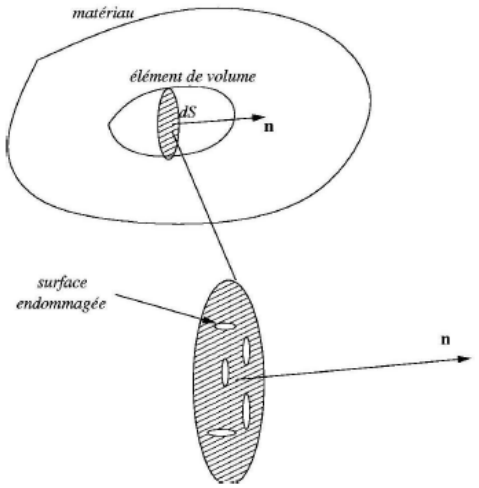
A. Endommagement

I. Introduction

L'endommagement est l'apparition dans un matériau de dommages causés par l'usure ou une attaque physique ou chimique. Il conduit à une dégradation de ses capacités physiques pouvant conduire à la rupture.

L'endommagement se traduit dans le matériau par la formation (phase d'amorçage) et le développement (phases de croissance et de coalescence) de cavités. Dans la mécanique des milieux continus, un solide est supposé ne posséder ni trou, ni interface. Pour cela, on fait l'hypothèse que l'élément de volume considéré est suffisamment grand devant les dimensions des cavités dues à l'endommagement.

Soit la section dS contient des traces de microfissures et de cavités constituant l'endommagement du matériau.



En notant dS_D la surface projetée sur dS des traces d'endommagement, on mesure l'endommagement local, dans la direction n, par le rapport entre la surface dS_D et la surface dS. $D = \frac{dS_D}{dS}$

Cet endommagement vaudra 0 pour un matériau non endommagé, et 1 pour un matériau totalement rompu perpendiculairement à n. En conséquence, la variable d'endommagement ainsi définie :

– dépend de la direction n considérée dans le matériau,

– est un scalaire toujours compris entre 0 et 1.

Si l'endommagement est isotrope, c'est-à-dire identique dans toutes les directions de l'espace. Il s'en suit que la variable de l'endommagement ne dépend

pas de n, car les fissures et les cavités sont supposées uniformément distribuées par rapport à toutes les directions de l'espace.

On sait que la force appliquée F=σ.n.dS. La contrainte effective, c'est-à-dire celle effectivement subit localement par le matériau, agit sur la surface effective n (dS−dS$_D$) = n dS(1−D). On en déduit que F=σ$_D$.n.dS.(1-D) et donc que le tenseur de contraintes effectives vaut :

$$\overrightarrow{\sigma_D} = \frac{\vec{\sigma}}{1-D}$$

II. Mesure de l'endommagement

L'endommagement d'un matériau déformé, ou en cours de déformation, peut être mesuré de diverses façons. En fait, il existe deux grandes familles de méthodes de mesure. Dans la première, on réalise des mesures directes par observation microscopique. Dans la seconde, on effectue des mesures indirectes en utilisant un paramètre physique.

1. Mesures directes

Les mesures directes de l'endommagement peuvent se faire de différentes façons. On peut par exemple observer la surface d'un échantillon déformé qui avait été préalablement poli. Pour observer le cœur de l'échantillon, on peut également sectionner une éprouvette déformée. Enfin, on peut également observer le faciès de rupture de l'éprouvette.

2. Mesures indirectes

Les mesures indirectes de l'endommagement sont basées sur l'estimation d'un paramètre physique du matériau déformé ou en cours de déformation. Ce paramètre physique doit bien sûr être relié à l'endommagement. Comme exemple : le module d'Young et le coefficient de Poisson pour un matériau isotrope.

La mesure de la variation du module d'Young lors de déchargements successifs au cours d'un essai de traction montre que ce module diminue lorsque la déformation augmente. Si F est la force de traction appliquée à l'échantillon, σ la contrainte, S sa section courante, et S − S$_D$ sa section effective, alors on peut écrire :

$$\sigma_D = E_i \varepsilon_e \text{ et } \sigma = E \varepsilon_e$$

ε$_e$ est la déformation élastique, E est le module d'Young mesuré (apparent), et E$_i$ est le module d'Young initial du matériau.

On déduit de ces relations que, en mesurant E_i lors du premier chargement, puis E lors des chargements successifs, on obtient une estimation de l'endommagement du matériau par :

$$D = 1 - \frac{E}{E_i}$$

Cette mesure est difficile car :

_ Il faut une bonne précision sur des déformations très petites ;

_ l'endommagement est souvent très localisé d'où une base de mesure très faible (0,5 à 5 mm) ;

_ la droite (σ,ε) est généralement difficile à définir.

D'autres méthodes existent telles que :

– la mesure de densité

– l'émission acoustique

– les méthodes électriques

III. Types d'endommagement

Il existe plusieurs types d'endommagement :

1. Endommagement par clivage

Le clivage est l'aptitude de certains matériaux à se fracturer selon des surfaces planes dans des directions privilégiées lorsqu'ils sont soumis à un effort mécanique (un choc ou une pression continue).

Soit un polycristal susceptible de se cliver (ex : zinc, fer avec alliage cubique centré). Dans ce cas, les plans cristallographiques de clivage sont les faces du cube (les plans {100}). Les différents germes possèdent des orientations différentes. Nous avons ici deux cas : Les clivages ne peuvent pas se propager dans les voisins qui ont des orientations défavorables et ils se bloquent sur les joints de grains. Un endommagement est bien alors créé : les surfaces des grains clivés diminuent la section portante.

Dans d'autres cas, au contraire, plutôt plus fréquents, les clivages apparus dans les germes les plus favorablement orientés réussissent à se propager dans les grains voisins, au prix d'une certaine désorientation, et de proche en proche, de façon brutale, provoquent la rupture du polycristal.

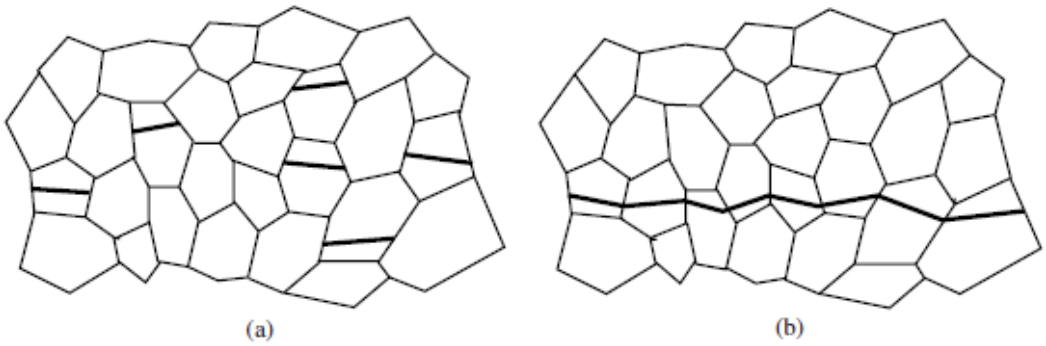


Fig. 1.8. (a) Clivages bloqués sur des joints de grains. (b) Clivages se propageant de grains en grains jusqu'à rupture.

2. Endommagement ductile par cavitation

Soit maintenant un polycristal d'un matériau qui n'est pas susceptible de se cliver, du cuivre par exemple, ou encore un alliage d'aluminium, tous matériaux CFC. Certains germes vont se déformer par des glissements et soumettre donc leurs voisins, qui eux restent élastiques, à des contraintes importantes. Ainsi les déformations par glissements vont se propager de proche en proche et bientôt tout le polycristal se déformera plastiquement. À ce stade, aucune nouvelle surface n'a été créée et il n'y a pas d'endommagement.

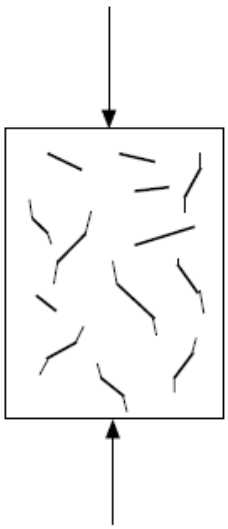


Fig. 1.10. Schéma de la fissuration dans un essai de compression sur un matériau cimentaire.

La déformation se localise alors dans une partie de l'échantillon qui s'amincit : il est apparu une striction et, si le chargement est à force contrôlée, brutalement la striction devient totale et l'éprouvette se rompt par instabilité plastique. Ce phénomène ne s'accompagne pas d'endommagement.

Cependant, dans la plupart des cas, le développement de la striction est interrompu par la rupture de l'échantillon, avant que la striction ne devienne totale. En dessous de la surface, nous pouvons observer des cavités, allongées dans le sens de la déformation. Leur taille décroît au fur et à mesure que nous nous éloignons de la surface de rupture.

Lorsque la taille des cavités devient suffisante, la coalescence des cavités provoque la rupture.

Dans une certaine mesure l'endommagement des polymères peut être rattaché à l'endommagement ductile par cavitation. En effet, la déformation plastique des polymères résulte du déplacement des molécules les unes par rapport aux autres, analogue à des glissements dans les cristaux. Il se forme effectivement des cavités, très aplaties, des fissures en quelque sorte, appelées craquelures.

3. Endommagement de corrosion sous contrainte

Le phénomène de corrosion sous contrainte est dû à une combinaison d'une sollicitation mécanique constante et d'un milieu extérieur agressif.

L'endommagement de corrosion sous contrainte nécessite la combinaison de la sollicitation mécanique et du milieu agressif, chacun séparément étant complètement inoffensif. La nature des couples matériau-environnement pouvant donner lieu à la corrosion sous contrainte est très variée. Des acides et des bases, des milieux salins, sont en cause mais de l'eau peut suffire, voire l'humidité de l'air. La naissance de l'endommagement est évidemment superficielle, puisque c'est la surface de la pièce qui est soumise à l'effet du milieu agressif. Les fissures qui y prennent naissance se propagent ensuite vers l'intérieur de la pièce.

4. Endommagement de fluage

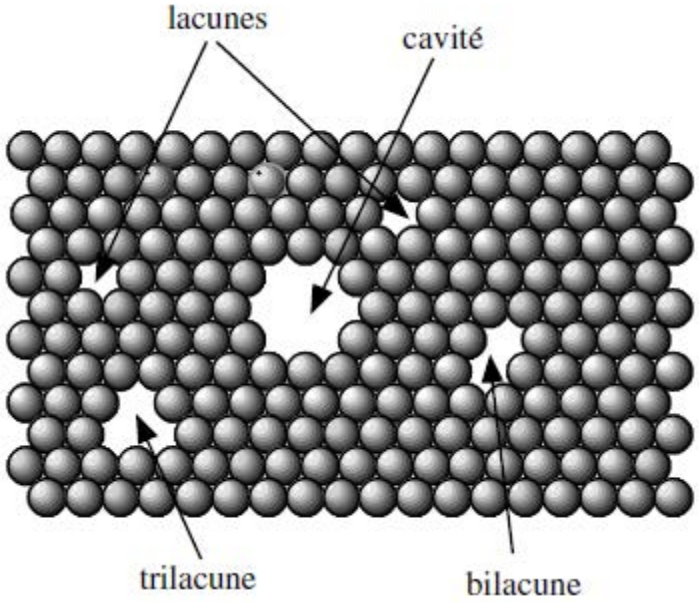
L'endommagement de fluage apparaît à haute température, suffisante pour que la vitesse de fluage sous effort constant (c'est-à-dire la vitesse de déformation) ne diminue jamais au cours du temps. Cette température est, en degrés Kelvin, supérieure à la moitié de la température absolue de fusion.

À ces hautes températures, les phénomènes de diffusion sont actifs. Un matériau contient toujours des lacunes. La concentration de lacunes à l'équilibre est fonction exponentielle de la température. Par ailleurs, les lacunes peuvent migrer, et ceci d'autant plus vite que la température est élevée.

Lorsque deux lacunes se rencontrent, elles peuvent former une bilacune ; avec une troisième, une trilacune et finalement une cavité.

Dans les conditions de fluage, des cavités sont donc susceptibles de germer, dans la mesure où l'énergie de leur surface est inférieure au travail de la contrainte appliquée au matériau. Les cavités croissent par diffusion de lacunes. Cette croissance intéresse essentiellement les joints qui sont perpendiculaires à la contrainte principale maximale. Ces joints entièrement recouverts de cavités constituent des fissures, d'où résulte un endommagement.

Cependant l'ouverture de ces fissures n'est possible que dans la mesure où le matériau qui les entoure est capable de se déformer, et donc que sa vitesse de fluage est suffisante. Suivant les cas, c'est donc soit la vitesse de diffusion des lacunes le long des joints de grains soit la vitesse de fluage qui contrôle le développement de l'endommagement de fluage.



5. Endommagement par fatigue

La fatigue des matériaux est un phénomène qui survient sous l'effet de sollicitations cycliques. En résumé la fatigue est la rupture sous des sollicitations répétées.

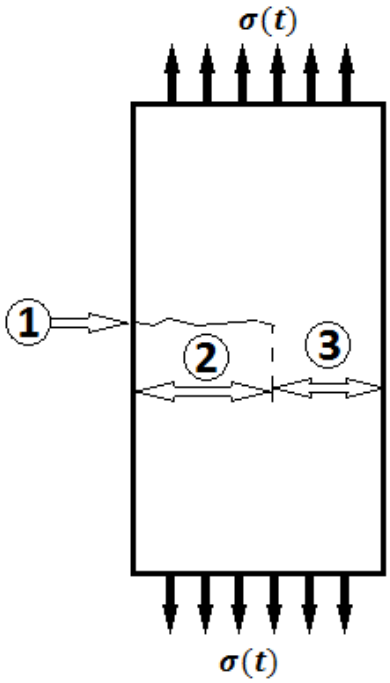
Soit une structure soumise à un effort cyclique agissant jusqu'à la rupture (après un nombre de cycles donné). L'endommagement est imprévisible, il peut naitre (à l'échelle microscopique) souvent à la surface de la pièce comme il peut naitre à l'intérieur. En évoluant il passe par 3 stades :

Amorçage :

A cause de la grande finesse du défaut initié, sa détection n'est possible que si on utilise de puissants équipements de laboratoire. Son initiation peut avoir lieu dans des endroits où l'accès est impossible zone 1.

Propagation :

Sous l’effet du changement cyclique du chargement la fissure initiée commence à prendre des dimensions importantes menant finalement à la ruine.
A ce stade la fissure qui a grandi résultait de la propagation des microfissures causées par le défaut initié dans la première étape, c’est elle qui deviendra la fissure de la fatigue zone 2.
Rupture brutale :
Lorsque la fissure atteint une distance de telle façon que la section résiduelle est trop faible pour supporter de fortes contraintes résultant d’une concentration au fond de la fissure zone 3.



IV. Endommagement et écrouissage cyclique

1. Définition

L'écrouissage se traduit généralement par un durcissement ou parfois un adoucissement cyclique dans un matériau provenant de la déformation plastique due à une modification structurale, cette opération engendre une augmentation de la résistance (la dureté, la limite d'élasticité) et une diminution de la ductilité (l'allongement, striction)

2. Lois d'écrouissage

La capacité d'un métal à s'écrouir est estimée par le **coefficient d'écrouissage** *n* : lors d'un essai de traction, on trace la courbe de traction rationnelle c'est-à-dire la courbe : $\sigma=f(\varepsilon)$

Le **taux d'écrouissage**, ou **taux de consolidation**, est défini en chaque point comme étant la pente de la tangente à cette courbe : $d\sigma/d\varepsilon$. C'est le surplus d'effort $d\sigma$ qu'il faut fournir pour obtenir une élongation supplémentaire $d\varepsilon$.

Si ce taux est élevé, cela signifie que la contrainte σ croît rapidement lorsque la déformation ε augmente, c'est-à-dire que la force nécessaire pour continuer à étirer le métal augmente beaucoup.

La courbe de traction peut être décrite par une loi empirique indépendante de la vitesse de déformation. On utilise en général trois types de lois : la loi d'Hollomon (ou loi en puissance), la loi de Ludwig et la loi de Voce :

- loi de Zener-Hollomon : $\sigma = k\cdot\varepsilon^n$; cette loi ne s'appuie que sur deux paramètres k et n et n'apporte aucune information sur la limite d'élasticité σ_0 n est défini par $n = \dfrac{d\log\sigma}{d\log\varepsilon}$
- loi de Ludwig : $\sigma = \sigma_0 + k\cdot\varepsilon^n$;

où *n* est le **coefficient d'écrouissage** ; sa valeur est typiquement entre 0,1 et 0,5.

La loi de Voce s'écrit :

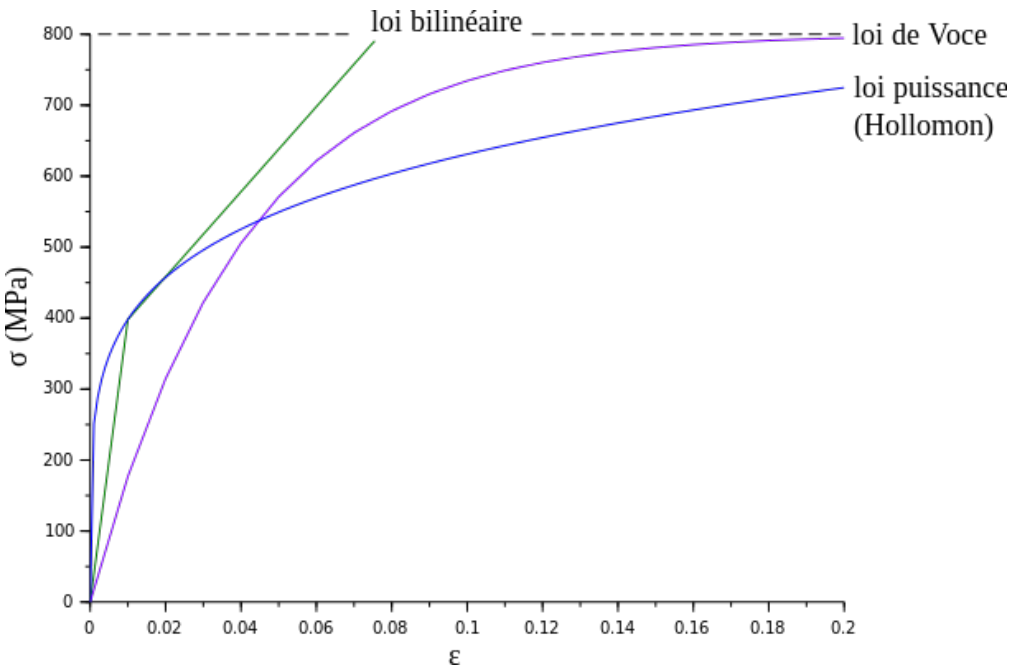
$$\sigma = \sigma_0\cdot(1 - e^{-A\varepsilon})$$

où σ_0 est la contrainte de saturation (limite de l'élasticité). On peut aussi utiliser une loi de Voce plus complexe :

$$\frac{\sigma-\sigma_s}{\sigma_0-\sigma_s} = \exp(-A\varepsilon)$$

où σ_s est une contrainte seuil.

Si l'on ne s'intéresse qu'aux faibles déformations plastiques, on utilise souvent une loi bilinéaire.



Lorsque la pièce comporte une variation de section ou un défaut — cavité, inclusion plus dur ou moins dur que le reste du matériau— il peut se produire localement une concentration de contraintes. Alors que l'on pense être dans le domaine élastique, on entre localement dans le domaine plastique.

Il peut donc se produire un écrouissage local. Ce phénomène est une des principales causes de la naissance de fissures dans les phénomènes de fatigue.

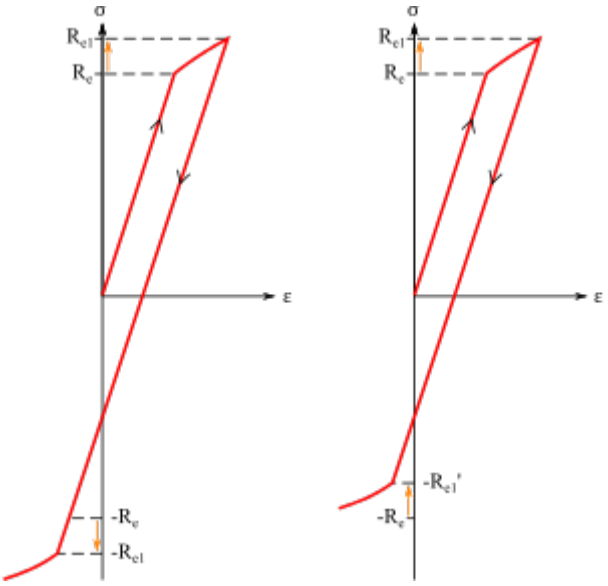
3. Mécanisme de l'écrouissage

La déformation plastique d'une pièce métallique se fait par le mouvement des dislocations (défaut linéaire correspondant à une discontinuité dans l'organisation de la structure cristalline). Au cours de la déformation, ces dislocations se multiplient et se gênent mutuellement : si elles sont dans le même plan de glissement, elles s'attirent ou se repoussent, limitant leurs propagations et, si elles sont dans des plans orthogonaux, elles s'épinglent mutuellement. Donc plus il y a de dislocations, plus il y a de déformations possibles, mais moins les dislocations sont mobiles car elles se gênent.

La perte de mobilité des dislocations entraîne une élévation de la limite d'élasticité, donc de la dureté, ce qui constitue l'écrouissage.

Si l'on change la direction de la déformation plastique, l'écrouissage peut aussi à l'inverse *abaisser* la limite d'élasticité : c'est l'**effet Bauschinger**.

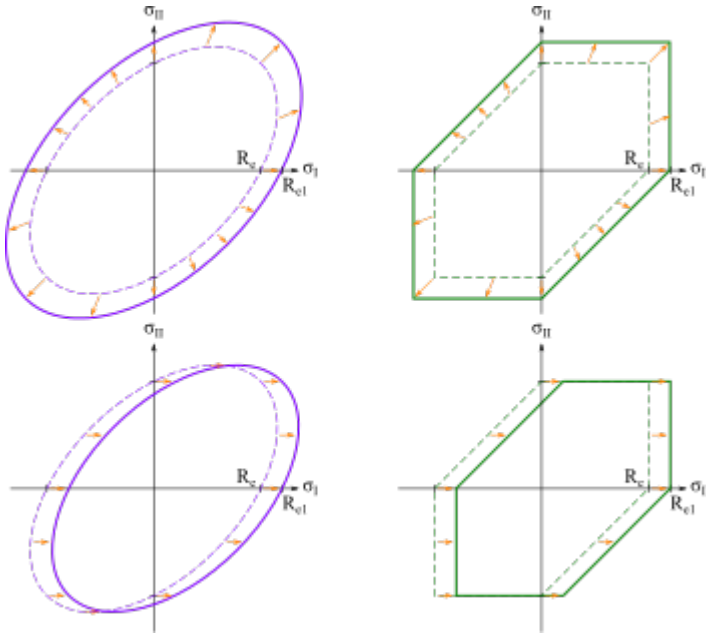
Effet Bauschinger



Cyclage en traction-compression : courbe contrainte-déformation avec écrouissage isotrope (gauche) et effet Bauschinger (droite) ; $R_{e1} > R_e > R_{e1}'$.

La gêne mutuelle des dislocations implique un durcissement « isotrope » : la limite d'élasticité s'accroît quel que soit le sens de déformation.
L'**effet Bauschinger** est l'altération anisotrope de la limite d'élasticité d'un métal ou d'un alliage consécutif à un premier chargement au-delà de la limite d'élasticité vierge (nominale). Ce phénomène est essentiel pour comprendre la dégradation des performances des matériaux sous chargements alternés. Il s'agit d'un modèle d'écrouissage cinématique.
Si l'on déforme un métal dans une direction donnée de telle façon que cela développe une déformation résiduelle permanente, puis qu'on le déforme en sens inverse dans la même direction, on observe que la limite d'élasticité a diminué.
On explique ce phénomène par la distribution de dislocations (défauts linéaires résultant de la déformation plastique) dans les métaux formés à froid : au cours de la déformation, les dislocations se multiplient le long des joints de grain et s'enchevêtrent.

Modèle d'écrouissage isotrope ou cinématique



Représentation de l'écrouissage pour un état de contraintes planes :

- haut : modèle isotrope ;
- bas : modèle cinématique (effet Bauschinger).

Les schémas de gauche utilisent le critère de von Mises, les schémas de droite le critère de Tresca.

On utilise en général deux modèles d'écrouissage.

Dans le premier modèle, dit modèle « isotrope », l'écrouissage correspond à une dilatation de la surface frontière par une homothétie centrée en (0, 0, 0). Cela signifie qu'il y a un durcissement quelle que soit la direction de déformation.

Dans le deuxième modèle, dit « cinématique », la surface frontière ne se déforme pas mais est translatée. Cela signifie qu'il y a un durcissement dans certaines directions, mais un adoucissement dans d'autres directions. Cela correspond à l'effet Bauschinger.

Restauration et recristallisation

La restauration et la recristallisation sont des phénomènes ayant pour effet d'annuler l'écrouissage. Ils sont activés thermiquement ; ils surviennent au cours de traitement thermiques, en particulier de recuits.

La recristallisation ne peut avoir lieu que lorsque l'écrouissage est suffisant : le moteur de la transformation est la quantité d'énergie de déformation élastique « stockée » dans les dislocations. Dans certains cas, lorsque la vitesse de déformation est suffisante (pour un métal et une température donnés), la restauration et la recristallisation peuvent survenir en même temps que l'écrouissage : on parle de restauration et recristallisation dynamiques.