

Modélisation viscoplastique d'un Inconel 600 déformé à 900 °C

VLADIMIR GANTCHENKO^{1,a}, PATRICE JOUINOT¹ ET ALAIN KÖSTER²

¹ ISMEP, 3 rue Fernand Hainaut, 93407 Saint-Ouen Cedex, France

² ENSMP, Centre des Matériaux, BP 87, 91003 Évry Cedex, France

Reçu le 22 février 2006, accepté le 13 septembre 2007

Résumé – Un modèle rhéologique est proposé pour décrire le comportement viscoplastique, sans écrouissage, à haute température (900 °C) d'un superalliage de nickel dans une large gamme de vitesses de déformation (10^{-1} à 10^{-4} s⁻¹). À partir du modèle proposé, une loi de comportement viscoplastique est établie; les paramètres de la loi de comportement sont identifiés grâce à des essais monotones en traction biaxiale de membranes soumises à une pression de gaz neutre (essais de disques sous pression d'hélium). La loi viscoplastique permet de calculer les contraintes avec une précision de 1 % aux grandes vitesses de déformation et de 4 % aux vitesses les plus faibles pour toute la gamme de déformation; la limite d'élasticité identifiée dépend de la vitesse de déformation en suivant une loi logarithmique identique à celles indiquées par différents auteurs pour d'autres alliages métalliques. Les paramètres identifiés à partir d'essais de traction biaxiale sur tôles minces permettent de calculer, avec une bonne précision, les contraintes obtenues au cours de cycles stabilisés de traction-compression uniaxiale sur des éprouvettes cylindriques. L'avantage de la technique proposée est d'utiliser des essais de disques beaucoup plus faciles à réaliser à haute température que des essais de traction-compression uniaxiale sur éprouvette cylindrique.

Mots clés : Traction biaxiale / haute température / nickel / superalliage / viscoplasticité / modélisation mécanique / chargement cyclique / traction-compression.

Abstract – **Viscoplastic modeling of Inconel 600 at 900 °C.** A mechanical modelling is proposed in order to describe the viscoplastic behaviour without hardening at high temperature (900 °C) of a nickel-base super alloy with strain rates varying within a large range (from 10^{-1} to 10^{-4} s⁻¹). A mathematical law is associated to the viscoplastic model; the law parameters are identified from monotonic biaxial tests of membranes loaded by pressure of inert gas (disk pressure testing under helium). The viscoplastic law provides calculated stresses with accuracy better than 1% at the highest strain rates and 4% at the lowest strain rates for the whole strain range; the identified yield stress is a logarithmical function of strain rate as for other metallic alloys studied in bibliography. The parameters identified from biaxial tensile tests of thin sheets have been used to calculate accurate stresses during stabilized tension-compression loops of cylindrical specimens. The proposed experimental method is interesting because the disk biaxial testing is much easier to be performed at high temperature than the tension-compression testing of cylindrical specimens.

Key words: Biaxial tensile tests / high temperature / nickel / super-alloy / viscoplasticity / mechanical modeling / cyclic loadings / tension-compression.

1 Introduction

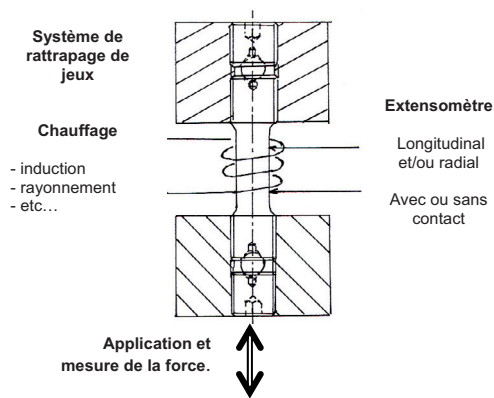
Nous avons mesuré les propriétés mécaniques de l'Inconel 600 dans des gammes très étendues de températures et de vitesses de sollicitation de façon à reproduire le comportement nécessaire au calcul de structures soumises à des sollicitations thermomécaniques extrêmes; dans cet article, nous proposons un modèle de comportement

viscoplastique de l'Inconel 600 à 1173 K (900 °C) soit environ à 70 % de sa température absolue de fusion.

Le modèle et ses paramètres ont été identifiés à partir d'essais monotones en traction biaxiale d'une membrane déformée par un gaz neutre (hélium) sous pression jusqu'à la rupture de l'éprouvette [1].

Ces essais mécaniques de membranes sont conduits avec des vitesses de sollicitation dans des gammes plus étendues que celles obtenues habituellement avec un seul type d'équipement et d'éprouvette [2].

^a Auteur pour correspondance : gantchenkov@supmeca.fr



Amarrage de l'éprouvette - Chauffage - Mesure des déformations.

Fig. 1. Schéma d'un montage de traction-compression à chaud.

Les essais présentés dans cet article ont été menés à haute température, ce qui donne un comportement du matériau viscoplastique sans durcissement par écrouissage.

L'adaptabilité et la précision du modèle ont été vérifiées pour des essais de sollicitations cycliques en traction-compression uniaxiale à déformation maximale imposée et après stabilisation des contraintes.

1.1 Intérêts de la méthode présentée

Un montage utilisé pour les cyclages en traction-compression est schématisé par la figure 1 et un exemple de réalisation est montré par la figure 2.

L'utilisation de ce type d'équipement pour réaliser des cyclages en traction-compression à haute température (900 °C ou plus) est toujours délicate; en effet, même si l'éprouvette a été initialement centrée de façon parfaite, elle présente toujours un désaxage de la partie utile vis-à-vis de la charge après quelques cycles de traction-compression.

Ce phénomène est dû à un flambage du matériau en compression. Le flambage est induit par le comportement mécanique toujours hétérogène de l'éprouvette car certaines zones subissent des déformations permanentes qui suppriment la symétrie axiale initiale.

La méthode présentée dans cet article permet de remonter aux cycles de traction-compression stabilisés en fatigue oligocyclique à haute température à partir d'essais monotones menés en traction biaxiale de disques à différentes vitesses de sollicitations. L'intérêt des essais monotones de disques est de ne solliciter le matériau qu'en traction si bien qu'il n'existe pas de flambage lié aux phases de compression lors des essais de cyclage alterné.

D'autre part, même à haute température, le disque présente un faible gradient thermique au niveau de sa partie déformée; pour les éprouvettes massives de traction-compression chauffées par radiation ou par induction, les gradients thermiques axiaux sont plus élevés car il existe des fuites thermiques importantes vers les mors de fixation.

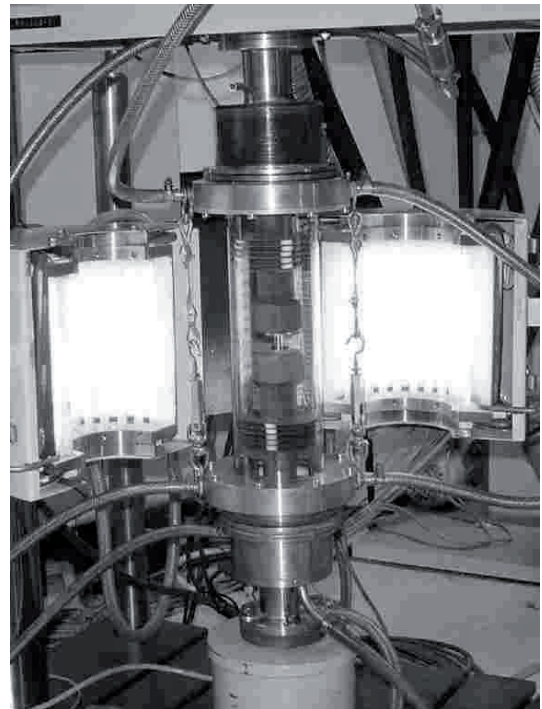


Fig. 2. Montage de traction-compression à chaud de l'École des Mines de Saint-Étienne [3].

De plus, l'essai de traction biaxiale est beaucoup plus facile à réaliser qu'un essai de traction-compression, ou même qu'une traction uniaxiale à chaud. D'autre part, il permet d'apporter des informations supplémentaires sur l'endommagement du matériau car de fines et courtes fissures peuvent être détectées grâce à un spectromètre de masses mesurant les fuites d'hélium au travers du disque déformé [2, 4].

2 Matériau étudié

L'Inconel 600 est un superalliage de nickel contenant 14 à 17 % de chrome et 6 à 10 % de fer; l'intervalle de fusion de cet alliage est compris entre 1350 et 1410 °C.

Cet alliage présente une résistance mécanique qui reste élevée jusqu'à environ 1100 °C et il est également peu sensible à la corrosion et à l'oxydation à haute température [5].

Étant données ses bonnes propriétés en environnement agressif à haute température, l'Inconel 600 est sélectionné pour des applications où les sollicitations thermomécaniques et chimiques sont sévères comme par exemple dans les industries chimiques, aéronautiques et spatiales ou bien pour les réacteurs nucléaires...

3 Technique expérimentale

3.1 Principe des essais biaxiaux de disques

Le matériau à tester se présente sous forme de disques minces déformés dans l'essai biaxial par une pression

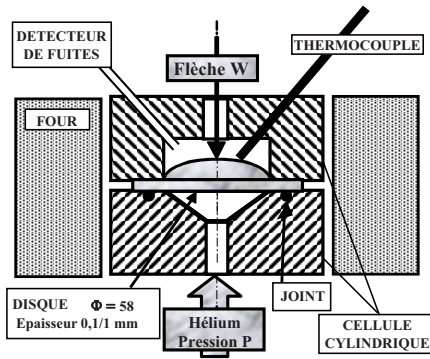


Fig. 3. Schéma du montage de l'essai de disque sous pression de gaz.

continûment croissante de gaz appliquée sur l'une de ses faces. Le montage utilisé assure un état de déformation biaxiale au pôle du dôme formé par le disque en cours d'essai (Fig. 3).

Lors de l'essai monotone, mené jusqu'à la rupture du disque, plusieurs paramètres sont mesurés en continu :

- la pression du gaz déformant le disque,
- la flèche au pôle du disque déformé en calotte sphérique,
- le débit de fuite du gaz au travers du disque lorsqu'il est endommagé par des fissures traversantes,
- la température du disque.

Le montage peut être chauffé par un four à résistances électriques.

La faible épaisseur du disque et son confinement dans la cellule d'essai permettent de limiter les gradients de température dans le matériau.

La mise en température du montage, pour des essais à 900 °C, demande une durée d'une heure. Le temps de chauffage important peut, dans certains cas, amener une évolution métallurgique du matériau.

Dans l'essai de disques, l'éprouvette n'est pas sollicitée sur sa périphérie si bien que les défauts de découpe ou d'usinage n'amorcent pas de striction ou de rupture comme dans le cas d'une éprouvette de traction.

Le détecteur de fuites à spectromètre de masses, mesure le débit de gaz au travers du disque ; il permet de détecter les fissures traversantes (généralement intergranulaires) qui peuvent se produire bien avant la rupture finale. Ces courtes fissures n'affectent pas le comportement mécanique global du disque [13].

3.2 Rationalisation des essais de disques

Un calcul analytique basé sur l'approche de Hill [6], permet, dans le domaine de plasticité, de passer des mesures de flèches et de pression à l'état de contrainte et de déformation au pôle de la calotte sphérique [1, 4].

Le calcul de plasticité est basé sur les hypothèses suivantes :

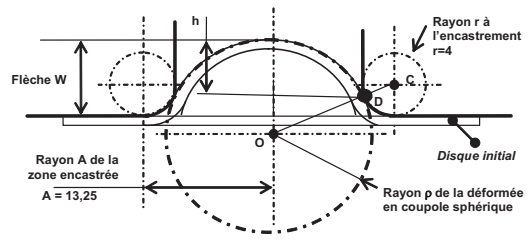


Fig. 4. Déformée du disque. Paramètres géométriques.

- l'état de contraintes est biaxial ; en effet, la contrainte dans la 3^e direction est égale à la pression du gaz qui reste inférieure à quelques pourcents des contraintes obtenues dans le plan du disque,
- le matériau est homogène et isotrope,
- le disque se déforme en membrane, c'est-à-dire que la flexion est négligée,
- le volume d'un matériau métallique reste constant au cours d'une déformation plastique.

Le calcul de plasticité permet de déterminer la contrainte $\bar{\sigma}$ et la déformation $\bar{\epsilon}$ équivalentes de Von Mises :

$$\bar{\sigma} = \frac{P \cdot \rho}{2 \cdot e} \tag{1}$$

$$\bar{\epsilon} = \text{Ln}(e_0/e) \tag{2}$$

P : pression du gaz

ρ : rayon de courbure au pôle du disque déformé

e : épaisseur au pôle du disque déformé

e_0 : épaisseur du disque avant essai

Si la déformée du disque est une coupole sphérique, le rayon ρ de courbure au pôle est égal au rayon de la sphère ; ce rayon peut être déterminé en fonction de la flèche W par la relation géométrique (3) obtenue pour la fibre extérieure (Fig. 4).

$$\rho = (W^2 + A^2)/(2 \cdot W) - r \tag{3}$$

W : flèche au pôle du disque,

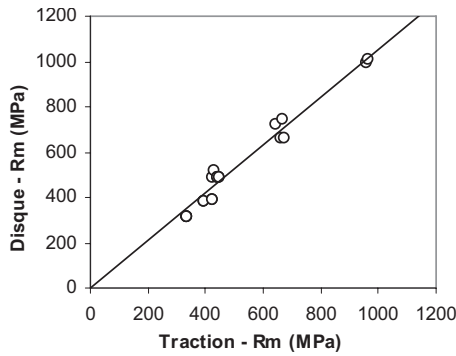
A : rayon intérieur de la zone encastrée du disque (Fig. 4),

r : rayon de l'enclume à l'encastrement aval (Fig. 4).

Des mesures dimensionnelles ont permis de vérifier l'hypothèse de la déformée sphérique.

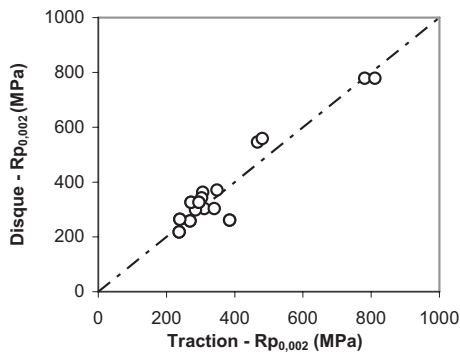
Des calculs analytiques de plasticité permettent d'obtenir les déformations en fonction de la flèche W mesurée : formule (4). Ces calculs de plasticité ont été validés par des mesures d'épaisseur au pôle pour différents matériaux.

$$\bar{\epsilon}_i = 2 \cdot \int_0^{W_i} \frac{dh}{\rho} \Rightarrow \bar{\epsilon}_i = 2 \cdot \int_0^{W_i} \frac{\left[1 - \frac{2 \cdot r}{A} \cdot \left(\frac{1}{1+W^2/A^2} \right) \cdot \sin(2 \cdot \text{Arctg} \left(\frac{W}{A} \right)) \right]}{\rho} dW \tag{4}$$



Aciers, alliages de cuivre, d'aluminium, de nickel

Fig. 5. Résistance R_m des disques et des éprouvettes de traction.



Aciers, alliages de cuivre, d'aluminium, de nickel

Fig. 6. Limite conventionnelle d'élasticité $R_{p0,002}$ des disques et des éprouvettes de traction.

W : flèche au pôle du disque

A : rayon intérieur de la zone encastrée du disque (Fig. 4)

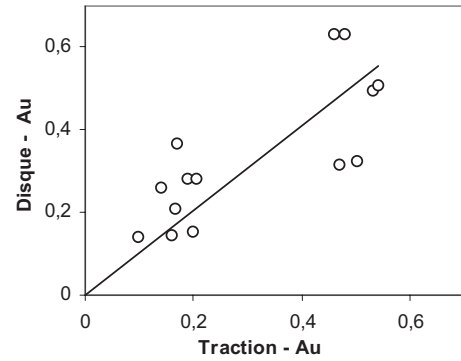
r : rayon de l'enclume à l'encastrement aval (Fig. 4)

ρ : rayon de la déformée en coupole sphérique : formule (3).

La technique expérimentale et la méthode de calcul donnent des résultats cohérents et semblables à ceux obtenus en traction uniaxiale :

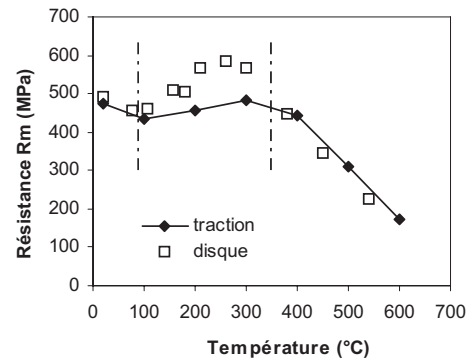
- la résistance et la limite d'élasticité sont identiques qu'elles soient déterminées à partir de disques ou d'éprouvettes de traction (Figs. 5 et 6)
- pour l'allongement uniforme, les résultats sont identiques en valeurs moyennes avec les deux types d'essais mais il existe des dispersions importantes (Fig. 7) ; ces dispersions sont liées aux strictions amorcées par les hétérogénéités des matériaux (défauts de surface, d'usinage, inclusions...); les strictions ne sont pas détectées avec la même sensibilité pour des éprouvettes massives de traction ou pour des disques minces aux bords non sollicités ; au pôle de disques minces déformés, l'état de contraintes biaxiales planes est peu affecté par l'apparition d'une striction.

Les résultats sont correctement liés aux différents phénomènes dépendant de la température et de la vitesse de sollicitation (Fig. 8) :



Aciers, alliages de cuivre, d'aluminium, de nickel

Fig. 7. Allongement uniforme A_u des disques et des éprouvettes de traction.



Acier peu allié

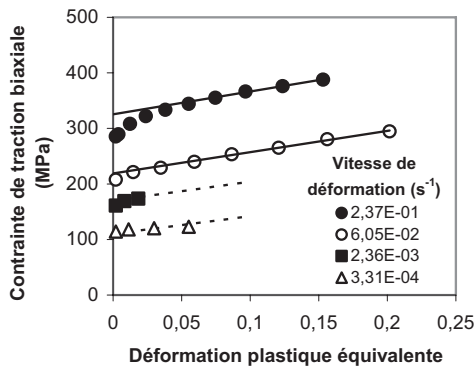
Fig. 8. Résistance des disques et des éprouvettes de traction en fonction de la température.

- aux températures les plus élevées, la résistance d'un acier peu allié diminue car il subit un adoucissement par recristallisation dynamique,
- aux températures intermédiaires le matériau est durci par un mécanisme lié aux atomes en solution ; le durcissement est plus important pour le disque que pour la traction car ce phénomène dépend fortement des vitesses de déformation qui n'étaient pas rigoureusement identiques pour les deux types d'essais.

Les essais de traction biaxiale peuvent être réalisés en température de 20 à 900 °C avec des vitesses de déformation choisies entre 10^{-6} et 10^0 s $^{-1}$; par exemple, des essais à grande vitesse peuvent être conduits à 900 °C [2], ce qui est très délicat avec d'autres techniques expérimentales.

4 Résultats expérimentaux : comportement mécanique à 900 °C

La contrainte et la déformation en traction biaxiale ont été mesurées à partir d'essais mécaniques de tôles minces soumises à une pression continûment croissante de gaz neutre ; pour l'Inconel 600 à 900 °C, les essais présentés ont été conduits avec des vitesses de déformation allant de $3,3 \times 10^{-4}$ à $2,4 \times 10^{-1}$ s $^{-1}$ (Fig. 9).



Aux grandes vitesses, les contraintes atteignent pour les grandes déformations des asymptotes linéaires et parallèles (—).

Aux petites vitesses, les déformations maximales sont faibles ; l'extrapolation à des déformations plus grandes donnerait des asymptotes linéaires (- - -), parallèles à celles obtenues à grande vitesse. Inconel 600 à 900°C – Différentes vitesses de déformation plastique.

Fig. 9. Contraintes et déformations mesurées.

Aux plus basses vitesses de sollicitation ($\dot{\varepsilon} \leq 2,36 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$), la déformation maximale est relativement faible ($< 6\%$) car des fissures s'amorcent sur les précipités grossiers qui apparaissent rapidement par vieillissement thermique à 900 °C.

Aux plus grandes vitesses de sollicitations ($\dot{\varepsilon} \geq 6,05 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), l'essai mécanique à 900 °C est trop court pour former des précipités grossiers par vieillissement thermique ; en conséquence, les fissures s'amorcent sur d'autres hétérogénéités alors que les déformations uniformes atteintes sont relativement importantes ($\geq 15\%$).

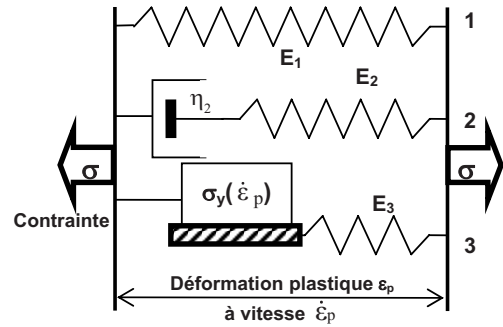
Aux deux plus grandes vitesses, les courbes contrainte-déformation atteignent des asymptotes linéaires et parallèles ; des asymptotes, parallèles à celles obtenues aux grandes vitesses, auraient pu être atteintes pour les essais les plus lents si la déformation était restée homogène, c'est-à-dire si des fissures prématurées ne s'étaient pas amorcées sur les précipités grossiers créés par vieillissement thermique.

En conclusion, nous considérerons que le comportement plastique du matériau est linéaire pour les plus grandes déformations quelle que soit la vitesse de sollicitation ; nous considérerons également que les asymptotes obtenues aux différentes vitesses ont la même pente.

5 Modélisation du comportement mécanique en traction monotone à 900 °C

5.1 Modèle rhéologique

Le comportement mécanique de l'Inconel 600 à 900 °C peut être décrit par un modèle rhéologique à trois branches parallèles (Fig. 10).



1 : Comportement linéaire aux grandes ε_p

Ressort de module E_1

2 : Comportement viscoplastique aux faibles ε_p

Amortisseur de viscosité η_2

Ressort de module E_2

3 : Solide rigide et parfaitement plastique

Déformation plastique au-dessus de $\sigma_y(\dot{\varepsilon}_p)$

Elasticité : ressort de module E_3 .

Fig. 10. Modèle rhéologique du comportement thermomécanique.

1. Le ressort de module E_1 modélise le comportement plastique linéaire obtenu expérimentalement pour les grandes déformations ; le module E_1 est la pente commune aux asymptotes linéaires et parallèles.
2. Le ressort de module E_2 et l'amortisseur de viscosité η_2 caractérisent la viscoplasticité du matériau pour les plus faibles déformations plastiques.
3. Le troisième ressort de module E_3 s'ajoute à ceux de modules E_1 et E_2 pour caractériser le comportement élastique du matériau ; comme les essais de disques ne donnent que le comportement plastique, la valeur du module E_3 doit être déterminée par une autre technique.

La déformation devient plastique lorsque la contrainte dépasse la limite d'élasticité σ_y ; la valeur de σ_y dépend de la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}_p$.

5.2 Description du modèle proposé par une loi de comportement viscoplastique

En accord avec le modèle proposé, le comportement viscoplastique de l'Inconel 600 en traction biaxiale est décrit par la loi (5).

$$\sigma(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = E_1 \varepsilon_p + \eta_2 \dot{\varepsilon}_p \left[1 - \exp\left(-\frac{E_2 \varepsilon_p}{\eta_2 \dot{\varepsilon}_p}\right) \right] + \sigma_y(\dot{\varepsilon}_p) \quad (5)$$

Quand la déformation plastique ε_p est assez grande, la contrainte atteint l'asymptote linéaire d'équation (6).

$$\begin{aligned} \sigma(\infty, \dot{\varepsilon}_p) &= E_1 \varepsilon_p + \eta_2 \dot{\varepsilon}_p + \sigma_y(\dot{\varepsilon}_p) \\ \sigma(\infty, \dot{\varepsilon}_p) &= a_1 \varepsilon_p + b_1 \end{aligned} \quad (6)$$

La pente $a_1(\dot{\varepsilon}_p) = E_1$ et l'ordonnée à l'origine $b_1(\dot{\varepsilon}_p) = \eta_2 \dot{\varepsilon}_p + \sigma_y(\dot{\varepsilon}_p)$ de l'asymptote linéaire sont calculées par une régression linéaire des résultats obtenus aux deux plus grandes vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_p$.

Comme les asymptotes linéaires sont parallèles, une valeur unique du module E_1 doit être retenue; cette valeur unique est égale à la moyenne des pentes déterminées pour les asymptotes atteintes aux deux plus grandes vitesses.

Pour les deux plus faibles vitesses, des asymptotes de pente égale à la valeur moyenne du module E_1 sont ajustées comme une extrapolation, aux grandes déformations, des résultats obtenus au début de l'essai; ainsi, l'ordonnée à l'origine b_1 des asymptotes linéaires peut être déterminée également aux faibles vitesses.

Pour tous les essais, les asymptotes linéaires sont extrapolées aux plus faibles déformations; cette extrapolation permet de déterminer la différence D entre la contrainte mesurée et la valeur calculée par l'équation (6) de l'asymptote; en accord avec les lois (5) et (6), la différence D est donnée par l'expression (7).

$$D(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = \eta_2 \dot{\varepsilon}_p \exp\left(-\frac{E_2 \varepsilon_p}{\eta_2 \dot{\varepsilon}_p}\right) \quad (7)$$

$$D(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = b_2 \exp(-a_2 \varepsilon_p) \text{ avec } b_2 = \eta_2 \dot{\varepsilon}_p \text{ et } a_2 = \frac{E_2}{\eta_2 \dot{\varepsilon}_p}$$

Les coefficients $a_2(\dot{\varepsilon}_p) = E_2/\eta_2 \dot{\varepsilon}_p$ et $b_2(\dot{\varepsilon}_p) = \eta_2 \dot{\varepsilon}_p$ sont calculés par ajustement d'une loi exponentielle sur les valeurs expérimentales de la différence D en fonction de la déformation ε_p ; ces coefficients dépendent de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_p$.

Finalement, tous les paramètres de la loi de comportement (5) sont identifiés à partir des essais aux différentes vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_p$:

- le module E_1 est égal à la pente a_1 pour les deux plus grandes vitesses $\dot{\varepsilon}_p$,
- l'amortissement η_2 est calculé à partir du coefficient b_2 et de la vitesse $\dot{\varepsilon}_p$ pour les quatre essais,
- le module E_2 est ensuite calculé à partir du coefficient a_2 , de la vitesse $\dot{\varepsilon}_p$ et de l'amortissement η_2 ,
- la limite d'élasticité σ_y est enfin estimée pour chaque vitesse $\dot{\varepsilon}_p$ à partir du coefficient b_1 et de l'amortissement η_2 ; la valeur de σ_y est obtenue lorsque la déformation plastique est annulée dans l'équation (6) de l'asymptote atteinte aux grandes déformations.

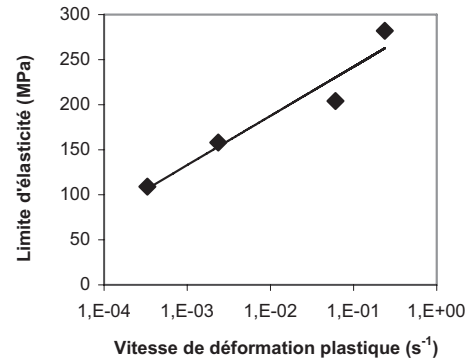
5.3 Paramètres viscoplastiques identifiés pour l'Inconel 600 à 900 °C

- Module aux plus grandes déformations plastiques : $E_1 = 371$ MPa (précision meilleure que de 2 % pour les deux vitesses les plus grandes).
- Module et viscosité aux plus faibles déformations plastiques : $E_2 = 1642$ MPa et $\eta_2 = 229$ MPa.s (précision meilleure que de 2 % pour les quatre vitesses de déformation).

Vitesse de déformation plastique (s ⁻¹)	Limite d'élasticité (MPa)
3,31E ⁻⁰⁴	109
2,36E ⁻⁰³	158
6,05E ⁻⁰²	204
2,37E ⁻⁰¹	282

Inconel 600 à 900 °C.

Fig. 11. Limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation plastique.



La limite d'élasticité varie de façon logarithmique avec la vitesse. Inconel 600 à 900 °C.

Fig. 12. Influence de la vitesse sur la limite d'élasticité.

- Limite d'élasticité σ_y en fonction de la vitesse de déformation (Fig. 11).

5.4 Influence de la vitesse de déformation sur la limite d'élasticité

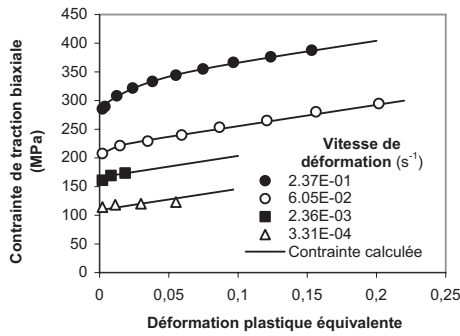
La limite d'élasticité σ_y croît de façon logarithmique en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_p$ (Fig. 12); ce résultat est correct puisqu'il a été trouvé pour des aciers à bas carbone [7–9] et pour le molybdène [10].

La croissance logarithmique de la limite d'élasticité σ_y en fonction de la vitesse $\dot{\varepsilon}_p$ correspond à la loi exponentielle (8) donnant la vitesse $\dot{\varepsilon}_p$ en fonction de la contrainte σ_y ; ce résultat est identique à ceux obtenus pour des solides cristallisés sollicités par de fortes contraintes à haute température [11].

$$\sigma_y = A \ln(\dot{\varepsilon}_p) + B \Rightarrow \dot{\varepsilon}_p = C \exp(\sigma_y/\sigma_0) \quad (8)$$

5.5 Précision du modèle proposé

Pour chacune des vitesses de sollicitations, les contraintes ont été calculées en fonction des déformations grâce au modèle proposé en utilisant les valeurs identifiées précédemment pour chacun des paramètres.



La précision entre contraintes calculées et mesurées est meilleure que 1 % pour les deux vitesses les plus élevées et meilleure que 4 % pour les deux autres. Inconel 600 à 900 °C – Différentes vitesses de déformation plastique.

Fig. 13. Comparaison des contraintes calculées et mesurées.

Les contraintes calculées sont comparées aux valeurs mesurées (Fig. 13); le modèle et l'identification des paramètres sont de bonne qualité car ils donnent sur toute la gamme des déformations, une précision meilleure que 1 % entre les valeurs calculées et mesurées aux plus grandes vitesses de déformation; aux plus faibles vitesses, la précision reste meilleure que 4 %.

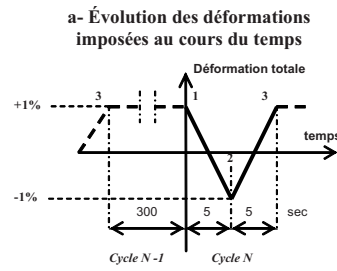
6 Utilisation du modèle pour des cycles en traction-compression

La loi de comportement viscoplastique a été utilisée pour calculer les contraintes, après stabilisation de l'érouissage cyclique, au cours de boucles de traction-compression uniaxiale à déformation maximale imposée égale à $\pm 1\%$; l'évolution de la déformation imposée est schématisée par la figure 14a.

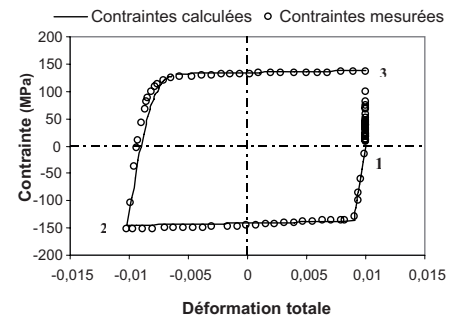
La même valeur de la limite d'élasticité σ_y a été utilisée pour les chargements en traction et en compression et le module d'élasticité a été déterminé à partir d'essais de traction à haute température.

Les contraintes calculées sont quasi identiques aux valeurs mesurées (Fig. 14b) bien que la géométrie et le matériau des échantillons ne soient pas semblables pour les deux essais utilisés :

- les contraintes ont été calculées grâce à la loi décrivant le modèle viscoplastique à trois branches; les paramètres de la loi ont été identifiés par l'ISMEP à partir du comportement de membranes déformées en traction biaxiale par une pression de gaz,
- les contraintes pendant les cycles de traction-compression ont été mesurées par l'ENSMP, au Centre des Matériaux, en utilisant des éprouvettes cylindriques,
- les membranes de l'ISMEP ont été découpées dans une tôle peu épaisse et les éprouvettes cylindriques de l'ENSMP ont été usinées dans une barre du même alliage mais provenant d'une autre coulée.



b- Comparaison des contraintes calculées et mesurées



Les contraintes sont calculées avec un modèle rhéologique dont les paramètres sont identifiés par des essais mécaniques en traction biaxiale de membranes sous pression de gaz. Les contraintes mesurées sont obtenues par des sollicitations cycliques en traction-compression uniaxiale d'éprouvettes cylindriques. Inconel 600 à 900 °C.

Fig. 14. Cycles de traction-compression calculés et mesurés.

7 Conclusion

À 900 °C, l'Inconel 600 présente un comportement plastique linéaire aux grandes déformations.

Le modèle viscoplastique proposé pour l'Inconel 600 à 900 °C est relativement précis; il présente une bonne adaptabilité car les paramètres identifiés à partir de membranes, déformées par une pression continûment croissante de gaz, permettent de calculer les contraintes obtenues pendant des cycles stabilisés de traction-compression uniaxiale à déformation maximale imposée.

La méthode proposée (essais de disques à haute température) est beaucoup plus facile à mettre en œuvre que les cyclages en traction-compression à chaud.

Le modèle utilisé pour l'Inconel 600 correspond, bien sûr, à des notions déjà décrites pour le comportement des matériaux à haute température [12]; mais, nous avons montré la qualité de ce type de modélisation pour des déformations dans des gammes de vitesse beaucoup plus étendues que celles explorées habituellement avec un seul type d'éprouvette et d'équipement.

Un modèle viscoplastique identique a été utilisé avec succès pour décrire le comportement d'un cuivre peu allié, sollicité à environ 65 % de sa température absolue de fusion, avec une gamme de vitesses de déformation similaire à celle de l'Inconel 600.

Références

- [1] J. Genevois-Stasi, Études des propriétés mécaniques et métallurgiques de l'Inconel 625 au cours du vieillissement – Utilisation de l'essai de disques sous pression, thèse de l'Université Paris 6, 1998
- [2] P. Jouinot, V. Gantchenko, Lois de comportement mécanique et endommagement de membranes sous pression de gaz, Actes de ITCT, Paris, France, novembre 2006
- [3] École Nationale supérieure des Mines de Saint-Étienne, www.emse.fr/fr/transfert/sms/depscientifiques/cnrsessaisprod.html
- [4] P. Jouinot, V. Gantchenko, G. Inglebert, J. Ricciuis, Material damage induced by environment and temperature and identification process, Proceedings of ECCOMAS 2004, Jyväskylä, Finland, July 2004
- [5] Publication Number SMC-027, www.specialmetals.com
- [6] R. Hill, A theory of the plastic bulging of a metal diaphragm by lateral pressure, *Phil. Mag.* 41 (1950) 1133–1142
- [7] M.J. Manjoine, *J. Appl. Mech.* A211 (1944) 211–218
- [8] A. Nadai, *Theory of flow and fracture solid*, Mc Graw Hill, New York, 1963, p. 915
- [9] A.R. Dowling, J. Harding, J.D. Camprell, *J. Institute Metals* 98 (1970) 215–224
- [10] R. Maddin, R. Pond, *Metal progress* 60 (1951) 76
- [11] J.P. Poirier, *Montée des dislocations, Dislocations et déformation plastique*, Les Éditions de Physique, 1979, pp. 223–236
- [12] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*, Ed. Dunod, 1988, pp. 253–341
- [13] P. Jouinot, V. Gantchenko, Reduction of material life by hydrogen environments and/or thermal ageing, Proceedings of EUCASS, Moscow, Russia, July 2005