

CHAPITRE XV : FLUAGE

L. NAZE

1 FLUAGE : DEFORMATION A HAUTE TEMPERATURE

Les propriétés en traction à température ambiante de la plupart des matériaux de structure sont peu dépendantes du temps. En effet, les résultats d'un essai de traction sont peu dépendants de la vitesse de chargement. A haute température, les performances en traction dépendent à la fois de la vitesse de déformation et du temps d'exposition à haute température.

A haute température, de nouveaux mécanismes de déformation peuvent être mis en jeu. De nouveaux systèmes de glissement sont éventuellement activés. Les processus contrôlés par la diffusion sont accélérés et ont un effet significatif sur les propriétés mécaniques. Ainsi, la mobilité des dislocations est accentuée par le mécanisme de montée. Le « glissement » aux joints de grains peut également participer à la déformation.

Il faut également prendre en compte les modifications microstructurales provoquées par l'exposition prolongée à haute température. Les mécanismes de recristallisation peuvent provoquer un grossissement de la taille de grain. Les alliages à durcissement structural peuvent subir un survieillisement et voir leurs caractéristiques mécaniques s'affaiblir lorsque les particules de phase durcissante grossissent.

Enfin il faut prendre en considération l'interaction avec l'environnement. Par exemple les phénomènes d'oxydation intergranulaire sont accélérés à haute température.

Les mécanismes mis en jeu à haute température étant largement dépendant du temps, on s'intéresse aux performances mécaniques à haute température, sous sollicitation constante sur des durées importantes. Dans de telles conditions, la déformation progressive du matériau est appelée fluage.

La dépendance en fonction du temps devient conséquente à partir d'une température qui est relative au matériau examiné : ce qui correspond à une haute température pour un matériau peut être classé dans les basses températures pour un autre. Pour corriger cet effet, on rapporte la température considérée à la température de fusion. Ainsi, généralement, le fluage prend une importance significative en ingénierie pour des températures supérieures à $0,5T_f$, T_f correspondant à la température absolue de fusion du matériau.

2 FLUAGE : ESSAI MECANIQUE

Un essai de traction à haute température donnera des informations sur les performances mécaniques à cette température sur des durées de vie courtes. Pour prendre en compte le facteur temps, on procédera à des essais de fluage qui consistent à maintenir la contrainte constante sur l'éprouvette de déformation.

Un essai de fluage déformation consiste à mesurer la déformation en fonction du temps. En pratique un essai de fluage consiste à maintenir une éprouvette à haute température sous charge constante (et non sous contrainte constante), et à mesurer la déformation en fonction du temps.

3 LA COURBE DE FLUAGE

La Figure 1 donne la forme classique d'une courbe de fluage donnant la déformation ϵ en fonction du temps t .

Un essai de fluage se pratique très généralement sous une contrainte inférieure à la limite d'élasticité macroscopique du matériau. L'étape de mise en charge se traduit alors par une déformation élastique ϵ_0 de l'éprouvette.

La courbe de fluage permet généralement de différencier trois stades de fluage avant la rupture.

3.1 LE FLUAGE PRIMAIRE

La première partie de la courbe correspond à une décroissance de la vitesse de déformation avec le temps. Ce premier stade du fluage est appelé fluage primaire, ou fluage transitoire. A basse température et basse contrainte, comme dans le fluage du plomb à température ambiante, le fluage primaire est le régime de fluage prédominant.

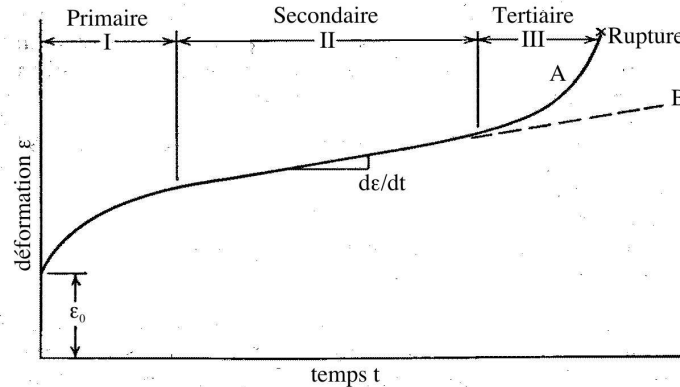


Figure 1 : Courbe de fluage typique présentant les trois stades du fluage. La courbe A correspond à un essai sous charge constante; la courbe B correspond à un essai sous contrainte constante. D'après Dieter (voir Références)

La mise en équation du fluage primaire fait intervenir le temps. On retiendra essentiellement la loi du fluage parabolique ou fluage β .

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta t^m \text{ où } 0 < m < 1 \quad [1]$$

3.2 LE FLUAGE SECONDAIRE

Le deuxième stade du fluage est nommé fluage secondaire ou fluage stationnaire (en fait «en régime stationnaire»). Il se caractérise par une vitesse de déformation constante. Cette vitesse de déformation est appelée vitesse de déformation minimale et correspond au paramètre de dimensionnement le plus important que l'on puisse tirer de la courbe de fluage.

Le fluage stationnaire est couramment décrit par la loi puissance :

$$\dot{\varepsilon} = B\sigma^n \exp\left(-\frac{\Delta H}{kT}\right) \quad [2]$$

où B et n sont des constantes du matériau et ΔH l'énergie d'activation du mécanisme contrôlant la vitesse de déformation. n est compris entre 3 et 8 pour la plupart des métaux purs et alliages courants.

3.3 LE FLUAGE TERTIAIRE

Le troisième stade du fluage est nommé fluage tertiaire.

Il apparaît essentiellement dans les essais menés sous charge constante, à haute température et forte contrainte lorsque la réduction de la section de l'éprouvette devient effective, soit lors de l'apparition d'une striction, soit à cause de la formation de vides internes à l'éprouvette. Ce troisième stade du fluage est souvent associé à des modifications métallurgiques comme le grossissement des précipités, la recristallisation ...

4 PREDICTION DE LA RESISTANCE A LA RUPTURE EN FLUAGE A HAUTE TEMPERATURE

Les modèles théoriques du comportement en fluage déformation et en fluage rupture ne sont pas encore suffisamment au point pour que l'on puisse en tirer des prédictions suffisamment précises pour être utilisées en ingénierie. Il est donc nécessaire de se référer à des données expérimentales fiables.

Ces données expérimentales sont présentées sous la forme de courbes corrélant la contrainte de fluage et la vitesse de fluage stationnaire à différentes températures (Figure 2).

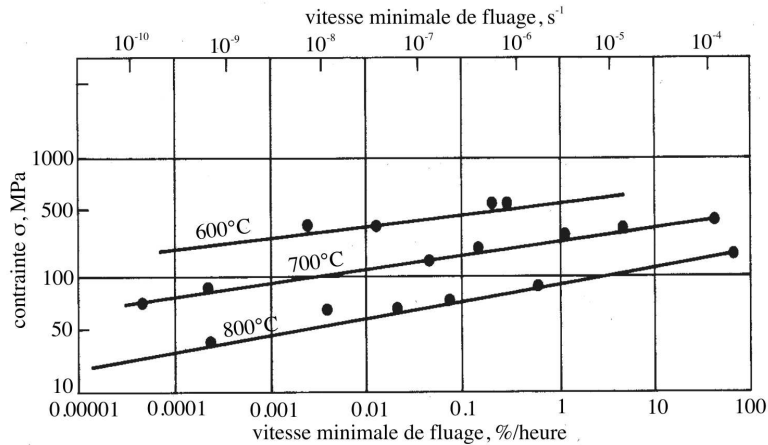


Figure 2 : Présentation de données de fluage : contrainte de fluage en fonction de la vitesse de fluage stationnaire à différentes températures. D'après Dieter (voir Références)

Une autre représentation consiste à corrélérer, à une température donnée, la contrainte et le temps de fluage pour lesquels un certain taux de déformation - ou la rupture - est atteint (Figure 3).

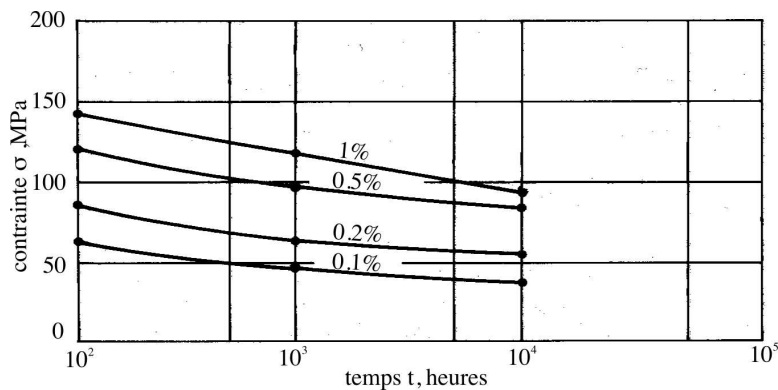


Figure 3 : Présentation de données de fluage : contrainte de fluage en fonction du temps à différents taux de déformation ou à la rupture à température donnée (ici 700°C). D'après Dieter (voir Références)

Il est souvent nécessaire d'extrapoler ces données vers des temps ou des vitesses de déformations difficilement accessibles expérimentalement. Par exemple il est difficile de déterminer expérimentalement la contrainte de fluage correspondant à une déformation de 1 % en 100 000 heures, c'est-à-dire 11,4 ans, en particulier s'il s'agit d'un matériau qui vient d'être mis au point.

L'extrapolation des courbes précédentes (Figures 2 et 3) vers des temps plus longs que ceux qui sont étudiés expérimentalement n'est envisageable que s'il est certain qu'aucune modification microstructurale ne se produit entre le domaine de temps exploré expérimentalement et les temps vers lesquels on cherche à extrapoler. En effet, une telle transformation aurait pour effet de modifier la pente de la courbe réelle en dehors du domaine exploré expérimentalement et l'extrapolation serait alors abusive.

Puisque les transformations microstructurales se produisent généralement à des temps plus courts pour des températures plus élevées, il est judicieux de comparer la pente de la courbe que l'on veut extrapoler avec les pentes des courbes de données obtenues expérimentalement à des températures plus élevées.

Sur la base de cette hypothèse, Larson et Miller ont formulé une équivalence temps-température basée sur le raisonnement suivant. On considère que la vitesse de fluage stationnaire d'un alliage destiné à une utilisation à haute température s'écrit :

$$\dot{\epsilon} = A e^{-\frac{\Delta H}{kT}} \quad [3]$$

Dans cette équation, A est une constante qui est, a priori, dépendante de la contrainte de fluage et ΔH est l'énergie d'activation du mécanisme contrôlant la vitesse de fluage.

On en déduit l'expression du temps à rupture en fonction de la température :

$$\ln t = \ln \frac{\epsilon}{A} + \frac{\Delta H}{kT} \quad [4]$$

A partir de données expérimentales, Larson et Miller ont établi que, pour chacun des alliages qu'ils étudiaient, le tracé pour différentes contraintes σ , de $\ln t = f(1/T)$ à taux de déformation imposé, avait la forme de la Figure 4. (Noter que dans cette figure Q/R correspond à $\Delta H/k$)

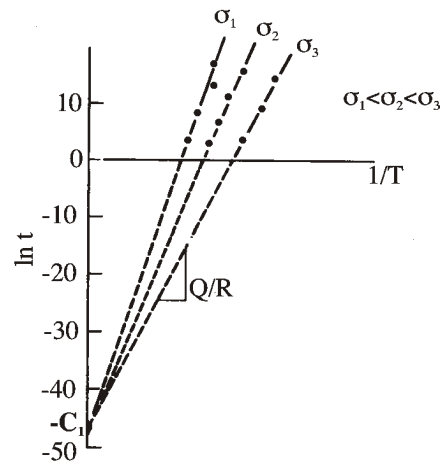


Figure 4 : Equivalence temps-température en fluage. D'après Dieter (voir Références)

Toujours expérimentalement, Larson et Miller établissent que cette relation d'équivalence reste valable lorsque le taux de déformation considéré est choisi comme étant le taux de déformation à la rupture ϵ_R . On obtient alors une relation entre le temps à la rupture t_R et la température d'essai, à contrainte fixée.

De plus, pour une large gamme d'alliages, les mesures expérimentales donnent C_1 tel que, lorsque t_R est donné en heures :

$$35 < C_1 < 60 \quad [5]$$

Larson et Miller suggèrent que la valeur $C_1 = 46$ pourrait s'avérer valable quel que soit l'alliage étudié.

De cette équivalence temps-température, on tire le paramètre de Larson-Miller qui s'écrit :

$$P = T (\ln t_R + C_1) \quad [6]$$

Larson et Miller reportent alors les données expérimentales (t_R , T , σ) dans le repère (P , $\ln \sigma$) et obtiennent, pour chaque alliage, une courbe qui se présente sous la forme de deux segments de droite (Figure 5). Cette courbe est appelée courbe maîtresse car elle représente la superposition de courbes de fluage rupture ($t_R = f(\sigma)$) à différentes températures, le paramètre permettant de modifier le temps de manière à ce que les différentes courbes se retrouvent sur une unique courbe.

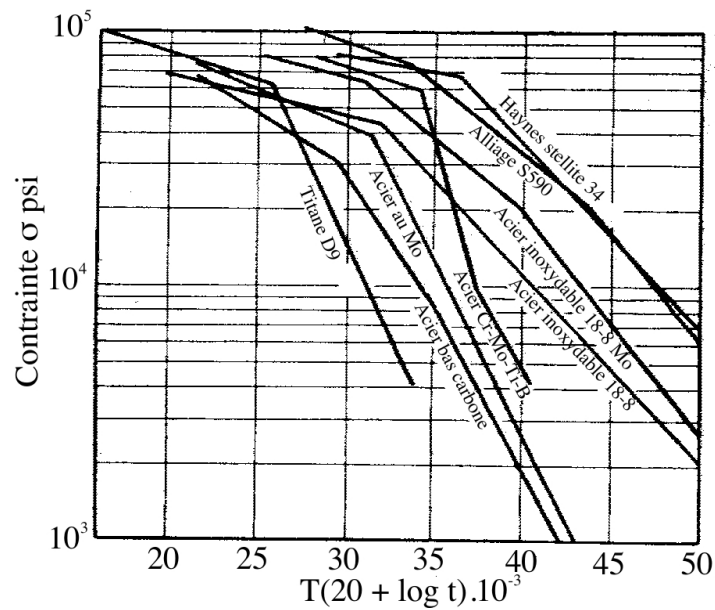


Figure 5 : Représentation Larson-Miller de résultats de fluage rupture pour divers alliages. Noter que le paramètre est exprimé ici avec un logarithme décimal ce qui justifie la valeur de 20 pour C_1 . (psi= pound per square inch). D'après Larson et Miller (voir Références)

Bien que Larson et Miller tentent une justification du choix de leur représentation sur la base d'une loi classique, leur démarche, qui s'appuie sur la compilation de résultats expérimentaux fiables, demeure essentiellement empirique.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

G.E. Dieter, « *Mechanical Metallurgy* », McGraw-Hill Book Company (1988)

F.R. Larson, J. Miller, « *A time-temperature relationship for rupture and creep stresses* », Transactions of the ASME 174 (1954) 765-775