valeur maximale atteinte.

Tant que cette valeur ne dépasse pas 315 kN, chaque barre supporte une charge maximale de 105 kN et la contrainte correspondante est inférieure à la limite d'élasticité des deux matériaux. Le retour à une charge nulle permet de retrouver l'état de contrainte nulle dans chacun des éléments, les déformations élastiques étant réversibles.

Lorsque la charge appliquée est supérieure à 315 kN, les barres extérieures subissent une déformation plastique irréversible et du fait de la diminution du module chacune supporte une charge inférieure à celle de la barre médiane. La figure 6 illustre l'évolution des contraintes dans chacune des barres pour une charge appliquée maximale de 450 kN. Après déchargement, la barre médiane est soumise à une contrainte résiduelle de traction + 105,5 MPa et les barres extérieures sont soumises à une contrainte résiduelle de compression de - 52,75 MPa. Les contraintes résiduelles forment bien un système autoéquilibré au sens indiqué précédemment. L'hétérogénéité de déformation plastique de l'ensemble, au cours du cycle de chargement, est responsable de la génération des contraintes résiduelles.

Le résultat de l'exemple précédent est généralisable à tout système soumis à des sollicitations mécaniques externes et moyennant quelques adaptations à tout système soumis à des sollicitations thermiques ou dans lequel existe des différences de coefficients de dilatation thermique. Il peut aussi être utilisé pour illustrer les effets d'un enlèvement de matière sur la répartition des contraintes résiduelles.

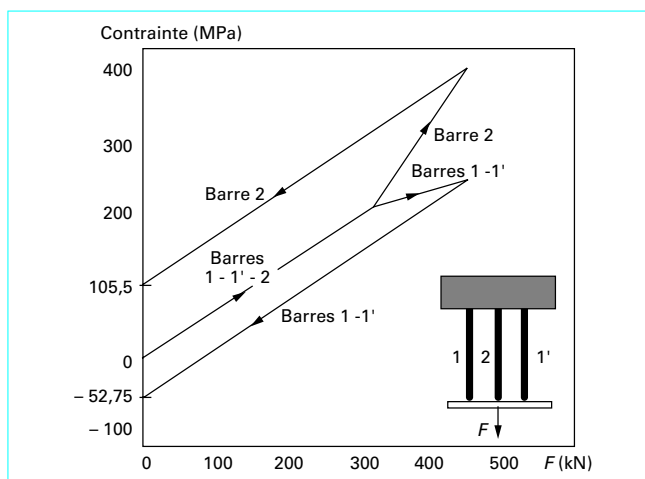


Figure 6 – Modèle à trois barres

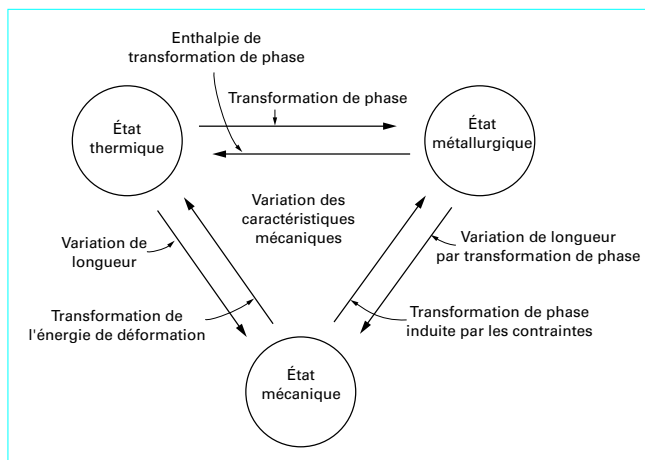


Figure 7 – Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau

Dans la réalité, les divers effets mécaniques, thermiques et métallurgiques sont le plus souvent interdépendants comme le montre la figure 7, ce qui rend très complexe la prévision des contraintes résiduelles en fonction des divers traitements.

La figure 8 montre un exemple de superposition d'un effet mécanique et d'un effet thermique expliquant la forme de la répartition des contraintes résiduelles après rectification fine d'une pièce en acier non allié, pour trois vitesses d'avance de la meule.

2.3 Principe des traitements de mise en précontrainte superficielle

Les traitements de mise en précontrainte superficielle d'une pièce ont pour but d'introduire des contraintes de compression dans une couche superficielle d'épaisseur plus ou moins importante allant de quelques centièmes de millimètre à quelques millimètres selon le traitement mis en œuvre.

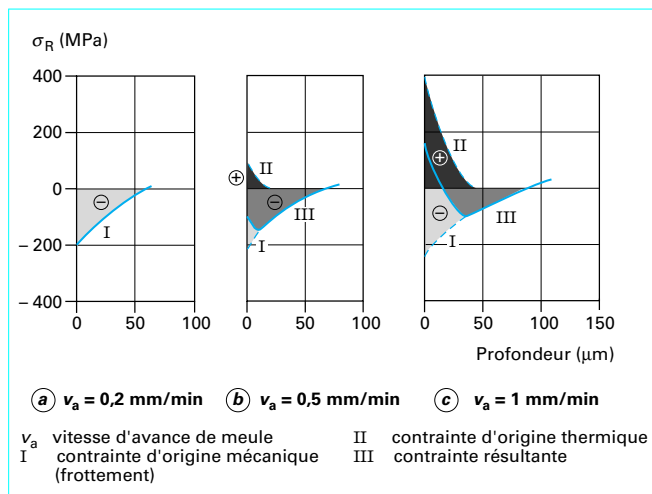


Figure 8 – Contraintes résiduelles d'origine thermique et mécanique dans les couches superficielles d'un acier rectifié

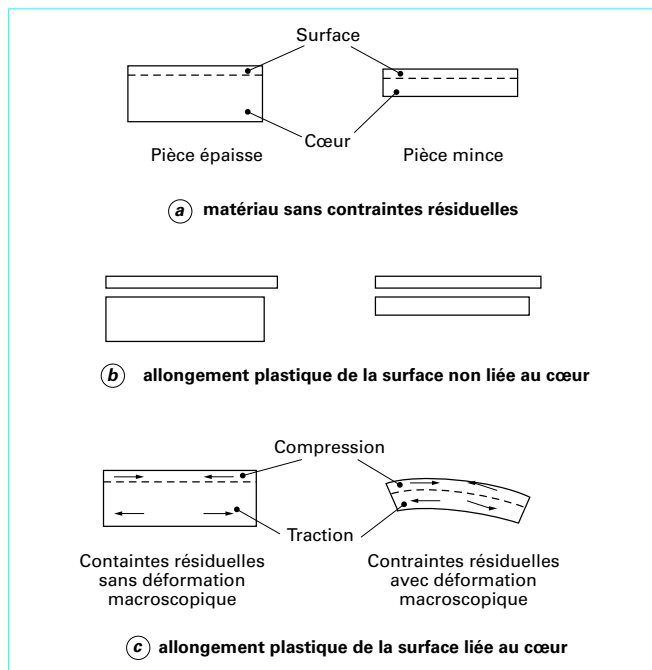


Figure 9 – Schéma de la mise en compression des couches superficielles

La mise en compression des couches superficielles a toujours pour origine un allongement irréversible de ces couches incompatible avec le reste de la pièce qui ne se déforme pas ou se déforme selon une loi différente (figure 9).

Cette hétérogénéité de déformation provient, au niveau du matériau, d'interactions complexes entre ces effets mécaniques, thermiques et métallurgiques. Cependant les méthodes employées s'appuient sur des sources de contraintes résiduelles facilement identifiables et permettent une classification relativement aisée (tableau 1).

Type de traitement	Origines principales des contraintes	Noms des traitements
Mécanique	Déformation plastique locale	Sablage, grenailage, martelage, galetage, polissage, etc.
Thermique	Dilatation différentielle et transformations de phase	Trempe et trempe superficielle
Thermochimique	Diffusion, dilatation différentielle et transformations de phase	Cémentation, carbonituration, nitruration, etc.

Les traitements par voie mécanique utilisent comme source de contraintes résiduelles de compression la déformation plastique locale de la pièce. Ce procédé est applicable, en théorie, à tout type de matériau présentant un comportement élastoplastique c'est-à-dire la majorité des alliages métalliques. Il s'agit du grenailage, du sablage, du martelage, du galetage, du polissage et plus récemment des procédés par ondes de choc produites par des impulsions laser de haute puissance ou des explosions.

Les traitements par voie thermique utilisent comme source de contraintes résiduelles de compression les augmentations de volume locales associées à des phénomènes métallurgiques induits par le cycle thermique imposé. Ces variations de volume sont liées :

- à la transformation d'une phase en une autre phase de compacité cristalline moins élevée ;
- à la précipitation de phases de volume massique plus élevé que celui de la matrice origine ;
- à la mise en solution d'éléments introduits par diffusion dans la matrice.

Pour que cette voie soit exploitable, il est nécessaire que les vibrations de volume mises en jeu aient une amplitude suffisante. En fait, parmi les alliages industriels, seuls les alliages ferreux présentent de telles conditions et les traitements correspondants ne se sont vraiment développés que pour cette catégorie d'alliages. Ce sont les seuls qui sont envisagés dans cet article.

Les phénomènes exploités sont :

- la transformation de l'austénite CFC (cubique face centrée) en martensite QC (quadratique centrée) dans les traitements de trempe locale ou de trempe après cémentation et carbonituration ;
- la précipitation de nitrures et de carbonitrides dans les traitements de nitruration et de nitrocarburation.

Il faut insister sur le fait que ces divers traitements ont comme but primaire d'augmenter fortement la dureté des couches superficielles de la pièce et qu'ils offrent en prime la mise en précontrainte de compression de ces mêmes couches.

3. Précontraintes et traitements superficiels

3.1 Traitements mécaniques superficiels

Lors de l'application des traitements mécaniques superficiels, les couches superficielles des pièces sont déformées plastiquement par une action mécanique : projection de particules, martelage, galetage, ondes de choc. Ces divers procédés sont présentés dans le tableau 2. Avant de les étudier en détail, il est nécessaire d'en comprendre les effets.

Tableau 2 – Différents traitements mécaniques de surface

Dénomination	Mise en œuvre	Profondeur de traitement	Avantages et inconvénients
Tribofinition	Frottement	de 0,01 à 0,03 mm	Long et coûteux à réaliser
Grenaillage	Projection contrôlée de billes de différents diamètres, de différentes mesures et de différentes vitesses	de 0,1 à 0,6 mm suivant le matériau et les conditions	Quelques problèmes d'incrustation, de microdéfauts et parfois de rugosité S'adapte à toutes les géométries
Martelage	Impact d'aiguilles à extrémité sphérique	de 1 à 2 mm	Problème d'état de surface, ne s'applique qu'aux géométries simples
Galetage	Roulement d'un galet avec une forte force d'appui	de 2 à 3 mm	Variations dimensionnelles, nécessite une géométrie particulière
Ondes de choc	Explosion Laser impulsif de très forte puissance	jusqu'à 4 mm	S'adapte à toutes les géométries (pour le laser) Pas de modification de l'état de surface Traitement en cours de développement
Préconformage Autofrettage	Flexion, expansion ou torsion avec passage en plasticité	quelques mm	Traitement directionnel

Une action mécanique est susceptible de modifier :

- les caractéristiques géométriques de la surface de la pièce ;
- la microstructure du matériau dans une couche plus ou moins épaisse par action sur la densité des défauts essentiellement dislocatifs.

Elle modifie ainsi la rugosité de la surface, l'état de contraintes résiduelles, la dureté du matériau et sa capacité de déformation ultérieure.

3.1.1 Modifications géométriques

La surface d'une pièce polie présente une capacité de résistance plus importante aux actions extérieures que celles-ci soient chimiques ou électrochimiques (corrosion) ou mécaniques (fatigue...). Le polissage permet d'atténuer, dans le premier cas, les effets de confinement des produits de corrosion et les valeurs des champs électriques locaux et, dans le second cas, les concentrations de contrainte que l'on rencontre inévitablement sur une surface rugueuse.

Toute action qui va dans le sens de l'amélioration de la géométrie de surface a un effet bénéfique. On peut citer par exemple le sablage des pièces brutes de fonderie, l'élimination des caniveaux en pied de cordon de soudure, le toilage des pièces tournées grossièrement.

La difficulté d'interprétation et de quantification apparaît nettement à travers ces trois exemples qui s'adressent à des échelles différentes de défauts géométriques.

Seule la rugosité est à peu près quantifiable bien que sa mesure donne une pléthore d'informations qu'on ne sait pas encore totalement utiliser. Parmi les résultats rapportés dans la littérature, deux caractéristiques semblent se dégager du lot d'informations accessibles : la rugosité et le pas de rugosité. Ces deux grandeurs dépendent de la direction de mesure et certains auteurs ont pu quantifier leurs effets sur la résistance à la fatigue d'une pièce (figure 10).

Dans le domaine des défauts millimétriques, il faut faire appel au bon sens et aux règles usuelles de construction : éviter les changements brusques de section et les irrégularités de surface. Il faut s'assurer de la stricte application de ces consignes ; il n'est pas rare de rencontrer les pignonneries d'ensembles complexes et coûteux présentant des défauts d'usinage très importants en pied de dent.

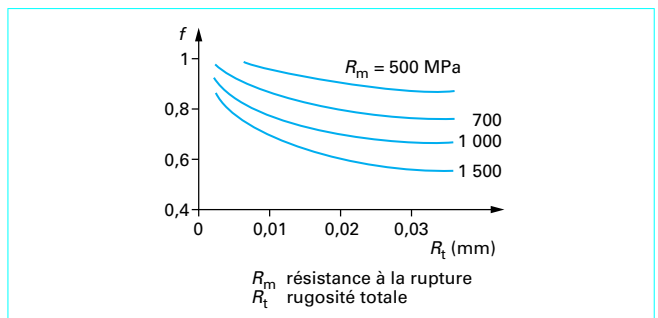


Figure 10 – Variation du facteur multiplicatif f de la limite d'endurance (d'après Pavan)

3.1.2 Modifications microstructurales

Toute action mécanique conduisant à la déformation plastique d'un matériau modifie la densité et l'arrangement des dislocations par rapport à l'état initial. Le résultat est différent selon que la densité initiale des défauts est faible (matériaux de dureté initiale faible) ou que la densité initiale des défauts est élevée (matériaux de dureté initiale élevée). Dans le premier cas, la déformation plastique conduit à un durcissement et dans le second cas à un adoucissement. Dans le cas des aciers, la frontière se situe aux environs d'une dureté de 50 HRC. La profondeur affectée par ces phénomènes est équivalente à celle affectée par les contraintes résiduelles de compression dans la couche (§ 3.1.3).

3.1.3 Génération des contraintes résiduelles de compression

Tous les traitements mécaniques utilisés imposent au matériau un cycle de chargement élastoplastique dans une couche superficielle d'épaisseur plus ou moins importante. Le reste de la pièce demeuré élastique impose au volume déformé un retour à une déformation totale quasi nulle.

Selon l'importance de la déformation imposée par le traitement, ce retour, après suppression du chargement est soit élastique (adaptation) soit élastique puis plastique (accommodation). Ces deux cas sont illustrés respectivement par les figures 11 a et 11 b. La valeur de la contrainte résiduelle varie entre zéro et la limite d'élasticité en

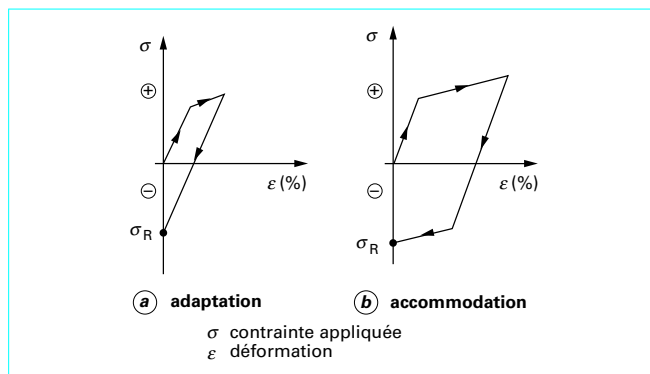


Figure 11 – Trajet de déformation élasto-plastique à champ de déformation hétérogène

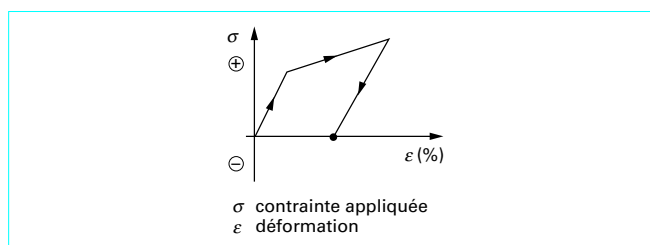


Figure 12 – Trajet de déformation élasto-plastique à champ de déformation homogène

zone adaptée. Elle se stabilise au seuil d'écoulement plastique en zone accommodée.

Si plusieurs cycles successifs sont appliqués, la limite d'élasticité évolue en fonction de la déformation et du nombre de cycles. Le résultat général est un durcissement par écrouissage, sauf pour les aciers de dureté supérieure à 50 HRC pour lesquels il y a adoucissement.

Si la déformation plastique est homogène dans toute la section de la pièce, il n'existe plus d'incompatibilité au sens mécanique du terme et il subsiste une déformation après retour élastique comme le montre la figure 12 sans qu'il y ait génération de macrocontraintes résiduelles. Un traitement mécanique superficiel est donc d'autant plus efficace qu'il déforme plastiquement et localement le matériau.

3.1.4 Grenailage de précontrainte

3.1.4.1 Généralités

Le grenailage peut être utilisé pour le nettoyage des surfaces, pour la mise en forme de pièces minces (*peen forming*) et pour la mise en contrainte de compression des couches superficielles d'une pièce. Cette dernière utilisation est appelée grenailage de précontrainte (*shot peening*) qu'il ne faut pas confondre avec les deux autres (décapage, formage).

Le grenailage de précontrainte est le plus utilisé des traitements superficiels mécaniques dans le domaine industriel où il fait l'objet d'un nombre d'applications croissant, en particulier dans le domaine des pièces sollicitées en fatigue et en corrosion sous contrainte. Les normes NF L 06-831 (décembre 1995) et NF L 06-832 (mai 1998) de la série aéronautique le normalisent partiellement.

Une opération de grenailage consiste à soumettre la surface d'une pièce à un « bombardement » contrôlé de particules généralement sphériques. Elles sont propulsées à grande vitesse soit par une turbine soit par un jet d'air comprimé, parfois elles sont attachées à un drapeau ou à des fils mis en rotation (*roto peening*).

Les particules utilisées sont soit de la grenaille d'acier (*steel shot*) soit des billes de céramique ou de verre (*ceramic or glass beads*). Chaque particule agit comme un minuscule marteau à tête sphérique et « imprime » dans le matériau une cupule de déformation plastique plus ou moins profonde selon la nature du matériau grenailé et l'énergie cinétique de la particule. L'opération est terminée lorsque la surface est entièrement recouverte par un réseau d'empreintes suffisamment dense.

Le spécialiste du grenailage doit choisir le type de grenaille ou de billes à utiliser compatible avec le matériau à traiter, vérifier l'énergie du grenailage, et le pourcentage de recouvrement de la surface.

■ Le diamètre des billes libres varie en général de 0,3 à 2,4 mm et peut atteindre exceptionnellement 6 mm alors qu'il varie de 1 à 2 mm pour les billes attachées. Il est défini par les calibres américains S 70, S 110, S 170, S 230, S 330, S 550, S 660, etc. La lettre S est l'initiale de *shot* (grenaille) et le nombre qui suit indique le diamètre de la bille exprimé en dix millièmes d'inch (1 inch = 25,4 mm). Dans la norme française le diamètre est en micromètres pour des valeurs inférieures à un millimètre et en millimètres pour les valeurs supérieures.

Exemples :

- la bille S 230 a un diamètre de 0,58 mm ;
- la bille S 230 correspond à la bille BA 600 (valeur arrondie), BA est employé ici pour bille d'acier, BV et BC désignent respectivement les billes de verre et les billes de céramique.

Le calibre et la sphéricité des billes sont contrôlés tout au long de l'opération afin d'éviter une évolution des caractéristiques du grenailage au cours du temps et d'éviter le risque de blesser les surfaces traitées par des fragments de billes cassées (microfissures, incrustations...).

■ L'énergie du jet de grenaille dépend de la masse volumique, de la dimension, de la vitesse, de l'angle d'impact et de la dureté de la bille. Elle est déterminée par une méthode mise au point par J.O. Almen de General Motors (spécification SAE J442/443 et norme NF L 06-832) et illustrée par la figure 13.

Une plaquette non grenailée d'acier à ressorts SAE 1070, traité thermiquement, est fixée par des vis latérales sur un bloc en acier qui sert de support et d'enclume. Après grenailage, la plaquette Almen (*Almen strip*) est retirée de son support. Elle présente une courbure convexe sur la face grenailée. La mesure de la flèche à l'aide d'une jauge Almen est l'intensité Almen qui caractérise l'énergie du jet de grenailage. Il existe trois types de plaquettes Almen : A d'épaisseur 0,051 in (1,29 mm) utilisée pour les intensités moyennes comprises entre 6 et 24 millièmes d'inch, B d'épaisseur 0,094 in (2,38 mm) utilisée pour les intensités plus élevées et N d'épaisseur 0,031 in (0,78 mm) utilisée pour les intensités plus faibles (figure 14).

L'intensité Almen précise la valeur de la flèche en millièmes d'inch (mils) et le type de plaquette utilisée, par exemple 10A signifie qu'une plaquette de type A présente après grenailage une flèche de 10 mils. En France, les flèches sont exprimées en centièmes de millimètres, 10A correspond à F 25A. En pratique, les plaquettes Almen sont disposées sur les zones à grenailage d'une pièce d'essai qui permet de fixer les paramètres opérationnels à utiliser sur la pièce à traiter.

Le pourcentage ou taux de recouvrement (*coverage*) est déterminé par observation directe de la surface grenailée à faible grossissement (x 10 à x 30) ou de la surface grenailée recouverte avant grenailage d'un mince film fluorescent (procédé PeenScan). On peut spécifier des recouvrements supérieurs à 100 %, par exemple un pourcentage de 125 % est obtenu en grenailant pendant un

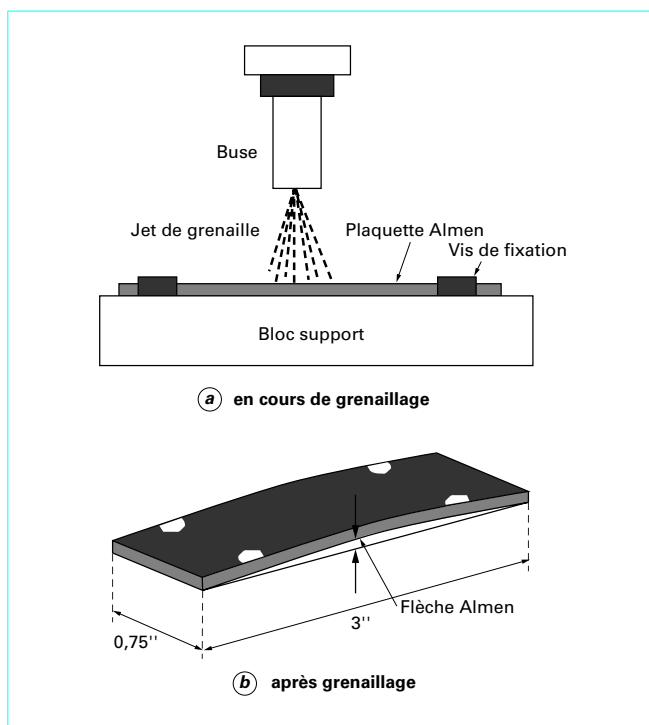


Figure 13 – Montage pour la détermination de l'intensité Almen

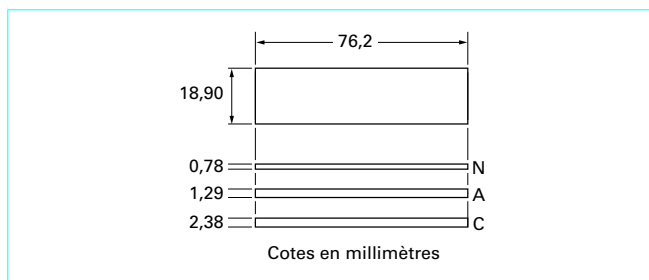


Figure 14 – Éprouvette Almen (d'après norme NF L 06-832)

temps égal à 1,25 fois le temps nécessaire pour obtenir un taux de recouvrement de 100 %.

La saturation de l'éprouvette Almen a une signification importante. Elle est atteinte pour une durée de grenailage t_s pour laquelle la flèche n'évolue pas de plus de 10 % si cette durée est portée à $2t_s$ (figure 15). Pour l'acier SAE 1070, le temps t_s est très proche du temps nécessaire pour obtenir un taux de recouvrement de 100 %.

3.1.4.2 Effets du grenailage

L'action du grenailage est double. Elle comprend :

- un effet « de peau » se traduisant par la modification de la rugosité, le « gommage » des défauts superficiels mais également par un fort écrouissage local du matériau qui altère plus ou moins fortement sa capacité de déformation ultérieure et sa dureté ;
- un effet « en profondeur » se traduisant par la génération d'un **champ de contraintes résiduelles de compression** qui constitue l'atout majeur du traitement.

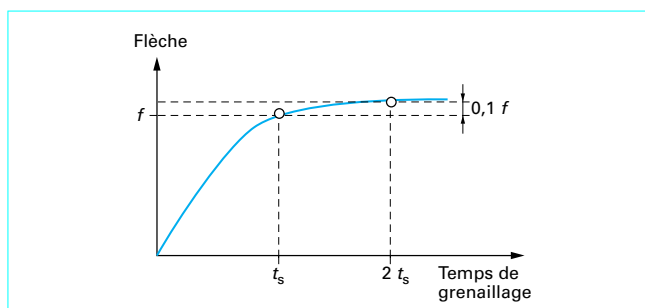


Figure 15 – Courbe de saturation de l'éprouvette Almen

Selon la théorie de Wohlfahrt, la génération d'un champ de contraintes résiduelles de compression est due à la superposition de ces deux processus compétitifs comme le précise la figure 16.

Une couche superficielle plus ou moins étendue subit un étirement plastique sur une profondeur de 10 à 30 μm par **effet de martelage** sous l'impact répété des billes (*surface hammering*). Cet effet est très important dans le cas d'un substrat ductile grenailé avec des particules dures. Il donne naissance à un profil de contraintes résiduelles présentant un maximum de compression en surface. On peut de nouveau schématiser le phénomène en remarquant que le retour élastique du substrat « impose » une déformation nulle à la couche affectée avec comme conséquence la mise en compression de celle-ci.

Les impacts multiples produisent un chargement normal à la surface auquel correspond selon la **théorie de Hertz** un maximum de contrainte de cisaillement à une profondeur déterminée. Si cette contrainte dépasse la limite d'écoulement en cisaillement, il y a déformation plastique locale avec création d'un état de compression résiduelle maximal à cette profondeur. Cet effet est surtout important dans le cas d'un substrat peu ductile, grenailé par des billes de dureté relativement faible.

Nota : la théorie de Hertz, établie en 1881, permet d'obtenir la dimension de l'aire de contact et la distribution des contraintes et des déformations et de les relier à la pression de contact, à la géométrie des solides et à leurs modules d'Young.

Cette théorie permet de calculer les contraintes superficielles provenant du contact de deux corps. On peut ainsi montrer qu'il existe en sous couche un point, dit **point de Hertz**, où la contrainte de cisaillement est maximale ; il se situe à une profondeur qui augmente proportionnellement à la racine cubique de la charge appliquée. Il convient donc que ce point soit dans une région où la résistance du matériau constituant la pièce, ou en général sa dureté, soit suffisante.

Par exemple, dans le cas d'une bille de rayon r appuyant avec une pression p sur une surface plane constituée d'un matériau de même module d'Young E , cette profondeur e est donnée par :

$$e = 0,5 (pr/E)^{1/3}$$

L'existence de cette contrainte maximale en sous couche peut être à l'origine d'un écaillage superficiel (*pitting*) pour les roulements, par exemple.

3.1.4.3 Grenailage à billes libres et grenailage à billes attachées

Les **billes libres** arrivent sur la pièce à traiter selon une **direction sensiblement perpendiculaire à la surface** alors que les **billes attachées** arrivent sur la surface avec un **fort angle d'incidence**, de l'ordre de 70°.

Seule la composante normale de la vitesse intervient pour générer un champ de contraintes résiduelles en profondeur (effet de Hertz). La composante tangentielle produit un cisaillement maximal en proche surface en raison du frottement et la distribution des contraintes résiduelles qui en résulte a un profil triangulaire (figure 17). La contrainte résiduelle maximale finale ne dépend que de la seule limite d'élasticité du matériau, atteinte au bout de 100 impacts environ.

La profondeur affectée par le grenailage varie :

- de 0,1 à 0,6 mm pour les billes libres ;

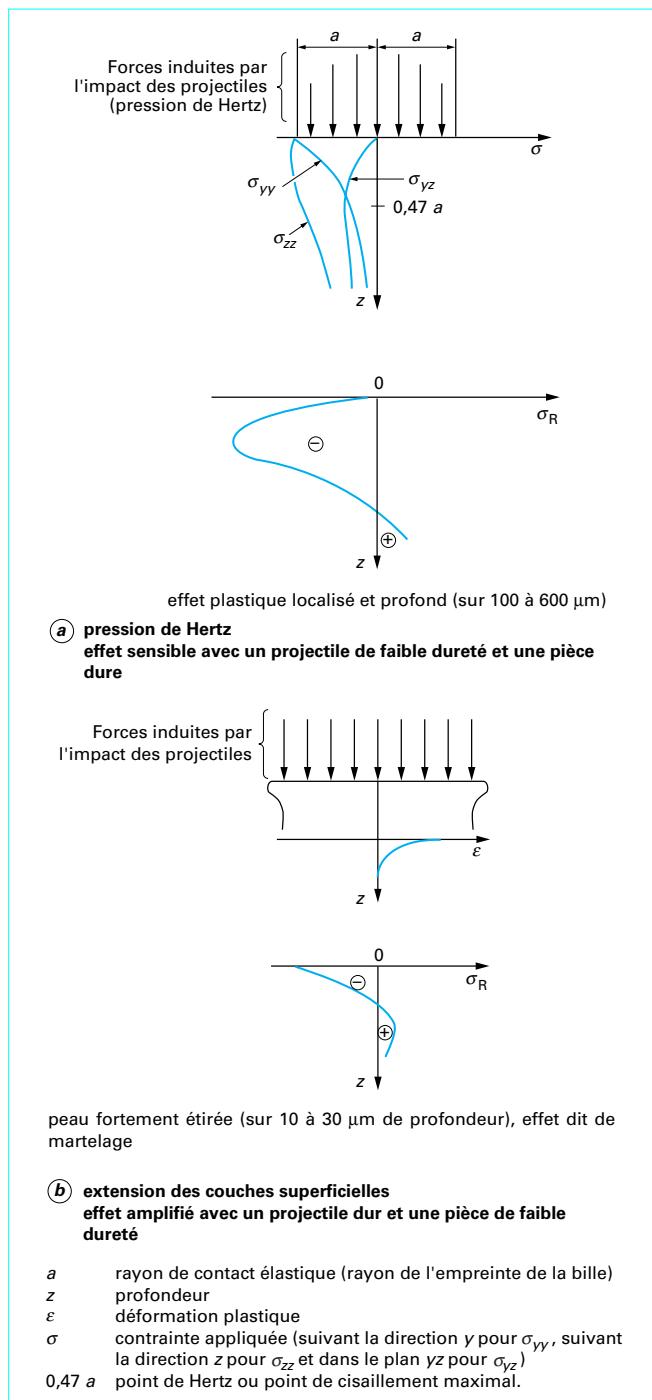


Figure 16 – Schéma de la répartition des contraintes résiduelles de grenailage sous l'effet de la pression de Hertz et d'une extension de peau

— de 0,3 à 0,5 mm pour les billes attachées.

Le grenailage à billes attachées est destiné à traiter l'intérieur des tubes ou les alésages axisymétriques. Ce procédé est particulière-

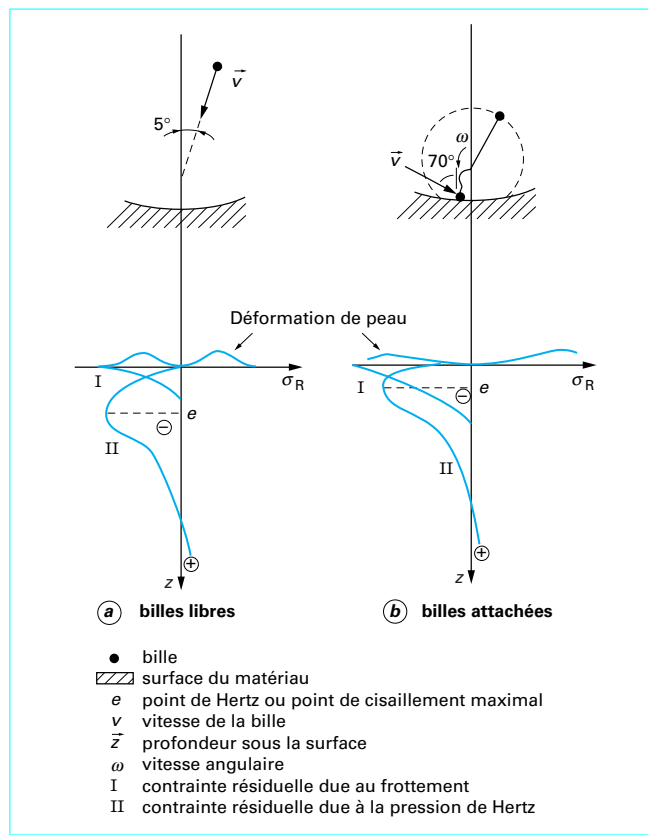


Figure 17 – Schéma de principe du grenailage

ment utilisé dans l'industrie aéronautique pour précontraindre les trous.

3.1.4.4 Influence des paramètres opératoires sur les contraintes résiduelles

Les principaux paramètres opératoires du grenailage qui ont une influence sur les contraintes résiduelles sont ceux qui permettent de modifier l'énergie absorbée par le matériau : durée de grenailage, diamètre et nature ou masse des projectiles, vitesse de projection.

■ L'influence du **taux de recouvrement** qui dépend directement de la durée de l'opération est illustrée par la figure 18 dans le cas d'un acier faiblement allié à l'état trempé et revenu. Pour un diamètre de billes et une vitesse de projection fixés, l'augmentation du taux de recouvrement se traduit : par une augmentation de la profondeur affectée, par une augmentation du maximum de la contrainte de compression et par un déplacement de celui-ci vers l'intérieur de la pièce. De manière générale, ces effets sont d'autant plus marqués que le matériau présente un palier plastique peu marqué comme c'est le cas des alliages d'aluminium, de nickel et les aciers austénitiques.

■ L'influence du **diamètre** des billes est illustrée par la figure 19 pour le même matériau. L'augmentation du diamètre des billes accroît la profondeur affectée par les contraintes de compression mais sans modifier notablement la valeur de la contrainte en surface ni la valeur du maximum de la contrainte de compression.

■ L'influence de la **vitesse de projection** est illustrée par la figure 20 pour le même matériau. L'augmentation de la vitesse de projection agit dans le même sens que l'augmentation du taux de recouvre-

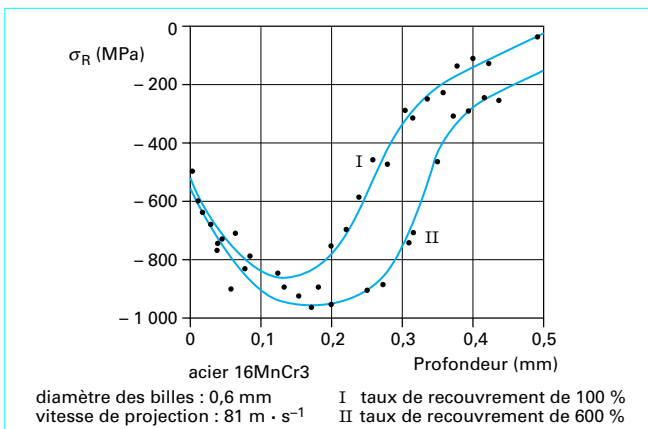


Figure 18 – Influence du taux de recouvrement de grenailage sur les contraintes résiduelles

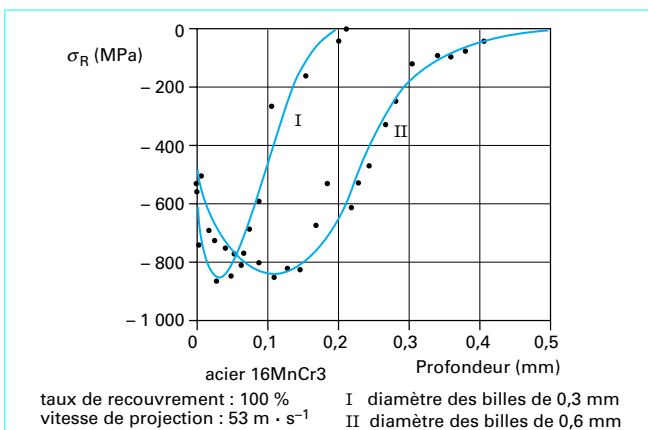


Figure 19 – Influence du diamètre des billes de grenailage sur les contraintes résiduelles

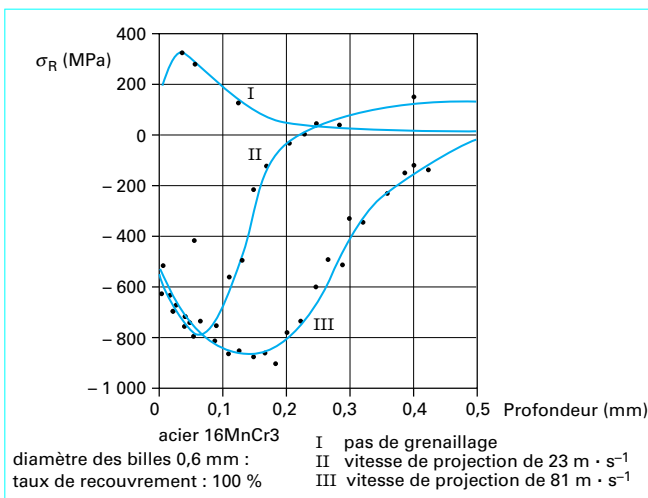


Figure 20 – Influence de la vitesse de projection de grenailage sur les contraintes résiduelles

ment ou que celle du diamètre des billes. Il faut noter que la vitesse de projection varie en fonction de nombreux paramètres comme, par exemple, la pression dans le cas des machines à air comprimé. Le plus souvent, la vitesse de projection n'est pas mesurée.

3.1.4.5 Influence de l'état métallurgique du matériau

Le grenailage se traduit à l'échelle macroscopique par une mise en précontrainte de compression d'une couche superficielle et à l'échelle microscopique par une modification de la microstructure déficiente du matériau. Ces deux effets sont illustrés dans le cas de l'acier 35CrMo4 grenailé avec des intensités Almen croissantes pour deux états métallurgiques initiaux obtenus (figure 21) :

- après durcissement par trempe (dureté 640 HV),
- après durcissement par trempe suivi d'un revenu (dureté 400 HV).

■ Contraintes résiduelles

La figure 21 montre les profils de distribution des contraintes résiduelles en fonction des conditions de grenailage. Quel que soit l'état métallurgique initial, lorsque l'intensité Almen augmente, le maximum de compression s'éloigne de la surface et la profondeur affectée devient plus importante. Par contre, les valeurs maximales de la contrainte de compression sont plus élevées pour l'acier de plus forte dureté initiale. Par exemple ce maximum est d'environ 1 200 MPa pour l'acier traité pour une dureté initiale de 640 HV et un grenailage par des billes de calibre S 550 et une intensité Almen 6 C, alors qu'il n'est que d'environ 600 MPa pour l'acier traité pour une dureté initiale de 400 HV et les mêmes conditions de grenailage.

■ Microdéformations

Les effets à l'échelle microstructurale sont caractérisés semi quantitativement par la valeur de la largeur de corde à mi-hauteur du pic de diffraction X par les plans {211} de la martensite ou de la ferrite. La figure 22 qui rassemble les résultats confirme que la profondeur affectée par le grenailage augmente avec l'intensité Almen pour les deux traitements thermiques étudiés.

Par contre, une différence fondamentale apparaît quant à l'évolution de la largeur de corde en fonction de la profondeur.

- Dans le cas de l'acier ayant subi un durcissement par trempe, la largeur de corde importante à cœur diminue dans la couche grenailée et il en est de même de la variance de la distribution des microdéformations. Cet effet est à relier à une diminution de la densité des dislocations à partir d'une densité initiale relativement élevée et à leur réarrangement.

- Dans le cas de l'acier ayant subi un durcissement par trempe, suivi d'un revenu, la largeur de corde plus faible à cœur augmente dans la couche grenailée et il en est de même de la variance de la distribution des microdéformations. Cet effet est à relier à une augmentation de la densité des dislocations à partir d'une densité initiale relativement faible.

- Dans les deux cas l'augmentation très forte de la largeur de corde au voisinage de la surface peut être justifiée par le fort écrouissage dû à l'effet de martelage qui entraîne une augmentation locale importante de la densité des défauts. Ces résultats expérimentaux confirment la théorie de Wohlfahrt introduite précédemment (§ 3.1.4.2).

3.1.4.6 Remarques sur l'opération de grenailage

Les contraintes résiduelles de compression, dues au grenailage, en réduisant les contraintes moyennes dans la zone affectée retardent l'amorçage mais surtout les premiers stades de propagation des fissures superficielles. La résistance à la fatigue et à la corrosion sous contrainte sont ainsi fortement augmentées. Par contre, la dureté des couches grenailées étant peu élevée, elles ne procurent pas d'amélioration notable de la résistance à l'usure.

Le grenailage de précontrainte est utilisé depuis plus de 50 ans pour améliorer la tenue en fatigue de pièces soumises à des solli-

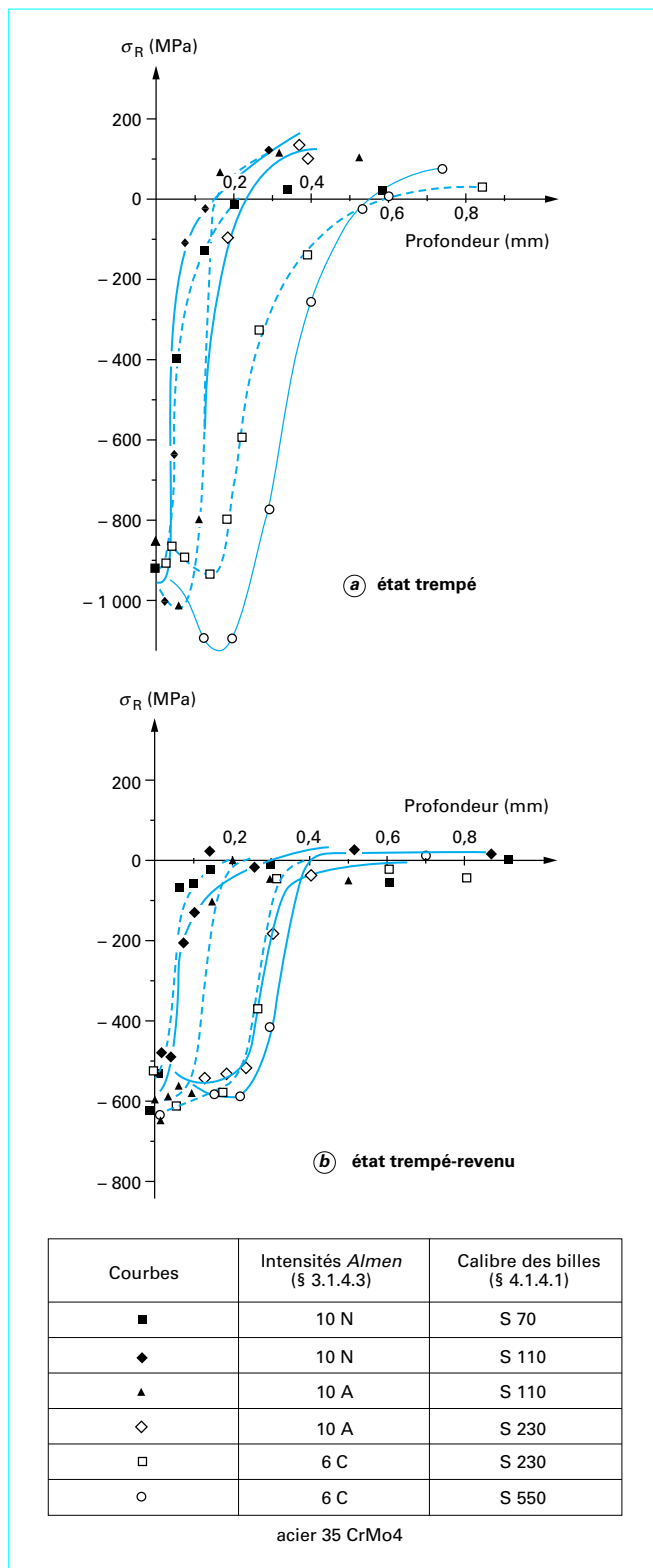


Figure 21 – Influence de l'état métallurgique du matériau sur les contraintes résiduelles macroscopiques pour des grenailages d'intensités Almen croissantes (d'après Hakimi)

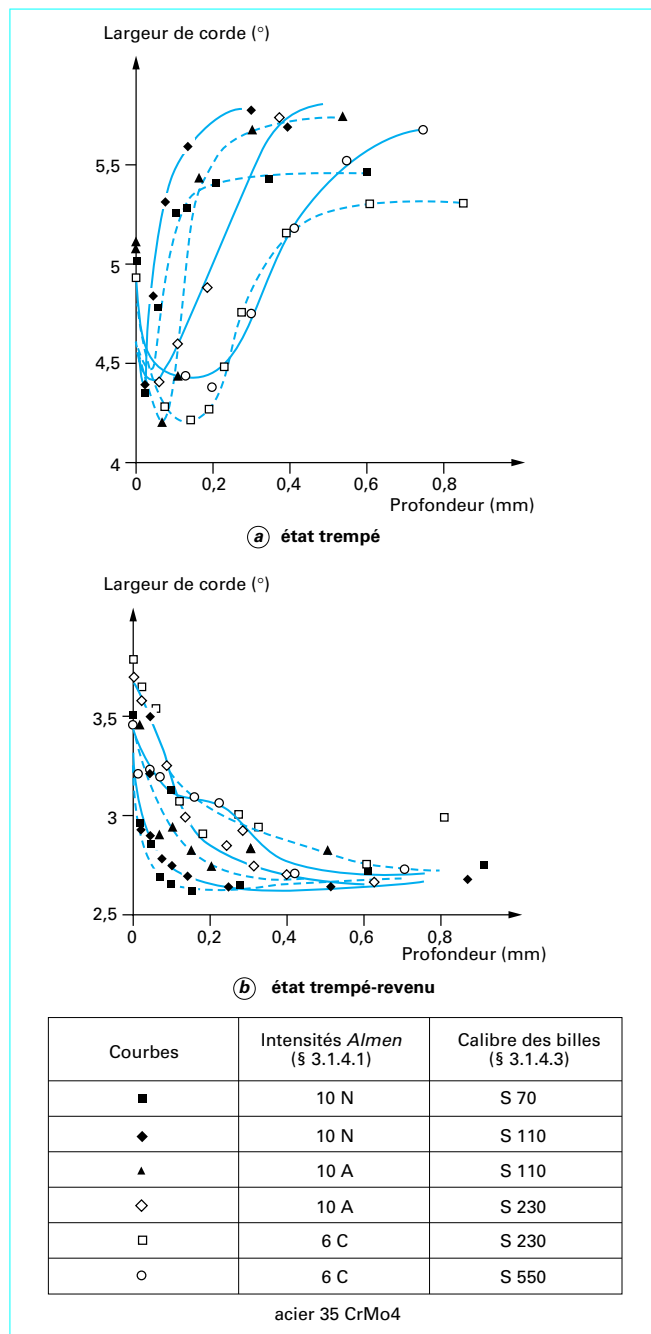


Figure 22 – Influence de l'état métallurgique du matériau sur les microdéformations pour des grenailages d'intensités Almen croissante

tations cycliques de flexion ou de torsion comme les vilebrequins, les bielles, les queues de soupape, les aubages de turbines... Les gains sur la limite d'endurance sont de 30 à 40 %. Le grenailage est appliqué aux zones de concentration de contrainte. Il peut être utilisé pour des aciers à l'état recuit ou des aciers à l'état trempé et revenu ou cémenté et trempé. Les applications du grenailage se

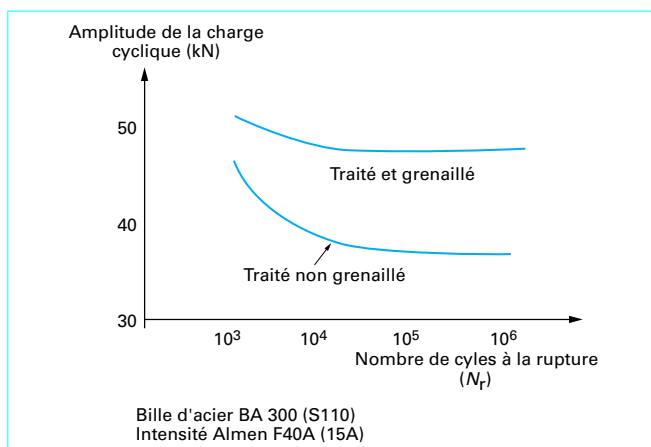


Figure 23 – Effet du grenailage sur la limite d’endurance

sont étendues largement aux pièces critiques des structures aéronautiques, des turboréacteurs, des installations de production d’énergie électrique.

La figure 23 donne les courbes de durée de vie d’un pignon spiroconique en acier 20 NiCrMo2 de dureté superficielle 61 HRC après cémentation et trempe.

L’effet bénéfique du grenailage sur la résistance à la fatigue et à la corrosion sous contrainte d’un matériau peut être annihilé par les modifications de la géométrie de la surface sous l’impact des projectiles ou même par l’apparition de fissures dans le cas d’un grenailage mal conduit. Il faut également ajouter l’action néfaste d’une pollution de la surface par l’incorporation de projectiles endommagés.

L’augmentation de la rugosité induite par l’opération de grenailage est un des paramètres essentiels. Il est nécessaire de rechercher un compromis optimal afin d’obtenir des contraintes résiduelles élevées sur une profondeur importante tout en maintenant une rugosité acceptable. La mise en œuvre d’un double grenailage peut apporter une solution simple. Le premier utilise des billes de gros diamètre et une intensité Almen élevée pour générer une forte précontrainte sur une profondeur importante. Le second utilise des billes de plus petit diamètre et une intensité plus faible pour réduire la rugosité et « gommer » les défauts de surface.

3.1.5 Sablage

Le sablage est un traitement similaire au grenailage. La nature des projectiles est différente, ils sont constitués le plus souvent de silice ou d’alumine. Leur taille est plus faible et varie de quelques dizaines à quelques centaines de micromètres ; elle est en général exprimée en mesh. La profondeur affectée par les contraintes résiduelles de compression est beaucoup plus réduite que pour le grenailage. Par contre, l’état microgéométrique de surface obtenu est nettement meilleur.

La figure 24 donne un exemple de profil de distribution des contraintes résiduelles obtenu pour une pièce en acier de nuance 2 C10, pour différentes intensités de sablage.

3.1.6 Martelage

Le martelage est effectué à l’aide d’un pistolet à percussion qui projette sur la pièce une tige à extrémité hémisphérique de diamètre

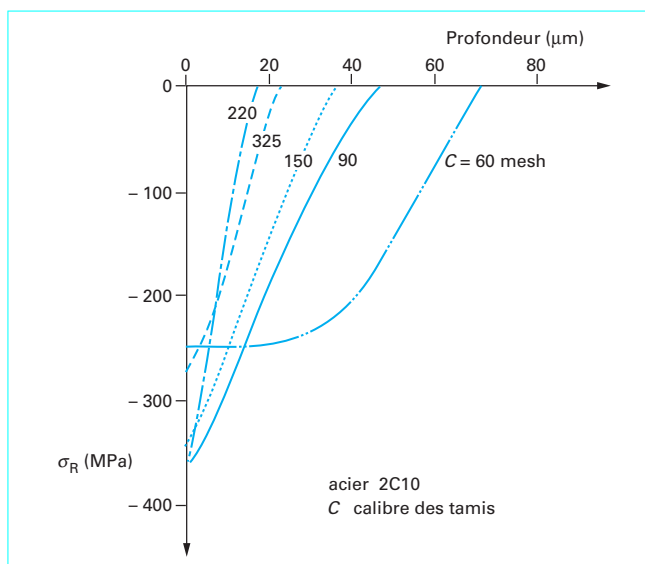


Figure 24 – Répartition des contraintes résiduelles dans le cas du sablage (d’après Badavi)

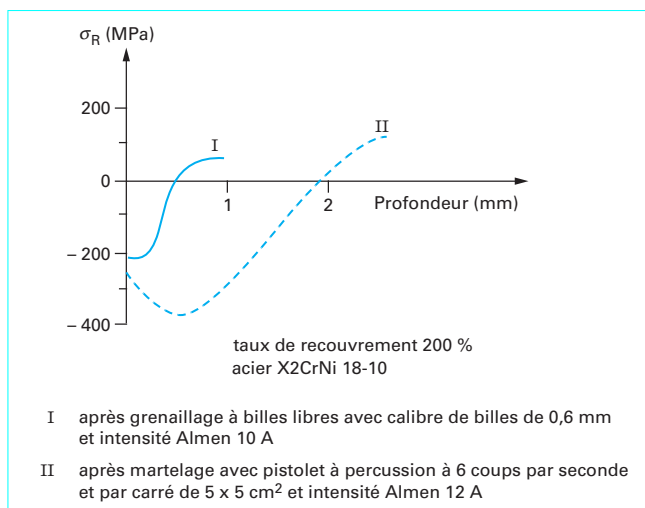


Figure 25 – Comparaison du grenailage et du martelage (d’après Coulon)

6 à 8 mm, donc beaucoup plus important que le diamètre des billes de grenailage les plus courantes.

La figure 25 compare les résultats obtenus par grenailage à billes libres et par martelage pour une pièce en acier inoxydable austénitique de nuance X2CrNi18-10.

Les remarques suivantes peuvent être formulées :

- pour un même taux de recouvrement (200 %), le grenailage à billes libres induit un niveau de contrainte de compression en surface du même ordre de grandeur que par le martelage ;
- le maximum de contrainte de compression est situé à une distance de la surface au moins une fois et demie plus élevée pour le martelage que pour le grenailage ;

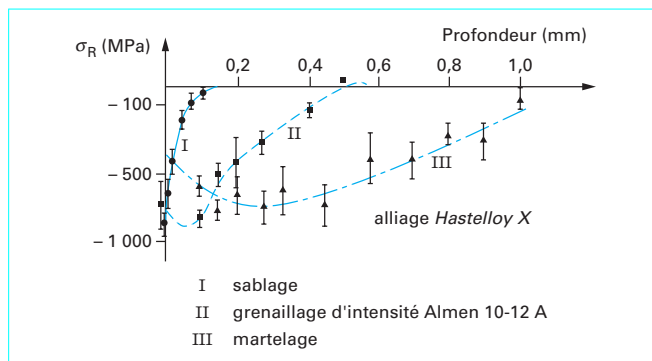


Figure 26 – Comparaison de grenailage, du martelage et du sablage (d'après Lebrun et Marie)

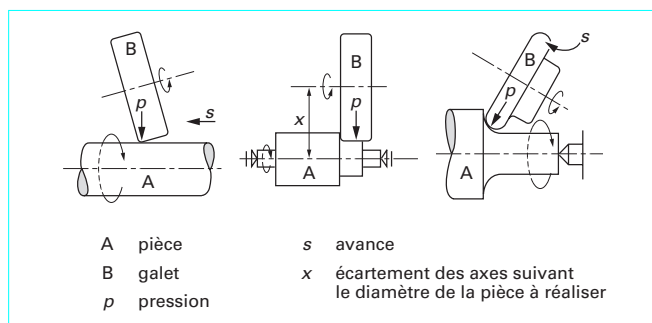


Figure 27 – Schéma de différents types de galetage

— la profondeur affectée est notablement supérieure pour le martelage, la contrainte redevient nulle pour une distance à la surface d'environ 2 mm contre 0,5 mm pour le grenailage.

Le pistolet à percussion est un outil très utile pour mettre en compression localement ou dans des régions d'accès difficile pour le sablage ou le grenailage. La figure 26 illustre un autre exemple de comparaison entre grenailage, sablage et martelage et montre de nouveau que la différence se situe surtout au niveau de la valeur de la profondeur affectée qui augmente en effet avec la taille des projectiles. Cependant, il convient de souligner que le martelage peut dégrader sensiblement l'état de surface de la pièce.

3.1.7 Galetage

La couche superficielle de la pièce est déformée plastiquement en faisant rouler sur la surface un galet sous forte charge (figure 27).

Le galetage est très utilisé pour le traitement des congés de raccordement, en particulier sur les vilebrequins (pratiquement tous les vilebrequins des moteurs des véhicules automobiles) pour augmenter la résistance à la fatigue et obtenir des durées de vie supérieures à 10^9 cycles. Le galetage effectué à différents rayons est aussi utilisé pour augmenter la stabilité dimensionnelle des scies circulaires (figure 28).

Les profils des contraintes résiduelles engendrées par galetage sont similaires à celles obtenues par grenailage et par martelage. Comme pour ces derniers, l'amplitude des contraintes est liée aux caractéristiques du matériau mais surtout à la massivité de la pièce qui impose le retour élastique de précontrainte. Par exemple, si la pièce a une section trop faible, elle s'étire lors du galetage et les précontraintes sont peu élevées ; le galetage n'est pas utilisable dans ce

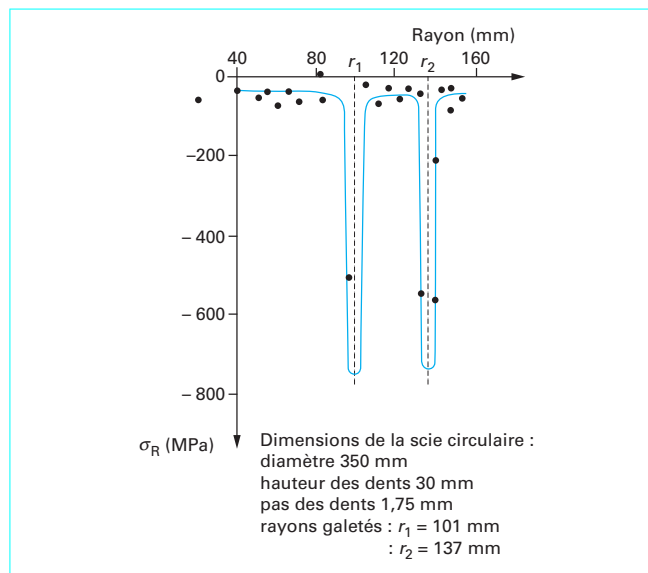


Figure 28 – Contraintes résiduelles de galetage sur une scie circulaire (d'après Hackenberg)

cas. La recherche de la charge optimale à appliquer sur le galet est essentielle, chaque cas est un cas d'espèce sauf si la pièce est très massive. Lorsque les dimensions de la pièce le permettent, les profondeurs affectées peuvent atteindre 2 à 3 mm. En outre, le galetage conduit à un très bon état microgéométrique des surfaces.

3.1.8 Autofrettage

Pour augmenter la résistance d'un tube soumis à une pression interne élevée comme les tubes de canon, il est possible d'appliquer une pression supérieure à la pression de fonctionnement afin de provoquer une déformation plastique hétérogène qui se développe, à travers l'épaisseur, à partir du rayon intérieur a jusqu'à un rayon intermédiaire c déterminé par les propriétés du matériau.

Lors du relâchement de la pression appliquée, apparaissent des contraintes résiduelles dites d'autofrettage qui conditionnent l'amélioration du comportement mécanique du tube. Les contraintes résiduelles circonférentielles s'ajoutent au champ des contraintes de fonctionnement et diminuent ainsi les contraintes circonférentielles effectives tout en homogénéisant le champ des contraintes dans l'épaisseur du tube. Celui-ci peut alors supporter des pressions de fonctionnement supérieures à la pression limite autorisée par le comportement élastique du matériau. La figure 29 représente schématiquement la répartition des contraintes résiduelles d'autofrettage ainsi que les contraintes résultantes en service.

3.1.9 Préconformage

Le préconformage agit comme l'autofrettage. Il est adapté aux pièces dont le sens de sollicitation en service est parfaitement connu : ressorts à lames, barres de torsion, ressorts hélicoïdaux de suspension, cylindres sous pression. Le traitement consiste à dépasser sensiblement la limite d'élasticité du matériau par chargement sous contrainte une ou plusieurs fois de préférence afin de stabiliser la limite d'écoulement. La profondeur affectée peut atteindre plusieurs millimètres. Ainsi la mise en compression des ressorts hélicoïdaux à spires jointives permet d'augmenter à la fois leur résistance à la fatigue et leur capacité de charge.

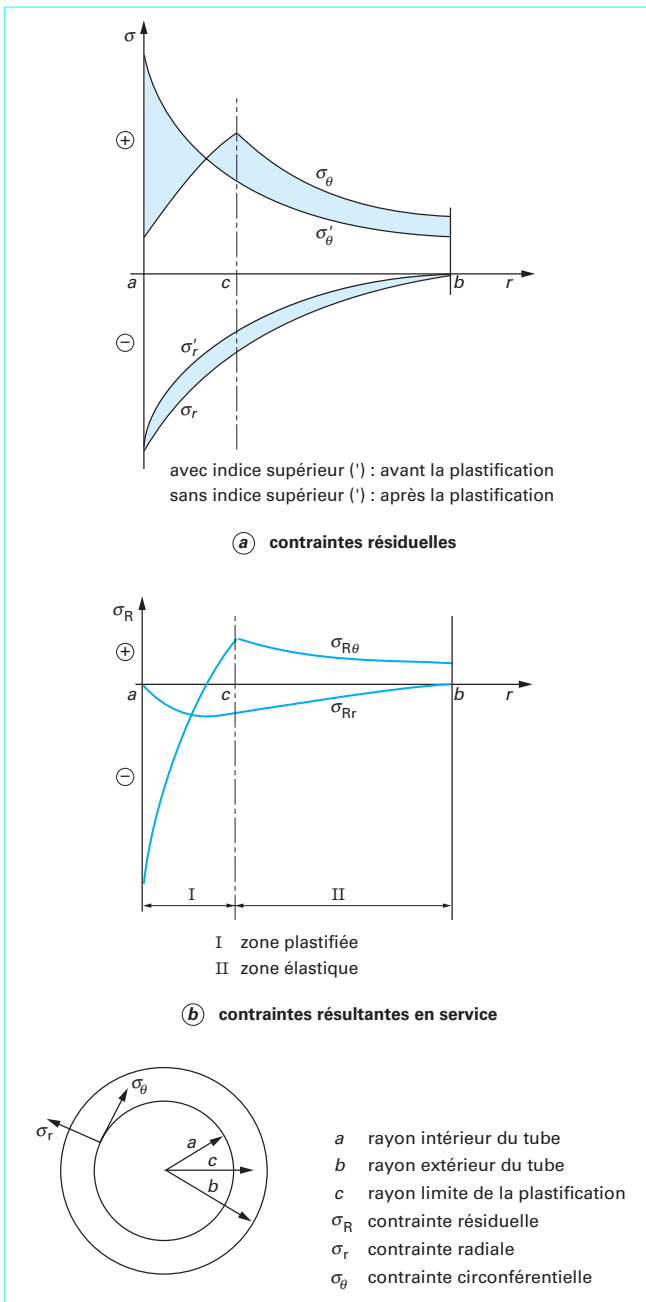


Figure 29 – Autofrettage

3.1.10 Ondes de choc

Les ondes de choc générées par une explosion ou par des impulsions laser de très grande puissance permettent d'obtenir des pressions suffisantes pour dépasser la limite d'élasticité du matériau et déformer plastiquement les couches superficielles de la pièce.

Le traitement par des lasers impulsionnels néodyme/YAG semble prometteur. Des chocs localisés suffisamment intenses peuvent être obtenus à l'aide d'un plasma généré à la surface de la pièce et

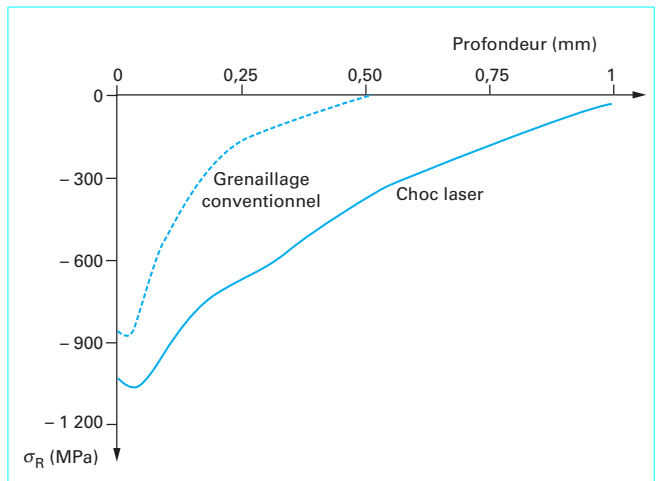


Figure 30 – Profils de contraintes résiduelles dans une pièce en Inconel 718 traitée par choc laser et par grenailage [1]

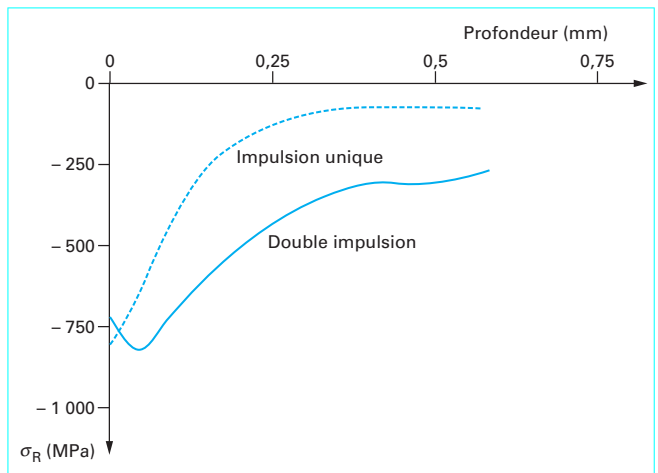


Figure 31 – Profils de contraintes résiduelles dans une pièce en TA6V traitée par simple et double impulsion [1]

confiné le plus souvent par une mince couche d'eau. Le plasma est amorcé par un revêtement de peinture noire à la surface de la pièce. Des techniques spéciales pour maîtriser la forme spatiotemporelle du faisceau laser sont mises en œuvre afin d'éviter l'intervention de phénomènes parasites ou la rupture de la colonne d'eau.

Des densités surfaciques d'énergie allant de 100 à 200 J · cm⁻² et des durées d'impulsion de quelques dizaines de nanosecondes sont nécessaires pour engendrer des pressions de choc de 1 000 et 10 000 MPa afin de dépasser localement la limite d'élasticité de la plupart des matériaux.

La figure 30 compare les profils de distribution des contraintes résiduelles obtenus pour une pièce en Inconel 718 après traitement par choc laser et après grenailage conventionnel. La profondeur affectée par le traitement laser et le volume de matière comprimé sont significativement plus importants que pour le grenailage. En outre, l'état de surface résultant est nettement meilleur dans le cas du traitement laser. La figure 31 met en évidence le bénéfice obtenu

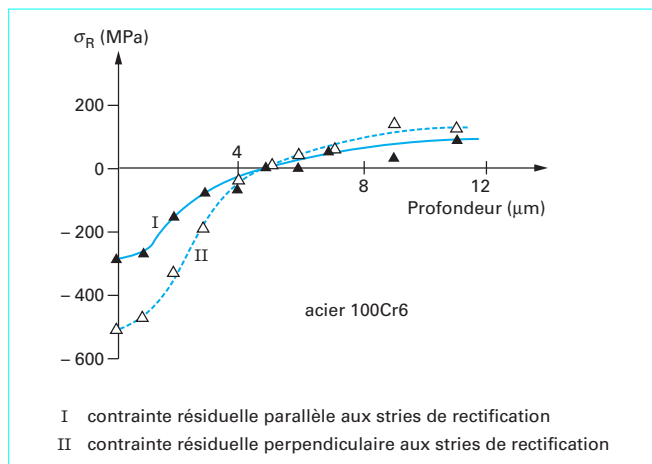


Figure 32 – Rectification fine (d’après Schreiber)

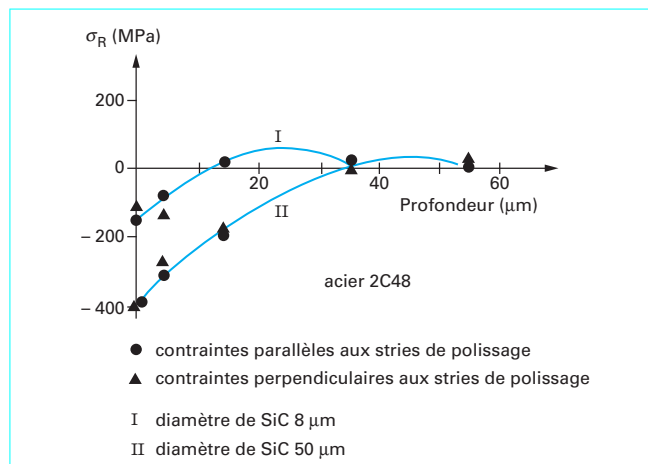


Figure 33 – Polissage au SiC (d’après Syren)

en utilisant deux impulsions laser successives de $200 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}/20 \text{ ns}$ sur une pièce en alliage de titane de nuance TA6V.

Malgré ses possibilités, la technique de traitement mécanique superficiel par choc laser n’a pas encore été développée sur le plan commercial. Outre le coût de l’investissement, le principal inconvénient réside dans la faible fréquence de répétition des impulsions, limitée à environ 1 Hz à cause des problèmes posés par le refroidissement du laser. Ceci correspond au traitement d’une surface de l’ordre de $0,4 \text{ m}^2 \cdot \text{h}^{-1}$ ce qui est nettement insuffisant pour des applications industrielles courantes. Cependant la mise au point de nouveaux lasers néodyme/YAG dont la configuration permet un meilleur refroidissement et un meilleur contrôle du faisceau, des « rendements » de $1 \text{ à } 2 \text{ m}^2 \cdot \text{h}^{-1}$ sont envisageables et applicables à des pièces de haute performance comme les aubes de turbine.

3.1.11 Traitements de finition

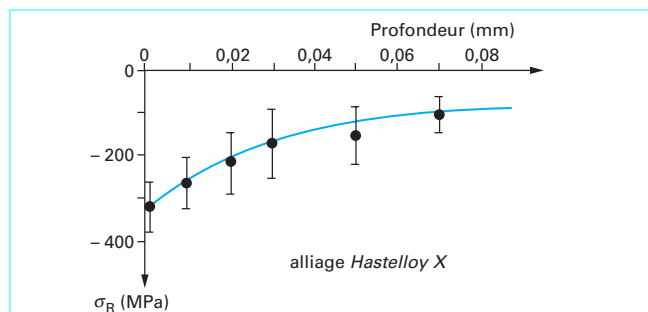
Tous les traitements mécaniques de finition (rectification fine, polissage au carborundum, à l’alumine, au diamant, tribofinition, etc.) entraînent obligatoirement une déformation plastique sans échauffement notable des couches en proche surface de la pièce. Des contraintes résiduelles de compression sont ainsi engendrées mais sur une très faible profondeur de l’ordre de quelques dizaines de micromètres. Les figures 32, 33 et 34 illustrent quelques résultats obtenus respectivement après rectification fine, après polissage au SiC et après tribofinition.

En revanche, il faut signaler qu’une rectification sévère peut produire un échauffement local notable conduisant à des contraintes résiduelles superficielles de traction très importantes qui peuvent être à l’origine de criques de rectification.

3.2 Traitements thermiques superficiels

3.2.1 Traitements de trempe après chauffage dans la masse

Avant d’aborder les techniques de durcissement et mise en pré-contrainte des couches superficielles d’une pièce par utilisation d’un cycle thermique de chauffage et de refroidissement, il est intéressant de décrire de manière quantitative la genèse des contraintes résiduelles dans une pièce de température initiale uniforme sou-



On mélange dans un tonneau les pièces à traiter et des tétraèdres de céramique dont les angles sont arrondis ; l’ensemble est mis en rotation. La collision entre les pièces et les tétraèdres engendre des plastifications locales et par conséquent des contraintes résiduelles. Ce traitement est à rapprocher du martelage mais la profondeur affectée demeure faible (inférieure à 0,1 mm).

Surface	Avant tonnage			Après tonnage		
	σ_R^L (en MPa)	σ_R^T (en MPa)	$b(2\theta)$ (en °)	σ_R^L (en MPa)	σ_R^T (en MPa)	$b(2\theta)$ (en °)
rectifiée $Ra = 1 \mu\text{m}$	+ 65 (± 30)	- 190 (± 30)	2,70	- 350 (± 25)	- 350 (± 25)	2,75
fraisée $Ra = 3,2 \mu\text{m}$	- 155 (± 70)	+ 90 (± 35)	3,40	- 245 (± 55)	- 5 (± 20)	3,70

- Ra rugosité apparente
- b largeur de corde (§ 5.2.2.2) des pics de diffraction
- σ_R^L contrainte résiduelle longitudinale
- σ_R^T contrainte résiduelle transversale
- θ angle de Bragg (§ 5.2.2.2)

Figure 34 – Tribofinition (d’après Coulon)

mise à une opération de trempe. Il est bon de rappeler que la trempe est une opération thermique de refroidissement dans des milieux permettant d’atteindre des vitesses de refroidissement plus élevées que celles permises par l’air calme. On emploie pour cela de l’eau,

des huiles spéciales, des solutions de polymères, des milieux fluidisés, des écoulements gazeux sous pression, des milieux conducteurs en contact avec la pièce. Chaque milieu est caractérisé par une sévérité qui détermine l'évolution du champ thermique en fonction du temps et de la position dans la pièce. Plus un milieu est sévère plus les gradients thermiques à un instant donné sont élevés.

L'opération de trempe a pour but principal d'optimiser les propriétés mécaniques du matériau. Cependant les divers phénomènes métallurgiques et thermiques intervenant au cours du refroidissement ont aussi comme conséquence de conditionner l'état mécanique et géométrique de la pièce après trempe. L'état mécanique est lié à l'existence d'un **champ de contraintes résiduelles** et l'état géométrique à l'existence d'une **distorsion** macroscopique. Il faudrait ajouter à cela la possibilité de **formation de fissures**.

Le champ des (macro)contraintes résiduelles existant dans une pièce après trempe a schématiquement une double origine :

- contraintes résiduelles provenant de l'existence d'une répartition non uniforme de la température dans la pièce en cours de refroidissement. Ces contraintes sont donc liées au champ de gradient thermique ; on les appellera simplement **contraintes thermiques** ;

- contraintes résiduelles provenant de la non simultanéité en tous les points de la pièce des variations de volume et/ou des phénomènes de pseudoplasticité induites par les transformations de phase. On les appellera simplement **contraintes de transformation**.

3.2.1.1 Matériau sans changement de phase. Contraintes thermiques

Dans le cas où le matériau ne subit pas de transformation de phase au cours de la trempe, les contraintes générées au cours de l'opération sont dues aux différences de dilatation existant à chaque instant entre les différents points de la pièce. La trempe des alliages d'aluminium après mise en solution solide, le refroidissement des pièces en acier à l'état recuit après des opérations de mise en forme ou d'un acier ayant subi un revenu après trempe en sont des exemples pratiques.

La description des phénomènes est simplifiée en considérant de manière un peu arbitraire que la pièce comprend une zone centrale et une zone de surface. La zone de surface se refroidit plus rapidement que le cœur et les écarts de température entraînent des déformations au sein du matériau. Si ces déformations dépassent localement la déformation élastique possible de l'alliage, il y a déformation plastique irréversible conduisant à un champ de contraintes résiduelles après trempe.

La figure 35 est une vue simplifiée de la genèse des contraintes résiduelles d'origine thermique.

- Les **courbes de refroidissement (I)** montrent qu'à un instant donné, il existe une différence importante entre les températures au centre (C) et en surface (S) de la pièce, par exemple cette différence peut atteindre 550 °C pour une barre en acier de diamètre 100 mm.

- Les **courbes II** représentent l'évolution des **contraintes thermiques** en fonction du temps à la surface et au centre. Les contraintes thermiques sont maximales au temps t_M et la situation est alors précisée par le **schéma III**. La partie gauche de **III** illustre l'état hypothétique des déformations thermiques longitudinales des zones C et S si celles-ci étaient indépendantes l'une de l'autre d'où l'appellation de déformations « libres ». Les deux zones étant liées, la contraction thermique « libre » de la surface est partiellement empêchée par la zone centrale. La surface est alors mise en traction et le cœur en compression comme le montre la partie droite de **III**, les contraintes thermiques formant un système autoéquilibré.

En outre, fait primordial, dès que la contrainte en surface atteint la limite d'élasticité en traction, il y a déformation plastique de la zone S. Revenant à **II**, on remarque que le signe des contraintes thermiques s'inverse au bout d'un temps t_0 .

- La **courbe V** représente l'état des **contraintes résiduelles** lorsque le refroidissement est terminé, le cœur est en traction et la surface en compression. La partie gauche du **schéma IV** illustre les déformations « libres » des zones C et S qui seraient alors identiques. La situation réelle est représentée par la partie droite du **schéma IV**, il existe un état de contraintes résiduelles élastiques permettant d'accommoder la déformation plastique précédente. La non-uniformité des déformations et la déformation plastique d'au moins une partie de la pièce sont les conditions nécessaires, dans ce cas, pour générer un état de contraintes résiduelles.

- Les **courbes VI** représentent la forme de la **distribution des contraintes résiduelles thermiques** longitudinales, tangentielles et radiales dans une barre cylindrique après trempe.

- Ces courbes montrent que les contraintes sont de compression dans les zones externes de la pièce. Cependant cette méthode de mise en précontrainte de compression des pièces en alliage sans transformations de phase au refroidissement n'est jamais mise en application. Elle est difficile à maîtriser pour des pièces de géométrie complexe et elle ne s'accompagne évidemment d'aucune amélioration des propriétés mécaniques, comme la dureté, induites en général par des transformations de phase. À titre documentaire, la figure 36 montre l'influence des dimensions de la pièce sur les contraintes résiduelles dans un cylindre plein en alliage d'aluminium 7075 après mise en solution à 467 °C et trempe à l'eau à 20 °C.

- **En conclusion**, dans une pièce trempée d'un matériau sans transformation de phase, la partie qui se refroidit en dernier est le siège de contraintes thermiques résiduelles de traction.

3.2.1.2 Matériau avec transformation de phase. Contraintes de transformation

Seule la trempe des aciers après austénitisation présente une importante pratique. Les diverses transformations que subit l'austénite au cours du refroidissement conduisent à des variations positives de volume donc à un chargement mécanique supplémentaire. La déformation « libre » a été évaluée et peut être représentée pour les aciers non alliés par la relation de Thelning :

$$\frac{\Delta V}{V} = (1 - \gamma_C - \gamma_A) \times 1,68 \% C + \gamma_A(2,21 \% C - 4,64)$$

avec γ_C fraction massique (ou volumique) de carbures non dissous,
 γ_A fraction massique (ou volumique) d'austénite,
 C (%) teneur en carbone de l'austénite et de la martensite.

La situation hypothétique où seule interviendrait la transformation de phase, ce qui revient à ne pas tenir compte des contraintes thermiques, est illustrée par la figure 37. La génération d'un champ de contraintes résiduelles est due ici à la **non simultanéité de la transformation de l'austénite** en tous les points de la pièce.

La transformation de l'austénite affecte en premier la zone de surface S de la pièce qui se refroidit plus vite. Elle est associée à une augmentation de volume. La zone centrale C est alors constituée d'austénite à haute température très déformable.

Lorsqu'à son tour la zone centrale subit la transformation de l'austénite, l'expansion de volume correspondante est empêchée par la zone S martensitique dure et très peu déformable. Cette situation conduit donc à une mise en traction de la surface et à une mise en compression du centre.

- **En conclusion**, dans une pièce en acier, trempée après austénitisation, la partie qui se transforme en dernier est le siège de contraintes résiduelles de compression.

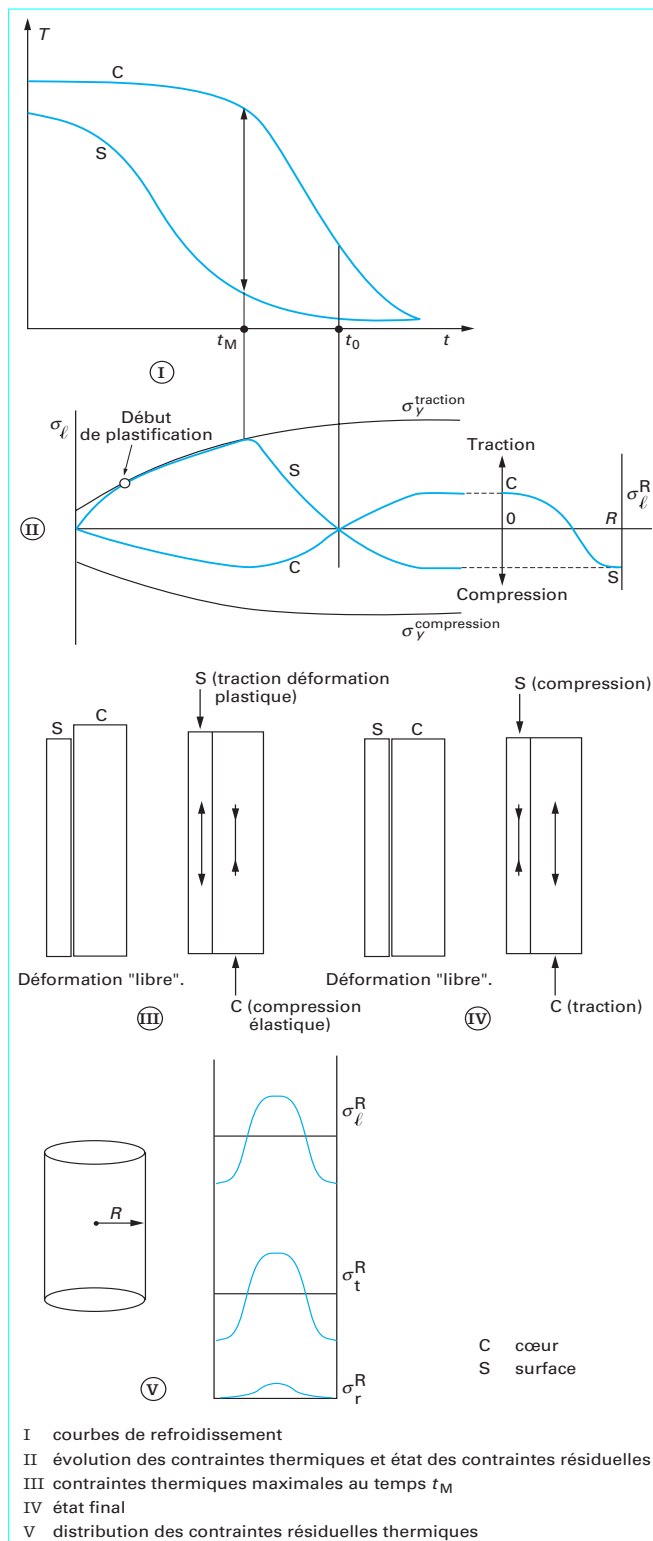


Figure 35 - Genèse des contraintes résiduelles d'origine thermiques lors de la trempe d'une pièce constituée d'un matériau sans transformation de phase

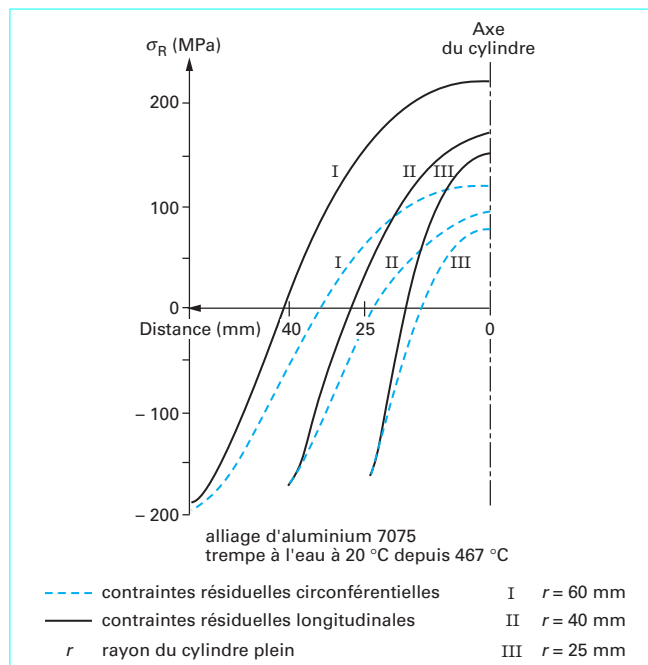


Figure 36 - Influence des dimensions d'un cylindre plein sur le profil des contraintes résiduelles dans le cas de la trempe sans transformation de phase

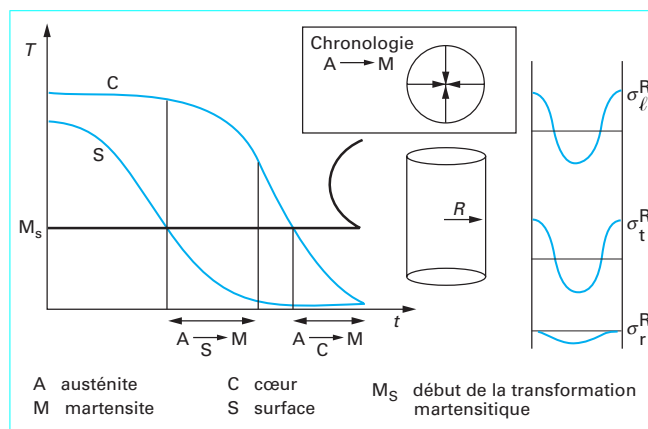


Figure 37 - Genèse des contraintes résiduelles d'origine métallurgique lors de la trempe d'une pièce constituée d'un matériau avec transformation de phase (ici transformation martensitique)

3.2.1.3 Contraintes résiduelles dans les pièces en aciers de traitement thermique

Les situations réelles où se superposent les contraintes thermiques et les contraintes de transformation sont beaucoup plus complexes et dépendent d'un nombre de facteurs très importants comme la taille de la pièce, la trempabilité de l'acier, la sévérité de trempe...

La figure 38 montre l'influence de la taille de la pièce sur le profil de distribution des contraintes résiduelles après trempe dans un milieu déterminé.

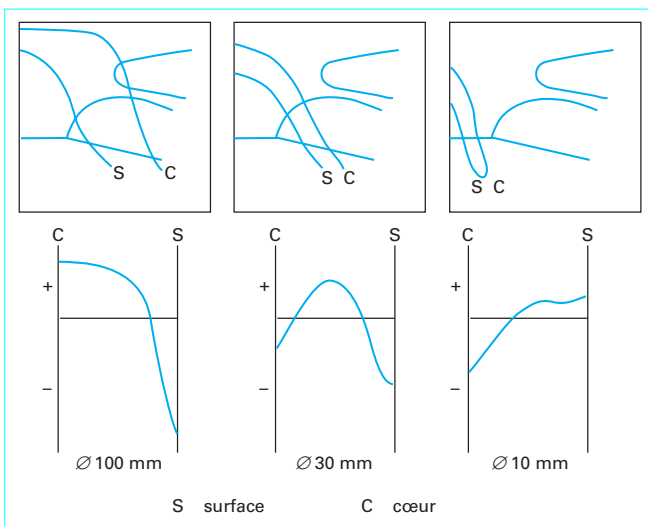


Figure 38 - Profil de distribution des contraintes résiduelles dans un rond en fonction du diamètre

Il est impossible de prévoir par un raisonnement direct, l'allure des profils de contraintes résiduelles et d'estimer le rôle relatif des contraintes thermiques et des contraintes de transformation. Un facteur essentiel semble être la place des transformations de l'austénite par rapport au temps t_0 où se produit l'inversion des contraintes thermiques.

Murry [11] a utilisé les travaux de Buhler et Rose pour traiter sur le plan semi-quantitatif le cas de barres cylindriques, en superposant les diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu) et les courbes dilatométriques correspondantes et en faisant les hypothèses simplificatrices suivantes :

- à l'état austénitique, l'acier a un comportement totalement plastique ;
- à l'état bainito-martensitique et martensitique, l'acier a un comportement totalement élastique.

Les figures 39 et 40 présentent le cas de barres en acier 15CrMoV6 trempées à l'eau après austénitisation totale et de diamètres respectivement égaux à 100 et 10 mm.

Pour un cylindre de diamètre 100 mm, la peau subit au début du refroidissement un allongement plastique corrigé partiellement par la transformation de l'austénite. À l'instant où la transformation de la peau s'achève, un allongement plastique résiduel de celle-ci demeure car peau et cœur doivent tendre vers la même longueur. Au-dessous de la température de fin de sa transformation, la peau a un comportement élastique et les évolutions relatives du cœur et de la peau permettent de décrire l'évolution des contraintes. En fin de refroidissement les couches superficielles sont en compression.

Pour un cylindre de diamètre 10 mm les conclusions sont inversées et les couches superficielles sont mises en traction.

Malgré sa portée très limitée, cette approche a le mérite de mettre l'accent sur la complexité des phénomènes et sur l'intervention simultanée des contraintes thermiques et des contraintes de transformation dont l'importance relative dépend fortement des dimensions de la pièce.

3.2.2 Traitements thermiques superficiels

Les traitements thermiques superficiels industriels de durcissement et de mise en compression simultanée ne concernent prati-

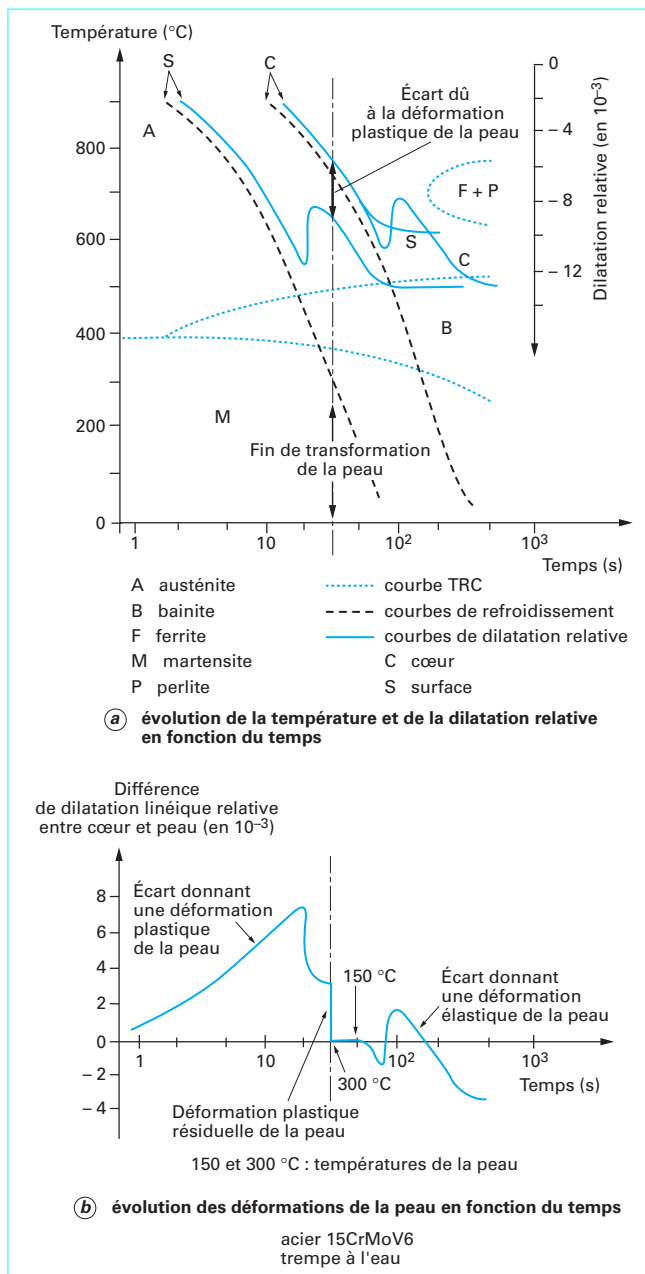


Figure 39 - Treme d'un cylindre de diamètre 100 mm d'un matériau avec transformation de phase

quement que les alliages ferreux et l'exposé qui suit se limite à cette catégorie de matériaux.

On peut les classer métallurgiquement en deux catégories principales :

- les traitements qui mettent à profit la transformation de l'austénite, essentiellement en martensite ;
- les traitements qui conduisent à la formation de précipités durcissants, essentiellement des carbures et des carbonitrides.

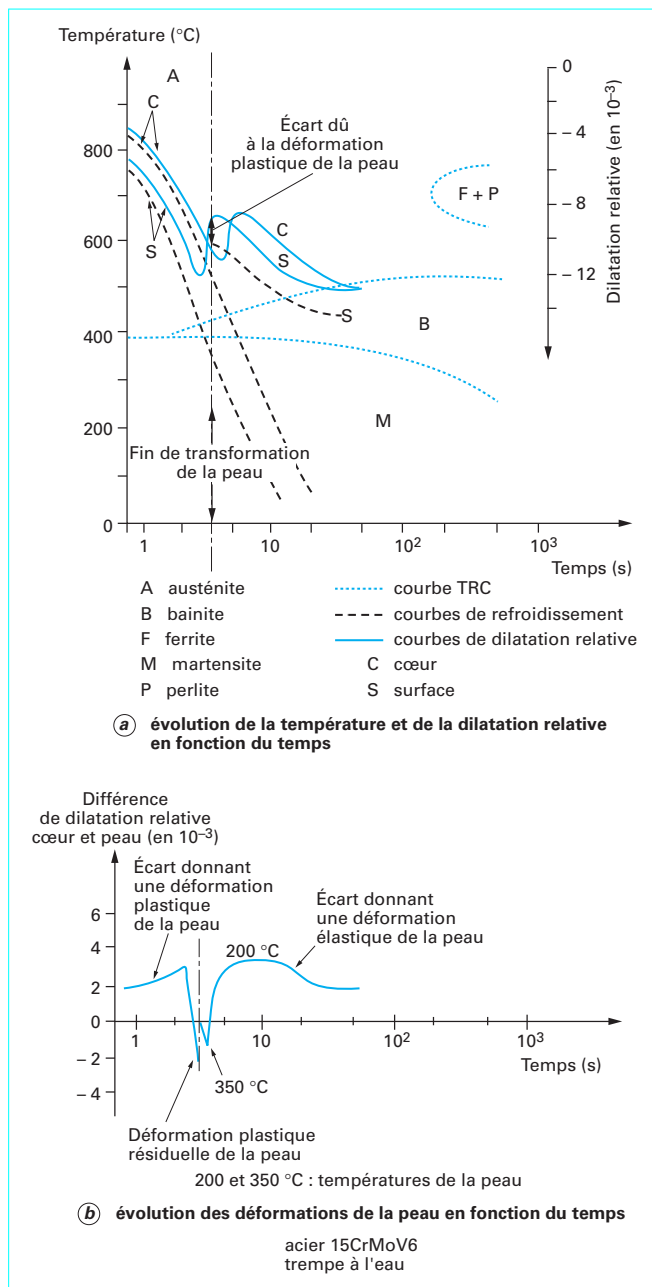


Figure 40 - Trempe d'un cylindre de diamètre 10 mm d'un matériau avec transformation de phase

Les procédés mis en œuvre ont pour objet de confiner l'augmentation de volume liée à ces deux types de phénomènes à une couche superficielle plus ou moins profonde de façon à générer des contraintes résiduelles de compression de manière contrôlée.

Ces procédés peuvent être classés en deux catégories principales :

— les traitements sans changement de composition dans lesquels seule une couche superficielle de la pièce est soumise à un cycle thermique de chauffage et de refroidissement. Il s'agit du **traitement de durcissement et mise en compression par tremp**

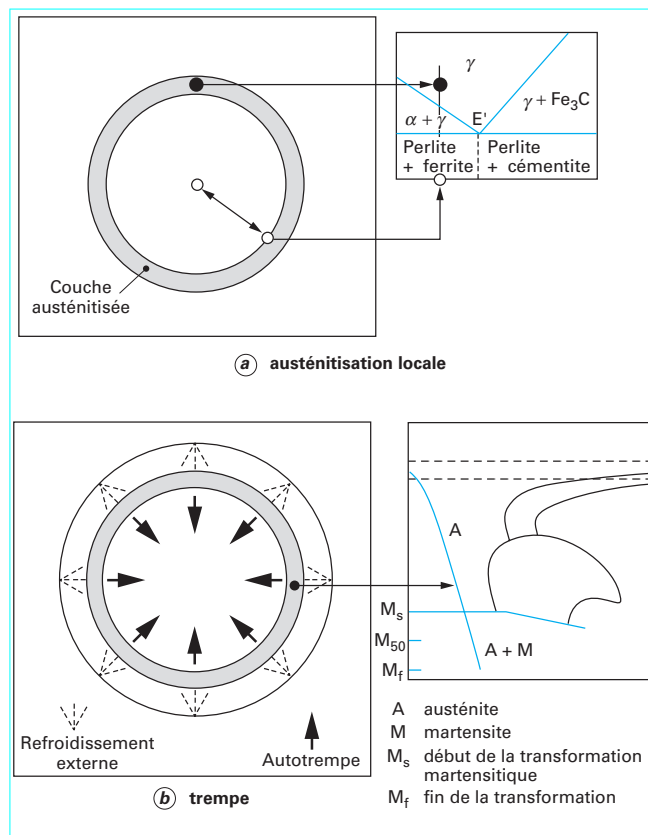


Figure 41 - Durcissement superficiel par tremp après chauffage localisé

ement de durcissement et mise en compression par tremp après chauffage localisé qui met à profit la transformation de l'austénite en martensite ;

— les traitements dans lesquels la totalité de la pièce est soumise à un cycle thermique de chauffage et refroidissement mais où une couche superficielle a subi une modification de composition par diffusion de carbone et/ou d'azote. Il s'agit des **traitements thermo-chimiques de durcissement et de mise en compression par tremp après cémentation** ou après carbonitruration qui mettent à profit la transformation de l'austénite en martensite et des **traitements de durcissement et de mise en compression par nitruration** ou par nitrocarburation qui mettent à profit la précipitation de nitrures ou de carbonitrures.

3.2.2.1 Durcissement et mise en précontrainte par tremp après chauffage localisé

Le durcissement sélectif des zones superficielles d'une pièce peut être obtenu par une **austénitisation locale** limitée à l'épaisseur choisie, suivie immédiatement par une opération de **trempe**. La figure 41 schématise les deux étapes de l'opération et les transformations métallurgiques en relation avec un diagramme de constitution à l'équilibre et un diagramme TRC. La trempe est effectuée soit par **aspersion d'eau** soit par **autotrempe** si la massivité de la pièce est suffisante pour constituer un puits thermique efficace.

Le durcissement de la couche superficielle est obtenu par transformation martensitique de l'austénite. Comme la composition chimique de la couche est celle de l'acier initial, la **teneur en carbone** de

celui-ci doit donc être choisie de manière à obtenir une **martensite de dureté suffisante**.

Les aciers utilisés sont des aciers non alliés ou faiblement alliés de teneurs en carbone comprises entre 0,35 et 0,50 %, ce qui garantit des duretés allant de 700 à 800 HV en surface. Les points M_s sont assez élevés pour que les fractions massiques d'austénite résiduelle soient le plus souvent peu importantes. Le recours à des nuances alliées est dicté par la nécessité d'obtenir une trempabilité suffisante en relation avec les spécifications d'emploi de la pièce et/ou par le type de microstructure initiale de l'acier. Les nuances correspondantes sont définies par la norme NF A 35-463.

Les sources thermiques employées sont très diverses et mettent en œuvre :

- le chauffage à la **flamme** par des torches oxyacétyléniques ou oxygène-hydrogène ;
- le chauffage par **induction** ;
- le chauffage par **faisceaux laser** ;
- le chauffage par **faisceaux d'électrons** ;
- et même le chauffage **solaire** ou par **lampes à arc** de haute puissance.

Le chauffage par induction est très largement répandu principalement dans l'industrie automobile, le chauffage à la flamme est très flexible et s'adapte en particulier à des pièces de très grandes dimensions. L'emploi des faisceaux de haute énergie n'est pas aussi répandu que semblaient l'indiquer des prévisions initiales nettement trop optimistes, il reste cependant intéressant dans le cas de durcissement de zones très localisées.

3.2.2.1.1 Durcissement par trempé après chauffage par induction

Le chauffage de la couche superficielle est obtenu en plaçant la pièce dans le champ magnétique généré par un courant haute fréquence circulant dans un inducteur. L'énergie thermique est produite essentiellement par effet Joule à partir des courants induits circulant dans une couche superficielle d'épaisseur plus ou moins importante. Les courants induits sont « concentrés » au voisinage de la surface par **effet de peau** ou **effet Kelvin**. La profondeur de pénétration des courants induits δ pour laquelle la densité de courant est égale à (J_{surface}/e) est reliée à la résistivité électrique, la perméabilité magnétique du matériau et la fréquence des courants induits par la relation :

$$\delta = (\rho/\pi\mu f)^{1/2}$$

Il faut remarquer que la profondeur de pénétration varie avec la température en même temps que la résistivité électrique du matériau. En outre, dans le cas des aciers, la perméabilité magnétique varie fortement à la traversée du point de Curie, situé à 768 °C, conduisant à une forte augmentation de la profondeur de pénétration. L'utilisation de la relation précédente sert à déterminer la fréquence permettant d'obtenir la profondeur de pénétration désirée. Elle ne tient pas compte de la conduction thermique et l'on dispose de logiciels de calcul qui traitent de manière complète les problèmes couplés électromagnétiques et thermiques et constituent un guide précieux dans la conception de la forme des inducteurs et le choix des paramètres opérationnels pour obtenir un profil thermique adapté aux besoins métallurgiques. D'autre part des abaques permettent d'estimer la profondeur « durcie » en fonction de la fréquence, du temps de chauffage et de la densité surfacique de puissance.

Exemple : pour un générateur de 450 kHz, une densité de puissance de 30 MW · m⁻² et un temps de chauffage de 0,7 s, la profondeur « durcie » est de l'ordre du millimètre.

Conditions d'austénitisation

Comme pour les traitements conventionnels, le résultat de l'austénitisation dépend de la température et de la durée de l'opération mais aussi de la **constitution et de la microstructure initiales** de l'acier, l'ensemble de ces facteurs affectant directement les processus diffusifs.

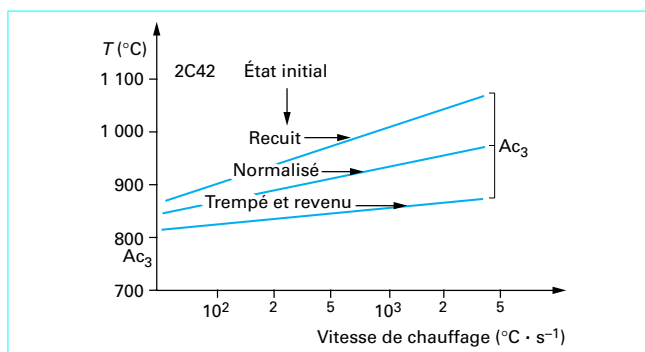


Figure 42 – Position de A_{c3} en fonction de la vitesse de chauffage selon la microstructure initiale

Plus la microstructure de départ est fine plus les distances de diffusion sont réduites et l'austénitisation rapide. En outre, la position des points de transformation, tels que A_{c3} , dépend fortement de la vitesse de chauffage comme le montre la figure 42 pour l'acier de nuance 2C42 et pour diverses microstructures initiales. Le chauffage par induction correspondant à des vitesses de chauffage élevées, il est impératif de tenir compte de l'effet précédent pour choisir la température d'austénitisation. En règle générale, les températures d'austénitisation nécessaires sont 100 à 200 °C supérieures au point A_{e3} selon la composition chimique de l'acier. La présence éventuelle d'éléments carburigènes conduit à augmenter la température d'austénitisation du fait de la difficulté de mise en solution de certains carbures tels que VC, NbC, WC, TiC, etc. Aux températures atteintes, les durées d'austénitisation sont très courtes et de l'ordre de la fraction de seconde.

La capacité de durcissement des couches est la plus faible pour les microstructures globularisées ; elle est plus élevée pour les microstructures normalisées et maximale pour la martensite revenue. L'usinabilité de l'acier varie évidemment en sens inverse.

La meilleure microstructure initiale pour un traitement local est donc celle correspondant à l'état trempé et revenu pour lequel la distance moyenne entre les particules de carbures est de l'ordre de 10 nm. Aux températures atteintes, le temps de diffusion du carbone sur une telle distance est de l'ordre de la microseconde. On obtient aisément une constitution purement martensitique dans toute l'épaisseur de la couche traitée.

3.2.2.1.2 Distribution des contraintes résiduelles

La localisation de la transformation martensitique dans une couche superficielle d'épaisseur limitée génère un état de contraintes résiduelles de compression, conséquence directe de l'augmentation de volume inhérente à cette transformation. La figure 43 illustre les distributions des contraintes résiduelles et les profils de dureté correspondants pour la région centrale d'une dent d'engrenage au niveau de la ligne de contact pour des pignons de même géométrie en acier SAE 1552 et pour diverses séquences de traitement résumées ci-après :

Séquence de traitement	Pièce A	Pièce B	Pièce C
Préchauffage		150 kW, 10 kWz	
Temps de préchauffage	7 s	6,5 s	4,85 s
Temps de maintien	10 s	5 s	1,35 s
Chauffage final		300 kW ; 300 kHz ; 0,5 s	
Trempe		Eau, 8 s	

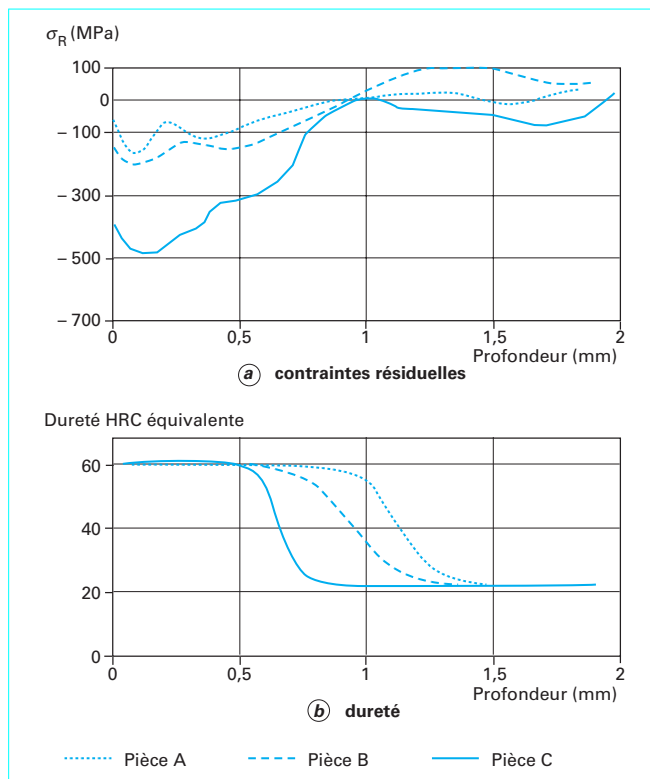


Figure 43 – Profils de distribution des contraintes résiduelles et des duretés dans une dent de pignon en acier SAE 1552 après durcissement par trempe localisée après chauffage par induction [2]

Dans les trois cas on constate une mise en précontrainte de compression dont le maximum se situe au voisinage de la surface. La valeur maximale de la contrainte de compression correspond à la pièce C pour laquelle les temps de préchauffage et de maintien sont les plus courts. Cette pièce présente une dureté légèrement supérieure à celle des deux autres mais sur une profondeur moins importante.

Il est à noter qu’une épaisseur trop élevée de la couche austénitique risque de conduire à un état de contraintes résiduelles de traction dans les couches traitées. On se rapproche, en effet dans ce cas, d’une opération de durcissement dans la masse.

En outre, des séquences de chauffage trop rapides, de l’ordre de quelques millisecondes peuvent générer des gradients thermiques très élevés conduisant à la mise en compression à haute température des couches les plus voisines de la surface et après refroidissement à la température ambiante, ces couches peuvent présenter un état de contrainte résiduelle en traction évidemment dommageable pour la tenue en fatigue de la pièce.

La trempe après chauffage par induction produit souvent des duretés plus élevées que la trempe conventionnelle du même acier. Plusieurs faits sont à l’origine de cet effet : la présence de contraintes résiduelles, la formation de plus faibles quantités d’austénite résiduelle, la plus grande finesse des monocristaux de martensite et l’hétérogénéité chimique de l’austénite initiale. Ce dernier facteur est lié aux durées très limitées de l’austénitisation, durées insuffisantes pour homogénéiser totalement l’austénite et plus particulièrement sa teneur en carbone. Le résultat est donc la coexistence de zones martensitiques de teneur en carbone différentes, les plus riches correspondant à des duretés élevées.

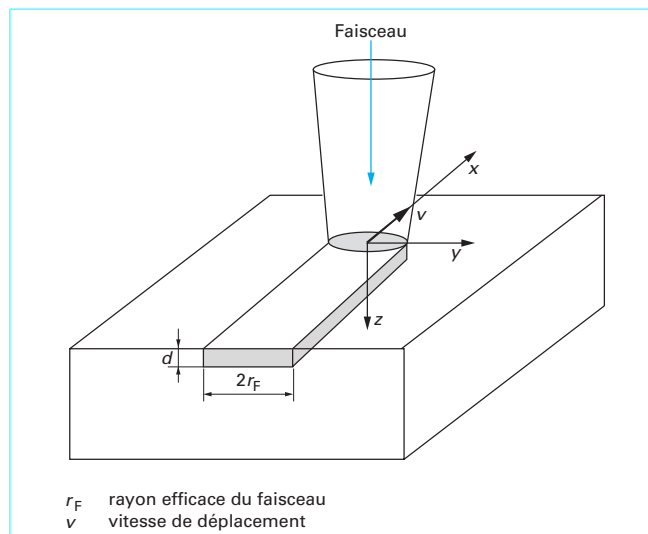


Figure 44 – Configuration pièce-faisceau lors d’un chauffage laser

3.2.2.2 Durcissement par trempe après chauffage localisé par faisceau laser

3.2.2.2.1 Principe et considérations expérimentales

Cette méthode est basée sur la conversion de l’énergie photonique fournie par un faisceau laser en énergie thermique. Il ne faut pas confondre ce traitement avec le traitement par choc laser qui fait partie des traitements mécaniques.

On dispose actuellement de sources Nd:YAG de puissance allant jusqu’à 4 kW en régime continu, de sources CO₂ de puissance allant jusqu’à 45 kW en régime continu. Ces puissances peuvent être concentrées sur de très petites surfaces conduisant à des éclaircissements (improprement désignés par densité de puissance) de plusieurs mégawatts par centimètre carré.

Dans le domaine des traitements thermiques, les éclaircissements nécessaires sont beaucoup plus faibles, de l’ordre de quelques kilowatts par centimètre carré, afin d’éviter la fusion locale.

La figure 44 schématise une configuration simple faisceau-pièce. Les configurations réelles sont beaucoup plus complexes et leur choix et leur réalisation posent souvent des problèmes ardues entachant la reproductibilité des résultats du traitement.

Deux problèmes majeurs se posent dans le domaine des traitements thermiques par faisceau laser.

D’une part, il est nécessaire d’obtenir des faisceaux présentant un éclaircissement aussi homogène que possible de l’aire irradiée. On y arrive en employant des dispositifs à miroirs segmentés intégrateurs, des dispositifs de balayage d’un faisceau focalisé, des dispositifs à kaléidoscopes, des dispositifs à périscopes permettant de traiter les régions internes des pièces.

D’autre part, il faut prendre en compte la faible absorption des métaux dans le domaine des longueurs d’onde des lasers de puissance. Les aciers réfléchissent 95 % de l’énergie photonique à 1,06 μm, longueur d’onde d’émission des lasers Nd:YAG et 80 % à 10,6 μm, longueur d’onde d’émission des lasers CO₂. Ces pertes sont inadmissibles pour une énergie photonique déjà hors de prix puisque le rendement intrinsèque d’un laser Nd:YAG n’est que de 1 % et celui des lasers CO₂ de 10 %.

Deux solutions sont envisageables. Soit la pièce est recouverte d’une couche absorbante, par exemple de graphite, avec tous les problèmes inhérents à sa reproductibilité, son élimination ultérieure et à ses interactions chimique et mécanique avec la pièce. Soit la

pièce n'est pas recouverte mais l'éclairage sur le métal nu est fortement augmenté tout en assurant une protection de gaz inerte pour éviter l'oxydation. Des problèmes apparaissent alors au niveau de la tenue des optiques de mise en forme du faisceau.

L'énergie photonique est absorbée en surface et le champ thermique à l'intérieur de la pièce est régi par l'équation de la conduction dans le cas d'une source d'énergie mobile. Si l'on néglige les variations d'enthalpie dues aux transformations de phase, cette équation s'écrit, dans le repère lié au faisceau, sous la forme :

$$\nabla(\lambda \nabla T) + \dot{q} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}$$

avec \dot{q} puissance thermique volumique,
 c_p capacité thermique massique du matériau,
 ρ masse volumique.

Compte tenu de la complexité des conditions aux limites, elle ne peut être résolue qu'en utilisant des méthodes numériques. Cependant des solutions analytiques peuvent être obtenues à l'aide d'hypothèses simplificatrices raisonnables et permettent de mettre en évidence les facteurs physiques principaux intervenant dans le transfert thermique.

On peut en particulier obtenir l'expression, en fonction de variables réduites, du champ thermique $T(t)$ à une profondeur z , au centre du faisceau, dans l'hypothèse d'un massif semi-infini et d'un faisceau à profil d'énergie gaussienne :

$$T^* = \frac{2 q^*}{\pi v^*} [t^*(t^* + 1)]^{1/2} \exp\left(-\frac{(z^* + z_0^*)^2}{t^*}\right)$$

avec z_0^* profondeur caractéristique fonction de v^* .

$$T^* = \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)$$

avec T_f température de fusion,
 T_0 température initiale.

$$t^* = \frac{t}{t_0}$$

$$t_0 = \frac{r_F^2}{4a}$$

avec r_F rayon efficace du faisceau,
 a diffusivité thermique.

$$q^* = \frac{\alpha q}{\lambda r_F (T_f - T_0)}$$

avec α absorptivité de la surface à la longueur d'onde du faisceau.

$$v^* = \frac{v r_F}{a}$$

$$z^* = \frac{z}{l_F}$$

Pour ce type de distribution, le rayon r_F est défini conventionnellement comme la distance entre le centre du faisceau et le point où l'intensité est égale à I_{\max}/e .

Cette expression permet en particulier d'estimer la température maximale T_{\max} atteinte à chaque profondeur et le temps t_{\max} correspondant. Ces grandeurs dépendent essentiellement des variables réduites q^* et v^* .

Les utilisations des faisceaux laser comme sources thermiques peuvent être classées à partir de la température de surface maximale atteinte ($T_{\max})_{z=0}$.

Dans le cas des traitements de durcissement superficiel, il faut que la **température minimale** atteinte soit égale à celle du point Ac_3

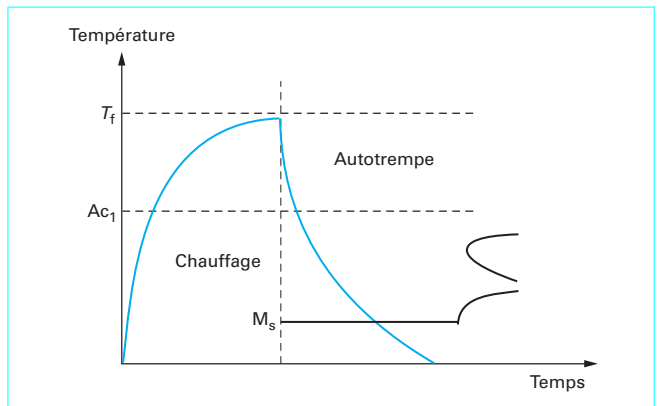


Figure 45 – Étapes d'un traitement de durcissement superficiel par chauffage par faisceau laser

pour obtenir une austénitisation complète ou à celle du point Ac_1 si l'on se contente d'une austénitisation partielle. Il faut tenir compte du fait que les vitesses de chauffage réalisées élèvent significativement les températures de ces points par rapport aux conditions de chauffage en four. Une valeur moyenne égale à $0,6 T_f$ peut être adoptée par exemple. La **température maximale** à ne pas dépasser est celle du point de fusion T_f du matériau.

La condition à respecter pour réaliser une opération d'austénitisation à l'aide d'un faisceau laser s'exprime par la double inégalité :

$$0,6 T_f < (T_{\max})_{z=0} < T_f$$

La borne inférieure peut être modifiée si l'on dispose de données plus précises.

Pour des pièces suffisamment massives, le refroidissement se fait par **autotrempe**, c'est-à-dire par conduction vers l'intérieur de la pièce qui est resté pratiquement à la température initiale. Les gradients thermiques obtenus permettent d'atteindre une vitesse de refroidissement supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique. L'austénite se transforme totalement ou partiellement en martensite (figure 45).

La figure 46 est une représentation du diagramme de fonctionnement, développé par M.F. Ashby [3] délimitant la zone des variables réduites q^* et v^* , pour le traitement de durcissement superficiel des aciers. Les courbes en trait fin correspondent aux profondeurs de durcissement réduites.

Exemple : on veut obtenir sur une pièce en acier, une profondeur de 0,5 mm en utilisant un laser CO_2 de puissance 3 kW, produisant un faisceau gaussien de rayon 5 mm au niveau de la pièce.

L'absorptivité de la surface est égale à 0,6. La conductivité thermique du matériau est $40 W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ et sa diffusivité thermique $10^{-5} m^2 \cdot s^{-1}$. L'utilisation du diagramme permet d'estimer la vitesse du déplacement relatif faisceau-pièce :

$$q^* = \frac{0,6 \times 3\,000}{5 \cdot 10^{-3} \times 40 \times 1\,400} = 6,4$$

$$d^* = \frac{0,5}{5} = 0,1$$

La lecture du diagramme donne $v^* = 10$

$$v = \frac{v^* a}{r_F} = \frac{10 \times 10^{-5}}{5 \cdot 10^{-3}} = 2 \cdot 10^{-2} m \cdot s^{-1}$$

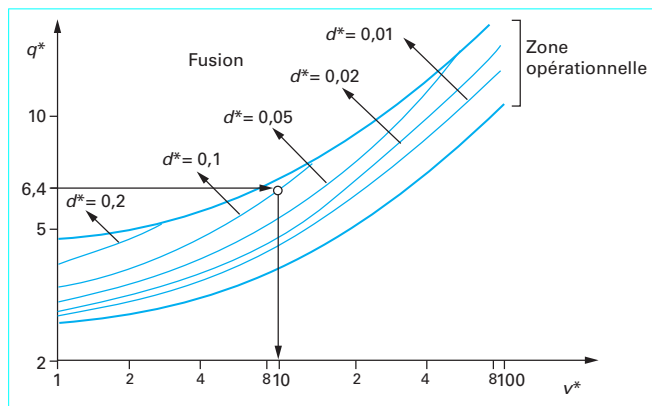


Figure 46 - Diagramme de durcissement superficiel des aciers [3]

Alors que l'utilisation des lasers pour le soudage et le découpage s'est considérablement développée au cours des dix dernières années, les applications en traitement thermique sont rares. Cette circonstance n'est pas due à une raison technique mais à une raison économique. Il ne faut pas envisager l'emploi d'un faisceau laser lorsque les autres sources thermiques sont plus avantageuses sur le plan économique. Il existe cependant bon nombre de « niches » où les caractéristiques uniques des faisceaux lasers en font des sources thermiques de choix pour les traitements superficiels, par exemple lorsqu'une très grande concentration d'énergie est nécessaire ou lorsque les zones à traiter sont très peu étendues ou de formes inhabituelles de sorte que les procédés conventionnels comme le chauffage par induction sont inopérants.

La situation risque encore d'évoluer dans le sens de leur utilisation par la mise sur le marché de diodes laser dont le rendement atteint 0,3 à 0,4 pour des puissances de plusieurs kilowatts et qui fonctionnent dans le proche infrarouge où l'absorption des surfaces métalliques nues est raisonnablement suffisante. Leur faible pouvoir de focalisation ne pose pas de problème dans le cas des traitements thermiques et des éclaircissements de $10 \text{ kW} \cdot \text{cm}^{-2}$ sont aisément atteints [4].

Il est possible d'utiliser des faisceaux d'électrons de haute énergie au lieu des faisceaux laser pour austénitiser les zones superficielles d'une pièce. Les résultats qualitatifs des deux techniques sont presque identiques. Elles présentent sur les procédés conventionnels une localisation plus précise des zones traitées et l'introduction de très faibles distorsions d'origine thermique. Elles peuvent en outre être aisément associées à un contrôle par commande numérique ce qui est facilité par la non nécessité de mettre en œuvre un dispositif annexe de refroidissement. Les avantages et les inconvénients des deux procédés ont largement été discutés dans la littérature technique. Nous retiendrons simplement la nécessité, dans le cas des faisceaux d'électrons, d'avoir recours à des enceintes sous vide ou pour le moins de placer les pièces très près de la source, cet inconvénient n'existe pas pour les faisceaux de photons.

3.2.2.2 Contraintes résiduelles

Les figures 47 et 48 donnent deux exemples de profils de distribution des contraintes résiduelles respectivement dans le cas d'un chauffage par faisceau laser et d'un chauffage par un faisceau d'électrons. Dans tous les cas, on constate une mise en précontrainte de compression, mais également l'existence d'une zone en forte traction située à la limite entre la couche traitée et le cœur de la pièce. Cette contrainte de traction existe quelle que soit la microstructure initiale et son origine n'est pas encore complètement élucidée.

On peut cependant lui attribuer les piètres résultats obtenus en fatigue par des pièces traitées profondément (de l'ordre de 0,8 mm). L'amorçage de la rupture a alors lieu dans la zone du pic de traction.

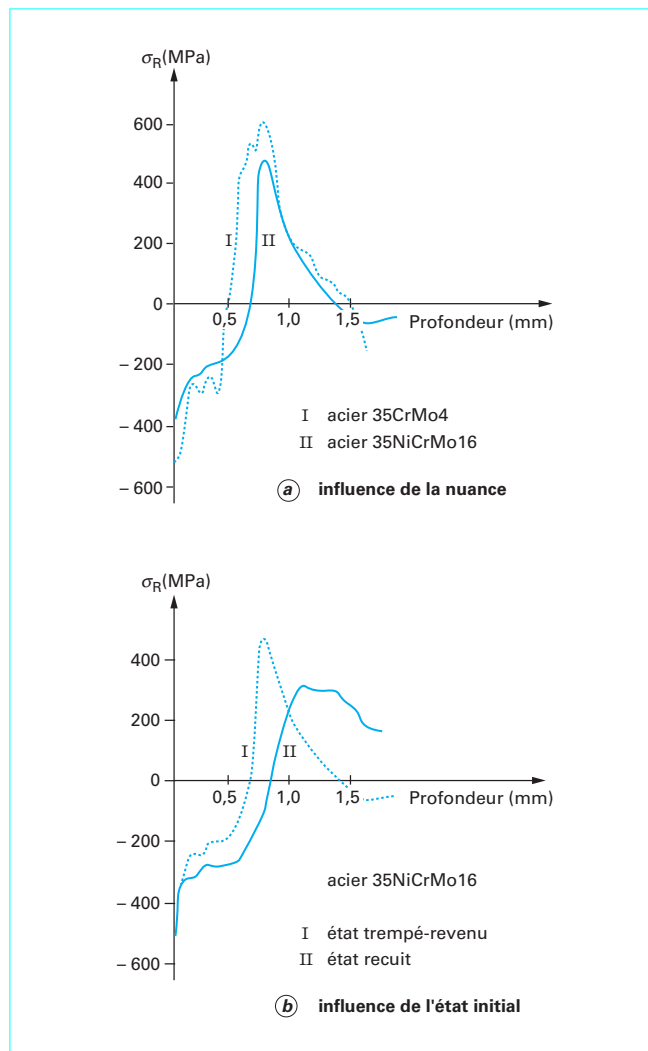


Figure 47 - Trempe superficielle d'une plaque après chauffage par faisceau laser

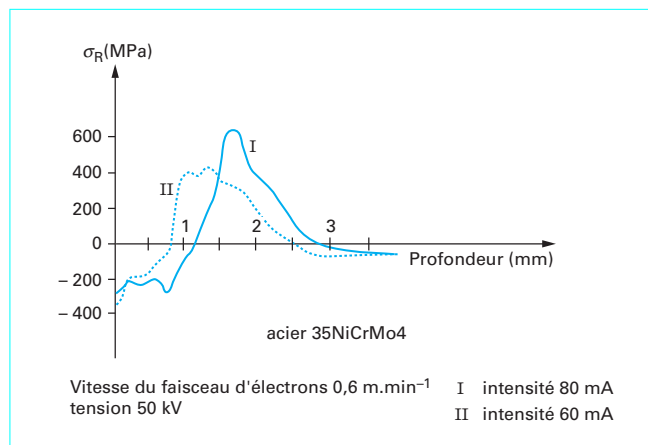


Figure 48 - Trempe superficielle d'une plaque après chauffage par faisceau d'électrons

Ce document a été délivré pour le compte de 7200049069 - arts et métiers paristech // 193.48.193.78

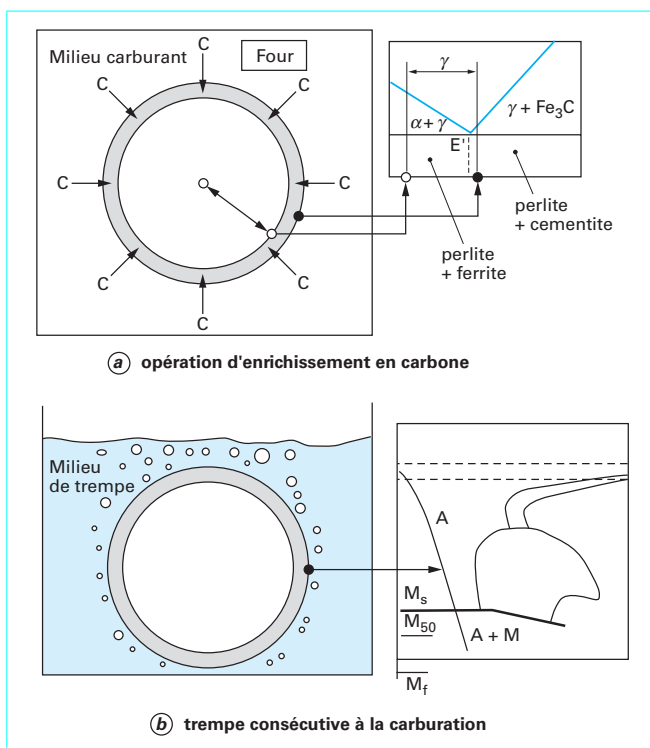


Figure 49 – Schéma simplifié du traitement de cémentation - trempes des aciers

3.2.3 Durcissement et mise en précontrainte par trempe après cémentation

Ce traitement superficiel a pour but initial d'augmenter la dureté superficielle de pièces en acier de teneur en carbone comprise entre 0,1 et 0,2 %. Ces teneurs relativement faibles permettent d'obtenir des niveaux de ductilité et de ténacité à cœur garantissant une sécurité d'emploi suffisante.

Le traitement comprend une étape d'enrichissement en carbone d'une couche superficielle de la pièce portée dans le domaine austénitique, suivie d'une étape de refroidissement rapide par trempe. La figure 49 montre la séquence simplifiée des opérations et des transformations, en relation avec un diagramme de constitution à l'équilibre et un diagramme TRC.

3.2.3.1 Enrichissement en carbone en cémentation par le carbone

Les teneurs en carbone des aciers de cémentation sont comprises entre 0,1 et 0,2 %. Elles n'autorisent que des duretés de la martensite au plus égales à 500 HV. Pour obtenir les duretés élevées souhaitées, il suffit d'augmenter localement la teneur en carbone de l'acier et de former, par trempe, de la martensite. La dureté de celle-ci augmente avec sa teneur en carbone jusqu'à une valeur maximale de 1 100 HV environ.

La solubilité du carbone est maximale en phase gamma. L'étape d'enrichissement en carbone se fera donc par mise en contact de la pièce à l'état austénitique avec un milieu capable de céder du carbone par l'intermédiaire d'une réaction superficielle.

Des teneurs en carbone trop élevées conduisant à la formation de martensite aciculaire fragile associée à des fractions volumiques élevées d'austénite résiduelle et éventuellement à la formation de

carbures, les teneurs en carbone dans les couches cémentées sont souvent comprises entre 0,8 et 1 % pour éviter ces complications.

Les milieux cémentants utilisables sont soit solides, soit liquides, soit gazeux. Ces derniers, plus aisément contrôlables, s'adaptent mieux aux applications industrielles en grande série. La **cémentation gazeuse** peut être réalisée soit à la pression atmosphérique (cémentation classique), soit à basse pression (cémentation sous vide). Dans ce dernier cas on peut faire intervenir la formation d'un plasma (cémentation ionique).

Dans le cas de la **cémentation gazeuse à pression atmosphérique**, l'opération est en général réalisée à des températures comprises entre 925 et 975 °C bien que des températures inférieures ou supérieures soient parfois utilisées pour des applications particulières. Cet intervalle de température permet un bon compromis entre la durée de l'opération et la détérioration du four et des supports de pièces.

Le grossissement du grain qui pourrait résulter d'une température trop élevée est aussi un facteur justifiant ce choix mais il n'apparaît finalement que comme secondaire par rapport au précédent car on peut y remédier par le choix du traitement thermique ultérieur.

Deux types principaux de milieux gazeux sont utilisés bien que de nombreuses variantes existent :

- a) l'atmosphère produite par association d'un gaz porteur, produit dans un générateur endothermique extérieur par combustion dans l'air d'hydrocarbures comme le méthane ou le propane, avec un gaz d'enrichissement comme le méthane qui sert de source de carbone ;
- b) l'atmosphère produite *in situ* par décomposition du méthanol contenu dans un mélange azote-méthanol.

Le but de l'opération de cémentation est l'obtention d'un profil déterminé de la distribution de la teneur en carbone dans les couches superficielles de la pièce, profil dont dépend la microstructure du matériau après trempe et qui détermine ses propriétés locales.

Un des facteurs essentiels permettant de contrôler ce profil est le **potentiel-carbone** de l'atmosphère du four. À une température déterminée, le **potentiel-carbone** d'un milieu cémentant est par définition la teneur en carbone d'un échantillon de fer pur en **équilibre thermodynamique** avec ce milieu.

3.2.3.2 Diffusion du carbone

L'étape chimique décrite précédemment se traduit par un apport de carbone à la surface de la pièce à cémenter. Le gradient de composition ainsi créé va entraîner un **transport de carbone par diffusion de la surface vers l'intérieur de la pièce** ce qui permet aux couches superficielles de s'enrichir progressivement en carbone. En cours d'opération la pièce n'est pas en équilibre thermodynamique avec l'atmosphère du fait même que du carbone est transféré en continu de la phase gazeuse à la surface du métal puis par diffusion à l'état solide vers l'intérieur de la pièce. Les conditions cinétiques ne sont pas en régime permanent.

La teneur en carbone à la surface C_S tend vers la valeur du potentiel carbone effectif C_P lorsque la durée de l'opération augmente. La valeur de C_S dépend en majeure partie de facteurs cinétiques. La densité de flux de carbone pourra s'exprimer sous la forme :

$$J_{\text{gaz} \rightarrow \text{surface}} = \beta (C_P - C_S)$$

qui correspond aux expressions classiques de cinétique réactionnelle puisque $C_P = C_{\text{équilibre}}$.

La grandeur β est la constante de vitesse surfacique qui dépend de la température et de la composition de l'acier. Ses valeurs sont comprises approximativement entre $2 \cdot 10^{-7}$ et $5 \cdot 10^{-7} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$.

La densité du flux de diffusion à la surface s'exprime pour une interface plane par :

$$J_{D(\text{surface})} = -D \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{\text{surface}}$$

La continuité du flux permet ensuite d'exprimer les conditions à la surface ($x = 0$) sous la forme :

$$J_{\text{gaz} \rightarrow \text{surface}} = J_{D(\text{surface})} \Rightarrow C_S = C_P - \left(\frac{D}{\beta}\right) \left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=0}$$

On peut **calculer** les profils de distribution du carbone dans la couche cémentée ou inversement **analyser** une courbe expérimentale à l'aide de la seconde loi de Fick :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = - \frac{\partial J}{\partial x}$$

Cette expression se prête bien aux solutions utilisant des méthodes numériques qui peuvent facilement prendre en compte le fait que le coefficient de diffusion du carbone dans l'austénite dépend en particulier de la teneur en carbone. La relation de Tibbetts illustre cette dépendance :

$$D_C^{\gamma} \text{ (m}^2 \cdot \text{s}^{-1}\text{)} = 0,47 \cdot 10^{-4} \exp \left[- 1,6 \% C - \frac{18630 - 3323 \% C}{T} \right]$$

Les considérations précédentes s'appliquent à la cémentation quand la température et le potentiel carbone sont maintenus à des valeurs constantes tout au long de l'opération. Actuellement la souplesse des moyens de contrôle de l'atmosphère autorise de nombreuses variantes. L'atmosphère devenant un véritable « outil » à commande numérique.

Une variante simple consiste à procéder en deux étapes :

- une **première étape** au cours de laquelle une quantité importante de carbone est introduite rapidement par maintien du potentiel carbone à une valeur élevée, légèrement inférieure à la teneur de saturation en carbone de l'austénite à la température choisie afin d'éviter la formation de carbures ;
- une **seconde étape** où le potentiel carbone est ramené à une valeur correspondant à la teneur en surface finale visée et au cours de laquelle la diffusion continue vers l'intérieur et la teneur en surface s'adapte à la nouvelle valeur du potentiel carbone.

Cette procédure (*boost/diffuse process* en anglais) permet, d'une part, de diminuer la durée de l'opération et, d'autre part, d'obtenir des profils de distribution du carbone dans la couche moins abrupts qui donnent un meilleur comportement mécanique.

L'utilisation de programmes de calcul procure une aide précieuse à la mise au point du protocole opérationnel en estimant la durée totale et la durée de chaque étape.

En résumé, l'étape d'enrichissement en carbone a comme résultat la modification de la composition chimique de l'acier dans une couche superficielle où la teneur en carbone varie continûment d'une valeur maximale en surface C_S à la valeur initiale C_0 de l'acier de base. Les épaisseurs des couches affectées varient de quelques dixièmes de millimètres à plusieurs millimètres et les durées de traitement sont typiquement de plusieurs heures.

Le **profil de distribution de la teneur en carbone constitue la caractéristique fondamentale de la couche cémentée**. Il peut être ajusté avec précision par rapport à une courbe préétablie par contrôle continu des paramètres opérationnels.

3.2.3.3 Traitement thermique après cémentation

L'étape d'enrichissement en carbone est suivie par un **traitement de trempe** permettant le durcissement de la couche cémentée, essentiellement par transformation martensitique.

La trempe est réalisée soit directement après cémentation, soit après refroidissement jusqu'à la température ambiante et ré-austénitisation. Bien que le traitement par double trempe présente un certain nombre d'avantages, il a tendance à être abandonné pour la **trempe directe** depuis qu'il est possible d'avoir recours à des aciers calmés à l'aluminium, peu sensibles au grossissement du grain et que la régulation des atmosphères des fours a été largement améliorée.

La trempe directe conduit à des coûts moindres et à des distorsions des pièces plus faibles.

Une **pièce cémentée** est une véritable **structure composite**.

Avant trempe, le « cœur » de la pièce qui représente le volume le plus important de matière est constitué par de l'austénite de composition homogène.

La couche cémentée d'épaisseur relativement faible est équivalente à une « austénite » de teneur en carbone continûment variable de C_S à C_0 .

Le comportement au cours de la trempe de cette « austénite à gradient de teneur en carbone » est extrêmement complexe.

À chaque point de la pièce correspond un diagramme TRC particulier et l'on pourrait définir un « diagramme TRC composite » dans un espace temps-température-position, comme « essai » de le montrer la figure 50. La superposition des courbes de refroidissement permet d'interpréter la nature des constituants formés au cours de la trempe de la pièce.

Dans la plupart des cas, les teneurs maximales en carbone des couches cémentées au voisinage de la surface sont comprises entre 0,8 et 1 %. Deux conséquences importantes en résultent :

- les martensites formées sont majoritairement des **martensites aciculaires** ;
- les points M_f sont, pour ces teneurs en carbone, inférieurs à la température ambiante.

Dans le cas d'une **trempe directe**, les régions voisines de la surface de la pièce seront donc essentiellement constituées de **martensite aciculaire** et d'**austénite résiduelle**, la fraction volumique de celle-ci pouvant atteindre des valeurs de l'ordre de 0,3 à 0,4. La taille des plaquettes de martensite dépend directement de la taille du grain austénitique initial, les plaquettes les plus longues qui se sont formées au voisinage de M_S donnant une idée de la grosseur du grain gamma initial. En fait, la trempe directe n'a pas lieu à partir de la température de cémentation mais après un premier refroidissement de la pièce jusqu'à une température voisine de $A_{C_3} + 30$ °C.

L'emploi d'une double trempe amène un certain nombre de commentaires.

Si l'austénitisation est pratiquée au-dessus du point A_{cm} correspondant à la température d'équilibre entre austénite et cémentite elle conduit à un état monophasé mais avec **affinement du grain austénitique** qui donnera des aiguilles de martensite plus fines.

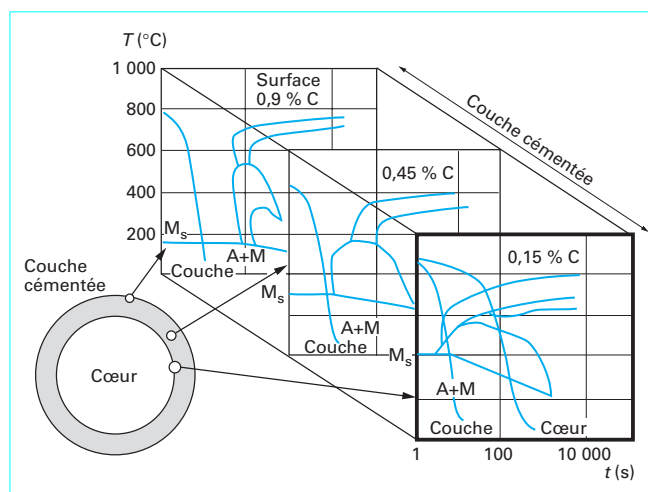


Figure 50 - Diagramme TRC « composite » d'une couche cémentée

Si la température d'austénitisation est intercritique, l'austénitisation est partielle. La teneur en carbone de l'austénite est réduite, le point M_S s'élève et la quantité d'austénite résiduelle diminue.

Les particules de carbures non dissous inhibent le grossissement du grain et des aiguilles de martensite très fines se forment.

Quel que soit le cas, la mise en œuvre d'une double trempe permet d'obtenir des structures très fines et très homogènes.

Pour des distances croissantes à partir de la surface la teneur en carbone diminue, la fraction volumique d'austénite résiduelle diminue au profit de celle de la martensite.

La caractéristique essentielle d'une couche cémentée après trempe est son **profil de microdureté** qui est en général mesuré sur l'échelle Vickers HV ou sur l'échelle Knoop HK et parfois converti sur l'échelle HRC.

Au gradient de teneur en carbone correspond un gradient de dureté mais les deux profils ne sont pas homothétiques. Le maximum de dureté peut être situé à une certaine distance de la surface si la quantité d'austénite résiduelle est importante. La martensite a une dureté maximale en surface parce que sa teneur en carbone est élevée mais dans ces conditions la quantité d'austénite résiduelle est aussi maximale et le résultat global peut être une diminution sensible de la dureté !

La figure 51 donne deux profils de microdureté déterminés après trempe d'une pièce cémentée en acier 16NiCrMo13. Le profil I est obtenu par trempe directe et le profil II par double trempe après austénitisation intercritique. La comparaison entre les deux courbes met en évidence la diminution de dureté dans les couches voisines de la surface due à la présence d'une fraction volumique importante d'austénite résiduelle dans le cas de la trempe directe.

Des « événements secondaires » peuvent intervenir au cours de la cémentation à l'état austénitique qui auront des conséquences parfois importantes sur le comportement des pièces en service :

- **ségrégation** du phosphore ou autres oligo-éléments aux joints de grains austénitiques, ségrégation que le matériau garde en mémoire pour le restant de sa vie ;
- **oxydation superficielle** due à la présence d'oxygène dans l'atmosphère, sous forme de précipités d'oxydes en extrême surface, ou de réseau intergranulaire d'oxydes à des distances plus grandes de la surface ;
- **excès de carbone** en solution dans les angles des pièces où la diffusion est « multidimensionnelle ».

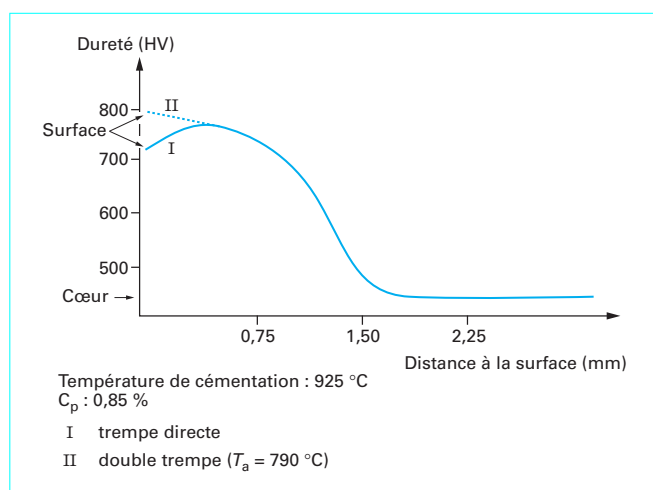


Figure 51 - Profils de dureté d'une couche cémentée d'une pièce en acier 16NiCrMo13, après trempe

En outre, au cours de la trempe de très faibles quantités de divers carbures peuvent se former aux joints des grains austénitiques, phénomène plus ou moins lié à la ségrégation locale du phosphore.

3.2.3.4 Microstructures du cœur des pièces cémentées

Elles dépendent essentiellement de la **trepabilité du métal de base**.

Pour les **aciers de faible trepabilité** et pour les pièces de dimensions classiques, le cœur se transforme en ferrite et en perlite.

Pour les **aciers de trepabilité élevée** et pour les pièces de dimensions classiques, le cœur se transforme en martensite. Du fait de la faible teneur en carbone des aciers de cémentation, la **martensite** formée a une morphologie **en lattes**. La transition entre la martensite aciculaire de la couche cémentée et la martensite en lattes du cœur est progressive.

Les martensites à bas carbone ont en général des résistances et des ténacités plus élevées que les microstructures ferrito-perlitiques à bas carbone et elles sont recherchées pour les pièces fortement sollicitées. Le **choix de la trepabilité du métal de base** est alors **fondamental**.

Un cœur de résistance trop faible peut entraîner l'initiation de la rupture en sous-couche, à l'interface couche cémentée-métal de base. La situation est particulièrement critique dans le cas d'efforts de contact élevés pour lesquels la distribution des contraintes de Hertz peut dépasser localement la capacité de résistance du matériau. Un moyen d'éviter ce phénomène consiste à utiliser des couches cémentées plus épaisses afin de reporter la région critique dans la couche elle-même.

3.2.3.5 Microstructures finales des couches

Dans la plupart des cas, les pièces cémentées subissent après trempe un traitement de revenu à basse température entre 150 et 200 °C dont le but est d'augmenter la ténacité de la couche tout en ne diminuant pas trop sa dureté. Le revenu basse température provoque la précipitation à l'intérieur des aiguilles de martensite de très fines particules de carbure η ou ϵ de dimensions de l'ordre de 2 nm sous forme d'alignements réguliers alors que l'austénite résiduelle ne subit pratiquement aucune transformation. La ductilité et la ténacité des martensites revenues à basse température restent cependant faibles. Les dislocations peuvent se déplacer par glissement sous l'action d'une contrainte appliquée mais leur déplacement est limité par leur interaction forte avec les précipités et la sous-structure dislocative inhérente à la martensite. La déformation plastique globale demeure faible. Elle est par ailleurs associée à un très fort taux de consolidation. Les martensites revenues à basse température ne sont pas fragiles et leur rupture est de type microductile. Les ruptures fragiles constatées dans les couches cémentées traitées sont dues à d'autres phénomènes.

3.2.3.6 Profondeur de cémentation

L'épaisseur totale d'une couche cémentée est une notion difficile à définir avec précision si l'on se réfère à un critère de composition basé sur les profils des teneurs en carbone. Techniquement parlant, on préfère utiliser un critère mécanique conventionnel qui conduit à la notion d'**épaisseur efficace** souvent appelée de manière un peu ambiguë **profondeur de cémentation**.

La **profondeur de cémentation** est définie à partir des **profils de microdureté** HV ou HK. Elle correspond à la distance à la surface du point pour lequel la dureté a une valeur fixée. Par convention cette valeur est de 550 HV dans la norme française et de 50 HRC dans la norme américaine (soit à peu près 510 HV). Notons que la valeur de dureté de 550 HV est équivalente pour la catégorie des aciers en cause à une résistance à la traction d'environ 1 800 MPa.

L'opération de mesure peut être entièrement automatisée par utilisation d'un microduromètre à table motorisée couplé à un logiciel d'analyse d'images.

3.2.3.7 Contraintes résiduelles dans les pièces cémentées et trempées

La transformation en martensite de l'austénite est responsable de la **dureté** de la couche cémentée. Mais, dans les conditions où elle intervient, cette transformation conduit également à la génération d'un **champ de contraintes résiduelles de compression**.

L'établissement de ce champ de contraintes résiduelles résulte de l'intervention simultanée de facteurs très complexes à la fois thermiques, géométriques et métallurgiques. Ces facteurs sont actuellement pris en compte dans des programmes de calcul prévisionnel très élaborés qui retracent pas à pas l'évolution de la pièce au cours du refroidissement. Le manque de données précises sur les lois de comportement des diverses constituants en fonction de la température constitue une limitation sévère à la validité des résultats obtenus. De tels logiciels représentent cependant des outils relativement efficaces pour prévoir l'influence générale des paramètres opérationnels et font partie des multiples aides à la production assistée par ordinateur.

On peut développer un argument qualitatif concernant l'aspect métallurgique de la génération des contraintes résiduelles au cours de l'opération de trempé. Il est nécessaire de rappeler que la position du point M_S dépend fortement et quasi (bi)linéairement de la teneur en carbone.

Il s'ensuit qu'à la variation de la teneur en carbone à travers la couche est associée une variation de la position du point M_S comme le montre la figure 52. L'effet est important, l'abaissement du point M_S est d'environ 200 °C lorsque la teneur en carbone passe de 0,2 à 0,8 %, variation commune dans les couches cémentées.

Ce simple argument permet de comprendre la contribution métallurgique à la génération des contraintes résiduelles. Lors de la trempé, le point M_S est atteint d'abord dans la région centrale de la pièce bien que celle-ci se refroidisse plus lentement que la surface. La transformation martensitique commence par l'intérieur de la pièce. L'augmentation de volume correspondante est aisément accommodée par déformation plastique des couches superficielles qui sont encore à l'état austénitique et à température relativement élevée.

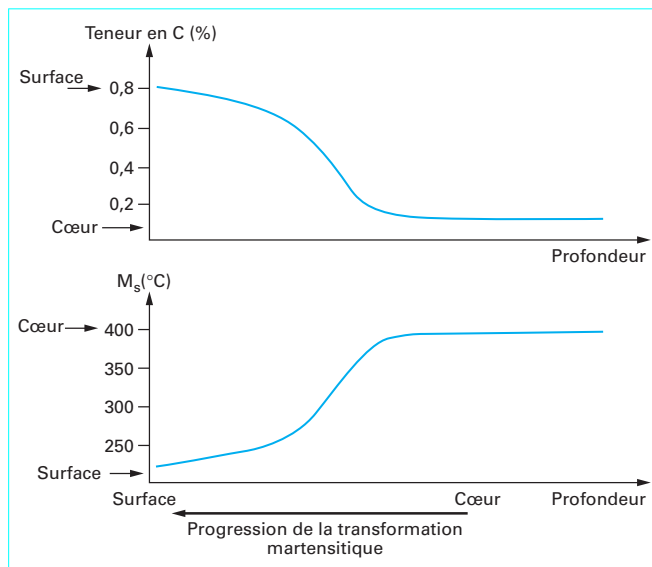


Figure 52 - Position du point M_S dans une couche cémentée

La transformation de l'austénite progresse de l'intérieur vers l'extérieur. Lorsque les couches superficielles vont à leur tour se transformer en martensite, l'augmentation de volume résultante aura lieu alors que le cœur est déjà à l'état martensitique et à température relativement basse donc beaucoup moins déformable. La région centrale massive a tendance à imposer ses dimensions à la zone superficielle et l'empêche ainsi de se dilater librement. En conséquence de cette « contrainte dimensionnelle », les couches superficielles sont mises en compression et, corrélativement, la zone centrale en traction pour satisfaire l'équilibre des forces et des moments.

Il est à noter que la variation relative de volume $\Delta V/V$ due à la transformation des couches superficielles est plus importante que celle du cœur du fait de leur teneur en carbone plus élevée, d'après Thelning :

$$\left(\frac{\Delta V}{V}\right)_{A \rightarrow M (0,8 \% C)} \approx 0,0135$$

$$\left(\frac{\Delta V}{V}\right)_{A \rightarrow M (0,2 \% C)} \approx 0,0035$$

Dans le cas d'une pièce non cémentée la transformation martensitique progresse de l'extérieur vers l'intérieur, la cémentation provoque une inversion et la transformation progresse de l'intérieur vers l'extérieur. Dans le premier cas, la « contribution métallurgique » correspond à la mise en traction de la peau de la pièce, dans le second à la mise en compression.

La figure 53 illustre quelques exemples de profil de distribution des contraintes résiduelles dans les couches cémentées et trempées. On constate par ailleurs que dans la plupart des cas, les contraintes résiduelles dans la couche traitée forment un champ isotrope.

La forme même des profils de distribution des contraintes résiduelles dépend d'interactions très complexes. Par exemple, l'existence d'un **phénomène d'oxydation superficielle** en cours de cémentation peut affecter ce profil de manière importante. La diminution de la teneur des éléments d'alliage en solution dans l'austénite due à l'oxydation peut suffisamment modifier « le diagramme TRC local » pour permettre la formation, en extrême surface, de constituants non martensitiques comme la perlite dès le début du refroidissement. Cette zone sera donc **mise en traction** lors de l'expansion ultérieure du reste de la couche (figure 54).

3.2.3.8 Cémentation basse pression et cémentation ionique

La cémentation gazeuse à la pression atmosphérique est la technique la plus utilisée actuellement pour la production industrielle de grande série. Cependant deux autres techniques ont été explorées et mises en œuvre visant à améliorer la productivité et la qualité :

- la cémentation basse pression ;
- la cémentation ionique.

■ **La cémentation basse pression**

Elle comprend les étapes détaillées par la figure 55 pour une double trempé (ici obligatoire) et une installation particulière.

Les **avantages** liés à l'utilisation de la cémentation basse pression sont multiples :

- a) uniformité et répétabilité de la production liées à la précision du contrôle des fours ;
- b) amélioration de la qualité de la couche du fait de l'absence d'oxydation, l'atmosphère ne contenant pas d'oxygène, la pièce peut être utilisée « brute de traitement » ;
- c) diminution importante des durées de l'opération dans le cas où les températures maximales permises par les fours sous vide, soit environ 1 050 °C, sont utilisées. Pour une épaisseur de couche de 2 mm, une opération à 925 °C exige un temps total d'environ 16 h, une opération à 1 040 °C exige un temps total d'environ 4 heures.

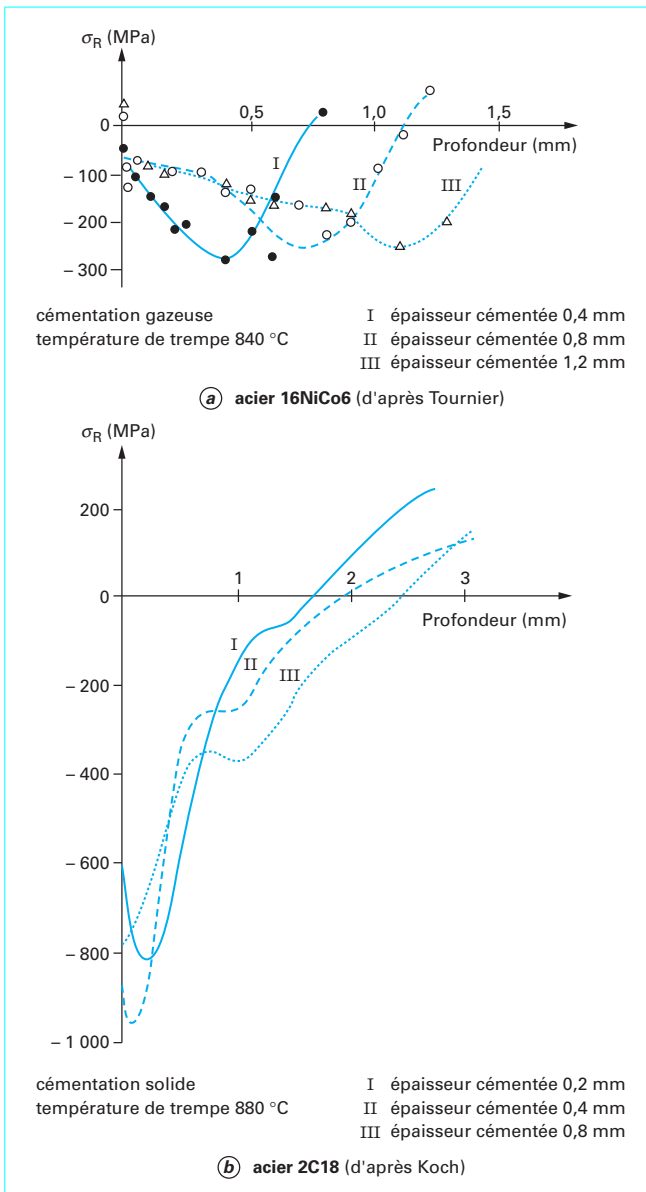


Figure 53 – Contraintes résiduelles dans une couche cémentée et trempée

La cémentation basse pression à haute température présente un intérêt certain pour des épaisseurs de couches supérieures à 1 mm ; pour des épaisseurs plus faibles le gain de temps sur l'opération de cémentation est occulté par la nécessité d'avoir recours à une double trempé. Une comparaison plus significative devrait prendre en compte le temps global depuis l'enfournement de la pièce jusqu'à la dernière opération de finition. Par exemple, le meilleur état de surface des pièces obtenues par cémentation basse pression réduit ou élimine les opérations de rectification.

■ La cémentation ionique

La **cémentation ionique** est une cémentation gazeuse basse pression en milieu ionisé utilisant la technique de décharge lumineuse,

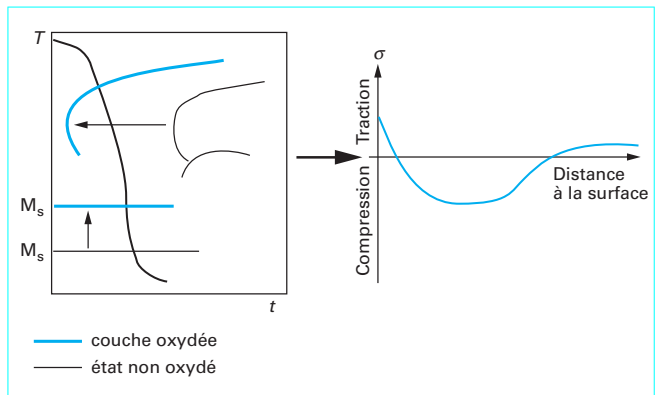


Figure 54 – « Perturbation » du profil des contraintes résiduelles dans la couche traitée due aux conséquences d'une oxydation superficielle

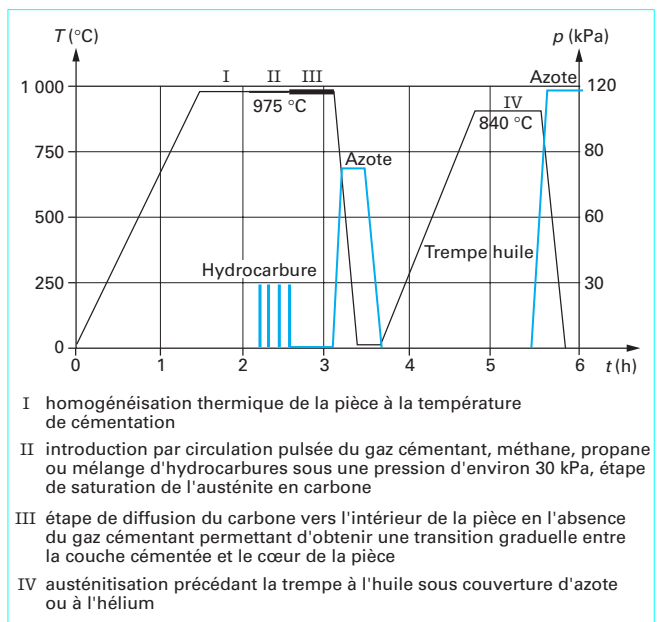


Figure 55 – Étapes d'une cémentation basse pression

cente, la pièce constituant la cathode du montage. L'effet ionisant du plasma permet la formation d'ions carbone par dissociation directe du gaz cémentant et améliore la vitesse d'apport de l'espèce diffusante à la surface de la pièce et donc celle du processus global.

Par rapport à la cémentation basse pression, la cémentation ionique permet un meilleur « enveloppement » de la pièce par le milieu cémentant. L'amélioration est très sensible dans le cas de pièces présentant des alésages profonds, des trous borgnes ou des formes complexes, difficiles à traiter en cémentation basse pression, du fait de la diminution locale rapide du potentiel carbone dans ces régions peu accessibles où le renouvellement du gaz n'est pas assuré. Une couche cémentée d'épaisseur uniforme 0,6 mm est assurée dans un trou borgne pour des rapports profondeur/diamètre de 12 en cémentation ionique, de 9 en cémentation « atmosphérique » et de 7 en cémentation « basse pression ».

L'emploi d'une atmosphère dépourvue d'oxygène permet l'utilisation de températures plus élevées et donc des durées d'opération écourtées par rapport à la cémentation gazeuse sous pression atmosphérique et même sous « basse pression » si on tient compte en outre de l'amélioration du transfert de matière à l'interface inhérent à la cémentation ionique.

La cémentation sous vide simple est utilisée dans le cas où la totalité de la pièce doit être cémentée. La cémentation ionique est typiquement sélectionnée lorsque la cémentation est limitée aux surfaces internes et particulièrement les trous borgnes.

3.2.4 Durcissement et mise en précontrainte par trempe après carbonituration

Dérivé du traitement de cémentation, la **carbonituration** consiste à enrichir simultanément en **carbone et en azote** une couche superficielle de la pièce maintenue à l'état austénitique et en contact avec une atmosphère mixte. L'azote actif à l'état atomique est produit par dissociation au contact de la surface de l'ammoniaque introduit dans le gaz de cémentation. Comme dans le cas de la cémentation, le durcissement de la couche et la génération de contraintes résiduelles de compression sont obtenus par trempe, celle-ci étant souvent, mais non obligatoirement, suivie d'un revenu à plus ou moins haute température.

Les variables opérationnelles concernant l'atmosphère de carbonituration sont très complexes. Il est à remarquer que l'addition d'ammoniaque est d'autant moins efficace en tant que source d'azote atomique que la température est plus élevée. L'étape d'**enrichissement** est donc conduite à des **températures plus basses qu'en cémentation** classique, entraînant ainsi une distorsion moindre des pièces. L'emploi de températures trop basses et de teneurs élevées en ammoniaque peut provoquer la formation d'une couche de combinaison contenant des composés définis fer-carbone-azote à la surface de la pièce ; on parle alors souvent de nitrocarburation austénitique.

L'azote en solution solide dans l'austénite a des effets importants qui justifient des différences pratiques intéressantes entre les deux procédés.

a) l'enrichissement en azote de l'austénite augmente considérablement la **trempeabilité** de la couche. Cette augmentation de la trempeabilité permet d'utiliser des aciers non alliés à basse teneur en carbone dans tous les cas où les propriétés à cœur ne sont pas primordiales :

b) l'enrichissement en azote de l'austénite **abaisse fortement le point M_s** et son effet s'ajoute à celui du carbone. Une couche carbonitrurée contiendra donc plus d'austénite résiduelle qu'une couche cémentée de même teneur en carbone avec toutes les conséquences que cela peut entraîner quant à la dureté, la stabilité dimensionnelle, la sensibilité aux opérations de finition comme la rectification. Pour diminuer la teneur en austénite résiduelle on peut avoir recours à un traitement par le froid. Il est cependant préférable d'abaisser le potentiel carbone de l'atmosphère, le traitement par le froid pouvant entraîner une diminution des caractéristiques de résistance à la fatigue.

c) la présence d'azote dans la couche augmente fortement la résistance au revenu qui est souvent pratiqué sur les pièces carbonitrurées et trempées.

d) en plus du risque d'obtenir des fractions volumiques d'austénite résiduelle prohibitives, le mauvais choix des conditions opératoires, comme des températures ou des additions d'ammoniaque excessives, provoque souvent la formation de porosités dans la couche traitée. Ces porosités sont souvent localisées à la limite entre la couche et le métal de base.

Bien qu'apparaissant comme une modification de la cémentation, la carbonituration a des applications plus restreintes. En particulier,

les épaisseurs efficaces des couches carbonitrurées sont limitées à environ 0,75 mm, à cela deux raisons :

- l'opération d'enrichissement en azote et en carbone est, en général, effectuée à des températures inférieures à 875 °C ; à ces températures relativement basses, les durées nécessaires pour obtenir des couches épaisses seraient prohibitives du fait de la diminution des coefficients de diffusion ;

- les conditions opératoires sont beaucoup moins faciles à contrôler qu'en cémentation et ceci d'autant plus que la température est plus élevée avec alors le risque accru de former des couches poreuses ou trop riches en austénite résiduelle.

Un des avantages sur lequel il convient d'insister : la carbonituration permet d'obtenir des couches durcies convenables en mettant en œuvre des aciers non alliés, là où les mêmes caractéristiques ne pourraient être atteintes en cémentation qu'en ayant recours à des aciers alliés plus onéreux... d'où l'emploi initial très développé dans l'industrie automobile de ce type de traitement.

3.2.5 Durcissement et mise en précontrainte par nitruration et nitrocarburation

3.2.5.1 Conditions générales

Dans le cas des traitements de **cémentation** et de **carbonituration**, l'obtention d'une dureté locale élevée et la génération d'un champ de contraintes résiduelles de compression sont liées à la formation de **martensite par trempe d'une couche austénitique** enrichie en C ou en C et N.

Les traitements de **nitruration** et de **nitrocarburation** sont basés sur l'enrichissement en azote ou en azote et carbone d'une couche superficielle de la pièce mise en contact avec un milieu convenable.

Contrairement à la cémentation et à la carbonituration, la **diffusion** a lieu à des températures où la matrice est à l'état **ferritique**. Les propriétés visées de la couche ne peuvent donc pas être obtenues par trempe et formation de martensite puisque l'état initial n'est pas austénitique. Les mécanismes de durcissement et de génération de contraintes résiduelles de compression sont essentiellement liés à un **phénomène de précipitation** qui a lieu directement au cours du maintien à la température de traitement.

Techniquement plus simples puisque n'exigeant qu'une **seule étape**, les traitements de nitruration et de nitrocarburation mettent en fait en jeu des transformations complexes dont certains détails ne sont pas encore entièrement élucidés.

La nitruration et la nitrocarburation peuvent être pratiquées soit par **voie gazeuse** soit par **voie ionique** qui se distinguent essentiellement, comme pour la cémentation, par le mécanisme d'apport à la surface de la pièce des éléments diffusants.

3.2.5.2 Apport des éléments diffusants à la surface de la pièce

■ Nitruration et nitrocarburation par voie gazeuse

Les températures utilisées pour ces traitements sont situées en dessous des points Ac_1 des systèmes multiéléments Fe-C-N-X, typiquement inférieures à 570 °C.

- La principale source d'azote actif est l'**ammoniac** qui se dissocie en azote moléculaire et en hydrogène. L'atmosphère est souvent caractérisée par son **potentiel azote**. Le potentiel azote n'a pas la même signification simple que le potentiel carbone pour la cémentation. Il ne constitue pas une mesure directe de la concentration en **azote atomique** à la surface de la pièce. Or, seul l'azote atomique peut entrer en solution et diffuser dans la ferrite. Sa production est assurée par la dissociation de l'ammoniac en contact avec les alliages ferreux à haute température, le fer et certains éléments d'alliage jouant le rôle de catalyseurs. En fait, l'équilibre n'est jamais atteint à l'interface atmosphère/pièce. Il n'en demeure pas moins que plus le taux de dissociation de NH_3 est faible, plus le potentiel

azote est élevé et plus le pouvoir nitrurant est important. De même, à cause de la cinétique de la réaction de dissociation, les conditions d'alimentation du four influent sur le taux de dissociation de l'ammoniac et sont d'ailleurs utilisées pour en modifier la valeur.

● Dans le cas de la nitrocarburation la source primaire de carbone dans l'atmosphère est soit un hydrocarbure, soit un endogaz comme pour la cémentation. L'ammoniac peut réagir avec CO pour former du cyanure d'hydrogène HCN dont la décomposition est actuellement reconnue comme une des réactions principales d'apport d'azote à la surface. Les activités superficielles de l'azote, du carbone et de l'oxygène également présent peuvent être modifiées par action sur la composition du milieu gazeux, dilution par de l'air par exemple ou addition de monoxyde de carbone, etc.

La nitrocarburation peut aussi être pratiquée en bains de sel ne contenant pas de cyanures et totalement régénérables. Ces bains permettant des températures de traitement significativement inférieures à la nitrocarburation classique évitant ainsi la diminution des performances à cœur de la pièce.

■ **Nitruration et nitrocarburation par voie ionique**

L'utilisation de la décharge luminescente sous basse pression permet de créer un plasma contenant des ions azote et des ions carbone obtenus directement à partir de l'azote et d'un hydrocarbure comme le méthane. Le mélange gazeux est évidemment adapté à la nitruration ou à la nitrocarburation et au type de couche que l'on désire obtenir. On retrouve les mêmes avantages que pour la cémentation : le transfert des éléments diffusants vers la surface est amélioré... en même temps que le respect de l'environnement.

3.2.5.3 Structure et constitution des couches nitrurées et nitrocarburrées

Selon les propriétés finales désirées, la nitruration et la nitrocarburation sont pratiquées sur des aciers alliés ou non alliés, à l'état recuit ou à l'état trempé et revenu. Dans ce dernier cas, le revenu est effectué à une température supérieure à la température du traitement superficiel. Les agrégats ferrite-carbures correspondants étant des microstructures en quasi équilibre, ils ne subiront pratiquement aucune modification ou des modifications mineures ce qui garantit des propriétés mécaniques stables à cœur.

Les deux traitements conduisent à la formation en surface de la pièce d'une couche complexe comprenant :

- une **couche de combinaison** appelée également couche blanche à cause de son aspect sur une coupe métallographique après attaque ;
- une **couche de diffusion** où ont lieu, principalement, les phénomènes de précipitation.

■ **Constitution des couches de combinaison**

● Les couches de combinaison obtenues après **nitruration** sont constituées essentiellement par des nitrures isomorphes des **nitrures de fer**.

Les températures usuelles de nitruration étant supérieures à 500 °C, le diagramme d'équilibre Fe-N montre que les nitrures techniquement importants sont deux composés non stœchiométriques :

- le **nitrure γ'** de structure cristalline cubique à faces centrées désigné par Fe_4N ;
- le **nitrure ϵ** de structure cristalline hexagonale compacte désigné par $Fe_{2,3}N$.

D'autres nitrures de fer peuvent se former dans certaines conditions comme le nitrure ζ ou Fe_2N de structure cristalline orthorhombique et le nitrure métastable α'' ou Fe_8N , de structure cristalline tétragonale centrée.

Les considérations précédentes sont simplifiées et ne tiennent pas compte des autres éléments présents dans l'acier. En particulier, le carbone est soluble dans le nitrure γ' jusqu'à environ 0,2 % en masse et dans le nitrure ϵ jusqu'à environ 4 % en masse.

● Les couches obtenues après **nitrocarburation** sont essentiellement constituées par des carbonitrures isomorphes des carbonitrures de fer. Ils ont les mêmes structures cristallines que les nitrures précédents et seront donc désignés par carbonitrure ϵ et carbonitrure γ' .

La coupe isotherme à 575 °C du diagramme d'équilibre Fe-C-N montre que le **carbone stabilise** très nettement la **phase ϵ** qui pourra ainsi apparaître pour de plus faibles activités en azote et qu'il peut y avoir **formation de cémentite** pour des teneurs en carbone suffisantes.

■ **Formation des couches de combinaison**

Les atomes d'azote transférés à la surface par réaction avec le milieu gazeux se déplacent vers l'intérieur de la pièce par diffusion en volume ou le long des joints de grains de la structure de base. À 570 °C, la solubilité limite de l'azote dans la ferrite est de 0,115 % en masse et son coefficient de diffusion en volume $1,6 \cdot 10^{-11} m^2 \cdot s^{-1}$. Dès que la ferrite est saturée, des germes de nitrure γ' apparaissent à la surface et se développent latéralement en formant une couche continue. Si la teneur en azote est suffisante le même processus conduit à la formation d'une couche de nitrure ϵ .

La maîtrise de la nature exacte des couches de combinaison passe par celle de l'activité de l'azote ou de l'azote et du carbone dans l'atmosphère gazeuse.

La **nitruration gazeuse** conduit en général à des couches mixtes d'épaisseur allant de 5 à 50 μm et contenant les deux types de nitrure de fer.

La nitruration **ionique** permet un contrôle plus précis de l'atmosphère et l'on peut obtenir une couche de combinaison monophasée ϵ ou γ' ou même la supprimer complètement. Le tableau suivant précise l'influence de la composition de l'atmosphère sur la nature de la couche de combinaison :

Teneur en azote (en %)	Couche de combinaison
1 à 5	Absente
15 à 30	γ'
60 à 70	ϵ

La **nitrocarburation** vise essentiellement la formation d'une couche monophasée ϵ ce qui est obtenu facilement en agissant sur le potentiel carbone qui doit être suffisamment élevé, tout en évitant la formation de cémentite.

■ **Propriétés des couches de combinaison**

Les nitrures ϵ sont des composés relativement plus durs que les nitrures γ' . Une couche monophasée ϵ est donc intrinsèquement plus fragile mais plus résistante à l'usure qu'une couche monophasée γ' . Les couches biphasées obtenues par nitruration gazeuse ont une fragilité globale accrue à cause des contraintes élevées qui se développent aux interfaces ϵ/γ' et des différences entre les coefficients de dilatation thermique de ces composés.

Au point de vue pratique, une couche ϵ offre des propriétés tribologiques intéressantes dans les cas où une bonne résistance à l'usure est recherchée pour des pièces non soumises à des chocs ou à des chargements concentrés. Si, par contre, la pièce doit subir des chargements localisés ou des impacts, la couche de combinaison doit être enlevée soit par rectification, soit par usinage chimique, soit par attaque alcaline et sablage. Cette élimination n'est pas toujours facile sur des pièces de forme complexe et l'emploi de la nitruration ionique peut résoudre ce problème en évitant purement et simplement la formation de la couche blanche.

3.2.5.4 Couches de diffusion

■ Constitution des couches de diffusion

Les couches de diffusion des pièces nitrurées ou nitrocarburrées présentent à l'observation optique une microstructure rappelant celle du matériau initial. L'apport d'azote atomique par diffusion de la surface vers le cœur entraîne deux modifications « invisibles » à l'examen optique :

- la **mise en solution d'azote** dans la ferrite ;
- la **précipitation** de très fines particules de divers nitrures ou carbonitrures de fer ou d'éléments d'alliage, les interfaces précipités/matrice étant le plus souvent cohérents ou semi-cohérents comme le montre les observations en microscopie électronique.

En fait, cette description est largement simplifiée et des événements « secondaires » peuvent intervenir dépendant de l'état initial de l'acier. Par exemple, il peut y avoir formation de carbures ou de nitrocarbures aux joints de grains de l'austénite initiale des aciers trempés et revenus avant nitruration. Ils apparaissent sous forme de liserés ou « cheveux d'ange » sur les micrographies.

Un autre phénomène parfois constaté est la diffusion du carbone de l'intérieur de la pièce à travers la couche de combinaison entraînant, par remise en équilibre locale, la disparition plus ou moins complète des carbures de revenu initiaux.

■ Propriétés des couches de diffusion

Les traitements de nitruration et de carbonitruration forment des **couches de diffusion en compression et de dureté élevée** dont la présence améliore la tenue en service des pièces fortement chargées et en particulier leur résistance à la fatigue.

Les dentures de pignonneries nitrurées représentent un domaine typique d'application, la couche de combinaison est, dans ce cas, systématiquement éliminée.

■ Profils de microdureté de la couche de diffusion

Le durcissement est dû à la mise en solution d'azote dans la ferrite mais surtout à la formation de fins précipités cohérents de nitrures ou carbonitrures de dimensions de l'ordre de quelques dizaines de nanomètres qui sont des obstacles efficaces au mouvement des dislocations.

La figure 56 donne un exemple schématique du profil de microdureté Vickers d'une couche de diffusion. La **profondeur conventionnelle de nitruration** z_n est définie par l'abscisse du point où la dureté est supérieure de 100 HV à celle du métal de base.

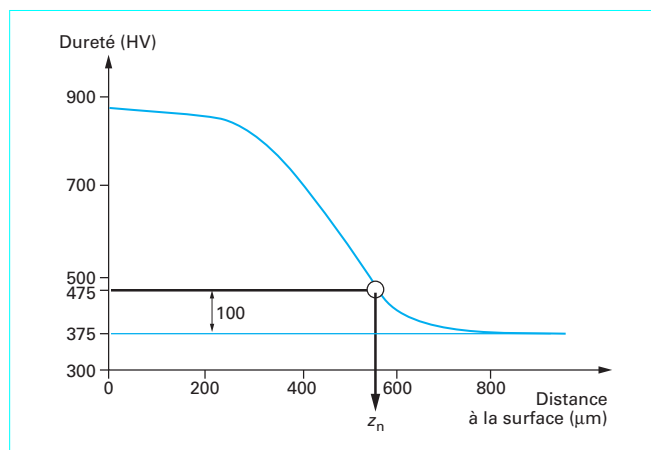


Figure 56 – Détermination de la profondeur conventionnelle de nitruration

Les profondeurs de nitruration peuvent varier de 0,05 à 1 mm en fonction de l'application envisagée. Elles dépendent de la température et de la durée du traitement, du taux de dissociation de l'ammoniac (nitruration gazeuse) ou de la teneur en azote (nitruration ionique) dans l'atmosphère et éventuellement du nombre d'étapes différentes. On utilise très souvent un traitement à deux paliers de température : un premier palier vers 500 à 510 °C et un taux de dissociation de 15 à 25 % pour obtenir un pouvoir nitrurant élevé, un deuxième palier vers 550 à 560 °C et un taux de dissociation en agissant sur le débit de 75 à 80 % pour obtenir un pouvoir nitrurant plus faible.

■ Contraintes résiduelles dans la couche de diffusion

La nitruration induit en général des contraintes de compression dans la couche de diffusion. Ces contraintes ont pour origine l'augmentation de volume de la couche traitée due à la mise en solution solide de l'azote dans la ferrite mais surtout la précipitation de nitrures d'éléments alliés (figure 57). On peut en dresser un schéma simplifié en considérant qu'il est le résultat de la superposition d'au moins trois étapes plus ou moins imbriquées au moins dans le cas des aciers initialement à l'état trempé et revenu.

a) En début de traitement, la mise en compression de la couche nitrurée est due à l'augmentation locale de volume associée à la mise en solution de l'azote dans la ferrite et à la précipitation des nitrures ou carbonitrures. Le champ de contrainte correspondant présente un maximum en surface. Au cours du temps, le phénomène couplé diffusion/précipitation progressant vers le centre de la pièce, l'épaisseur de la couche comprimée augmente.

b) Plus ou moins simultanément, les contraintes de compression subissent une autorelaxation d'autant plus importante que leur niveau est élevé donc que le point considéré se trouve plus près de la surface. Cette relaxation déplace le maximum de compression vers l'intérieur et en diminue la valeur.

c) Enfin, une redistribution du carbone par diffusion inverse conduit à une dissolution partielle des carbures de revenu avec diminution locale de volume. Cette diminution de volume a tendance à générer des contraintes de traction ce qui modifie de nouveau la distribution globale en fonction du temps. Si ce phénomène a une ampleur suffisante, le profil peut présenter une zone en traction en surface et au voisinage de celle-ci.

La présence ou l'absence d'une couche de combinaison peut également influencer la distribution des contraintes dans la couche de diffusion.

■ La figure 58 illustre dans le cas de la nitruration gazeuse l'influence de la température de traitement, de la durée du traitement et du potentiel de nitruration par l'intermédiaire du taux de dissociation de l'ammoniac. On constate par exemple (figure 58 c) que lorsque la durée de la nitruration augmente, le maximum de contrainte de compression diminue et se déplace vers l'intérieur de la pièce, la région comprimée s'étend vers l'intérieur. Selon le niveau et la nature des sollicitations imposés à la pièce en service on pourra donc rechercher soit un profil de distribution des contraintes résiduelles étroit et présentant un maximum de compression élevé, soit un profil étalé mais présentant un maximum de compression moins important.

3.2.5.5 Modélisation des couches traitées

Idéalement, la modélisation des traitements superficiels et le développement de logiciels de calcul ont pour objet l'optimisation des paramètres opérationnels du traitement et la prévision du comportement de la couche traitée sous un chargement déterminé. Une telle procédure, quand elle existe, permet d'éviter ou de limiter le recours à l'expérience directe longue et onéreuse.

Des modèles efficaces ont été développés dans le cas des couches cémentées et trempées. La tâche est relativement aisée car l'apport de carbone et la trempé sont deux opérations parfaitement disjointes. En outre, les caractéristiques des transformations de phase

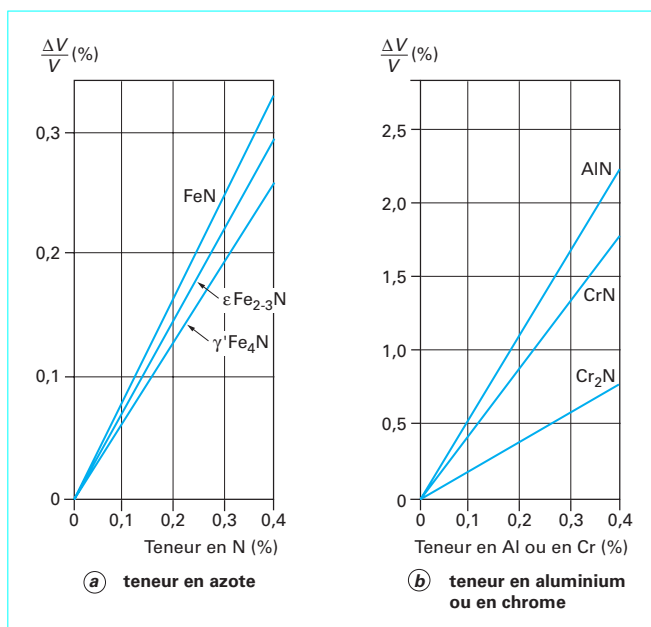


Figure 57 - Variation relative de volume selon la nature du nitrure formé (d'après Mittenmeijer)

intervenant sont très bien connues et se déroulent à une échelle « accessible ».

Il n'en est malheureusement pas de même dans le cas de la nitruration où apport d'azote et modifications microstructurales sont simultanées. En outre, les précipités « durcissants » ont des tailles telles que des questions se posent sur la validité des principes de calcul à appliquer.

La nécessité de prendre simultanément en compte les phénomènes de transfert de masse, de diffusion, de précipitation et de croissance de la couche de combinaison met en évidence toute la difficulté du problème, rendu encore plus ardu par le manque de données thermodynamiques et cinétiques. Il est cependant intéressant de discuter des quelques notions de base à l'origine des modèles existants ou futurs.

Le cas de la nitruration ionique avec formation d'une couche de combinaison monophasée constituée de nitrure Fe₄N a été développé par T. Bell [6]. La figure 59 précise les notations utilisées.

3.2.5.5.1 Transfert d'azote à l'interface (z = 0)

Un grand nombre de mécanismes réactionnels ont été proposés pour décrire le transfert d'azote entre l'atmosphère et la surface de la pièce en contact que ce soit pour la nitruration gazeuse ou pour la nitruration ionique. Ils restent largement inutilisables sur le plan quantitatif.

À chaque instant, le flux d'azote à la surface du métal est égal à celui permis par la cinétique réactionnelle globale. La condition de continuité du flux à l'interface peut s'écrire sous la forme générale :

$$-D_N^{\alpha} \frac{\partial c(z=0, t)}{\partial z} = A - B \times c(0, t)$$

$$\text{ou } -D_N^{\gamma} \frac{\partial c(z=0, t)}{\partial z} = A' - B' \times c(0, t)$$

Ces expressions font intervenir les coefficients de diffusion de l'azote soit dans la ferrite soit dans Fe₄N selon le cas. Les termes A et B (A' et B') peuvent être déterminés à partir des profils de distri-

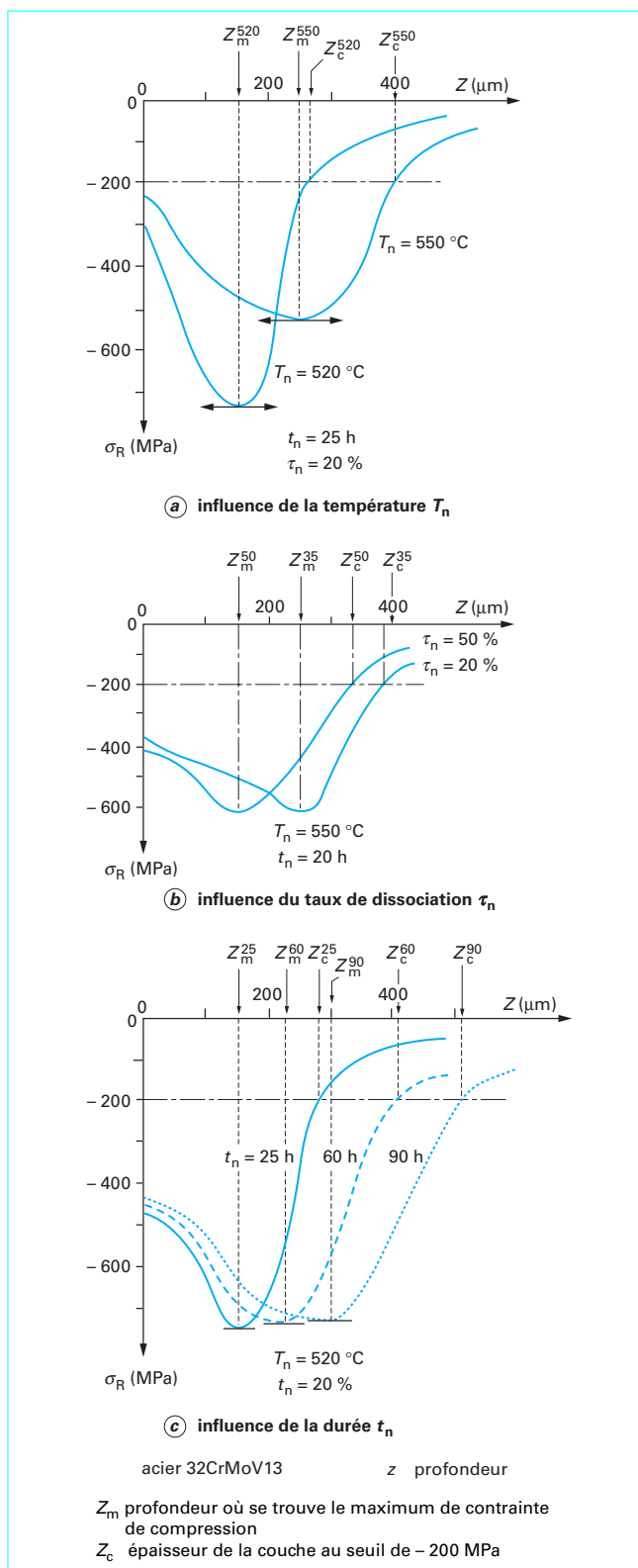


Figure 58 - Contraintes résiduelles après nitruration gazeuse

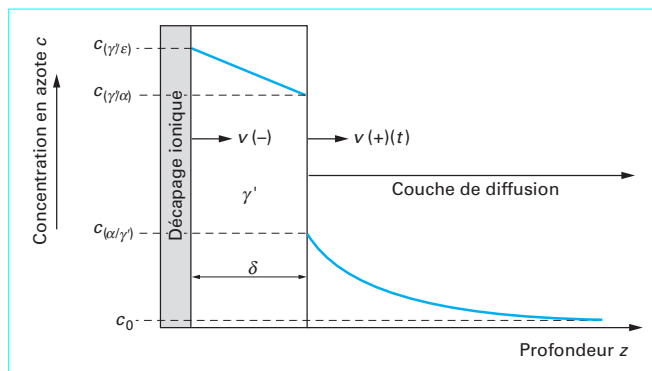


Figure 59 - Schéma de la couche de nitruration et notations

bution de l'azote obtenus par exemple par spectrométrie d'émission.

3.2.5.5.2 Croissance de la couche de combinaison

La couche de combinaison ne commence à se former qu'après un temps « d'incubation », t_0 , correspondant à la saturation de la ferrite en azote à la surface de la pièce. Une fois la limite de solubilité atteinte, des germes de nitrure Fe_4N apparaissent et évoluent rapidement vers une couche uniforme dont l'épaisseur δ va croître au cours du temps.

Pour des temps supérieurs à t_0 , la croissance de la couche est décrite par un problème classique de diffusion, la couche se comportant comme un domaine à interfaces mobiles. En nitruration ionique il faut tenir compte à la fois du déplacement vers l'intérieur de l'interface $\gamma'/m\acute{e}tal$ dû à la diffusion de l'azote mais aussi de l'effet de décapage ionique qui érode la couche à l'interface atmosphère/ γ' à une vitesse $v(-)$ supposée constante.

La différence entre les flux de diffusion d'azote traversant l'interface $\gamma'/m\acute{e}tal$ est égale à la quantité d'azote ajoutée à la couche de combinaison.

La condition correspondante s'écrit donc :

$$\rho_{\gamma'} D_N^{\gamma'} \frac{\partial c(z = \delta_{(-)}, t)}{\partial z} - \rho_{\alpha} D_N^{\alpha} \frac{\partial c(z = \delta_{(+)}, t)}{\partial z} = (\rho_{\gamma'} c_{(\gamma'/\alpha)} - \rho_{\alpha} c_{(\alpha/\gamma')}) \left(\frac{d\delta}{dt} + v(-) \right)$$

On peut la simplifier en supposant que la teneur en azote varie linéairement dans la couche de combinaison en passant de la teneur d'équilibre entre γ' et ϵ à la teneur d'équilibre entre γ' et α dont les valeurs sont fournies par le diagramme d'équilibre. Elle devient alors :

$$\rho_{\gamma'} D_N^{\gamma'} \frac{c_{(\gamma'/\epsilon)} - c_{(\gamma'/\alpha)}}{\delta} - \rho_{\alpha} D_N^{\alpha} \frac{\partial c(z = \delta_{(+)}, t)}{\partial z} = (\rho_{\gamma'} c_{(\gamma'/\alpha)} - \rho_{\alpha} c_{(\alpha/\gamma')}) \left(\frac{d\delta}{dt} + v(-) \right)$$

3.2.5.5.3 Diffusion de l'azote dans la ferrite

Elle est décrite par l'équation de Fick :

$$D_N^{\alpha} \frac{\partial^2 c(z, t)}{\partial z^2} = \frac{\partial c(z, t)}{\partial t}$$

avec $c(\infty, t) = c_0$

En première approximation, le coefficient de diffusion de l'azote dans la ferrite est supposé indépendant de la teneur en azote et de la présence de précipités bien que des corrections soient possibles pour ce dernier point.

3.2.5.5.4 Précipitation des nitrures et carbonitrures

Base pratique du procédé, c'est de loin le phénomène le plus complexe à traiter. La prise en compte de la cinétique de précipitation est actuellement largement hors de portée.

L'hypothèse la plus communément adoptée consiste à admettre que l'équilibre thermodynamique local est atteint en un temps très court par rapport à la durée totale du traitement. Cet état d'équilibre peut être déterminé à partir de logiciels spéciaux comme Thermo-calc® ou, de manière plus simple mais moins performante, à partir de la connaissance des produits de solubilité des divers nitrures ou carbonitrures susceptibles de se former, un type de précipité ne se formant que lorsque le produit de solubilité correspondant est atteint.

Ce dernier mode d'approche exige d'admettre que les éléments alliés nitrurigènes sont intégralement en solution solide dans la ferrite ce qui est loin d'être rigoureux. Mais même l'emploi de logiciels tels que Thermo-calc® pose quelques problèmes car ils ne tiennent pas compte, par exemple, de l'énergie interfaciale dans leur bilan d'enthalpie libre ; or ce terme est d'autant plus important que les dimensions des particules sont plus faibles.

On peut cependant considérer que l'ensemble des équations précédentes, associé à des banques de données thermodynamiques peuvent conduire à une modélisation acceptable de la nitruration. Le traitement mathématique fait appel aux méthodes numériques classiques de discrétisation spatiotemporelle qui s'adaptent bien à l'étude de la diffusion/précipitation. Au cours du j^{e} incrément de temps, l'azote diffuse dans le j^{e} élément du maillage, la formation des précipités a lieu afin de rétablir l'équilibre et définit un nouvel état local...

On peut finalement accéder à la connaissance de la constitution de la couche obtenue en fonction de la profondeur et à l'épaisseur de la couche de combinaison. Les contraintes résiduelles peuvent en être déduites et donc le comportement mécanique de la couche soumise à un chargement connu.

Des modèles plus ou moins élaborés ont été proposés par divers groupes de recherche suédois (Université de Linköping), britanniques (Université de Birmingham) et français (École des Mines de Nancy). L'accord avec les vérifications expérimentales est souvent correct.

3.2.5.6 Alliages de nitruration

Les aciers non alliés peuvent être nitrurés mais la couche de diffusion n'est pas significativement plus dure que le métal de base et la couche de combinaison formée est très fragile et s'écaille facilement. La réponse « efficace » d'un alliage ferreux à la nitruration dépend de la présence d'éléments fortement nitrurigènes comme Al, Cr, Mo, V, Ti, Nb et W. De ce fait, une grande variété de matériaux sont nitrurables.

■ **Aciers de construction mécanique** destinés à la fabrication de pièces soumises à l'usure et à la fatigue. Les nuances 32CrMoV9 (32CDV9)-32CrMoV12.10 (32CDV12)-34CrAlNi7 sont les plus employées pour les pièces fortement chargées. Les aciers contenant de l'aluminium forment des couches de dureté très élevées et résistantes à l'usure mais au détriment de la ductilité. L'utilisation de ces nuances doit être considérée avec précaution et a souvent intérêt à être évitée.

■ **Aciers à outils** pour travail à chaud et à froid X40CrMoV5.1, X165CrMoV12, etc.

■ **Aciers maraging** parmi lesquels les nuances 18Ni/200, 18Ni/250 et 18Ni/300.

Ce document a été délivré pour le compte de 7200049069 - arts et métiers paristech // 193.48.193.78

■ **Aciers inoxydables** austénitiques des séries 200 et 300, ferritiques ou martensitiques de la série 400, à durcissement par précipitation de nuances 13-8 PH, 15-5 PH, 17-4 PH.

La nitruration des aciers inoxydables par voie gazeuse exige l'élimination de la couche de passivation avant l'introduction des pièces dans le four de nitruration. Le film d'oxyde inhibe la réaction de transfert et joue le rôle de barrière de diffusion pour l'azote. Cette opération n'est pas nécessaire en nitruration ionique, l'effet de décapage (sputtering) élimine les couches d'oxydes les plus adhérentes directement dans la chambre de nitruration.

La nitruration des aciers inoxydables provoque en particulier la formation de précipités de CrN. L'appauvrissement en chrome de la matrice qui en résulte risque, s'il est suffisamment important, de diminuer la résistance à la corrosion du matériau. Il faut tenir compte de cet inconvénient et l'éliminer en faisant appel à des nuances stabilisées au titane ou au niobium.

■ Les pièces obtenues par **métallurgie des poudres** peuvent également être nitrurées. Les opérations de nettoyage des surfaces sont beaucoup plus critiques que dans le cas des pièces classiques à cause essentiellement des porosités résiduelles. Elles doivent être suivies d'un maintien à température suffisant pour éliminer toute trace de solvant ou de lubrifiant.

3.3 Traitements combinés

Les traitements thermiques ou thermochimiques superficiels de précontrainte sont très souvent suivis de traitements mécaniques de précontrainte volontaires ou non. D'une part, les pièces peuvent subir une rectification, un polissage, un sablage ou une tribofinition et l'ensemble de ces opérations est assimilable à des traitements de précontrainte imposés par des exigences dimensionnelles ou d'état de surface. D'autre part, des traitements mécaniques de précontrainte peuvent être envisagés après des traitements thermochimiques pour obtenir une combinaison optimale entre durcissement superficiel et contraintes résiduelles de compression.

Par exemple, le grenailage d'une pièce en acier de nuance 16NiCrMo13 durcie par trempé après cémentation peut conduire à des maxima de contraintes de compression voisines de - 1 500 MPa. Cependant peu d'études complètes ont été consacrées à ces traitements mixtes et leur application ne concerne que des cas particuliers.

Les figures 60 et 61 illustrent l'influence du grenailage sur les contraintes résiduelles et la limite d'endurance d'éprouvettes en acier de nuance 16MnCr5 durcies par trempé après cémentation.

3.4 Rôles des précontraintes

Les traitements superficiels de durcissement ou de précontrainte ont pour but principal l'introduction d'un champ de contraintes résiduelles afin d'améliorer essentiellement la tenue à la fatigue des pièces et des structures, aussi bien dans le domaine de la construction mécanique que dans celui de la construction métallique. Mais ces traitements sont aussi exploités pour améliorer la résistance à la corrosion sous contrainte et à l'usure (tableau 3).

3.4.1 Amélioration de la tenue à la fatigue

Pour des renseignements complémentaires, le lecteur se reportera à l'article *Essais de fatigue* dans ce traité.

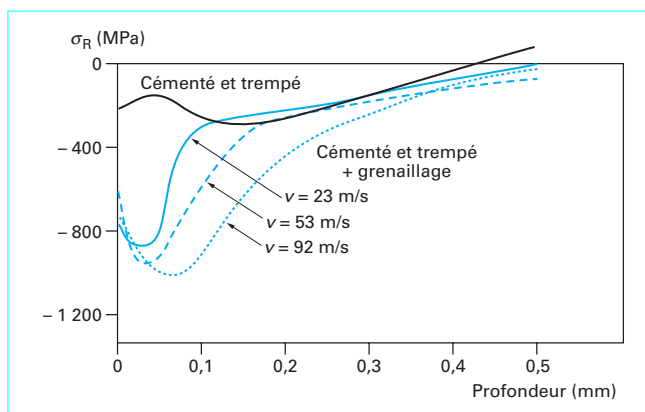


Figure 60 - Influence du grenailage après cémentation et trempé sur les contraintes résiduelles d'échantillons d'acier de nuance 16MnCr5 [7]

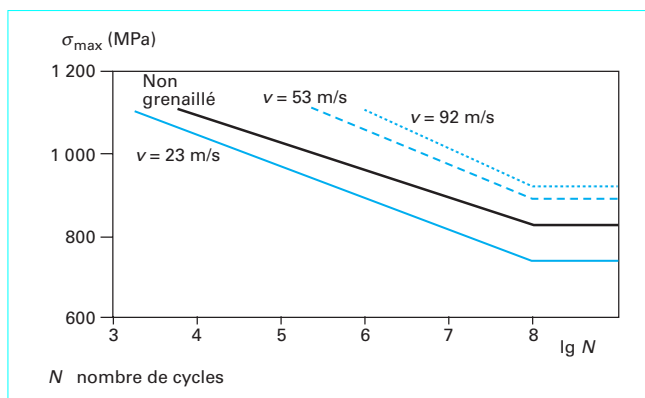


Figure 61 - Influence du grenailage après cémentation et trempé sur la limite d'endurance d'échantillons d'acier de nuance 16MnCr5 [7]

3.4.1.1 Aspect uniaxial

La mise en évidence de l'intérêt des traitements superficiels pour améliorer la tenue en fatigue peut se faire, simplement, à l'aide du diagramme de Goodman lorsque l'on ne s'intéresse qu'à des contraintes uniaxiales.

Si le chargement maximal a pour intensité σ_{max} et le chargement minimal σ_{min} , on peut calculer les éléments suivants :

– la contrainte moyenne :

$$\sigma_m = 1/2 (\sigma_{max} + \sigma_{min})$$

– la contrainte alternée :

$$\sigma_a = 1/2 (\sigma_{max} - \sigma_{min})$$

– le rapport de charge :

$$R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$$

La courbe de tenue en fatigue, dite de Wöhler, où l'on représente le nombre de cycles à rupture (en abscisse) en fonction de la contrainte alternée appliquée (en ordonnée) est établie pour $R = -1$ et donc $\sigma_m = 0$ et elle met en évidence la limite d'endurance σ_D .

Tableau 3 – Effets comparés des traitements de surface

Traitement	Effet microstructural	Effet macrostructural	Effet géométrique	Domaine d'application	Effets secondaires
Thermique					
Trempe sans transformation de phase	≈ 0	+	0	F	Tapures
Trempe avec transformation de phase	++	+	0	F/FC	Tapures
Trempe superficielle	++	++	0	F/FC	
Thermochimique					
Cémentation	+++	++	0/-	F/FC	Variations dimensionnelles
Nitruration	+++	++	0	F/FC	Couche de combinaison
Carbonituration	+++	++	0	F/FC	
Mécanique					
Usinage	+/-	+/-	+	F	Brûlures
Tribofinition	+	++	+++	FC	
Grenailage	+	+++	+/-	F	Microfissures, incrustations
Martelage	+	+++	+/-	F	
Ondes de choc	++	+++	0	F/FC	
Préconformage	0/+	++	+/0	F	
Glissement superficiel	+	++	0	FC	
Galetage	+	+++	-	F	
0 sans effet	F fatigue				
- effet négatif	FC fatigue de contact				
+ effet positif					

Avec la représentation de Goodman, on peut considérer des cas où $\sigma_m \neq 0$. Graphiquement (figure 62), on porte en abscisse σ_m et en ordonnée $\sigma_{max} + \sigma_{min}$. Le **domaine de sécurité** est constitué par un fuseau dont le sommet est situé au point de coordonnées (R_m, R_m) , R_m étant la résistance à la rupture, et qui coupe l'axe des ordonnées en deux points $(0, +\sigma_D)$ et $(0, -\sigma_D)$. σ_D est la limite d'endurance à 10^7 cycles.

La présence d'une contrainte résiduelle σ_R va modifier localement la charge. Ainsi, on passera de l'état 1 sans contrainte résiduelle à l'état 2 tel que :

$$\begin{aligned} \sigma_{max} (2) &= \sigma_{max} (1) + \sigma_R \\ \sigma_{min} (2) &= \sigma_{min} (1) + \sigma_R \end{aligned}$$

et donc

$$\begin{aligned} \sigma_m (2) &= \sigma_m (1) + \sigma_R \\ \sigma_a (2) &= \sigma_a (1) \end{aligned}$$

On voit que la présence d'une contrainte résiduelle affecte la contrainte moyenne et ne modifie pas la contrainte alternée.

Sur le diagramme de la figure 62, on constate que l'abaissement de la contrainte moyenne permet de supporter une contrainte alternée plus importante ; cette relation étant déterminée par la formule :

$$\sigma_a = \left(\sigma_D - \frac{\sigma_D}{R_m} \right) \sigma_m$$

Il faut préciser que σ_D est la limite d'endurance en l'absence de contrainte résiduelle ou sous contrainte moyenne nulle.

Il faut cependant garder à l'esprit qu'un tel raisonnement doit dans le cas de la fatigue être pris avec beaucoup de précautions et ne peut constituer qu'une approximation du phénomène réel. En effet, il faut tenir compte du trajet de chargement et insister sur le

fait que tout phénomène de fatigue est lié à une déformation plastique (localisée ou non) à une échelle micro ou macroscopique, et que cette déformation interdit l'application simple du théorème de superposition des contraintes de Maxwell.

Il faut également préciser qu'il est difficile de séparer la contribution des contraintes résiduelles de celle des états métallurgiques et géométriques.

Cependant, l'augmentation de la résistance à la fatigue est un domaine privilégié de l'application des traitements de précontrainte, et de nombreux exemples, comme celui de la courbe de Wöhler (figure 63) existent dans la littérature.

Les contraintes résiduelles macroscopiques et celles existant à l'échelle microscopique ont des influences différentes suivant l'état microstructural du matériau. Dans le cas du grenailage d'aciers, ces effets ont été séparés de l'aspect microstructural caractérisé par la dureté (figure 64).

3.4.1.2 Aspect multiaxial

Pour plus de renseignements, le lecteur se reportera aux références [13] et [14].

Il existe de nombreux critères de fatigue à une, deux, ou trois dimensions. Ces derniers sont les plus généraux. L'expérience montre que les critères de Von Mises et de Tresca ne peuvent être utilisés en présence de fortes contraintes moyennes ou résiduelles car ils ne prennent pas en considération la pression hydrostatique. Dans ce cas, il est préférable d'utiliser des critères faisant intervenir l'amplitude du **cisaillement octaédrique** τ_{octa} ou du cisaillement maximal τ_{max} et la **pression hydrostatique maximale** p_{max} . On peut citer, en particulier, le **critère de Crossland** [8], qui a le formalisme le plus simple d'emploi :

$$\tau_{octa} + a p_{max} = \beta$$

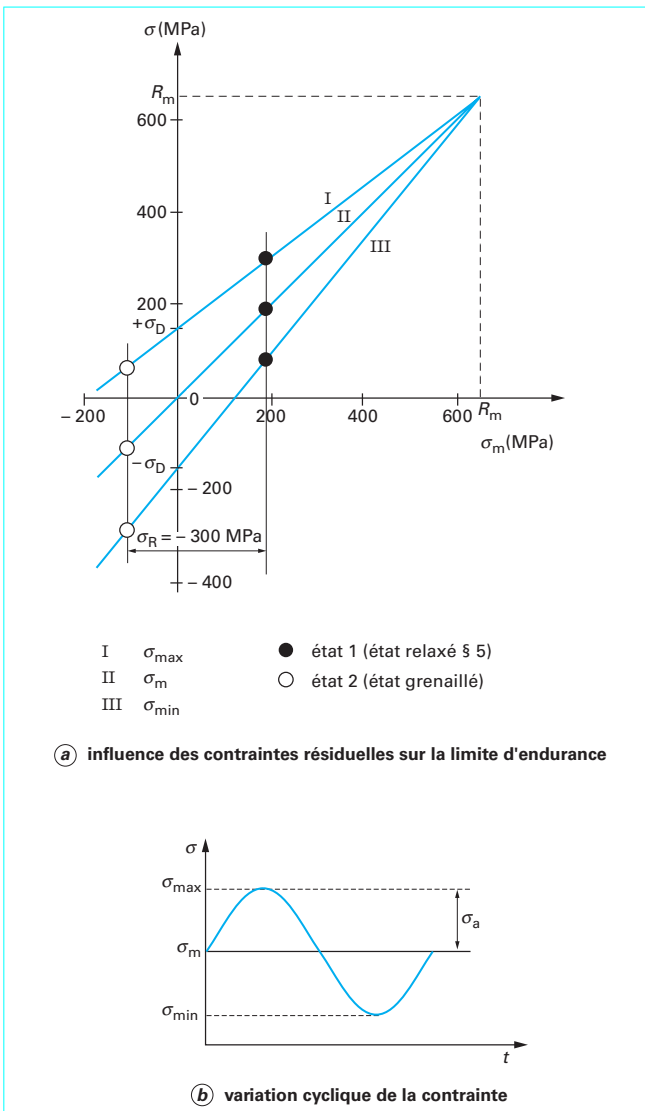


Figure 62 – Diagramme de Goodman. Aspect initial

avec a coefficient défini par l'expérience,
 β constante.

Suivant un repère donné en un point donné, on peut établir le tenseur des contraintes σ tel que :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix}$$

Des neuf composantes, six sont indépendantes et varient, en général, suivant le point observé et les axes de référence.

Il est établi que $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$ (problème d'équilibre) et que le nombre d'invariants se réduit à 3. Il s'agit de termes scalaires qui ne chan-

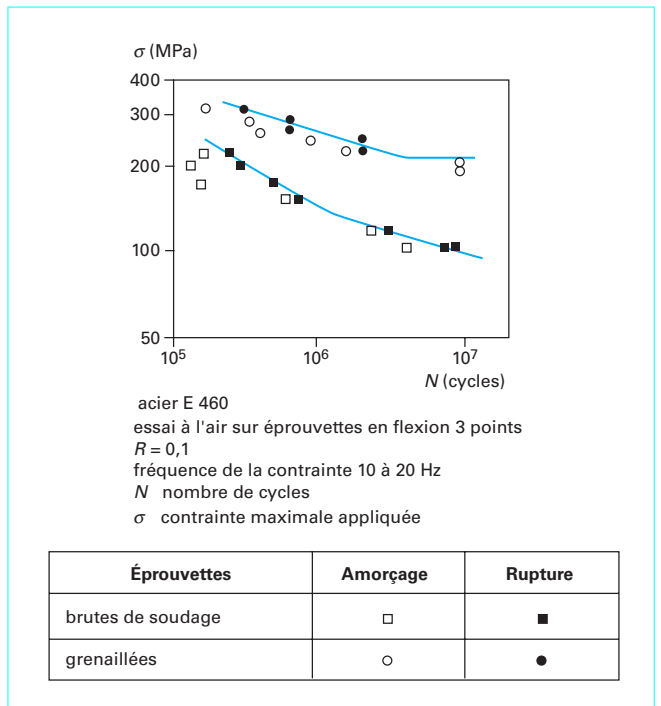


Figure 63 – Résistance à la fatigue de joints soudés et grenillés (d'après Picouet)

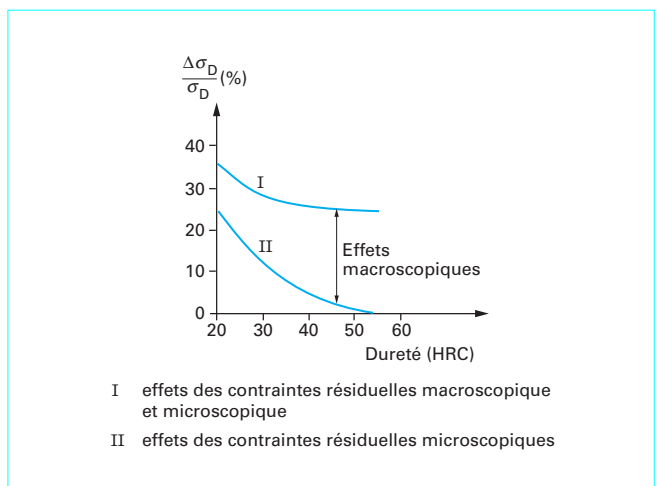


Figure 64 – Influence des contraintes résiduelles macroscopique et microscopique sur la limite d'endurance en fonction de la dureté (d'après Evans et al.)

gent pas avec le choix du repère. Les deux invariants du tenseur les plus fréquemment utilisés sont :

$$\rho_{\max} = \frac{1}{3} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$$

$$2\sigma_{\text{eq}}^2 = (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + 6\sigma_{12}^2 + 6\sigma_{13}^2 + 6\sigma_{23}^2$$

avec σ_{eq} contrainte équivalente de Von Mises.

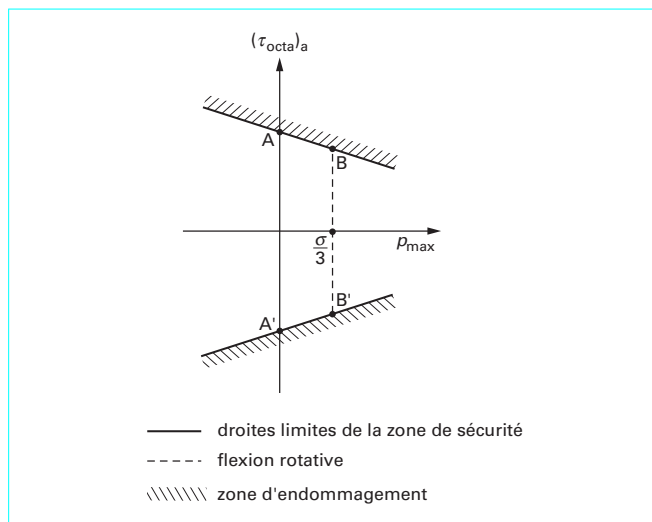


Figure 65 – Critère de Crossland. Aspect multiaxial

Ce dernier terme est parfois formalisé différemment sous le nom de cisaillement octaédrique τ_{octa} tel que :

$$\tau_{octa} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_{eq}$$

Ce cisaillement correspond à une valeur assez proche du cisaillement maximal de Tresca et est plus facile à formuler (l'écart varie de 0 à 15 %).

Les critères de fatigue supposent qu'on peut à tout instant décomposer le tenseur des contraintes en deux parties, l'une moyenne, indépendante du temps, et l'autre alternée.

De plus, on admet, à partir de considérations physiques, que la force motrice de l'endommagement est le cisaillement octaédrique alterné (mouvement alternatif de glissement) et que l'effet de celui-ci dépend linéairement de la pression hydrostatique maximale (p_{max}).

En clair, dans un matériau fortement comprimé, on défavorise la création et la propagation des fissures ; au contraire, dans un matériau tendu, on facilite le phénomène d'endommagement. Une précontrainte de compression agit comme une contrainte moyenne et n'a d'incidence que sur la valeur de la pression hydrostatique maximale p_{max} .

La figure 65 schématise le critère de Crossland. En ordonnée, on porte le cisaillement octaédrique alterné $(\tau_{octa})_a$, en abscisse la pression hydrostatique maximale p_{max} .

La zone de sécurité est constituée par la partie du plan située entre deux droites limites symétriques. Ces droites peuvent être obtenues à l'aide de deux essais de fatigue (c'est à l'évidence un minimum) tels que la torsion alternée (points A et A' pour lesquels il n'y a que du cisaillement et où la pression hydrostatique est nulle) et la flexion rotative (points B et B').

La position des droites définit la résistance du matériau à la fatigue et est donc directement dépendante de sa résistance à la rupture R_m (car la limite d'endurance est liée à R_m) et du nombre de cycles N .

Remarque : en toute rigueur, les critères de fatigue sont établis pour une limite d'endurance que l'on atteint aux environs de 10^7 cycles habituellement. Ils sont parfois utilisés pour des durées de vie plus courtes (10^5 ou 10^6 cycles).

Exemple : supposons le cas d'une pièce soumise à un champ de contrainte σ tel qu'en fonction du temps :

$$\sigma(t) = \begin{vmatrix} \sigma_{11}(t) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22}(t) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \sigma_{11}^m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22}^m & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_{11}^a & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22}^a & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \sin \omega t$$

Nous avons donc au maximum, si σ_{ij}^m est la contrainte moyenne et σ_{ij}^a la contrainte alternée :

$$p_{max} = \frac{1}{3} (\sigma_{11}^m + \sigma_{11}^a + \sigma_{22}^m + \sigma_{22}^a)$$

et pour cisaillement octaédrique maximal alterné pour lequel on prend en compte la seule partie du tenseur dépendant du temps :

$$\begin{aligned} (\tau_{octa})_{max} &= \frac{\sqrt{2}}{3} [(\sigma_{11}^a - \sigma_{22}^a)^2 + (\sigma_{11}^a)^2 + (\sigma_{22}^a)^2]^{1/2} \\ &= \frac{2}{3} [(\sigma_{11}^a)^2 + (\sigma_{22}^a)^2 - \sigma_{11}^a \sigma_{22}^a]^{1/2} \end{aligned}$$

La variation de $[p_{max}, (\tau_{octa})_a]$ est schématisée sur la figure 66 (tracé I).

On s'aperçoit qu'une partie de la durée du cycle a lieu dans le domaine d'endommagement (hachuré sur la figure 66) conduisant à la rupture.

Si on précontraint la surface par un traitement compressif biaxial isotrope (cémentation, nitruration, grenailage, etc.), on implante un tenseur des contraintes résiduelles σ_R tel que :

$$\sigma_R = \begin{vmatrix} \sigma_R & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_R & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \text{ avec } \sigma_R < 0$$

La composante alternée n'est pas modifiée et donc $(\tau_{octa})_a$ ne change pas. Par contre, la pression hydrostatique devient au maximum :

$$p_{max} = \frac{1}{3} (\sigma_{11}^m + \sigma_{22}^m + \sigma_{11}^a + \sigma_{22}^a + 2 \sigma_R)$$

On va donc réduire la pression hydrostatique de $\frac{2}{3} \sigma_R$ et déplacer horizontalement le tracé I de cette valeur. On obtient le tracé II de la figure 66. Il n'y a plus alors de risque de rupture pour la durée de vie considérée.

Au travers de ce simple exemple, on peut considérer qu'un traitement superficiel qui apporte une compression biaxiale isotrope sera plus efficace qu'un traitement qui n'est qu'uniaxial.

Par contre, un traitement qui provoque une compression dans une direction et une traction identique dans l'autre sera d'une efficacité nulle car alors la pression hydrostatique n'est pas modifiée (cas de certains usinages).

3.4.2 Amélioration de la résistance aux actions de contact

Il est difficile de séparer dans ce cas les paramètres dureté et contraintes résiduelles superficielles, ainsi que le paramètre géométrique. Les contraintes résiduelles de compression semblent favorables pour s'opposer aux phénomènes d'écaillage ou de délaminage, alors que le paramètre dureté semble prépondérant pour la résistance à l'abrasion.

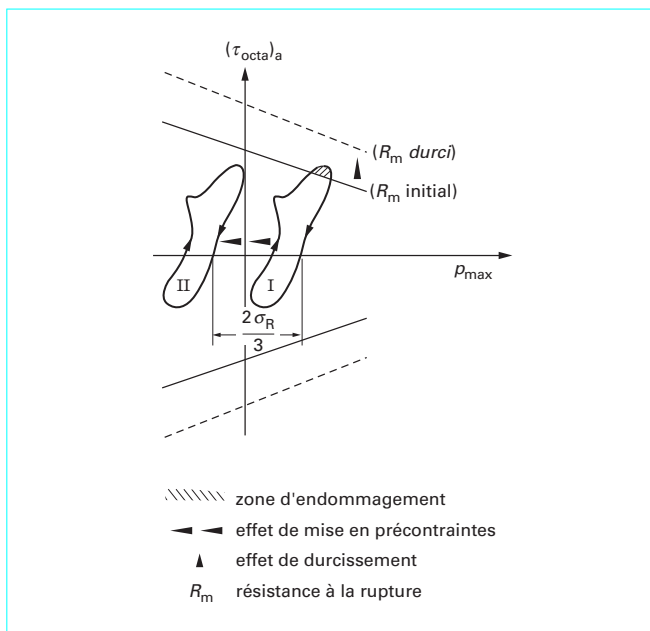


Figure 66 – Schéma des effets des précontraintes et du durcissement

Il semble cependant souhaitable de réaliser des traitements tels que la peau du métal soit en forte compression sur une faible profondeur et que la sous-couche ne soit pas trop dure pour conserver une bonne résilience d'ensemble. Cet objectif conduit à utiliser des matériaux durcis superficiellement (par exemple, par cémentation ou nituration), ce qui est également compatible avec l'amélioration de la résistance à l'abrasion.

3.4.3 Amélioration de la résistance à la corrosion sous contrainte

On trouve de très nombreux exemples dans la littérature où l'utilisation d'un traitement superficiel le plus souvent mécanique (grenage, en particulier) inhibe les phénomènes de corrosion sous contrainte, en particulier dans le cas des aciers inoxydables austénitiques.

Le tableau 4 montre par exemple la corrélation qui existe entre la longueur des fissures de corrosion sous contrainte et l'épaisseur de la zone en traction et il met en évidence l'absence de fissure lorsque la couche superficielle du matériau est mise en compression par polissage mécanique.

4. Relaxation et stabilité des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles de compression introduites par les différents traitements de mise en précontrainte n'ont d'intérêt que si elle restent stables en service. On constate souvent une relaxation des contraintes résiduelles ce qui peut mettre les pièces traitées en péril et nuire à la sécurité.

Tableau 4 – Corrosion sous contrainte déclenchée par MgCl₂ bouillant sur un acier inoxydable austénitique usiné dans différentes conditions

Conditions d'usinage	Nature d'outil ou de meule	Contraintes résiduelles en surface (en MPa)	Profondeur à laquelle la contrainte est égale à ± 10 MPa (en µm)	Longueur maximale de fissure (en µm)
Tournage grossier	acier rapide	+ 580	150	150
Tournage fin	carbure	+ 480	40	50
Tournage + polissage		- 310	30	0
Rectification grossière	WA 30 (1)	+ 420	270	500
Rectification douce	WA 60 (2)	+ 210	100	120
Rectification + polissage		- 240	150	0

(1) meule à gros grains.
(2) meule à grains fins.

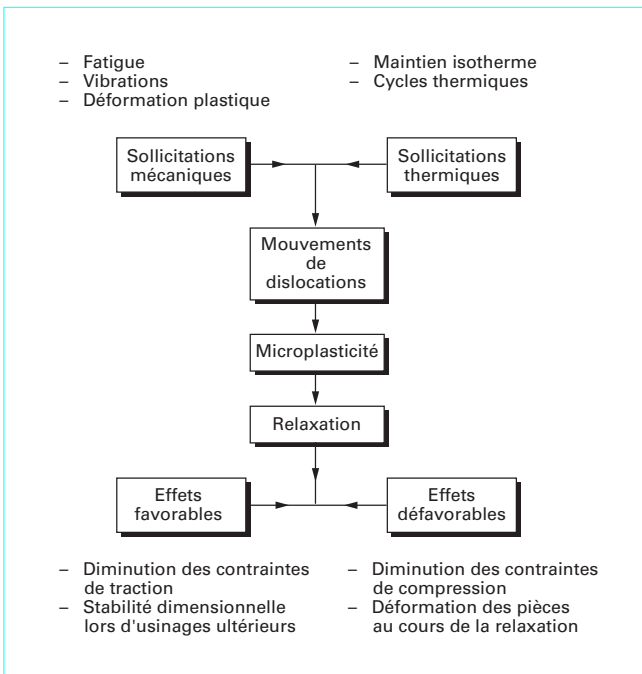


Figure 67 – Schéma de l'origine et des conséquences de la relaxation des contraintes résiduelles

Deux types de sollicitations peuvent provoquer la relaxation des contraintes résiduelles introduites par les traitements de précontrainte : les sollicitations thermiques et les sollicitations mécaniques. La figure 67 présente un résumé des origines et des conséquences de cette relaxation.

4.1 Relaxation d'origine thermique

4.1.1 Relaxation après traitement mécanique de précontrainte

La **stabilité thermique** des contraintes résiduelles est fondamentale pour les composants utilisés à haute température comme les ailettes des compresseurs des turbines à gaz qui subissent un grenailage afin d'augmenter leur limite d'endurance. Les températures en service peuvent être suffisamment élevées pour conduire à la perte progressive de l'effet bénéfique du traitement à cause de la relaxation des contraintes initiales.

La relaxation peut avoir lieu lorsque les contraintes résiduelles deviennent supérieures à la résistance à la plus petite déformation plastique R_p conduisant à une modification de la microstructure défective locale. Elle apparaît à des températures d'autant plus élevées que le temps de maintien est plus court, que le niveau des contraintes résiduelles est plus faible et que la résistance à la déformation plastique à la température d'emploi est plus importante.

L'étude expérimentale montre que l'évolution des contraintes résiduelles en fonction de la température et du temps peut être représentée par une forme de loi typique des phénomènes thermiquement activés (figure 68 a) :

$$\frac{\sigma_T(t)}{\sigma_0} = \exp \left\{ - \left[A t \exp \left(- \frac{\Delta H}{RT} \right) \right]^m \right\}$$

$$\ln \left(\ln \frac{\sigma_0}{\sigma_T(t)} \right) = m \left(\ln A + \ln t - \frac{\Delta H}{RT} \right)$$

avec R constante des gaz parfaits,
 ΔH enthalpie d'activation de relaxation.

La considération des valeurs expérimentales de l'enthalpie d'activation (figure 68 b) permet de définir pour un alliage donné deux domaines de température :

- aux hautes températures l'enthalpie d'activation est pratiquement égale à l'enthalpie d'autodiffusion de l'élément principal et la diminution des contraintes résiduelles est donc attribuable à un processus de déformation lié au mouvement des dislocations contrôlé par la diffusion, assimilable au fluage secondaire ;
- aux basses températures l'enthalpie d'activation est égale à une fraction de la précédente et le fluage logarithmique joue un rôle prépondérant dans la relaxation des contraintes.

Par exemple, pour l'acier X22CrMoV12.1 utilisé pour la fabrication d'ailettes de turbocompresseurs, l'enthalpie d'activation de relaxation est égale à 340 kJ · mol⁻¹ pour les températures supérieures à 300 °C et à 140 kJ · mol⁻¹ pour les températures supérieures à 300 °C. La valeur moyenne de l'enthalpie d'activation d'autodiffusion du fer est voisine de 300 kJ · mol⁻¹.

La figure 69 montre l'évolution des contraintes résiduelles déterminées à 20 °C après des maintiens de durée variable à diverses températures pour une pièce en acier à ressorts 45SiCrMo6.

4.1.2 Relaxation après traitement thermique de précontrainte

Un comportement similaire est constaté. Les pièces durcies par trempé après cémentation ou après carbonituration présentent des relaxations de contraintes résiduelles très importantes dans les premiers stades du maintien en température. Un cas typique est fourni par les essais de fonctionnement sans lubrification de la pignonne des boîtes de vitesse qui présentent une dégradation rapide due aux phénomènes de revenu induits par les températures de surface élevées atteintes dans ce cas. Par contre, la stabilité thermique des couches durcies par nitruration est remarquable, elle se manifeste

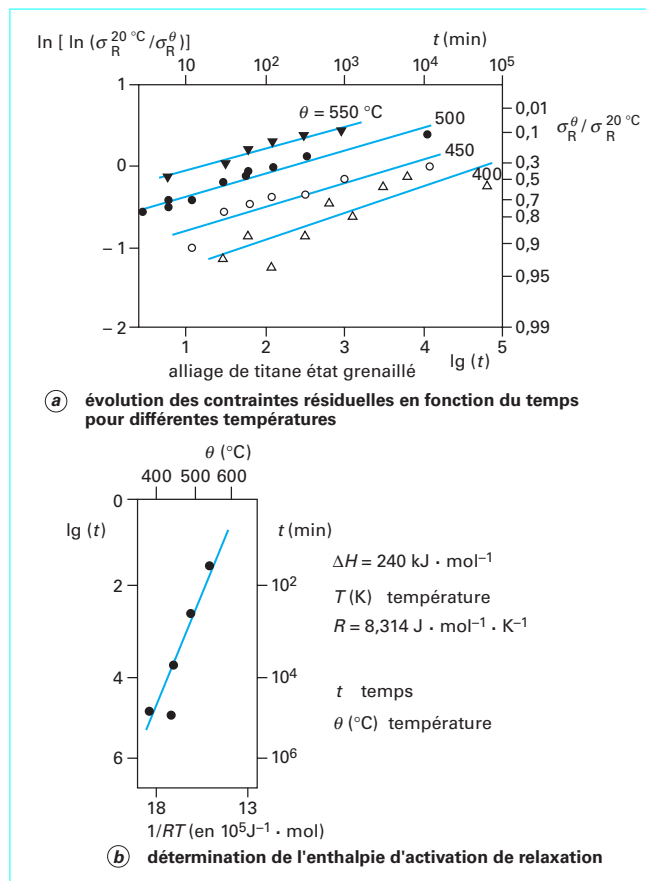


Figure 68 – Relaxation thermique des contraintes résiduelles du grenailage

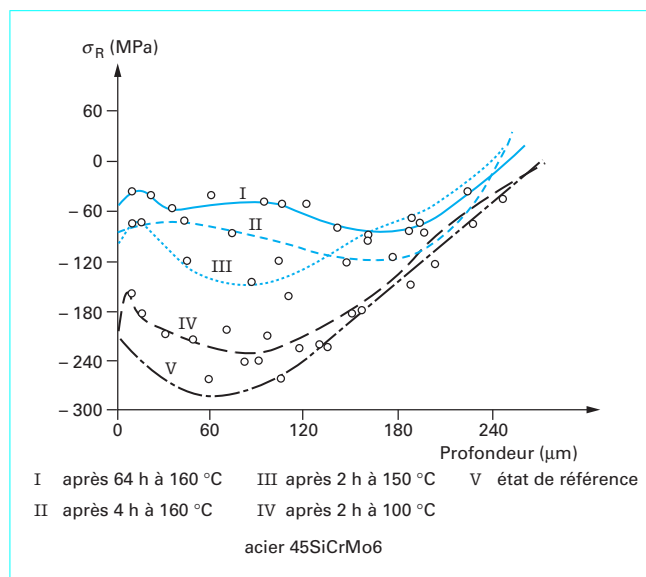


Figure 69 – Contraintes résiduelles de grenailage après relaxation thermique

pratiquement jusqu'à 500 °C, température moyenne de mise en œuvre de ce traitement, elle est attribuable à la stabilité même des nitrures responsables du durcissement et de la mise en précontrainte.

4.2 Relaxation d'origine mécanique

■ Par déformation plastique

Deux exemples sont illustrés par les figures 70 et 71. Ils montrent qu'une déformation plastique réduit de façon importante les contraintes résiduelles.

La figure 70 concerne une pièce en alliage d'aluminium de nuance 2014 grenailée puis soumise à une déformation plastique uniaxiale. La relaxation des contraintes résiduelles se produit aussi bien en traction qu'en compression. Cependant la relaxation en traction est nettement plus marquée qu'en compression, dans cet exemple les contraintes résiduelles s'annulent pour une déformation en traction de l'ordre de 2 %.

La figure 71 concerne le détensionnement effectué après trempé sur des tôles épaisses en alliage d'aluminium de nuance 7075.

La figure 72 donne une interprétation macroscopique de la relaxation des contraintes résiduelles dans le cas où le matériau constituant le cœur de la pièce et celui constituant la zone superficielle ont des limites d'élasticité et des coefficients de consolidation différents.

En général, les contraintes résiduelles ne disparaissent pas complètement. On peut montrer que leur relaxation totale ne peut intervenir que pour un matériau élastique parfaitement plastique c'est-à-dire sans consolidation.

■ Par fatigue

La stabilité mécanique des contraintes résiduelles est particulièrement importante lorsque la pièce est soumise à des sollicitations cycliques. Pour des amplitudes suffisantes, on constate souvent une diminution brusque des contraintes résiduelles de grenailage dès le premier cycle, l'évolution antérieure étant nettement moins marquée. La figure 73 illustre schématiquement ce phénomène de manière très simplifiée.

L'ordonnée du point D représente la valeur de la contrainte résiduelle initiale après grenailage, par exemple à la surface de la pièce. Lors de l'application d'un chargement cyclique tel que, selon une direction particulière :

$$\sigma(t) = \sigma_0 \sin \omega t$$

$$R_\sigma = -1$$

La contrainte totale devient, pour la première moitié du cycle, $0 < t < \pi/\omega$:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \sin \omega t + \sigma_{rés(D)}$$

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{rés(D)} - \sigma_0}{\sigma_{rés(D)} + \sigma_0}$$

où

$$\sigma_{rés(D)} < 0 \quad \text{et} \quad \sigma_0 > 0$$

La microstructure dislocative du matériau ne subit pas de modifications et au temps $t = \pi/\omega$, la contrainte repasse par la valeur initiale de la contrainte résiduelle.

Lorsque $\pi/\omega < t < 3\pi/2\omega$, partie compressive de la sollicitation appliquée, le matériau subit une déformation plastique le long de DE. Au cours de cette phase, la microstructure dislocative du matériau est modifiée ce qui conduit à une diminution progressive de la contrainte moyenne. Au bout de quelques cycles, elle adopte une valeur représentée par l'ordonnée du point G. Au cours des cycles suivants, l'évolution est décrite par des trajets de type EGE qui cor-

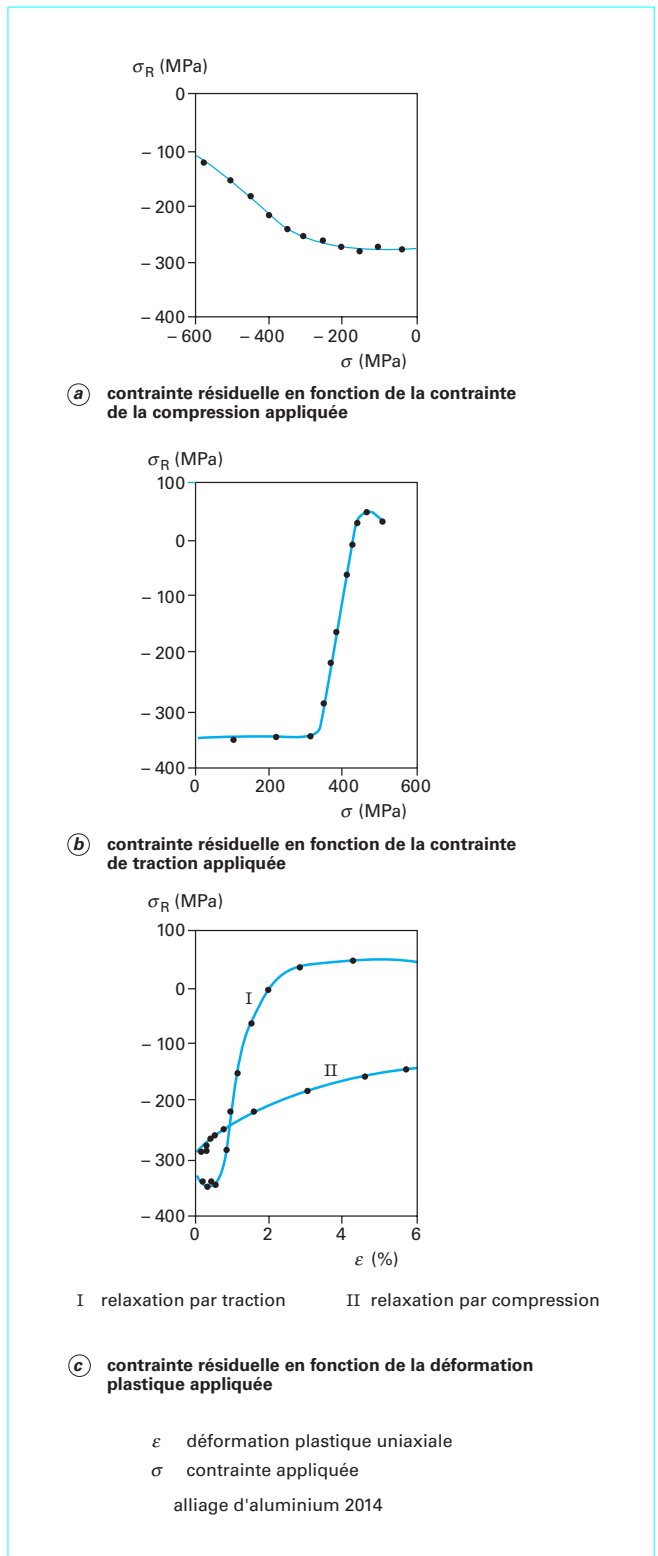


Figure 70 – Relaxation mécanique par déformation plastique uniaxiale des contraintes résiduelles de grenailage [16]

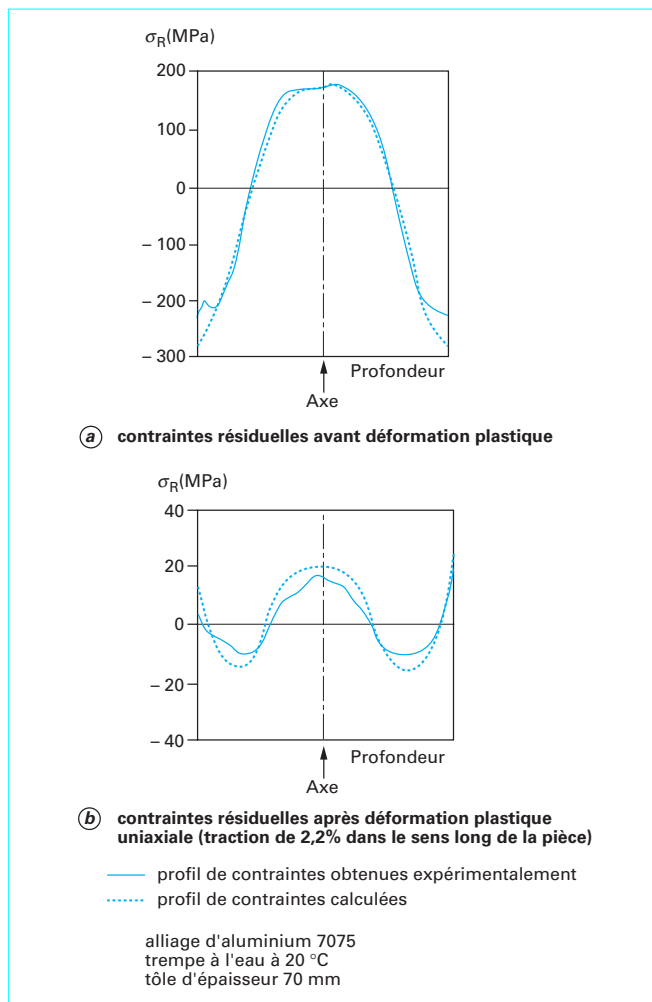


Figure 71 – Relaxation mécanique par déformation plastique uniaxiale des contraintes résiduelles de trempé

respondent à un comportement élastique du matériau. Il y a **adaptation** du matériau ou *elastic shakedown*.

Lorsque le nombre de cycles augmente, la contrainte évolue lentement et régulièrement. Cette évolution se traduit pas un déplacement du point E, elle correspond au phénomène de **relaxation** proprement dit, dû au réarrangement des dislocations provoqué par la sollicitation cyclique.

Au point de vue pratique, il faut retenir « l’effondrement » des contraintes résiduelles de grenailage au cours des premiers cycles de sollicitation cyclique, dû à la « replastification » du matériau durant la phase compressive de la contrainte appliquée. En comparaison, les couches nitrurées présentent une stabilité mécanique remarquable, la « source » des contraintes résiduelles y étant tout à fait différente.

Les considérations précédentes ne doivent pas être admises comme générales. Le phénomène de relaxation mécanique par fatigue est loin d’être totalement élucidé. Un très grand nombre de paramètres interviennent : type de sollicitation, niveau de sollicitation, profil initial de distribution des contraintes résiduelles, nature du matériau.

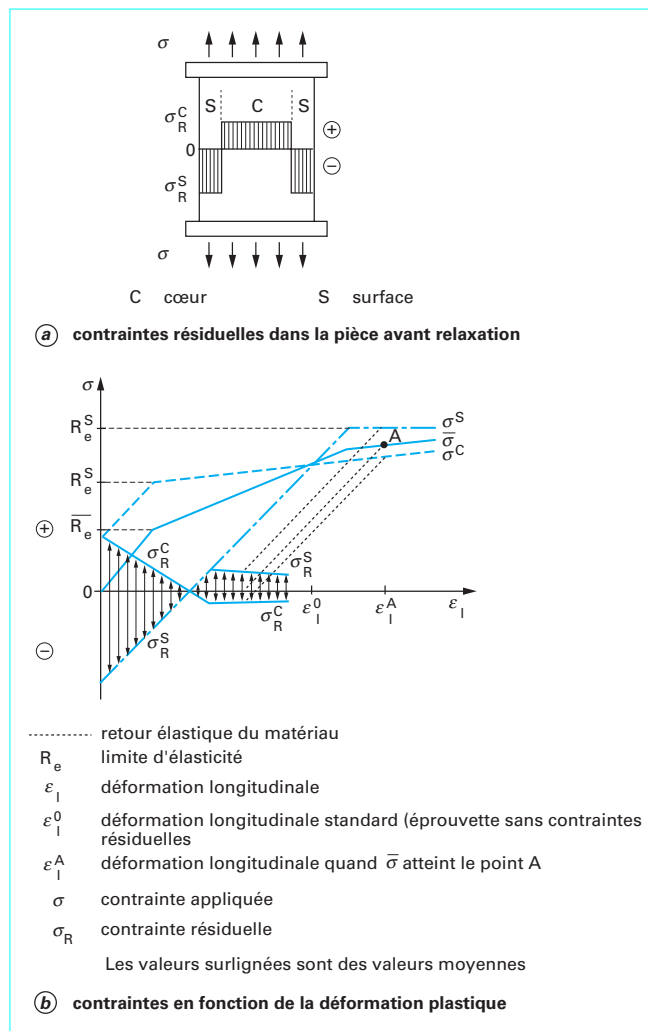
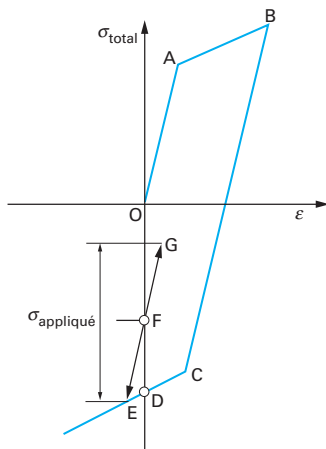


Figure 72 – Schéma de relaxation macroscopique des contraintes résiduelles par déformation plastique

La figure 74 montre l’évolution des contraintes résiduelles et des microdéformations dans le cas d’échantillons en acier 35 CrMo 4 ayant subi un durcissement par trempé suivi d’un revenu et soumis à une sollicitation de torsion alternée. Pour des sollicitations inférieures à la limite d’endurance, les contraintes et les microdéformations évoluent peu jusqu’à 10^5 cycles. Pour des sollicitations supérieures à la limite d’endurance mais inférieures à la limite d’élasticité, les contraintes et les microdéformations évoluent de manière continue.

■ La figure 75 concerne des échantillons d’alliage d’aluminium de nuance 2024 grenailés et sollicités en fatigue oligocyclique en flexion trois points. Les contraintes résiduelles s’effondrent dès les premiers cycles. Les microdéformations suivent une évolution plus continue. Un comportement semblable a été rapporté pour des échantillons d’acier 35CrMo4 ayant subi un durcissement par trempé suivi d’un revenu et soumis à une sollicitation de traction répétée de contrainte maximale supérieure à la limite d’endurance initiale (figure 76).



ABCD : déplacement du point figuratif au cours du grenailage
 D : contrainte résiduelle initiale
 F : nouvelle valeur de la contrainte résiduelle après les premiers cycles
 EGE : déplacement ultérieur du point figuratif (voir texte)

Figure 73 – Effondrement des contraintes résiduelles de grenailage sous sollicitation cyclique

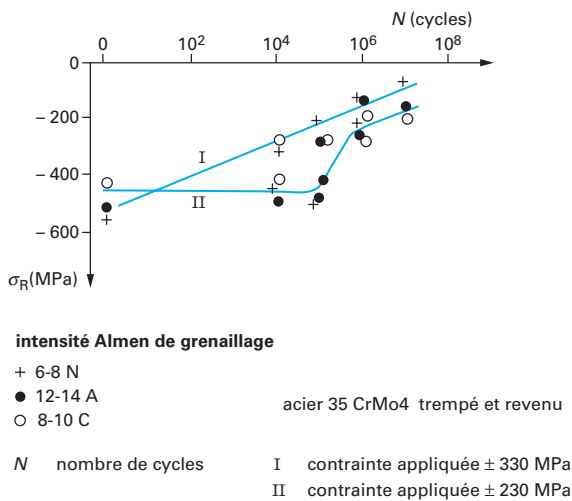
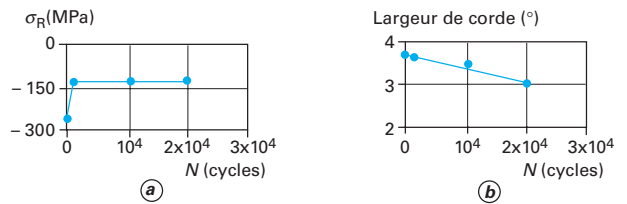


Figure 74 – Relaxation mécanique par fatigue des contraintes résiduelles de grenailage

4.3 Essai de généralisation

Que la sollicitation soit thermique ou mécanique, la relaxation des contraintes est liée à la résistance à la microplasticité R_i du matériau. La relaxation sous une contrainte appliquée σ et en présence de contraintes résiduelles σ_R débutera lorsque :

$$\sigma + \sigma_R > R_i$$



- (a) évolution des contraintes résiduelles en fonction du nombre de cycles
- (b) évolution de la largeur de corde (§ 6.223) en fonction du nombre de cycles

N nombre de cycles
 alliage d'aluminium 2024

Figure 75 – Relaxation mécanique par fatigue oligocyclique des contraintes résiduelles et évolution des microdéformations de grenailage (d'après Bonnafé)

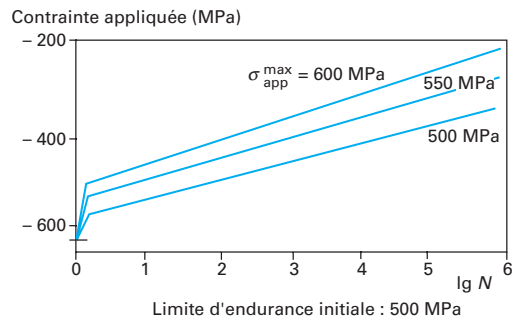


Figure 76 – Évolution des contraintes résiduelles de grenailage sous sollicitation de traction répétée [9]

La résistance à la microplasticité R_i prend selon le cas diverses valeurs indiquées dans le tableau 5. Elle est fonction de la température, du temps, de la fréquence et de l'état microstructural du matériau. Sa valeur augmente en présence de barrière aux mouvements des dislocations comme les joints de grains ou les joints interphasés, les précipités très fins, les espèces en solution, les configurations stables de dislocations.

Tableau 5 – Valeurs de la résistance à la microplasticité R_i pour les différentes sollicitations

Sollicitation	Contrainte appliquée σ	R_i
Thermique	$\sigma = 0$	$R_p(t)$ résistance au fluage
Déformation uniaxiale	$\sigma \nearrow$	R_e limite d'élasticité
Fatigue	$\sigma \sim$	σ_D limite d'élasticité cyclique
t temps.		

La vitesse de relaxation augmente avec le niveau des sollicitations, le niveau des contraintes résiduelles et l'instabilité des dislocations.

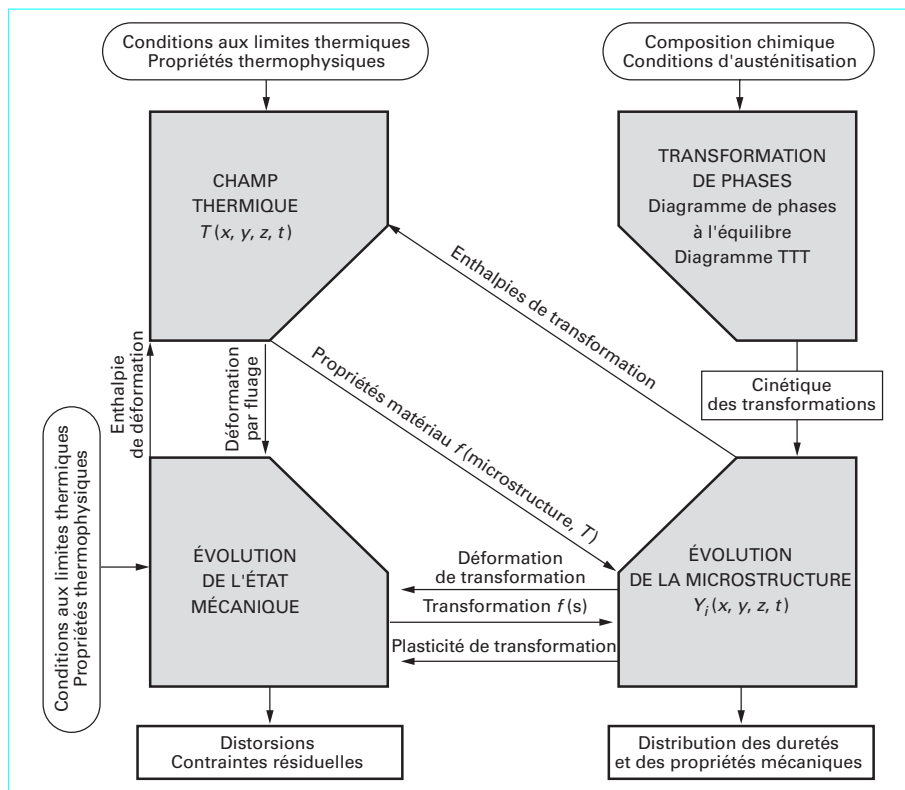


Figure 77 – Synoptique du calcul des contraintes résiduelles pour certains traitements thermiques superficiels [10]

5. Détermination des contraintes résiduelles dans les couches superficielles

5.1 Méthodes de calcul

La prévision des contraintes résiduelles générées par les divers traitements thermiques superficiels fait actuellement partie de nombre de logiciels de conception et de production assistées par ordinateur. La figure 77 présente un synoptique des modèles habituellement mis en œuvre dans le cas des traitements de durcissement par trempe après cémentation et après carbonituration. Ils comprennent quatre étapes.

■ La **première étape** consiste à déterminer le champ thermique transitoire dans la pièce en utilisant le plus souvent un algorithme d'éléments finis pour la résolution de l'équation de la conduction thermique et en tenant compte des conditions aux limites imposées par le milieu de trempe. Dans l'équation de la conduction thermique :

$$\nabla (\lambda \nabla T) + \dot{q} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}$$

Le terme \dot{q} représente la puissance thermique volumique associée aux diverses transformations de phase. Ce terme de couplage rend le champ thermique dépendant des transformations métallur-

giques. En outre, les propriétés thermophysiques du matériau évoluent en fonction de la température et du déroulement de ces transformations. Un certain nombre d'approximations est cependant possible dans ce cas particulier permettant de dissocier le champ thermique et de le considérer comme pratiquement indépendant.

■ La **deuxième étape** consiste à déterminer les transformations de l'acier en condition d'équilibre et en condition de refroidissement avec paliers isothermes par établissement des diagrammes de phases à l'équilibre et des diagrammes TTT (transformation temps température) isothermes en prenant en compte les profils de distribution du carbone et éventuellement de l'azote dans la couche cémentée ou carbonitrurée. Ces profils sont déterminés expérimentalement ou calculés à partir de modèles indépendants.

La mise à disposition dans le commerce de logiciels généraux comme Thermocalc® et Ditarc facilite grandement cette étape. Les versions récentes intègrent la modification de la **position des transformations** de l'austénite due à l'existence d'un champ de contrainte macroscopique : une pression hydrostatique abaisse la température du point M_S et augmente les temps d'incubation des transformations avec diffusion ; une contrainte de traction a les conséquences inverses.

■ Les résultats précédents sont utilisés dans une **troisième étape** pour la détermination de l'évolution de la microstructure en différents points de la pièce en fonction de la température par établissement du diagramme TRC. La détermination de l'évolution de la microstructure est basée d'une part sur les concepts de trempabilité, calibrés, à partir des atlas de diagrammes de transformation qui permettent de générer une banque de données cinétiques et d'autre part sur le couplage avec le champ thermique transitoire. Le passage des conditions isothermes TTT aux conditions anisothermes

TRC se fait pas une procédure d'intégration de l'équation d'Avrami en s'appuyant sur un principe d'additivité des temps d'incubation.

■ La **quatrième étape** consiste à déterminer l'évolution de l'état mécanique de la pièce à partir de l'état initial avec pour objet le calcul des contraintes résiduelles et éventuellement des distorsions. La complexité du problème résulte en grande partie du couplage existant entre ces diverses sections et des difficultés inhérentes à la connaissance des lois de comportement mécanique des diverses phases en fonction de la température.

Le calcul des contraintes résiduelles, dans le cas des aciers, utilise en général une loi de comportement **thermoélastoplastique**. On calcule par incréments « l'évolution mécanique » de la pièce entre un état initial connu et l'état final atteint après trempe.

L'équation générale exprimant la déformation totale sous forme incrémentale est obtenue en faisant la somme des déformations partielles :

$$d\varepsilon_{ij}^t = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + d\varepsilon_{ij}^{th} + d\varepsilon_{ij}^{tr} + d\varepsilon_{ij}^{pt}$$

$d\varepsilon_{ij}^e$ incrément de déformation élastique

avec
$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij}$$

$d\varepsilon_{ij}^{th}$ incrément de déformation thermique

avec
$$\varepsilon_{ij}^{th} = \alpha (T - T_0) \delta_{ij}$$

$d\varepsilon_{ij}^p$ incrément de déformation plastique

avec
$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \Lambda \frac{\partial F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}^p, \kappa, T, y_m)}{\partial \sigma_{ij}}$$

F est une fonction d'écoulement de type isotrope ou cinématique.

$d\varepsilon_{ij}^{tr}$ incrément de déformation due à la variation de volume liée à la transformation

$$d\varepsilon_{ij}^{tr} = \sum_{m=1}^{m=N} \beta_m \cdot dy_m \delta_{ij}$$

β_m dilatation due à la formation du mième constituant de fraction volumique y_m

$d\varepsilon_{ij}^{pt}$ incrément de déformation due à la plasticité de transformation

$$d\varepsilon_{ij}^{pt} = \frac{3}{2} \sum_{m=1}^{m=N} 2 K_m (1 - y_m) dy_m$$

K_m intensité de la plasticité de transformation

Nota : l'existence d'une déformation permanente due à l'interaction du champ de contrainte macroscopique existant à chaque instant avec les contraintes induites par la transformation de cristaux ou de portions de cristaux individuels est souvent désignée par **plasticité de transformation**. Elle est distincte de la plasticité conventionnelle et peut intervenir à des niveaux de contrainte nettement inférieurs à la limite d'élasticité. Deux mécanismes sont universellement adoptés. Le premier a été développé par Johnson et Greenwood selon lesquels la différence de volume entre deux phases coexistantes provoque lors de leur transformation mutuelle en présence d'un champ de contrainte, une microdéformation plastique dans la phase la moins résistante. Ceci conduit à un écoulement plastique macroscopique même si le point figuratif du champ de contrainte préexistant se situe à l'intérieur de la surface limite d'écoulement. Le second a été développé par Magee et concerne plus particulièrement la transformation martensitique ; si celle-ci intervient en présence d'un champ de contraintes, les plaquettes ou les lattes de martensite se forment avec une orientation préférentielle qui affecte la forme globale de la pièce.

Il existe également des modèles analytiques de prévision des contraintes résiduelles dans le cas du **grenailage**. Ces modèles sont complétés par l'évaluation de la relaxation des contraintes résiduelles de grenailage sous sollicitations thermiques ou mécaniques.

5.2 Méthodes expérimentales

5.2.1 Méthodes mécaniques

Toutes les méthodes mécaniques sont des méthodes de relaxation qui utilisent la mesure de la déformation résultant de la modification de l'équilibre des contraintes dans la pièce après enlèvement de matière. Ce sont des méthodes destructives. Les déformations sont mesurées par des jauges à résistance ou semi-conductrices collées sur la surface de la pièce et dont les dimensions ne sont pas inférieures à quelques millimètres. Les contraintes ainsi déterminées sont les **macrocontraintes** ou contraintes macroscopiques. Ces méthodes ne donnent aucune indication sur les microdéformations.

Les techniques proposées initialement par Mesnager et Sachs ne s'appliquent qu'à des géométries simples comme des cylindres ou des plaques. Elles exigent la fabrication d'éprouvettes et sont difficiles à mettre en œuvre. Elles ne sont pratiquement plus utilisées pour la détermination des contraintes résiduelles dans les couches superficielles sauf pour certaines études en laboratoire.

Les méthodes du trou et du trépan incrémentales sont les seules qui soient a priori applicables à la détermination des profils de distribution des contraintes résiduelles par voie mécanique.

Dans la **méthode du trou incrémentale**, la relaxation des contraintes résiduelles est provoquée par le perçage progressif d'un trou à fond plat, de diamètre D compris entre 0,5 et 3 mm, situé au centre d'une rosette de trois à huit jauges (figure **78 a**). Afin d'éviter l'introduction de contraintes d'usinage parasites, la vitesse de perçage doit être inférieure à $0,3 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ et les mesures ne doivent être effectuées que 15 min après la fin du perçage pour assurer le refroidissement de la pièce. Pour chaque profondeur de perçage z , on enregistre les déformations $\varepsilon_i(z)$. Lorsque l'usinage du trou est terminé, on peut calculer les contraintes principales résiduelles initiales $\sigma_1(z)$ et $\sigma_2(z)$ à partir de relations faisant intervenir les déformations $\varepsilon_i(z)$ et des coefficients d'influence.

La méthode du trou incrémentale ne permet pas de déterminer les contraintes résiduelles en extrême surface, elle ne s'applique pas aux profils de contraintes à fort gradient et la profondeur limite est de l'ordre de $0,8 D$.

La **méthode du trépan incrémentale** utilise une procédure similaire mais l'enlèvement de matière se fait par usinage d'une gorge circulaire à fond plat de diamètre 15 mm et de largeur 2 mm autour des jauges de déformation (figure **78 b**).

5.2.2 Méthodes diffractométriques

L'exploitation des spectres de diffraction d'un faisceau de rayons X ou d'un faisceau de neutrons permet la détermination des macrocontraintes résiduelles et fournit également des informations sur les microdéformations contrairement aux méthodes mécaniques. Malgré leurs limitations, ces méthodes constituent la voie privilégiée pour l'étude mécanique des couches superficielles d'une pièce.

5.2.2.1 Détermination des macrocontraintes

5.2.2.1.1 Relation de base

La partie élastique de la déformation macroscopique d'un matériau cristallin monophasé ou d'une phase d'un matériau polycristallin correspond, à l'échelle microphysique, à une variation réversible des distances interréticulaires des diverses familles de plans à l'intérieur des domaines cristallins qui le ou la constituent. Il est possible de déterminer expérimentalement ces variations car une modification des distances interréticulaires entraîne une modification du spectre de diffraction d'un faisceau monochromatique, modification se manifestant par un déplacement angulaire des pics de diffraction

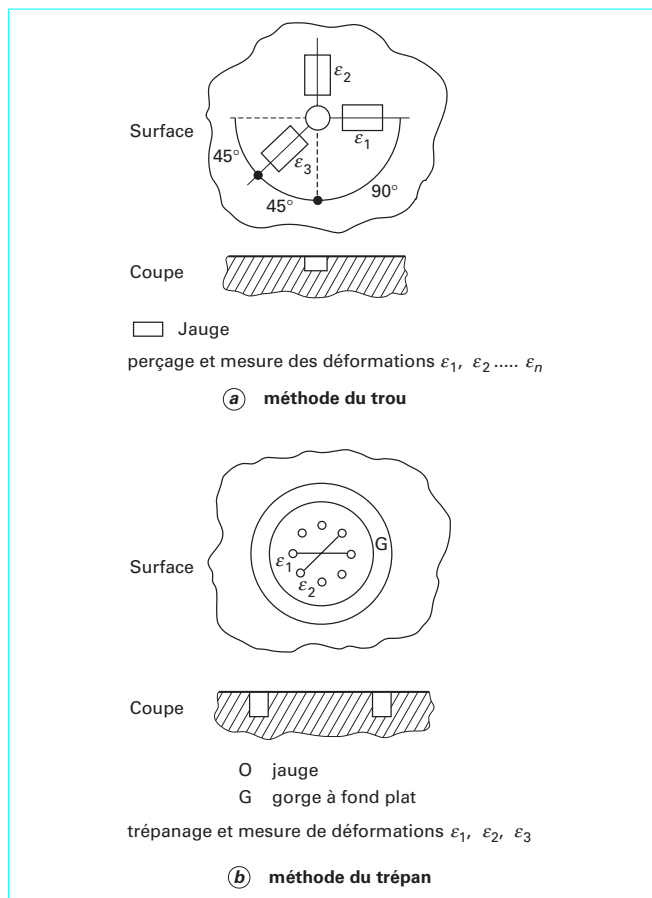


Figure 78 – Principe des méthodes de mesure des contraintes résiduelles sur pièces

(figure 79). Les autres origines des variations des paramètres cristallins, comme la dilatation thermique, sont exclues en ne considérant que les actions mécaniques en conditions isothermes.

Si l'on prend comme référence l'état non déformé à une température déterminée, le déplacement angulaire du pic de diffraction associé aux plans diffractants (hkl) s'exprime aisément après différenciation de la relation de Bragg par :

$$\Delta(2\theta_{hkl}) = 2\theta_{hkl} - 2\theta_{0,hkl} = -2 \cot \theta_{0,hkl} \left(\frac{\Delta d_{hkl}}{d_{0,hkl}} \right)$$

$$\Delta(2\theta_{hkl}) = - \frac{360}{\pi} \tan \theta_{0,hkl} \times \varepsilon_{\perp}$$

avec $2\theta_{0,hkl}$ angle de diffraction,
 $d_{0,hkl}$ distance interréticulaire à l'état non déformé.

Le terme ε_{\perp} représente la **déformation dans la direction normale** aux plans diffractants (hkl).

5.2.2.1.2 Conditions expérimentales

L'analyse diffractométrique en conditions isothermes permet de mettre en évidence la composante élastique de la déformation d'un matériau cristallin en utilisant une distance interréticulaire déterminée comme jauge interne de déformation. Un **matériau cristallin** offre « gratuitement » une distribution tridimensionnelle de jauges

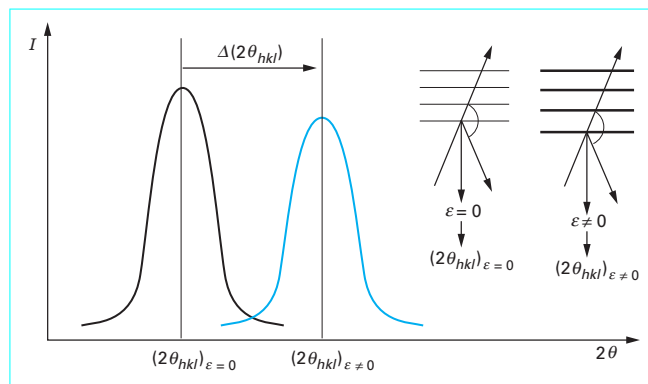


Figure 79 – Déplacement d'un pic de diffraction entre un état non déformé et un état déformé

de déformation de différentes longueurs et permet de mettre en œuvre **une technique d'extensométrie diffractométrique**.

La méthode n'est applicable qu'aux matériaux cristallins et contrairement aux jauges utilisées en extensométrie macroscopique qui mesurent la déformation totale, les jauges « cristallines » ne sont sensibles qu'à la **composante élastique de la déformation totale**.

La relation précédente montre que la sensibilité est maximale pour les angles de diffraction les plus proches possible de 180°, en fait les plus proches de l'angle limite permis par la configuration géométrique du diffractomètre, de l'ordre de 160° pour la plupart des appareils usuels.

La relation de Bragg permet de déterminer, une fois pour toutes, pour une phase cristalline donnée, le **couple longueur d'onde-plans diffractants** qui permet de réaliser les conditions optimales. Par exemple, pour la ferrite des aciers, on utilise la diffraction de la radiation CrKα par les plans {211}. Le déplacement angulaire du pic de diffraction {211} est alors fourni par :

$$|\Delta(2\theta_{211})| = - \frac{360}{\pi} \tan \left\{ \arcsin \left[\frac{0,22911 \sqrt{6}}{2 \times 0,28665} \right] \right\} \times \varepsilon_{\perp} = 550 \varepsilon_{\perp} (\text{°})$$

Une déformation égale à 0,001 entraîne un déplacement angulaire de l'ordre de 0,5°. Cette déformation correspond à une contrainte normale de l'ordre de 200 MPa. Il est donc nécessaire de mesurer des déplacements angulaires faibles avec une précision suffisante. Cette mesure est rendue difficile car les pics de diffraction ont des largeurs angulaires qui peuvent atteindre voire dépasser la dizaine de degrés de sorte que la détermination même de leur position est un problème délicat.

La déformation est mesurée selon la normale aux plans diffractants. La variation de l'angle de diffraction étant toujours faible, la direction de mesure est pratiquement fixe dans l'espace et confondue avec la bissectrice extérieure de l'angle formé par le faisceau incident et le faisceau diffracté, elle-même coïncidente avec la direction normale aux plans diffractants.

Pour interroger les diverses orientations de la jauge cristallographique choisie par rapport au champ de déformation de la pièce, il suffit de faire varier l'orientation de celle-ci par rapport à la « structure goniométrique ». L'orientation de la pièce est définie par l'angle entre la normale à la face irradiée et la normale aux plans diffractants avec les notations suivantes :

- \vec{n} normale aux plans diffractants ;
- \vec{N} normale à la pièce ;
- ψ angle entre \vec{n} et \vec{N} .

Ce document a été délivré pour le compte de 7200049069 - arts et métiers paristech // 193.48.193.78

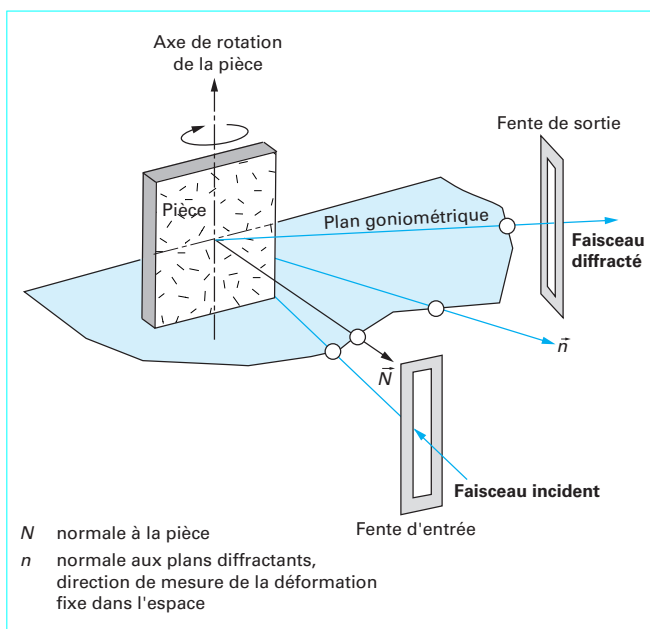


Figure 80 – Montage ω utilisé en extensométrie diffractométrique

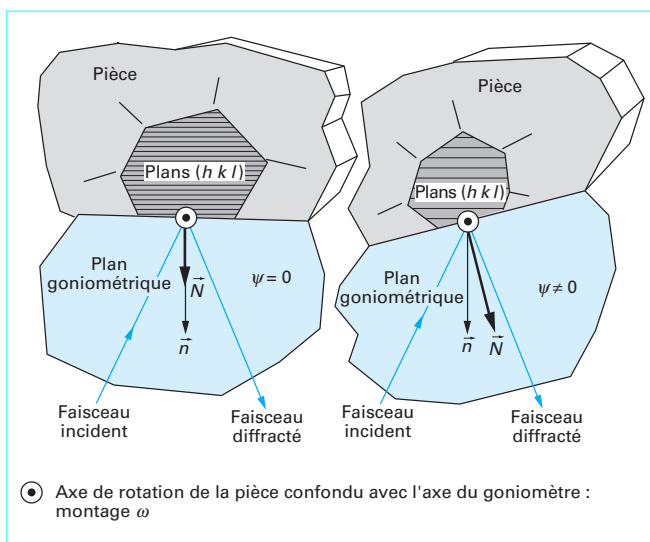


Figure 81 – Montage ω : détail des conditions de diffraction pour deux orientations différentes

La figure 80 illustre la configuration dite oméga.

Pour chaque orientation de la pièce, le faisceau est diffracté uniquement par les plans (hkl) des domaines cristallins dont la normale est confondue avec la direction de mesure, fixe dans l'espace. La figure 81 montre, dans le cas du montage ω , deux orientations différentes de la pièce définies par deux valeurs différentes de l'angle ψ . Pour ces deux positions de la pièce les jauges cristallines « interrogées » ont des orientations différentes par rapport au champ de déformation de la pièce, donc les valeurs des distances interréticulaires d_{hkl} ne sont pas les mêmes.

Orientation $\psi = 0$

$$\Delta d_{hkl} = \Delta d_{hkl, \psi = 0} \Rightarrow \varepsilon_{\perp, \psi = 0} = \frac{\Delta d_{hkl, \psi = 0}}{d_{hkl}} = -\frac{\pi}{360} \cot \theta_{0, hkl} (\Delta 2\theta_{hkl, \psi = 0})$$

Orientation $\psi \neq 0$

$$\Delta d_{hkl} = \Delta d_{hkl, \psi} \Rightarrow \varepsilon_{\perp, \psi} = \frac{\Delta d_{hkl, \psi}}{d_{hkl}} = -\frac{\pi}{360} \cot \theta_{0, hkl} (\Delta 2\theta_{hkl, \psi})$$

Quelques restrictions à l'application de la méthode sous sa forme simple apparaissent.

Pour pouvoir interroger une orientation quelconque de la jauge cristallographique d_{hkl} dans le champ de déformation, il faut qu'elle soit effectivement « présente » dans cette orientation. Le matériau doit donc être constitué d'un nombre suffisant de **domaines cristallins** de la phase étudiée et que ces domaines soient orientés au hasard par rapport à un référentiel lié à la pièce. De manière plus explicite, il est nécessaire que la phase étudiée ait une fraction volumique suffisante, qu'elle soit constituée de domaines cristallins de faibles dimensions et qu'elle ne présente pas de texture d'orientation cristalline marquée.

Il faut en outre que le champ de déformation macroscopique soit homogène dans le volume irradié. La pénétration des rayons X dans la matière étant très faible, typiquement de 5 à 10 μm , cette condition est en général bien vérifiée, l'existence de forts gradients de déformation étant peu commune. Par contre, la diffractométrie neutronique peut poser à ce propos quelques problèmes particuliers liés à la dimension du volume d'échantillonnage beaucoup plus important qu'en diffractométrie des rayons X et à sa forme qui rendent difficiles les mesures en extrême surface.

5.2.2.1.3 Analyse des contraintes

L'extensométrie diffractométrique permet « d'ausculter » le champ de déformation élastique d'une pièce. Le rayonnement X ne permet d'explorer qu'une couche superficielle dont l'épaisseur varie de quelques μm à quelques dizaines de micromètres selon le coefficient d'absorption du matériau.

Toute information sur les couches internes exige de mettre en œuvre un enlèvement de matière par attaque électrochimique et un calcul de correction prenant en compte la modification d'un champ de déformation initial.

L'utilisation d'un faisceau de neutrons permet d'atteindre directement des couches plus profondes situées à plusieurs millimètres de la surface de la pièce mais exige de déplacer la pièce sur le site d'un réacteur nucléaire et des temps d'acquisition beaucoup plus importants.

La figure 82 est une autre vue de la configuration du montage ω .

La pièce est rapportée à un référentiel $OX_1X_2X_3$ supposé, pour simplifier, confondu avec le repère principal du champ de déformation.

Les notations suivantes sont utilisées en général :

$\psi \angle (\vec{n}, \vec{N})$: angle définissant l'orientation de la pièce par rapport au faisceau :

$\varphi \angle (OP, OX_1)$: angle définissant l'orientation de la pièce dans son plan.

La pièce peut occuper diverses positions angulaires ψ par rotation autour de l'axe du goniomètre OR et être orientée en φ par rotation autour de l'axe ON .

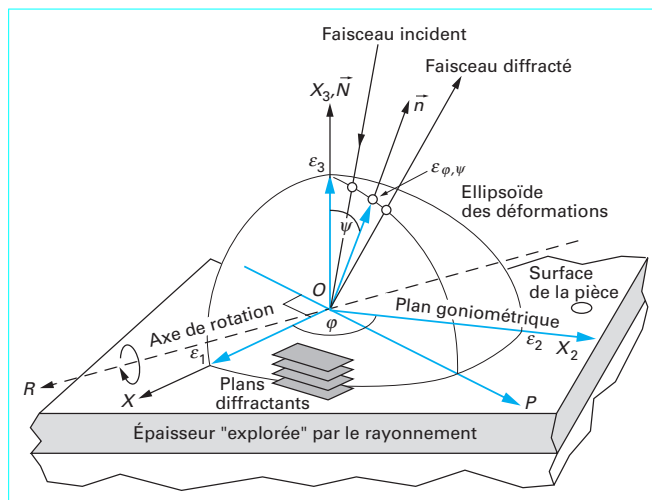


Figure 82 – Référentiel de calcul des déformations en extensométrie diffractométrique

Pour un milieu continu isotrope à comportement élastique linéaire, un calcul de mécanique des milieux continus permet d'établir la relation suivante :

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \{ [\sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi] \sin^2 \psi + \sigma_3 \cos^2 \psi \} - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

L'épaisseur de la couche concernée par la mesure étant très faible, on admet en général que la composante de la contrainte selon l'axe OX_3 est nulle, autrement dit que l'état de contrainte est **biaxial**. La relation précédente se simplifie et devient :

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \{ [\sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi] \sin^2 \psi \} - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

$$= \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

où σ_{φ} est la contrainte normale dans la direction OP , faisant l'angle φ avec l'axe OX_1 .

Utilisant la relation de base de l'extensométrie diffractométrique, il vient :

$$2\theta_{\varphi, \psi} = 2\theta_0 - \frac{360}{\pi} \left\{ \frac{1+\nu}{E} \tan \theta_{0, hkl} \times \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} \tan \theta_{0, hkl} (\sigma_1 + \sigma_2) \right\}$$

Cette dernière relation, souvent appelée « loi des $\sin^2 \psi$ », est représentée dans les coordonnées $(2\theta_{\varphi, \psi}; \sin^2 \psi)$ par une droite de pente :

$$m = - \frac{360(1+\nu)}{\pi E} \tan \theta_{0, hkl} \times \sigma_{\varphi}$$

La précision est d'autant meilleure que le nombre de points servant à tracer la droite est important. La rapidité des appareils actuels permet d'utiliser entre 7 et 21 valeurs de l'angle ψ comprises entre -45° et $+45^\circ$ pour une valeur fixée de l'angle φ , ce qui revient à explorer une section de l'ellipsoïde des déformations. La détermina-

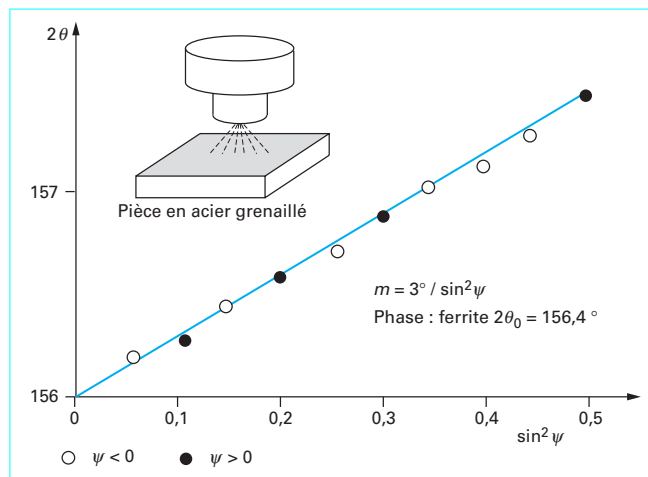


Figure 83 – Représentation de la droite des $\sin^2 \psi$ (cas d'une pièce grenillée)

tion de la composante σ_{φ} pour au moins trois valeurs de l'angle φ permet de calculer, comme en extensométrie classique, le tenseur complet des contraintes ainsi que l'orientation des axes principaux.

Les valeurs « mécaniques » du module d'Young et du coefficient de Poisson du matériau polycristallin ne sont pas utilisables. En effet, la jauge de mesure appartient à un monocristal qui est en général mécaniquement anisotrope et ces deux grandeurs dépendent de la direction étudiée. Les valeurs à introduire ne sont pas non plus celles du monocristal isolé, dans la direction normale aux plans (hkl) . Le comportement mécanique d'un monocristal dans un ensemble polycristallin mono ou polyphasé dépend de la nature, du nombre, de la fraction volumique des phases, de la taille et de la morphologie des domaines cristallins, de l'état de déformation du matériau... On est donc obligé d'employer dans la « loi des $\sin^2 \psi$ » « des constantes élastiques radiocristallographiques », déterminées expérimentalement ou calculées théoriquement. Le modèle de Kröner-Eshelby conduit à des résultats acceptables.

La figure 83 représente le graphe obtenu pour une pièce grenillée en acier 45SiCrMo6. La régression linéaire entre les points expérimentaux fait apparaître un coefficient de corrélation supérieur à 0,995 confirmant le caractère biaxial de l'état de contrainte analysé.

Les graphes $2\theta_{hkl} - \sin^2 \psi$ obtenus lors de l'étude de la surface de pièces rectifiées ont la forme d'une ellipse plus ou moins ouverte selon l'orientation de la pièce dans son plan par rapport à la direction de rectification. Les branches pour les valeurs positives et négatives de l'angle ψ ne sont plus confondues (figure 84).

Ce type d'écart par rapport à la linéarité est lié à l'existence d'un état triaxial de contrainte et en particulier à la présence de cisaillements de type $\beta 3$. La forme elliptique du graphe est confirmée par l'expression de la déformation calculée dans un repère quelconque $Ox_1x_2x_3 (N)$:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi + \sigma_{33} \cos^2 \psi + \tau_{\varphi} \sin 2\psi \} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$$

L'existence de cisaillements de type $\beta 3$ non nuls, en surface d'une pièce est incompatible avec les lois de la mécanique des milieux continus. Ce *clash* a fait couler beaucoup d'encre. L'explication la plus « plausible » consiste à admettre l'existence de cisaillements de signe opposés dans les diverses phases constituant le matériau, le cisaillement macroscopique résultant alors être nul par compensation. Des vérifications expérimentales ont été rapportées dans un certain nombre d'études. Elles ne sont pas toujours très

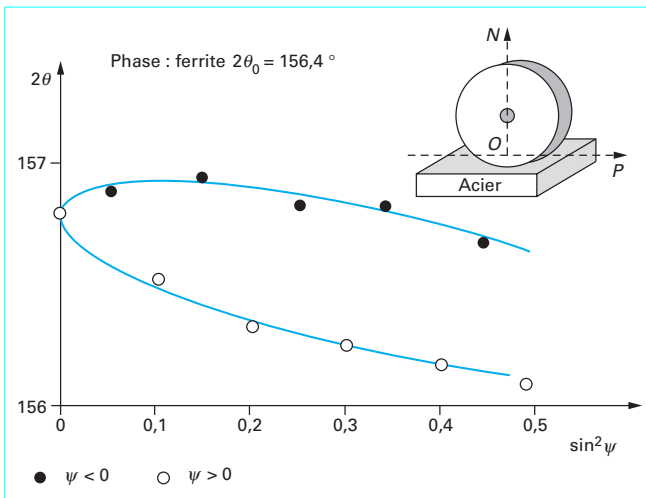


Figure 84 – Ellipse des $\sin^2 \psi$ (cas d'une pièce rectifiée)

convaincantes. L'explication pour un matériau monophasé est encore plus laborieuse. La plupart des logiciels de calcul des tenseurs des contraintes en état triaxial adoptent les hypothèses suivantes pour chaque phase :

$$\sigma_{13} \neq 0 ; \sigma_{23} \neq 0 ; \sigma_{33} = 0$$

5.2.2.1.4 Avantages et limitations

Les techniques diffractométriques présentent les avantages suivants :

- un caractère non destructif pour la détermination des contraintes résiduelles de surface ;
- la possibilité d'établir des profils de distribution des contraintes résiduelles dans les couches superficielles par enlèvement de matière par usinage électrochimique avec éventuellement une correction pour tenir compte de cet enlèvement de matière ;
- la possibilité de mesures très locales du fait de la faible étendue du volume irradié au moins en diffractométrie des rayons X ;
- la possibilité de faire des mesures *in situ* du fait du développement d'appareils portables ;
- la possibilité d'accéder, en général, à des temps d'analyse courts, de l'ordre de quelques minutes dans les cas les plus favorables en diffractométrie X, essentiellement à cause de l'emploi généralisé des détecteurs linéaires à localisation (DLL).

Mais des limites subsistent qu'il ne faut surtout pas oublier.

Une dimension trop importante des domaines diffractants (matériaux recuits à gros grains...), l'existence de textures d'orientation cristallographique sont des obstacles expérimentaux et théoriques souvent insurmontables.

En outre, la méthode ne permet d'accéder qu'aux contraintes résiduelles des phases individuelles d'un matériau polycristallin. Le « passage » aux contraintes résiduelles du matériau au sens du mécanicien est un problème qui est loin d'avoir reçu une solution définitive.

Enfin la géométrie des pièces implique parfois l'impossibilité d'atteindre certains points de mesure (par exemple, l'intérieur d'un tube).

5.2.2.2 Microdéformations

Un pic de diffraction permet d'atteindre d'autres informations par analyse de son profil réduit dans une première approche à sa largeur angulaire mesurée le plus souvent à mi-hauteur appelée

encore largeur de corde à mi-hauteur (FWHM *full width at middle height*).

Le profil d'un pic ou plus simplement sa largeur dépend d'au moins trois facteurs indépendants :

- une composante instrumentale liée à la géométrie du montage goniométrique ;
- une composante, dite de Scherrer, liée à la dimension moyenne de ce qu'il est convenu d'appeler de manière un peu ésotérique les domaines cohérents de diffraction ou « cristallites », c'est-à-dire les domaines où l'arrangement cristallin est presque parfait. Ce terme recouvre des « objets » aussi divers que les sous-grains de polygonisation dans un matériau bien recristallisé, les zones comprises entre les échelons de dislocations ou les cellules de dislocations dans un matériau fortement écroui ou encore des portions d'une latte de martensite dans un acier trempé. Dans ce dernier cas la dimension des cristallites varie typiquement de 10 à 100 nm ;
- une composante liée à la variance de la distribution des microdéformations ($\bar{\epsilon}^2$)^{1/2} ; plus l'intervalle de variation de la microdéformation autour de la valeur moyenne macroscopique est élevée plus la distribution des distances interréticulaires autour de la valeur moyenne est étalée et plus le pic de diffraction est élargi.

Alors qu'il est facile d'éliminer la composante instrumentale par des techniques de déconvolution, la séparation entre la contribution des dimensions des cristallites et celle des microdéformations posent des problèmes difficiles. Cependant l'évolution de la largeur d'un pic de diffraction est souvent utilisée pour avoir une idée semi-quantitative de l'évolution des microdéformations.

La largeur de corde d'un pic de diffraction est souvent corrélée avec la dureté du matériau. Ce rapprochement est logique lorsque la dureté du matériau est principalement liée à la dimension des cristallites et à la microstructure dislocative, ce qui est le cas pour les couches durcies par traitements thermiques ou thermo-chimiques ou pour les couches grenillées. Elle tombe cependant en défaut si la dureté est due à une cause extérieure à la phase étudiée par diffraction, par exemple à la présence d'une autre phase de haute dureté.

Quand elle est exploitable cette corrélation est très utile pratiquement car l'information déplacement du pic et largeur du pic sont obtenues simultanément. On peut donc disposer d'un profil de microdureté de la couche en même temps que d'un profil de contraintes résiduelles. Cependant il est toujours nécessaire d'établir auparavant une courbe d'étalonnage dureté-largeur de corde pour le matériau étudié. Les concordances entre les microduretés ainsi déterminées et celles mesurées directement peuvent être excellentes et permettent alors une économie appréciable de travail expérimental surtout lors de la mise au point de procédés ou pour des contrôles de fabrication.

5.2.3 Autres méthodes

Les méthodes ultrasonores, magnétiques et thermiques n'ont pas trouvé d'applications permanentes fiables pour la détermination des contraintes résiduelles dans les couches superficielles. Leur pouvoir de résolution est souvent de plusieurs ordres de grandeur trop grossiers. La réalisation d'éprouvettes de référence à contrainte nulle, de caractéristiques métallurgiques identiques à celles de la pièce étudiée est pratiquement impossible et les réponses de ces méthodes sont très sensibles à des facteurs « extérieurs » comme la dimension des grains, leur forme, leur orientation, la présence d'autres phases.

6. Conclusions

Les traitements superficiels de mise en précontrainte ont pour objet d'introduire des **contraintes de compression** dans les couches superficielles des pièces métalliques sur des épaisseurs pouvant atteindre plusieurs millimètres. Leur objectif principal est d'améliorer la tenue des pièces soumises en service à des sollicitations mécaniques variables dans le temps ou à des conditions de corrosion sous contrainte statique.

Ils sont basés sur l'hétérogénéité de déformation provenant de la localisation d'une source primaire de déformation dans les zones superficielles de la pièce. Le cœur de la pièce qui représente la masse la plus importante s'oppose à la variation dimensionnelle « libre » de la peau générant ainsi un champ autoéquilibré de macrocontraintes résiduelles. Les sources primaires de déformation sont obtenues par deux types de traitements.

Les **traitements mécaniques** agissent par déformation plastique des couches superficielles et sont applicables à tous les matériaux présentant un comportement élastoplastique. Les **traitements thermiques** et **thermochimiques** mettent à profit les variations de

volume positives engendrées par des transformations de phase à l'état solide ou par des phénomènes de précipitation. Ils n'ont véritablement connu de développement industriel que pour les alliages ferreux et pour ces matériaux ont l'avantage d'associer une très nette augmentation de dureté à la mise en précontrainte de compression.

La **prévision par le calcul** des contraintes résiduelles induites par les traitements superficiels fait maintenant partie des logiciels spécialisés développés dans le cadre plus général de la modélisation des procédés de fabrication.

La **détermination expérimentale** des macrocontraintes et des microdéformations est essentiellement réalisée par diffractométrie des rayons X éventuellement complétée par diffractométrie neutronique. La méthode du trou incrémentale est une méthode mécanique également utilisable malgré son caractère obligatoirement destructif.

Enfin, la **stabilité des contraintes résiduelles** induites par ces traitements doit être prise en compte pour les pièces soumises en service à des sollicitations thermiques ou mécaniques. Il apparaît qu'un des facteurs principaux régissant cette stabilité est la résistance du matériau aux phénomènes de microplasticité.

Précontraintes et traitements superficiels

par **Jean BARRALIS**
Professeur Honoraire à l'École Nationale d'Arts et Métiers d'Aix-en-Provence

Louis CASTEX
Professeur des Universités à l'École Nationale d'Arts et Métiers de Paris

et **Gérard MAEDER**
Directeur Ingénierie des Matériaux, Usines Renault

Références bibliographiques

- [1] BRENT DANE (C.), HACKEL (L.A.), DALY (J.) et HAMSON (J.). – *Shot peening with lasers*. Adv. Mat. and Process, vol. 153, n° 5, p. 37-38, mai 1998.
- [2] HORNBACH (D.J.), PREVEY (P.S.) et MASON (P.W.). – *Residual stresses and hardness distributions in induction hardened gears*. Proceedings of the Int. Conf. On Induction hardened gears and critical components. 15-17 mai 1995, Indianapolis, Indiana.
- [3] ION (J.C.), SHERCLIFF (H.R.) et ASHBY (M.F.). – *Diagrams for laser materials processing*. Acta Metall. Mater., vol. 40, n° 7, p. 1539-1551, 1992.
- [4] MIGLIORE (L.R.). – *Heat treating with lasers*. Adv. Mat. and Process, vol. 154, n° 2, pp. H25-H29, août 1998.
- [5] St PIERRE (J.). – *Vacuum carburizing*. ASM Handbook, vol. 4, Heat treating, 10th edition, 1991.
- [6] SUN (Y.) et BELL (T.). – *A numerical model of plasma nitriding of low alloys steels*. Mat. sc. and eng., H. Hermann Editions (à paraître).
- [7] KRAUSS (G.). – *Heat treatment microstructures and residual stresses in carburized steels*. Proc. of the 1st inst. Conf. on Quenching and Distorsion Control, G.E. Totten Ed., Chicago, 22-25 sept. 1992.
- [8] CROSSLAND (B.). – *Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel*. I.C.F.M. IME/ASME 1956, p. 138-49.
- [9] DESVIGNES (M.), GENTIL (B.) et CASTEX (L.). – *Fatigue processing of shot peened steel*. Residual stresses and technology, vol. 1, E. Macherauch and V. Hauk Ed., DGM informtionsgesellschaft mbh, 1987.
- [10] KIRKALDY (J.S.) et BUCHMAYR (B.). – *Modeling of the temperature field, transformation behaviour, hardness and mechanical response of low-alloy steels during cooling from the austenite region*. Proc. of the 1st int. Conf. on Quenching and Distorsion Control, G.E. Totten Ed., Chicago, 22-25 sept. 1992.
- [11] MURRY (G.). – *Contraintes et déformations lors de la trempe, relation avec la cinétique des transformations des aciers*. Trait. Therm. 124 1978 p. 30-8.
- [12] BARRALIS (J.) et MAEDER (G.). – *Métallurgie*, tome 2, ed. communications actives, 1983.

Les deux volumes de la conférence ECRS 4 qui a eu lieu du 4 au 6 juin 1996 à Cluny, édités par la Société Française de Métallurgie et de Matériaux, offrent un recueil complet sur les contraintes résiduelles associées aux traitements superficiels.

Dans les Techniques de l'Ingénieur

- [13] COURBON (J.). – *Calcul des structures. Théorie de la plasticité*. A 350, Traité Sciences fondamentales, 5. 1981.
- [14] PELISSIER TANON (A.). – *Base de calcul des enceintes sous pression*. A 843, Traité Génie industriel, 2. 1988.

Normalisation

NF L 06-831 12-95 Série aérospatiale. Pièces métalliques. Mise en contrainte de compression superficielle. Billes d'acier, billes de verre et billes de céramique (grenailles) (remplace NF L 06-831, février 1990).

NF L 06-832 12-98 Aéronautique et espace. Grenailage destiné à la mise en contrainte de compression superficielle de pièces métalliques.