

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République Algérienne Démocratique et Populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mohamed Khider – Biskra

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département : Génie Mécanique

Ref :.....



جامعة محمد خيضر بسكرة

كلية العلوم والتكنولوجيا

قسم: الهندسة الميكانيكية

المرجع:

Thèse présentée en vue de l'obtention
du diplôme de
Doctorat en Sciences en : Génie Mécanique
Option : Génie des Matériaux

Comportement des fils métalliques lors d'un essai de fluage

Présentée par :

Abdelatif BERIBECHE

Soutenue publiquement le: 13 04 2014

Devant le jury composé de:

Pr. Mohamed Nadir AMRANE	Professeur	Président	U. Mohamed Khider-Biskra
Pr. Zakaria BOUMERZOUG	Professeur	Rapporteur	U. Mohamed Khider-Biskra
Pr. Mabrouk HECINI	Professeur	Examineur	U. Mohamed Khider-Biskra
Pr. Djamel OUNAS	Professeur	Examineur	U. Abdelhamid Ibn Badis Mostaganem
Pr. Aissa Belgacem BOUZIDA	Professeur	Examineur	U. Hadj Lakhdar-Batna
Dr. Fethi BENKHENAFU	M.C 'A'	Examineur	U. Abou Bekr Belkaid Tlemcen

Dédicace

*A mes chers parents
A ma chère femme
A mes chers enfants*

Remerciements

Mercie à Dieu avant tous.

Mes remerciements vont à mon directeur de thèse, Monsieur *Zakaria Boumerzoug*, Professeur à l'université de Biskra, et à lui exprimer ma profonde reconnaissance pour m'avoir proposé ce sujet intéressant et pour son précieux soutien. Ses compétences et ses encouragements, hautement sollicités, ont contribué à la réussite de ce travail.

Je remercie Monsieur *Mohamed Nadir Amrane*, Professeur à l'université de Biskra, pour l'honneur qu'il m'a fait de bien vouloir accepter la présidence du jury.

Je remercie Monsieur *Mabrouk Hecini*, Professeur à l'université de Biskra, Monsieur *Djamel Ouinas*, Professeur à l'université Abdelhamid Ibn Badis-Mostaganem, Monsieur *Aissa Belgacem Bouzida*, Professeur à l'université Hadj Lakhdar-Batna, Monsieur Fethi Benkhenafou, maître de conférence à l'université Abou Bekr Belkaid Tlemcen, d'avoir accepté de participer à la commission d'examen de cette thèse.

Je tiens à remercier *Ji Vincent* de l'université Pari-Sud11 (France), pour l'excellent accueil qu'il m'a réservé au cours de mon séjour dans son laboratoire.

Je remercie Monsieur *Nacer Rahmani*, enseignant à l'université de Biskra pour son aide dans la réalisation du système d'acquisition de l'appareil d'essai de fluage.

Mes remerciements vont aussi aux personnels administratifs et techniques de l'ENICAB Biskra qui nous ont réservé un accueil particulier pour le prélèvement des échantillons et l'accès aux ateliers de production.

Je remercie mon collègue Monsieur *Abdallah Diha*, doctorant à l'université de Biskra pour le temps qu'il a passé avec moi, les discussions enrichissantes que l'on a pu avoir lors de la préparation de la thèse.

Je remercie notre directeur du laboratoire LMSM le *Pr. Nouredine Sengouga* où j'ai réalisé une partie de ma thèse, sans oublier le personnel technique du hall de technologie du département de génie mécanique où j'ai réalisé l'appareil de fluage.

Enfin, je remercie ma famille pour son soutien sans faille au cours de toutes ses années.

J'espère que cette soutenance ainsi que ces quelques pages qui suivent vous permettront de mieux comprendre mon travail de thèse.

Abdellatif Seribeche

Table des matières

Notations	vii
Liste des Figures	viii
Liste des Tableaux.....	xv
Introduction générale.....	1

Chapitre I

Comportement mécanique des métaux et théorie de fluage

I. Déformation élastique et plastique.....	3
I.1 Déformation	3
I.1.1 Déformation élastique.....	3
I.1.2 Déformation plastique	3
I.2 Mécanisme de la déformation plastique	3
I.2.1 Déformation par maclage :	4
I.2.2 Exemple de déformation plastique	5
II. Effet des traitements thermiques sur une structure déformée.....	7
II.1 Restauration et recristallisation	7
II.1.1 Restauration.....	7
II 1.2 Recristallisation	8
II.2 Evolutions microstructurales lors de déformations à chaud.....	9
III Les essais mécaniques sous charge variable et constante	10
III.1 Généralités :.....	10
III.2 Essais sous charge variable	10
III.2.1 Essais de traction.....	10
III.2.2 Courbe d'essai de traction:.....	11
III. 3 Essai sous charge constante.....	12
III.3.1 Généralité sur le fluage	12

III.3.2 Définition	13
III.3.3 Réalisation d'essai de fluage.....	13
IV.4 Type et modèles de fluage	14
IV.4.1 Fluage logarithmique	14
IV.4.2 Fluage de puissance	15
IV.4.3 Modèles de fluage	15
IV. 4.4 Effet de la compatibilité de déformation intergranulaire-glisement aux joints des grains :	22
IV.4.5 Les effets liés à la contrainte et à la température	23
IV.4.6 L'énergie d'activation thermique.....	25
IV.4.7 Diagramme $\text{Log } \dot{\epsilon}, \frac{1}{T}$.Méthode isotherme	26
IV.4.8 Sauts de température	26
IV.4.9 Représentation de Larson-Miller	27
IV.5. Mécanismes de fluage et effet de la microstructure du matériau.....	28
IV.5.1. Mécanismes à basses températures.....	28
IV.5.2 Mécanismes à hautes températures.....	29
IV.5.3. Cavitation lors du fluage tertiaire et rupture.....	30
IV.5.4. Effets de la taille de grain sur le comportement en fluage.....	32
IV.6 Rupture par fluage.....	32
IV.6.1 Introduction.....	32
IV.6.2 Résistance d'un matériau au fluage	33
IV.6.3 Endommagement par fluage	36
IV.6.4 Effet de la taille des grains.....	41
IV.6.5 Cartes de mécanismes d'endommagement	42

Chapitre II

Comportement au fluage du cuivre et de quelques métaux

Introduction	45
I. Travaux déjà réalisés sur le fluage de quelques métaux	45
I.1 Fluage de plomb.....	45
a) Influence de la contrainte.....	45
b) Influence de la température	46
I.2 Fluage d'Aluminium tréfilé.....	47

a-Effet de la contrainte	47
b-Effet de la température (fil tréfilé de $\epsilon=92.45\%$).....	48
II Le fluage de cuivre	50
a)Influence de la déformation à froid sur le fluage des métaux.....	52
b)Fluage et rupture par fluage du cuivre polycristallin [Wilshire <i>et al</i> , 2007]	54
c) Effet de la déformation des fils sur le fluage	56
d) Carte de mécanisme de déformation de cuivre.....	56

Chapitre III

Méthodes expérimentales

I. Tréfilage à L'E.N.I.C.A.B Biskra	57
I.1 Historique.....	57
I.2 Procédés de tréfilage à l'E.N.I.C.A.B.....	58
II. Choix du matériau	59
III. Etudes et réalisation de l'appareil d'essai de fluage.....	60
III.1 Description de l'appareil d'essai de fluage	62
III.1.1 Première partie : Structure	62
III.1.2 Deuxième partie : Four électrique.....	63
III.1.3 Troisième partie: Système d'acquisition	64
III.4 Etalonnage de l'appareil.....	65
III.5 Préparation des échantillons.....	67
III.5.1 Echantillons pour les essais de fluage.....	67
III.5.2 Echantillons pour l'analyse micrographique.....	68
IV. Techniques de caractérisation utilisé	69
IV.1 Microscopie optique.....	69
IV.2 Essais de microdureté	70
IV.3 Observation au microscope électronique à balayage (MEB).....	72
IV.4 Test de traction :.....	73
IV.5 Diffraction des rayons X :.....	73
IV.6 Traitements thermiques.....	74

Chapitre IV

Résultats et interprétation

Introduction :	75
I. Essais de fluage.....	75
I.1 Courbe de fluage de fil tréfilé :	75
I.2 Effet de la contrainte sur les tests de fluage des fils tréfilés:	77
I.3 Effet de la température sur les tests de fluage des fils tréfilés	87
I.4 Effets des prétraitements thermiques sur le comportement du fil tréfilé durant les tests de fluage :	95
II Essais de traction	104
III Évolution microstructurale :.....	112
III Observation au MEB :.....	113
IV Mesure de micro dureté :	124
IV Diffraction des rayons X.....	125
Conclusion générale	127
Références bibliographiques	129

Notations

T_f	:	Température de fusion en Kelvin
ε	:	Déformation
$\dot{\varepsilon}$:	Vitesse de fluage
Ω	:	Volume atomique
d	:	Dimension caractéristique des grains
D	:	Coefficient d'autodiffusion.
μ	:	Potentiel chimique des atomes
J	:	Flux d'atome transporté.
Q_c	:	Energie d'activation de fluage
G	:	Module de cisaillement
B	:	Vecteur de Burgers des dislocations.
$\dot{\varepsilon}_m$:	vitesse minimale
σ_e	:	contrainte de limite d'élasticité
σ_R	:	contrainte de résistance à la rupture.
A%	:	Allongement
E	:	module d'élasticité (module de Young)
R	:	constant de gaz parfait
n	:	exposant de contrainte.
p	:	exposant de la taille de grain
t_f	:	temps de rupture

Liste des figures

Figure 1.1:	<i>Réseau cristallin.....</i>	04
Figure 1.2 :	<i>Mécanisme de déformation plastique par maclage.</i>	05
Figure 1.3:	<i>Schéma de principe d'une filière.</i>	06
Figure 1.4 :	<i>Evolution des décohésions et formation d'une inclusion lors du tréfilage.....</i>	07
Figure 1.5 :	<i>Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium.</i>	08
Figure 1.6 :	<i>Mécanisme de recristallisation.</i>	09
Figure 1.7 :	<i>Déformation à chaud d'un acier biphasé (compression globale 30%).</i>	10
Figure 1.8 :	<i>Diagramme d'essai de traction.....</i>	11
Figure 1.9 :	<i>Illustration, les trois phases d'un essai de fluage.....</i>	13
Figure 1.10 :	<i>courbe de la vitesse de déformation en fonction du temps.</i>	14
Figure 1.11:	<i>Courbe de fluage logarithmique.</i>	15
Figure 1.12:	<i>Courbe de fluage de puissance.</i>	15
Figure 1.13:	<i>Mécanisme de fluage contrôlé par la montée de dislocation.</i>	18
Figure 1.14 :	<i>Modèle de Herring-Nabarro transport des lacunes des faces en tension (AB et CD) vers les faces en compression (BC et DA).</i>	20
Figure 1.15 :	<i>Fluage Coble d'un grain sphérique.....</i>	21
Figure 1.16:	<i>Mise en évidence du glissement intergranulaire par le décalage des traits de repérage dans un bicristal de plomb.....</i>	23
Figure 1.17:	<i>Diagramme de l'influence de la température et la contrainte.....</i>	24
Figure 1.18:	<i>Mécanisme de porosité par décohésion des joints.....</i>	25
Figure 1.19:	<i>Diagramme d'Arrhenius pour des aciers inoxydables 316 flués à haute température.....</i>	26
Figure 1.20:	<i>Méthode de détermination de l'énergie d'activation de fluage de l'AL par sauts de température.</i>	27
Figure 1.21:	<i>Représentation de Larson-Miller dans le cas d'un acier inoxydable austénitique renfermant 2,5% de molybdène, ZO3CNDI7-12.....</i>	28
Figure 1.22:	<i>Schéma d'une structure cellulaire.</i>	29
Figure 1.23:	<i>Schémas des principaux types de cavitation.</i>	31
Figure 1.24:	<i>Coalescence des cavités le long des joints de grain.</i>	31
Figure 1.25:	<i>Illustration, les trois phases d'un essai de fluage.....</i>	34

Figure 1.26: Comparaison de la contrainte qui conduit à la rupture par fluage au bout de 500 heures en fonction de la température pour différents alliages aéronautiques. Deux superalliages réalisés par métallurgie des poudres, N18 et Astroloy MdP, et un superalliage forgé Inco 718 standard (Lautridou, 1989).....	35
Figure 1.27: Comparaison des températures pour lesquelles la rupture sous une contrainte de 140 MPa est obtenue au bout de 1000 heures pour différents alliages en fonction de l'époque à laquelle ces alliages ont été conçus et par type de procédé de fabrication (Wrought=Forgés, CC=fonderie conventionnelle, DS=solidification dirigée, SC=monocristaux).....	35
Figure 1.28: Rupture par fluage en quatre étapes. (a) apparition d'endommagement à l'échelle microscopique (M. Henry, 1997), (b) coalescence des cavités conduisant à la formation de microfissures à l'échelle mésoscopique (C. Westwood), (c) Endommagement et déformation de fluage localisée sur une tuyauterie (C. Westwood), déchirure de la tuyauterie par fluage (C. Westwood).....	36
Figure 1.29: Illustrations (a) mouvement d'une lacune dans le réseau cristallin, (b) montée d'une dislocation sous l'effet de la diffusion d'une lacune. En Gris les atomes, en noir un obstacle, les plans cristallins sont représentés en coupe par un trait fin, la ligne de dislocation par un trait fort en arrière plan.....	38
Figure 130: Micro-mécanisme d'endommagement par fluage (a) cliché pris en microscopie optique [Badeshia] de la formation de cavités à l'intersection entre les plans de glissement des dislocations et un joint de grain. (b) illustration du mécanisme d'endommagement.	39
Figure 1.31 : Fluage par glissement inter granulaire (a) cliché en microscopie optique. Une ligne a été tracée avant essai à travers un joint de grain et est observée après essai. On observe un glissement localisé au joint de grain. (b) illustration du mécanisme de formation de cavités inter granulaires.....	40
Figure 1.32 : Déformation des grains par autodiffusion d'atomes sous contrainte.....	41
Figure 1.33: Effet de la taille de grain D sur la vitesse de déformation de fluage sous une contrainte de 11 MPa et pour diverses températures. Alliage de Sn et 1% en masse de Zn, (G.S. Al Genainy).....	42
Figure 1.34: Carte de mécanismes de déformation pour le nickel pur avec une taille de grain de 0.1 mm (d'après H.J. Frost et M.J. Ashby). La zone en grisé correspond au domaine où se produit de la recristallisation dynamique.	44
Figure 2.1 : Déformation en fonction de la contrainte.....	45
Figure 2.2 : Evolution à contrainte constante.....	46
Figure 2.3 : Courbes de déformation de fluage en fonction du temps du fil d'aluminium tréfilé $\phi=2.61\text{mm}$ à ($\sigma_1=137\text{MPa}$, $\sigma_2=134\text{MPa}$, $\sigma_3=131\text{MPa}$) et $T=100^\circ\text{C}$	48
Figure 2.4: Courbes de déformation de fluage en, fonction du temps d'un fil d'aluminium tréfilé $\phi=2.61\text{mm}$, pré-déformé de 92.45% à ($T_1=150^\circ\text{C}$ $T_2=200^\circ\text{C}$ $T_3=250^\circ\text{C}$) et $\sigma=94.13\text{MPa}$	49

Figure 2.5: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps du fil d'aluminium $\phi=2.61\text{mm}$, tréfilé et recuit à 400°C et $\sigma=84.51\text{MPa}$	49
Figure 2.6: Les éprouvettes après fracturation à différentes températures.	50
Figure 2.7: La taille des grains de cuivre recuit et structure à la rupture des échantillons testés à différentes températures.	51
Figure 2.8(a, b): Courbe de fluage de cuivre pur à: (a) $\sigma=70\text{MPa}$ et $T=523\text{ K}$ (b) $\sigma=45\text{MPa}$ et $T=523\text{ K}$ 1 matériau reçue à l'état; 2, 3, 4, 5 matériau pré-déformé jusqu'à 2.5, 5.0, 7.5, 0.0%, respectivement.....	53
Figure 2.8 (c, d): Courbes de fluage d'alliage d'aluminium PA6 à: (c) $\sigma=300\text{ MPa}$ et $T=423\text{K}$ (d) $\sigma=200\text{ MPa}$ et $T=473\text{K}$	53
Figure 2.9: Les cavités des joints de grains présentent dans le cuivre polycristallin en aire pour des testes interrompis pendant les stades primaire : (a) à 2 MPa et 723 K quand $n \cong 1$ et (b) à 25 MPa et 823 K quand $n \cong 4.5$, tandis que (c) montre que la cavité et fissure se développer dans l'échantillon testé pour la rupture à 50 MPa et 686 K pour $n \cong 4.5$	55
Figure 2.10: Carte de carte de mécanisme de déformation de cuivre.....	56
Figure 3.1 : Vue générale de l'E.N.I.C.A.B Biskra.....	57
Figure 3.2: Tréfileuse de fil de cuivre UDZSC 2501/5.....	58
Figure 3.3: Tréfileuse de fil d'AL UDZSA 2501/6.....	58
Figure 3.4: Vue détaillée d'une tréfileuse	59
Figure 3.5: Photo réel de l'Appareil d'essai de fluage.....	60
Figure 3.6: Schéma de l'appareil d'essai de fluage.....	61
Figure 3.7: Schéma en perspective de l'appareil d'essai de fluage.....	61
Figure 3.8: schéma de Bâti.....	62
Figure 3.9 : more fixe	62
Figure 3.10: Fixation de l'échantillon	63
Figure 3.11 : Bras de levier.....	63
Figure 3.12a et b: Four électrique (a: vue de l'extérieure. b: vue de l'intérieure).....	63
Figure 3.12c: Four électrique (c: le thermorégulateur).....	64
Figure 3.13 : Le four complet et le thermorégulateur	64
Figure 3.14: Situation du système d'acquisition (1- échantillon, 2-3- mors mobile, 4- chaine, 5-pignon, 6-carte d'acquisition et 7-élévateur de vitesse)	65
Figure 3.15: Montage d'étalonnage de l'appareil	65
Figure 3.16: Courbe d'étalonnage (effort sur l'échantillon N en fonction de la charge Q).....	66
Figure 3.17.a: Echantillon de fils de cuivre tréfilées.....	67
Figure 3.17.b: Echantillon de fils de cuivre tréfilées puis recuits.....	68
Figure 3.18 : Echantillon de fils de cuivre tréfilées puis découpés.....	68
Figure 3.19 : Microscope optique HUND T100-WETZLAR	70

Figure 3.20 : Rajustement des lignes de mire à l'aide des barillets	71
Figure 3.21: Microduremètre statique de type Wolpert Wilson Instruments TM	71
Figure 3.22 : Microscope électronique à balayage conventionnel Jeol JSM-LV6390.(Univ. de Biskra)	72
Figure 3.23 : L'appareil de traction (SHIMADZU) (LEMHE université paris-sud 11 France).....	73
Figure 3.24: Diffractomètre des rayons X. (l'université de Biskra)	74
Figure 4.1a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé $\phi=3\text{mm}$ à charge de $\sigma=545.6\text{Mpa}$ et $T = 100^\circ\text{C}$	76
Figure 4.1b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé $\phi=3\text{mm}$ à charge de $\sigma=545.6\text{Mpa}$ et $T = 100^\circ\text{C}$	76
Figure 4.2a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=170\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$	78
Figure 4.2b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=170\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$	78
Figure 4.3a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=154\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$	79
Figure 4.3b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=154\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$	79
Figure 4.4a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$	80
Figure 4.4b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$	80
Figure 4.5a : Regroupement des courbe d'essai de fluage de fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ a température constante et contrainte variable	81
Figure 4.5b : Regroupement des courbes de vitesse de fluage des fils de cuivre tréfilé $d=1.8\text{mm}$ ($\varepsilon=94,94\%$) a température constante et contrainte variable.	81
Figure 4.6: Courbe typique de fluage des métaux (effet de la température et de la contrainte appliquée).	83
Figure 4.7: Summary of the diffusion-coefficient compensated steady-state strain-rate versus the modulus compensated steady-state stress for copper of various high purities from various investigations.	83
Figure 4.8: The compensated steady-state strain-rate versus modulus-compensated steady-state stress, for selected FCC metals.	83
Figure 9. : Courbe de $\text{Log}(\dot{\varepsilon})$ en fonction de $\text{Log}(\sigma)$ pour $T= 190^\circ\text{C}$	84
Figure 4.10a: Courbe de fluage à température constante $T=170^\circ\text{C}$ du fil de cuivre tréfilé ($\varepsilon=85,94\%$) et sous des contraintes ($\sigma_1 = 185$, $\sigma_2 = 210$ et $\sigma_3=236\text{ MPa}$).	86
Figure 4.10b: Vitesse de fluage à température constante $T=170^\circ\text{C}$ du fil de cuivre tréfilé ($\varepsilon=85,94\%$) et sous des contraintes ($\sigma_1 = 185$, $\sigma_2 = 210$ et $\sigma_3=236\text{ MPa}$).	86

Figure 4. 11: Courbe de Log ($\dot{\epsilon}$) en fonction de Log (σ) pour $T= 170^{\circ}\text{C}$	87
Figure 4.12a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^{\circ}\text{C}$).....	88
Figure 4.12b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^{\circ}\text{C}$).....	88
Figure 4.13a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	89
Figure 4.13b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	89
Figure 4.14a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=290^{\circ}\text{C}$	90
Figure 4.14b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fils de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=290^{\circ}\text{C}$	90
Figure 4.15: Courbe d'essai de fluage de fil de cuivre tréfilé $\phi=1.8\text{mm}$ a contrainte constante et température variable	91
Figure 4.16: Energie d'activation pour le fluage du cuivre	92
Figure 4.17: Courbe de ln ($\dot{\epsilon}$) en fonction de $1/RT$ pour $\sigma=138\text{MPa}$	93
Figure 4.18a: Courbe de fluage du fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,95\%$) à $T1=93^{\circ}\text{C}$, $T2=170^{\circ}\text{C}$, $T3=230^{\circ}\text{C}$ et $T4=275^{\circ}\text{C}$ sous une contrainte constante $\sigma=486\text{MPa}$	94
Figure 4.18b: Vitesse de fluage du fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,95\%$) à $T1=93^{\circ}\text{C}$, $T2=170^{\circ}\text{C}$, $T3=230^{\circ}\text{C}$ et $T4=275^{\circ}\text{C}$ sous une contrainte constante $\sigma=486\text{MPa}$	94
Figure 4.19: Courbe de ln ($\dot{\epsilon}$) en fonction de $1/RT$ pour $\sigma=486\text{MPa}$	95
Figure 4.20a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé puis recuit à 500°C pendant 2h, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	97
Figure 4.20b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé puis recuit à 500°C pendant 2h, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	97
Figure 4.21a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé puis recuit à 500°C pendant 15mn, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	98
Figure 4.21b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé puis recuit à 500°C pendant 15mn, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	98
Figure 4.22a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé puis recuit à 500°C pendant 2mn, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	99
Figure 4.22b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé puis recuit à 500°C pendant 2mn, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$	99

Figure 4.23a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé sans recuit, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=240^\circ\text{C}$	100
Figure 4.23b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé sans recuit, $\phi=1.8\text{mm}$, $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=240^\circ\text{C}$	100
Figure 4.24 : Courbes de fluage à $T=240^\circ\text{C}$ et sous $\sigma=162\text{MPa}$ des fils tréfilé et recuit pendant 2h, 15mn, 2mn et fil tréfilé non recuit.....	102
Figure 4. 25a : Courbes de fluage à $T=170^\circ\text{C}$ sous $\sigma=487\text{MPa}$ du fil de cuivre tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\varepsilon=85,95\%$) et prétraité à 500°C pendant 1mn, 10mn et du fil non traité..	103
Figure 4. 25b : Vitesse de fluage à $T=170^\circ\text{C}$ sous $\sigma=487\text{MPa}$ du fil de cuivre tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\varepsilon=85,95\%$) et prétraité à 500°C pendant 1mn, 10mn et du fil non traité..	103
Figure 4.26 : Fils de cuivre tréfilées puis recuits	104
Figure 4.27 : Courbe de traction du fil tréfilé non recuit.....	105
Figure 4.28 : Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 2mn.....	106
Figure 4.29 : Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 15mn.....	107
Figure 4.30 : Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 1h.....	108
Figure 4.31 : Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 2h.....	109
Figure 4.32 : Courbes de traction des fils tréfilés et recuits à 500°C et le fil non recuit....	110
Figure 4.33 : Courbe d'élongation après des tests de traction du fil tréfilé et recuit à 500°C	112
Figure 4.34 : Evolution microstructural (a) du cuivre tréfilé d'un taux de réduction $\varepsilon = 94,94\%$, et (b) suivi d'un recuit à 500°C	113
Figure 4.35 : Observation au MEB de la zone de rupture d'un fil tréfilé.....	114
Figure 4.36 : Observation au MEB de la zone de rupture d'un fil tréfilé et recuits.....	115
Figure 4.37 : Observations au MEB de la section de rupture du fil tréfilé après un test de fluage.....	116
Figure 4.38 : Observations au MEB de la section de rupture après fluage vue de profil 50X.....	118
Figure 4.39 : Observations au MEB de la section de rupture après fluage vue de bout 100X.....	119
Figure 4.40 : Observations au MEB de la section de rupture après fluage cœur du faciès 300X.....	120
Figure 4.41 : Observations au MEB de la section de rupture après fluage cœur du faciès 1000X.....	121
Figure 4.42 : Observations au MEB de la section de rupture après fluage bord de faciès 300X.....	122
Figure 4.43 : Observations au MEB de la section de rupture après fluage bord de faciès 1000X.....	123
Figure 4.44 : Courbes de la résistance à la traction et les valeurs de dureté Vickers du fil tréfilé et recuit à 500°C	124

Figure 4.45 : *La variation de la micro dureté des fils tréfilés ($\varepsilon=85.94\%$) et recuits.* 125

Figure 4.46: *Spectre de diffraction de rayon X* 126

Liste des tableaux

Tableau 2.1 : Valeurs des contraintes appliquées.	47
Tableau 3.1: Evolution De La Production de 2000 à 2005	57
Tableau 3.2: Composition chimique (massique%)	59
Tableau 3.3: Caractéristiques physiques du cuivre étudié	59
Tableau 3.4: Principaux éléments constitutifs de l'appareil.....	60
Tableau 3.5: Présente des valeurs de σ [Mpa] correspondance à Q [Kg]	66
Tableau 3.6: Présente quelques valeurs de ε (%)	67
Tableau 4.1: vitesse de déformation des différents essais	81
Tableau 4.2: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'exposant n	84
Tableau 4.3: Vitesse de déformation des différents essais	85
Tableau 4.4: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'exposant n.	85
Tableau 4.5: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'énergie d'activation Q_c	92
Tableau 4.6: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'énergie d'activation Q_c	95
Tableau 4. 7: Valeurs des vitesses pour différent temps de maintien au recuit..	101
Tableau 4. 8: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé non recuit.....	105
Tableau 4. 9: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 2mn.	106
Tableau 4. 10: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 15mn.....	107
Tableau 4. 11: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 1h.....	108
Tableau 4. 12: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^\circ\text{C}$ pendant 2h.....	109
Tableau 4. 13: Paramètres mécaniques du fil tréfilé et recuit à 500°C ..	111

Introduction générale

INTRODUCTION GENERALE

Le fluage est un mode d'endommagement lent et progressif qui a conduit par le passé à plusieurs accidents industriels importants. L'accident le plus catastrophique s'est produit à Bhopal, Inde en décembre 1984 et a causé la mort de plus de trois mille personnes. Cet accident a été attribué à la rupture par fluage d'une tuyauterie transportant un fluide toxique sous pression et à haute température.

Les lignes aériennes constituent le moyen actuel le plus économique de transport de l'énergie électrique à grande distance. Grâce à sa conductivité exceptionnelle, le cuivre a longtemps été un matériau très apprécié dans la mise en œuvre des lignes aériennes. Seulement, la bonne résistance au fluage des câbles électriques est exigée.

En sciences des matériaux, le fluage est la tendance du matériau à se déformer lentement sous l'influence des contraintes (inférieure à la limite d'élasticité). En général, le fluage se produit en trois stades : Le premier stade apparaît au début du test de fluage, cependant durant le deuxième stade la vitesse de déformation devient presque constante et cette étape est appelée le fluage stationnaire. Finalement, le troisième stade est caractérisé par une vitesse croissante jusqu'à la rupture du matériau. Le fluage constitue souvent le principal facteur limitant la durée de vie d'une pièce.

D'autre part, le mécanisme de fluage dépend de plusieurs paramètres, comme la microstructure du matériau et les conditions de fluage (température et contraintes). Dans ce contexte, nous avons étudié le comportement au fluage des fils de cuivre tréfilés à l'ENICAB de Biskra sous différentes conditions de fluage.

Plusieurs types de fils de cuivre ont été étudiés, c'est-à-dire, des fils tréfilés et aussi des fils tréfilés et recuits à différents temps de maintien afin de comprendre le comportement de ces fils lors des essais de fluage.

Pour aboutir à nos résultats, un appareil d'essai de fluage a été réalisé et qui permet d'acquérir les résultats de nos essais sur un micro-ordinateur et ce-ci à l'aide d'un logiciel développé.

Et pour mieux comprendre le comportement de notre matériau, des techniques de caractérisations et d'observation complémentaires ont été aussi utilisées telle que la microscopie optique, la diffraction des rayons X, le MEB, la microdureté et l'essai de traction.

L'organisation de cette thèse est la suivante :

Le premier chapitre est réservé à une étude bibliographique sur la théorie de la déformation plastique, ainsi qu'une présentation des effets des traitements thermiques sur une structure déformée. Nous avons abordé par la suite une étude sur la théorie de fluage et l'endommagement par fluage suivis d'une présentation de différents mécanismes qui gouvernent le fluage avec ses différents paramètres tels que l'énergie d'activation et l'exposant de contrainte.

Le deuxième chapitre est consacré à une étude des comportements au fluage de certains matériaux métalliques, tels que le plomb, l'aluminium et le cuivre où nous avons présenté quelques travaux antérieurement réalisés.

Le troisième chapitre comprend, une présentation du matériau étudié, ainsi qu'une étude et une présentation de l'appareil de fluage réalisé suivi des techniques de caractérisation utilisées, telle que la microscopie optique, la microdureté, le MEB, la DRX, l'essai de traction et enfin les traitements de recuit appliqués.

Le quatrième chapitre traite les résultats obtenus et leurs interprétations.

Enfin, nous terminons par une conclusion générale qui résume les principaux résultats obtenus, avec également les perspectives de ce travail de recherche.

Chapitre I

*Comportement mécanique des
métaux et théorie de fluage*

I. Déformation élastique et plastique

I.1 Déformation

On donne le nom de déformation à la modification des dimensions et de la forme d'une substance sous l'action des forces appliquées. La déformation est provoquée par l'application des forces extérieures ou par des processus physiques et mécaniques variés, dont le corps est le siège (par exemple, modification du volume des cristaux isolés sous l'effet des transformations de phase ou du gradient thermique) [Lakhtine, 1978].

I.1.1 Déformation élastique

La déformation plastique est une déformation dont l'action sur la forme, la structure et les propriétés d'un corps cesse complètement lorsque la charge appliquée est supprimée, cette déformation ne provoque pas de modifications permanentes perceptibles de structures et de propriétés du métal ; la charge appliquée ne produit qu'un déplacement relatif et parfaitement réversibles des atomes ou le pivotement des blocs de cristal.

En traction d'un monocristal les atomes s'éloignent l'un de l'autre, et en compression, ils se rapprochent. Un tel écart à partir d'un état d'équilibre compromet le bilan des forces d'attraction et de répulsion électrostatique. C'est pourquoi après la suppression de la charge, les forces d'attraction et de répulsion remettent les atomes déplacés à l'état d'équilibre de départ et les cristaux reprennent leur forme et leurs dimensions initiales [Lakhtine, 1978].

I.1.2 Déformation plastique

Lorsque les contraintes tangentielles dépassent une certaine valeur (limite d'élasticité), la déformation devient irréversible. La suppression de la charge n'élimine que la composante élastique de la déformation, alors que la partie de la déformation dite plastique subsiste. Dans les cristaux, la déformation plastique peut se produire par glissement ou maclage. Le glissement (déplacement) des parties isolées d'un cristal l'une par rapport à l'autre se produit sous l'effet des contraintes tangentielles, lorsque ces contraintes atteignent une valeur critique déterminé (τ_{cr}) dans le plan et la direction du glissement [Lakhtine, 1978].

I.2 Mécanisme de la déformation plastique

Les métaux, en général, peuvent être décrits comme étant des cristaux composés d'une infinité d'atomes (ou molécules) rangés en motifs périodiques tridimensionnel. Cet arrangement périodique se présente alors comme un réseau tridimensionnel composé de mailles élémentaires caractérisées par les dimensions a , b , c du parallélépipède de forme entièrement défini par les trois angles α , β , γ . (Fig. 1.1)

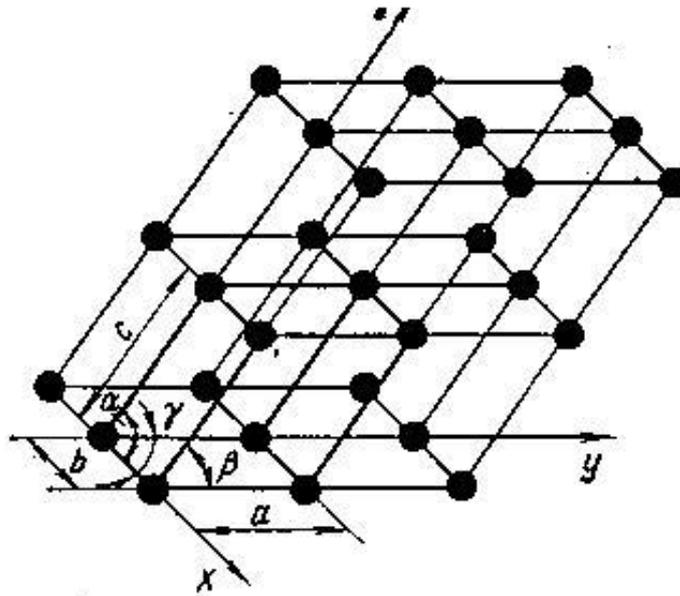


Figure 1.1: Réseau cristallin [Lakhtine, 1978].

Pour le cas de structure cubique, ces angles valent 90° , la définition des plans et des directions atomiques est directe, ces plans seront définis par leurs intersection avec les trois axes principaux, les plus petits entiers déduits des rapports inverses de ces intersections avec les paramètres de maille étant ses indices de Miller (h, k, l) [M. Lamine].

Dans les cristaux la déformation plastique peut se produire par glissement ou maclage [Lakhtine, 1978].

1.2.1 Déformation par maclage :

Le maclage se produit lorsqu'une force de cisaillement provoque des déplacements atomiques tel que la position des atomes situés d'un côté du plan de maclage correspond à l'image spéculaire de celle des atomes situés de l'autre côté. La portion d'un matériau cristallin qui se trouve entre deux plans de maclage est appelée : zone maclée, et on appelle cristaux maclés ou macles, les cristaux comportant plusieurs zones maclées. Le maclage se produit le long d'un plan cristallin dont l'orientation dépend de la structure cristalline c'est-à-dire on trouve des macles d'origines thermiques dans les métaux qui ont une structure CFC, et les macles d'origines mécanique on les trouve dans les métaux qui ont une structure CC et HC (Fig. 1.2).

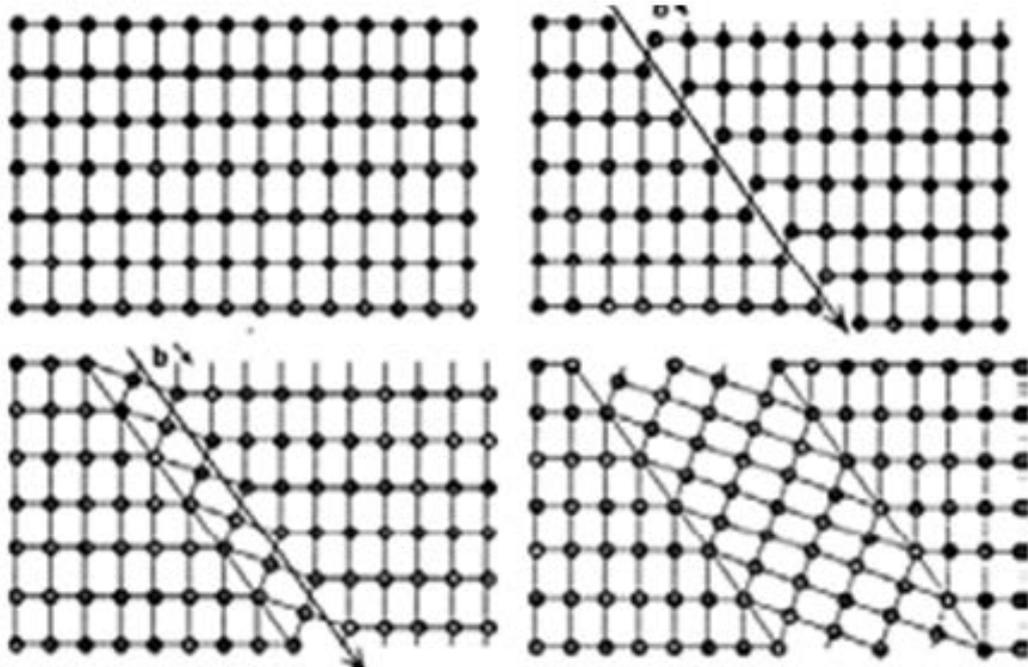


Figure 1.2 : Mécanisme de déformation plastique par maclage [Charmet, 2005].

1.2.2 Exemple de déformation plastique

1.2.2.1 Le tréfilage

C'est une opération qui consiste à déformer un métal par traction pour le transformer en fils. Pour cela, on fait passer dans une filière de forme et de dimensions déterminées, le métal qui se déforme plastiquement, et en le faisant passer dans des filières de plus en plus étroites, il est possible de lui imposer un allongement total très supérieure à celui obtenu par traction simple sans passage dans une filière. Les filières sont en aciers où en chrome et pour les fils fins en diamant.

1.2.2.2 Principe

Le tréfilage permet d'obtenir une pièce cylindrique en forçant son passage dans une filière, le métal s'allonge et sa section se réduit : on dit qu'il file. La filière forme un cône de demi-angle au sommet appelé «angle de filière ». Du fait de la symétrie axiale du procédé, la déformation est dite axisymétrique. (Fig. 1.3).

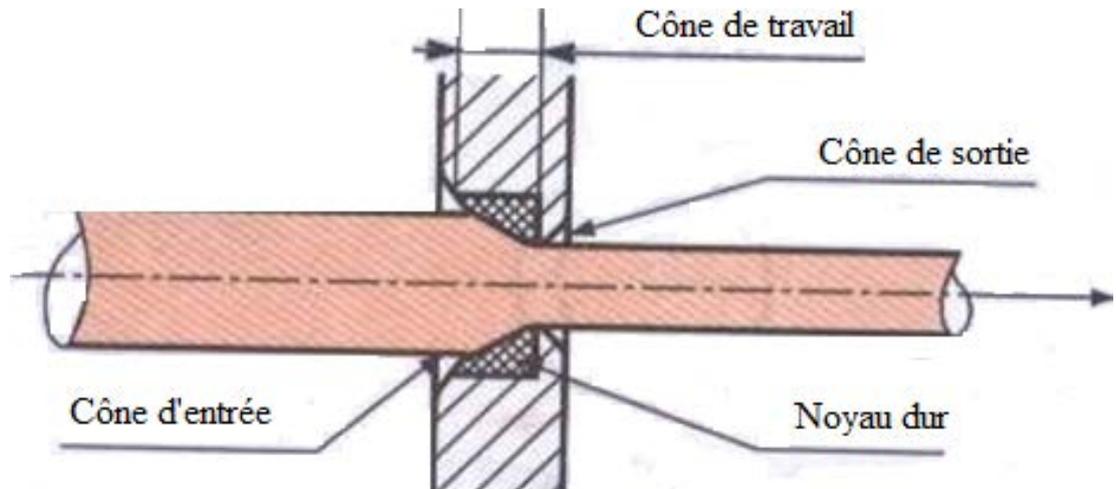


Figure 1.3: Schéma de principe d'une filière [Kesler , 2001].

De plus, la filière est un bloc en général cylindrique percé en orifice calibré ayant les dimensions et la forme que l'on désire du produit à tréfiler, elle est composée de quatre parties :

- Le cône d'entrée qui contribue à entrainer le lubrifiant dans la filière.
- Le cône de travail partie essentielle dans laquelle le métal subit sa déformation par compression.
- La portée, qui guide le fil après déformation.
- Le cône de sortie [Simonnet, 1996].

1.2.2.3 Rupture par tréfilage

Les déformations plastiques produites par tréfilage sont hétérogènes du centre à la périphérie du fil, si les contraintes de cisaillement créées dépassent la résistance du matériau, il apparaît des décohésions de forme conique au centre, qui peuvent provoquer des ruptures :

- Pendant le tréfilage (casse).
- Lors de la mise en tension du fil.
- Après quelques cycles de chargement-déchargement du fil (fatigue) (Fig. 1.4) [Fiorucci, 2001].

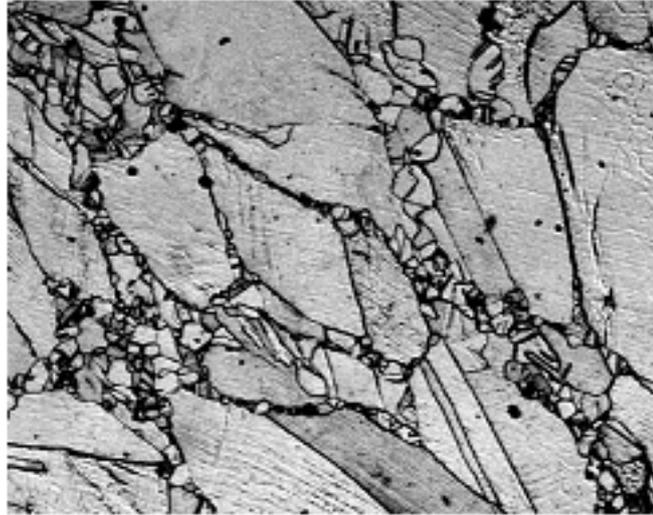


Figure 1.4 : Evolution des décohésions et formation d'une inclusion lors du tréfilage [Fiorucci, 2001].

II. Effet des traitements thermiques sur une structure déformée

II.1 Restauration et recristallisation

Après la déformation plastique le métal est écroui, donc sa micro structure et ses propriétés physiques, chimiques et mécaniques sont modifiée et altérées et un certains quantité d'énergie est emmagasinée. Le métal écroui peut être utilisé dans cet état en fonction des propriétés désirées, ou subit des traitements ultérieurs. Un recuit permet de revenir à un état plus stable, l'élévation de température permet d'activer divers processus, qui conduisent à une restauration de la micro structure, ou bien à la construction d'une nouvelle micro structure, c'est la recristallisation.

II.1.1 Restauration

Au cours de la restauration, les grains initiaux demeurent la base de la micro structure, mais il se produit une diminution du nombre des défauts ponctuels ainsi qu'une diminution de la densité de dislocations, accompagnée de réarrangements de celle-ci en configuration de plus basse énergie. Maintient d'un métal écroui à une température inférieure à la température de recristallisation ($T < 0,4 T_f$). La restauration dynamique apparait, quant à elle, directement pendant le processus de déformation, auquel elle est directement liée. Le domaine concerné est alors celui des fortes vitesses de déformation. Elle est en particulier présente dans les expériences de torsion sur barreaux cylindriques plein, menées pour étudier l'aptitude à la mise en forme des métaux (Fig. 1.5) [François *et al*, 1992].

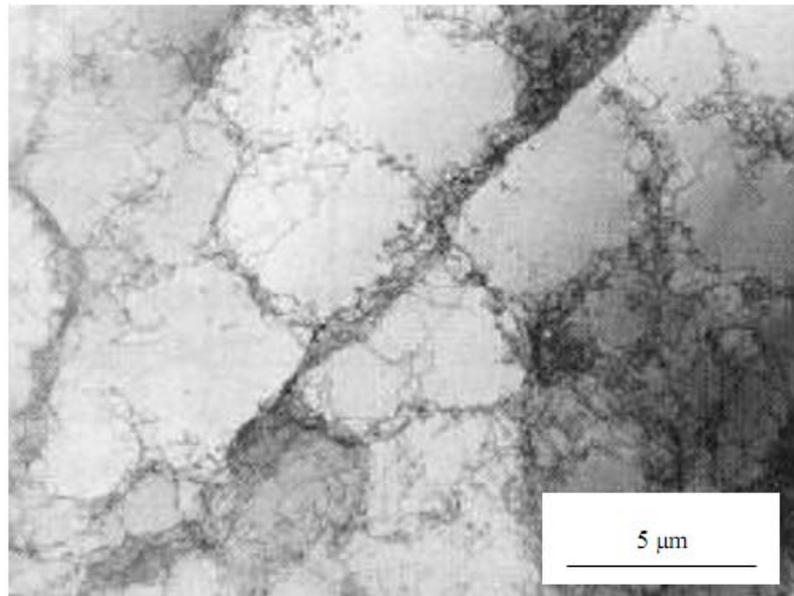


Figure 1.5 : Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium [François et al, 1992].

II 1.2 Recristallisation

La recristallisation se caractérise par le développement de nouveaux grains très pauvres en dislocations, aux dépens des grains écrouis. L'énergie motrice de cette transformation structurale est l'énergie de l'érouissage. Ces nouveaux grains croissent à partir de ce qu'il est convenu d'appeler des germes. Un certain nombre de grains se développent en « mangeant » la matrice écrouie au sein de laquelle ils baignent. Cette croissance se poursuit jusqu'à ce que ces nouveaux grains arrivent au contact les uns des autres. La recristallisation proprement dite est alors achevée.

L'apparition et le développement de nouveaux grains qui occupent bientôt tout le volume de l'échantillon; les défauts ont alors presque totalement disparu, l'orientation cristallographique a changé en chaque point alors que la restauration avait pratiquement conservé l'orientation locale d'érouissage.

C'est donc un phénomène typique de germination croissance schématisé à la figure 1.6 Mais comme la déformation se poursuit, les grains recristallisés s'érouissent à leur tour, dans différentes zones du matériau, se mettent alors en place des cycles d'érouissage et de recristallisation successifs qui ne sont pas a priori synchronisés. A partir de ce stade, le

matériau est donc constitué de volumes de matière présentant différents taux d'érouissage [H. Tsukahara, 1995].

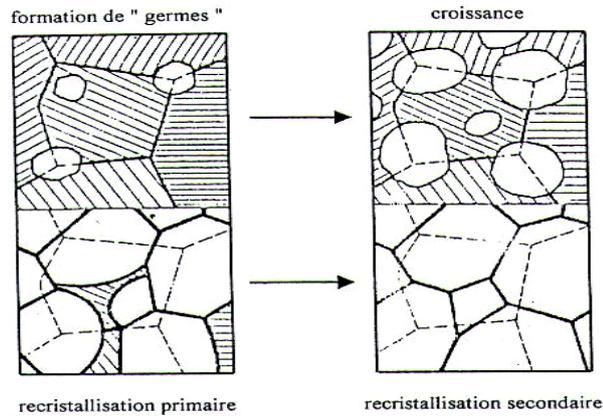


Figure 1.6 : Mécanisme de recrystallisation [H. Tsukahara, 1995].

II.2 Evolutions microstructurales lors de déformations à chaud

On distingue deux classes de sollicitations des solides en fonction de la température, celles à basses températures et celles à hautes températures. En effet, au-delà d'environ $0,5.T_f$ (T_f désignant la température de fusion en Kelvin), l'agitation thermique est telle que des mécanismes de réorganisations atomiques spécifiques apparaissent. La diffusion peut en effet changer les conditions de mobilité des atomes, ou des dislocations et donc les modes de déformation. Le taux de déformation imposé et la vitesse à laquelle on sollicite le matériau jouent également un rôle notable dans l'activation de ces mécanismes.

Si l'on s'intéresse à la mise en forme à chaud (opérations industrielles telles que le forgeage, le matriçage, l'estampage ou le laminage à chaud), on est amené à considérer des quantités de déformation souvent très importantes réalisées sur des périodes de temps relativement courtes, c'est à dire à des vitesses de déformation typiquement comprises entre $0,1$ à 100 s^{-1} . Au cours de ces opérations, les matériaux vont être le siège d'évolutions microstructurales importantes qui vont permettre d'agir sur l'organisation atomique et l'architecture, et donc conditionner leurs caractéristiques mécaniques finales.

Ces évolutions microstructurales pendant la déformation à chaud sont essentiellement des combinaisons de l'érouissage avec la restauration dynamique et avec la recrystallisation dynamique (Fig. 1.7) [Fiorucci, 2001].

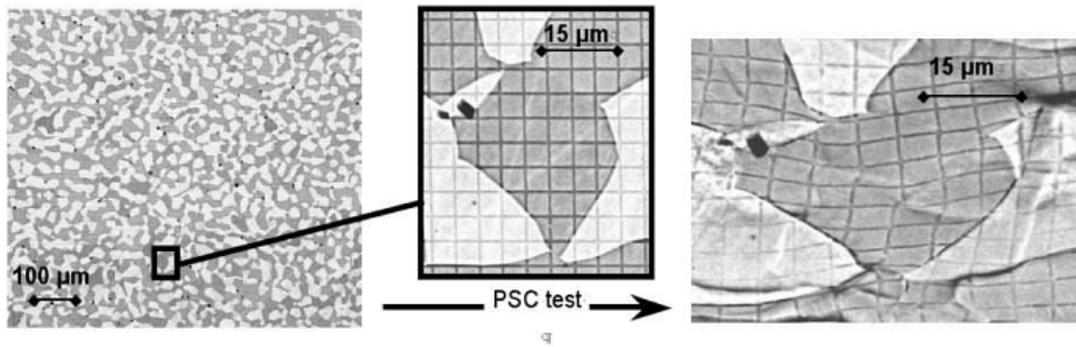


Figure 1.7 : Déformation à chaud d'un acier biphasé (compression globale 30%) [Fiorucci, 2001].

III Les essais mécaniques sous charge variable et constante

III.1 Généralités :

Le choix d'un métal pour un certain but d'utilisation s'effectue sur la base de ses propriétés physiques, chimique, mécaniques et technologiques ; les essais mécaniques font partie de la technique des métaux, leur but est de caractériser ou d'évaluer numériquement les propriétés du matériau. La connaissance des grandeurs caractéristiques et leur détermination est la condition essentielle pour les calculs des dimensions des différents éléments de construction. On rapporte aux essais statiques les essais de traction, de compression, de torsion, de flexion et de dureté [Lakhtine, 1978].

III.2 Essais sous charge variable

III.2.1 Essais de traction

L'essai de traction est le moyen le plus couramment employé pour caractériser le comportement mécanique d'un matériau sous une sollicitation progressive à vitesse de chargement faible ou modérée. L'essai de traction a une grande importance dans les essais mécaniques, une barre travaille à la traction quand elle est soumise à l'action de deux forces égales et directement opposées qui tendent à l'allonger.

L'essai de traction est destiné surtout pour l'examen de la tenue des matériaux soumise à l'action de contraintes de traction axiales réparties uniformément sur toute la section de l'éprouvette, l'essai se fait sur des éprouvettes standardisées sur une machine d'essai de traction.

III.2.2 Courbe d'essai de traction:

Il consiste à soumettre une éprouvette de forme et de dimensions déterminées à une traction suivant son axe jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La figure 1.8 illustre la courbe de traction obtenue.

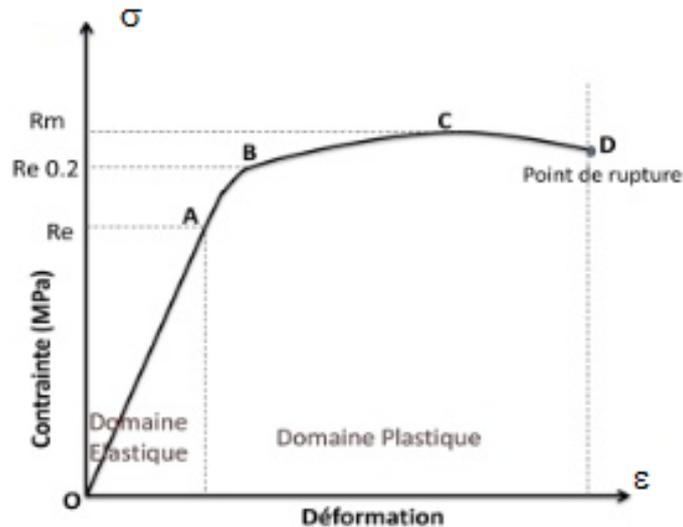


Figure 1.8 : Diagramme d'essai de traction [M. SOUSSI, 2013].

On note que:

La droite OA correspond à la déformation élastique réversible.

La courbe AC est le domaine de déformation plastique homogène: si on supprime la force de traction, il y a un retour élastique suivant une parallèle à OA et il reste une déformation permanente.

Pour CD la force nécessaire pour déformer le matériau diminue alors que l'allongement continue d'augmenter: cette instabilité est appelée instabilité plastique (la striction apparaît).

Avec

R_e (MPa) est la limite élastique. Elle est marquée pour les matériaux ductiles.

R_m est la résistance limite à la traction. Cette valeur est utilisée pour estimer la limite d'endurance à la fatigue.

Les caractéristiques mécaniques à déterminer lors de l'essai sont :

- contrainte de limite d'élasticité σ_e .
- contrainte de résistance à la rupture σ_R .
- allongement A%.
- module d'élasticité (module de Young) : E

En général la contrainte normale est déterminé par : $\sigma = \frac{F}{S_0}$

L'allongement ou (la déformation) s'écrit alors : $\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$

F : charge instantané.

S_0 : Section initiale de l'éprouvette.

L_0 : Longueur initiale.

l: longueur après allongement.

Dans les essais de traction on détermine l'allongement après rupture c'est-à-dire la striction ou la déformation se concentre en un secteur déterminé de l'éprouvette ou apparait un rétrécissement de la section: le coefficient de striction est :

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} 100\%.$$

III. 3 Essai sous charge constante

Il est connu que le fluage est la déformation du matériau pendant le maintien constant de la charge appliquée.

III.3.1 Généralités sur le fluage

Les machines modernes contiennent de plus en plus de composants métalliques susceptibles de travailler long temps à haute température et dans des environnements agressifs. On peut citer par exemple des pièces de réacteurs d'avion ou de moteur, des composants de central thermique. Ces composants subissent une déformation apparaissant dans de tels cas portes le nom de fluage.

En terme plus précis, le fluage désigne la déformation permanente et variable dans le temps que présentant les matériaux sur lesquels s'exerce une charge ou une contrainte constante, généralement indésirable il constitue souvent le principale facteur limitant la durée de vie il s'observe dans tous les types de matériaux et dans le cas des métaux ne revêt une

importance notable que lorsque la température excède $0.3T_f$ (T_f : Température de fusion absolue).

III.3.2 Définition

À basse température et en l'absence d'effet d'environnement, l'application d'une contrainte statique sur une éprouvette lisse (élément de volume) provoque, si celle-ci est suffisante, une déformation plastique qui très rapidement demeure constante.

À haute température un matériau se déforme plastiquement sous l'application d'une contrainte constante, même si elle est inférieure à la limite élastique. Ce phénomène est appelé fluage, le domaine (haute température) correspond à $T/T_f > 0,3$. Pour un matériau donné la résistance au fluage dépend du domaine de température, du niveau de contrainte appliqué et des paramètres microstructuraux.

III.3.3 Réalisation d'essai de fluage

Un essai de fluage consiste habituellement à appliquer à température constante une charge ou une contrainte constante à une éprouvette, en vue de mesurer la déformation qu'elle subit, est d'en tracer la courbe en fonction du temps écoulé ($\epsilon = f(t)$), la courbe est représentée dans la figure 1.9, on distingue trois stades, définis par Andrade depuis 1910.

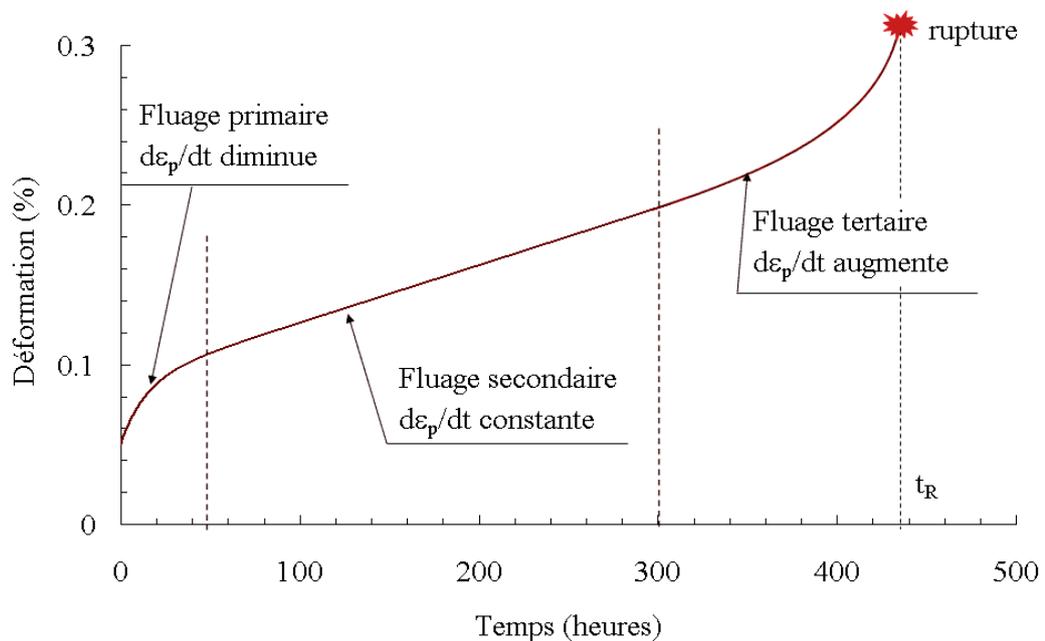


Figure 1.9 : Illustration, des trois phases d'un essai de fluage [Sylvie, 2005-2006].

III.3.3.1 Interprétation :

- Pendant le stade primaire ou transitoire :

Se caractérise par une vitesse de fluage ($\dot{\epsilon}$) décroissante, c'est-à-dire que la pente de la courbe diminue en fonction du temps, on peut alors penser que le matériau a une meilleure résistance au fluage ou qu'il fait objet d'un durcissement par écrouissage, des sous structures stables de dislocations se forment.

- **Pendant le stade secondaire ou stationnaire :**

Se caractérise par une vitesse de déformation constante ce qui rend la courbe linéaire, cette étape de fluage dure généralement plus long temps que les deux autres, la vitesse de fluage est constante s'explique par l'équilibre qui s'instaure entre le processus de durcissement (consolidation) et la restauration.

- **Pendant le stade tertiaire :**

Lors de ce stade la vitesse de fluage croît jusqu'à la rupture de l'éprouvette, celle-ci résulte de la modification microstructurales ou métallurgiques, tel que la séparation des joints de grains et la formation des fissures et de vide interne (cavités), en outre une striction peut se former lors de l'application d'une charge de traction, aussi une vitesse de déformation élevée (Fig. 1.10).

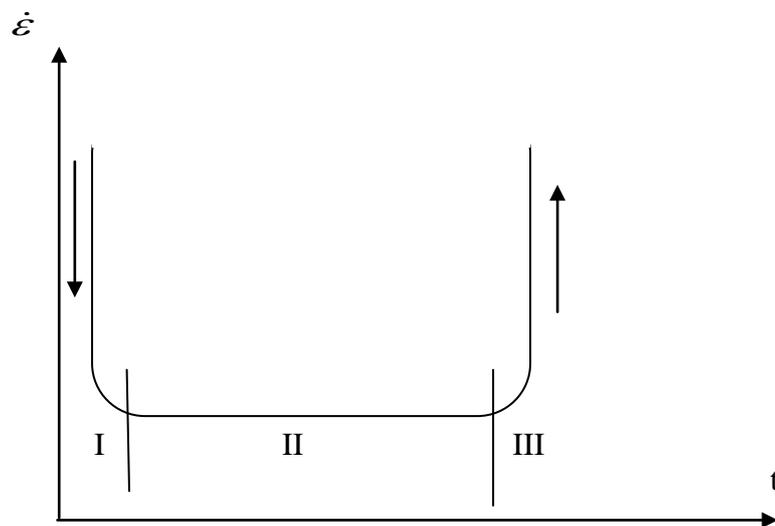


Figure 1.10 : Courbe de la vitesse de déformation en fonction du temps.

IV.4 Types et modèles de fluage

IV.4.1 Fluage logarithmique

A basse température et à faible contrainte la courbe montre seulement la transition du fluage avant que la déformation devient constante (Fig. 1.11), suivant la formule [Jacobs, 1997]:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + a \log(t).$$

ε : la déformation après un temps t

a : constante

ε_0 : La déformation instantanée.

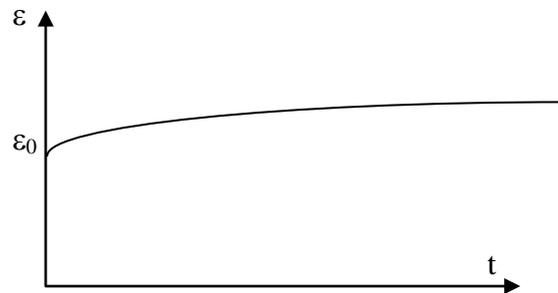


Figure 1.11: Courbe de fluage logarithmique [Jacobs, 1997].

IV.4.2 Fluage de puissance

À haute température et forte contrainte la formule de fluage devient (Fig. 1.12):

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta t^m$$

β et m : sont des constantes

avec m $0 < m < 1$.

β : constante en fonction de la température et la contrainte [Jacobs, 1997].

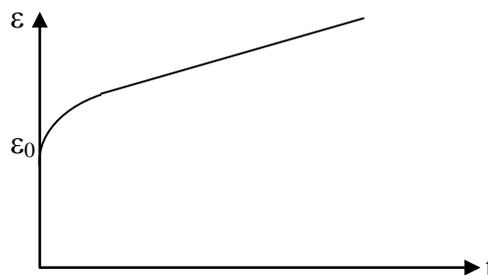


Figure 1.12: Courbe de fluage de puissance [Jacobs, 1997].

IV.4.3 Modèles de fluage

La déformation plastique soit à haute ou basse température fait toujours appel à des phénomènes de diffusion, ceux-ci opèrent à relative courte distance dans les mécanismes du fluage contrôlés par le mouvement des dislocations (fluage dislocation) ou à plus grande distance celle de la taille des grains lorsque la déformation est assurée par un déplacement de matière assuré par la diffusion transe granulaire ou inter granulaire (fluage diffusion) [François *et al*, 1992].

IV.4.3.1 Fluage dislocation

IV.4.3.1.1 Fluage contrôlé par la restauration

On expose les modèles fondés sur l'équilibre durcissement-restauration, pour les quelles la vitesse $\dot{\varepsilon}$ en régime quasi permanent est donné par le rapport de la vitesse de restauration r au taux de durcissement h . ces modèles dérivent tous de l'idée émise par Bailey 1926 [François, 1992] qu'une explication rationnelle du phénomène de fluage pouvait être trouvée dans l'équilibre entre la vitesse de production de durcissement par distorsion et sa vitesse d'élimination par l'action de la température.

Si on exprime le durcissement et l'adoucissement en termes de contrainte interne, on a un état stationnaire suivant la relation :

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \dot{\varepsilon} = \frac{r}{h}$$

A- Modèle de McLean

Partons de l'expression: $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{KT}\right)$, et on a $\Delta G = (\sigma_\beta + \sigma_i - \sigma)Ab$ Lorsque la diffusion est assez rapide l'obstacle au glissement peut disparaître, $\sigma_\beta = 0$ et la seule barrière qui reste et celle qui existe si la contrainte interne vient dépasser la contrainte appliquée.

McLean 1966 raisonne comme suit : la barrière de hauteur $Ab \Delta\sigma$ étant provoquée par l'écroutissage on peut écrire [Poirier, 1976] :

$$\sigma_i - \sigma = \Delta\sigma = h d\varepsilon .$$

Dans ce modèle la dépendance en température et en contrainte de $\dot{\varepsilon}$ sont entièrement dues au terme de vitesse de restauration r , ce modèle repose sur l'idée que la contrainte

interne est due entièrement à l'existence d'un réseau tridimensionnel de dislocation de taille moyenne l , il obtient une relation finale :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\tau_0}{h} \sigma_i^3 \exp\left(-\frac{QD}{KT}\right)$$

B- Modèle de Nabarro

Ce modèle est analogue à celui de McLean mais alors que dans ce dernier la déformation est due au glissement de dislocations dans le champ de contrainte interne du réseau, dans le modèle de Nabarro la déformation est due à la montée elle-même des arcs du réseau. Dans le modèle de McLean l'augmentation de la densité de dislocations est provoquée par le fonctionnement d'arcs de dislocations en source de Frank-Read, la contrainte nécessaire au fonctionnement d'une source est inversement proportionnelle à la longueur de l'arc de dislocation et que la montée des dislocations qui entraîne la restauration.

On admet l'existence d'un réseau tridimensionnel de dislocations en équilibre pour une taille légèrement supérieure à la taille critique $l = \frac{\mu b}{\sigma}$ qui permet le fonctionnement des arcs en source sous la contrainte appliquée σ .

La concentration d'équilibre thermique des lacunes auprès des dislocations est modifiée par la contrainte appliquée il se crée un gradient de concentration et un flux de lacune entre dislocations sources et dislocations puits qui se traduit par la montée des dislocations. Nabarro considère ensuite un réseau tridimensionnel dont l'élément de base est constitué d'une boucle interstitielle et d'une boucle lacunaire adjacente [Poirier, 1976].

Nabarro a également calculé $\dot{\epsilon}$ dans le cas où le transport de matière se fait par diffusion dans le cœur des dislocations et trouve :

$$\dot{\epsilon} = \frac{4D_c \sigma^5 b}{\pi^4 K T \mu^4}$$

IV.4.3.1.2 Fluage contrôlé par la montée de dislocation

Le mécanisme de montée des dislocations permet d'assurer la restauration. Un modèle particulier, proposé initialement par Weertman fait appel à ce mécanisme par l'intermédiaire d'une configuration de dislocations qui est discutable. On suppose que des dislocations-coins, de signes opposés, sont regroupées dans des empilements distants de h et qu'elles ont été émises des sources S et S' . La barrière sur laquelle s'appuient ces empilements peut être un joint de grain ou un autre empilement de dislocations. Les contraintes en tête d'empilement,

contrairement au cas de la plasticité à basse température, peuvent être relaxées par la montée et l'annihilation des dislocations en tête d'empilement. Dès qu'une dislocation de tête a monte, la source peut opérer, a nouveau, pour émettre une nouvelle dislocation. On a ainsi comme dans le modèle général de fluage-restauration, une compétition entre la production de dislocations et leur diminution.

Entre les empilements de signes opposés, s'établit un flux de lacunes qui donne lieu à une vitesse de montée, La distance de montée h entre les empilements est évaluée a partir de la contrainte nécessaire pour séparer deux dislocations de signes opposés, distants de h (Fig. 1.13) [François *et al*, 1992].

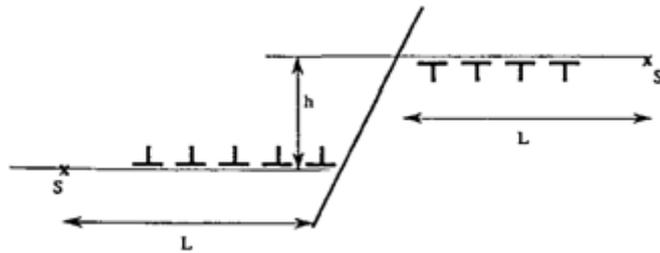


Figure 1.13 : Mécanisme de fluage contrôlé par la montée de dislocation [François *et al*, 1992].

IV.4.3.1.3 Fluage contrôlé par le glissement thermiquement activé

Le domaine de σ et $\dot{\epsilon}$ pour le quel la loi puissance est valable est d'autant plus large que la température est élevée c'est-à-dire on peut avoir $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$ pour une température élevée et non pour une température plus basse, on utilise alors le formalisme de l'activation thermique en introduisant une enthalpie d'activation apparente qui dépend de la contrainte par l'intermédiaire d'une aire d'activation, la vitesse de déformation s'écrit alors :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta H_0 - bA(\sigma)\sigma}{KT}\right)$$

Et l'événement thermiquement activé est le franchissement par les dislocations d'obstacles au glissement avec l'aide de la contrainte, avec la définition de l'aire d'activation a par de la relation :

$$\frac{\partial \log \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} = A \frac{b}{KT}$$

Il est évident, que cette variation de l'aire d'activation apparente veut dire que l'enthalpie d'activation ne varie pas avec la contrainte et en définitive qu'il est inutile d'employer de formalisme de glissement activé [Poirier, 1976].

IV.4.3.2 Fluage -diffusion

À haute température ($T \geq 0,70T_f$) et faibles contraintes, on observe souvent une relation linéaire entre la vitesse de déformation et la contrainte appliquée. La déformation se produit alors sans mouvement de dislocations, mais par transfert de matière assure soit par diffusion transgranulaire (modèle de Herring Nabarro), soit par diffusion intergranulaire (modèle de Coble). L'énergie d'activation de ce dernier mode de transport étant plus faible que celle associée à la diffusion volumique, le fluage de Coble opère plus basse température que le fluage de Herring-Nabarro. Ces modes de transport purement diffusionnels revêtent une grande importance dans l'étude de la compatibilité de déformation entre les grains d'un polycristal et le glissement intergranulaire [François *et al*, 1992].

IV.4.3.2.1 Fluage trans-granulaire (Nabarro-Herring)

Dès 1948, Nabarro émit l'idée selon laquelle, la concentration en équilibre de lacunes étant différente sur des surfaces d'orientation différente dans un champ de contrainte non purement hydrostatique, le gradient de concentration correspondant devait engendrer un flux de lacunes et par conséquent, un flux de matière en sens oppose. On présente, sous une forme simple, le modèle qui a été ensuite amélioré par Herring.

On considère dans un premier temps un monocristal de forme cubique, d'arête d , soumis à un cisaillement pur (Fig. 1.14).

On suppose que le cristal ne contient pas de dislocations et que les surfaces fibres sont, par conséquent, les seules sources et les seuls puits de lacunes. La formation d'une lacune sur une face en compression (BC) est équivalente à l'extraction d'un atome de l'intérieur du cristal à travers la surface BC (Fig. I.14). On représente l'atome comme un petit cube d'arête b , le volume atomique Ω étant ainsi pris comme étant égal à b^3 . Pour sortir sur la face (BC) l'atome doit travailler la contrainte σ et l'énergie dissipée est égale à :

$$\sigma b^2 \times b = \sigma b^3$$

Ceci revient à dire que l'énergie de formation de la lacune sur la face (BC) est augmentée de σb^3 . En revanche, sur la face (AB) elle sera diminuée de σb^3 . Ainsi les fractions atomiques correspondantes seront :

- Sur les faces en tension (AB, DC)

$$n^+ = \exp\left(-\frac{\Delta G_f - \sigma b^3}{KT}\right)$$

- Sur les faces en compression (BC, AD)

$$n^- = \exp\left(-\frac{\Delta G_f + \sigma b^3}{KT}\right)$$

Où $\exp\left(-\frac{\Delta G_f}{KT}\right)$, représente la fraction atomique en équilibre thermique, en l'absence de contrainte appliquée et ΔG_f , l'enthalpie libre de formation des lacunes. Celle-ci est de l'ordre de grandeur de l'énergie de sublimation du solide [François *et al*, 1992].

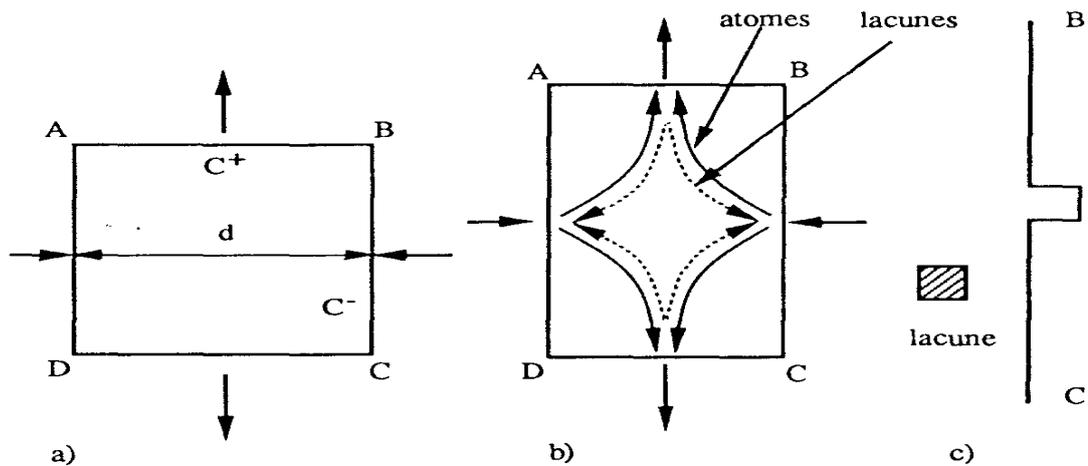


Figure 1.14 : Modèle de Herring-Nabarro transport des lacunes des faces en tension (AB et CD) vers les faces en compression (BC et DA) [François *et al*, 1992].

On en tire ensuite le flux d'atomes transportés J et la vitesse de déformation, c'est bien l'équation trouvée par Herring sous la forme :

$$\dot{\epsilon} = B \frac{D\Omega}{KTd^2} \sigma .$$

IV.4.3.2 Fluage intergranulaire (Coble)

Coble a proposé un modèle de fluage d'agrégat polycristallin où la vitesse de fluage est contrôlée non plus par la diffusion en volume à travers le grain mais par la diffusion le long des joints de grains plus rapide, il a choisit une forme sphérique de grain afin de pouvoir comparer ces résultats à se trouvés par Herring pour le fluage contrôlé par la diffusion en volume, on considère donc un grain sphérique soumise à une tension uniaxial, les pôles de la sphère sont définis par l'axe de traction, la concentration d'équilibre local de lacunes n'est pas modifiée par la contrainte à l'équateur et reste C_0 concentration dans un cristal non soumise à une contrainte (Fig. 1.15). Par contre au pôle la concentration est supérieure à C_0 est égal à :

$$C = C_0 + \Delta C. \quad \text{Où} \quad \Delta C = C_0 \frac{\sigma \Omega}{KT}$$

σ : La contrainte normale au joint

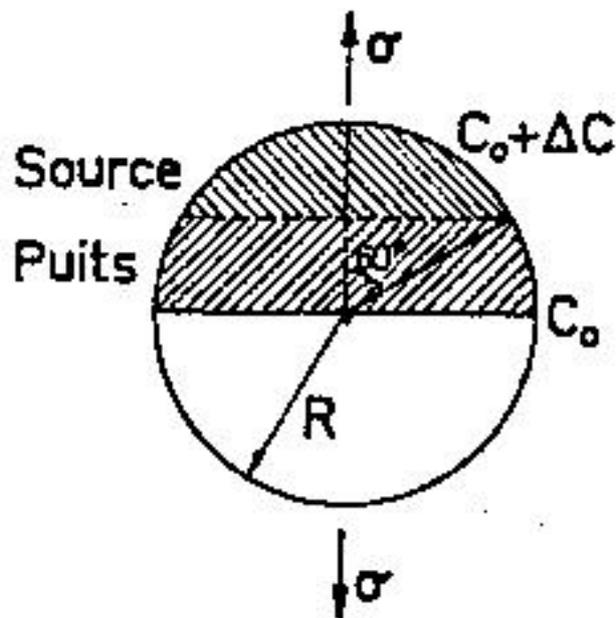


Figure 1.15 : Fluage Coble d'un grain sphérique [Poirier, 1976].

Les lacunes créées au pôle vont donc diffuser vers l'équateur sous l'action de la différence de concentration ΔC .

Le flux de diffusion est évidemment nul au pôle et à l'équateur, dans un polycristal réel les grains seraient des polyèdres aux faces à peu près planes et une condition pour que la

déformation soit compatible, serait que le taux de production et d'annihilation de lacunes soit uniforme sur chaque face [Poirier, 1976].

Le nombre de lacunes par seconde traversant le parallèle à 60° le long du joint de grains et alors donné par la loi de Fick, et que la vitesse de déformation [Poirier, 1976] :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{R} \frac{dR}{dt} = \frac{J\Omega}{\pi R^3}$$

Pour passer au cas plus réaliste où la contrainte tangentielle est relaxée au joint, Coble applique la relation démontrée par Herring :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{148D_f \delta \sigma \Omega}{\pi d^3 KT}$$

Ω : est le volume atomique

d : dimension caractéristique des grains

D : coefficient d'autodiffusion.

J : le flux d'atome transporté.

μ : potentiel chimique des atomes (μ_l potentiel chimique des lacunes.)

IV. 4.4 Effet de la compatibilité de déformation intergranulaire-glisement aux joints des grains

Les deux modèles précédents reposent sur des hypothèses simplificatrices : forme des grains et déformation homogène de ceux-ci. Cependant, cela ne peut être vrai qu'en première approximation puisque, en particulier, un ensemble de grains parfaitement sphériques ne serait pas compact. Par ailleurs, les grains doivent rester au contact au cours de la déformation tout le temps que l'endommagement intergranulaire n'a pas pris place. Cette condition de la déformation est la source du développement de contraintes nature intergranulaire.

L'importance du glissement intergranulaire comme mode de déformation plastique se met en évidence par le déplacement de traits repères comme cela est indiqué sur la (Fig. 1.16). En définissant la déformation intergranulaire ε_j comme étant égale $(\Delta\mu_1/d)$, où $\Delta\mu_1$ représente le déplacement d'un trait repère et d , la taille de grain, approximation qui ne tient pas compte notamment de l'orientation du plan du joint par rapport au plan d'observation, on peut repérer l'importance de ce mode de déformation par le rapport :

$$\lambda = \frac{\varepsilon_j}{\varepsilon_T}$$

Où ε_T désigne la déformation totale.

La valeur de λ varie fortement avec la contrainte et, a un degré moindre, avec la température et la taille de grains.

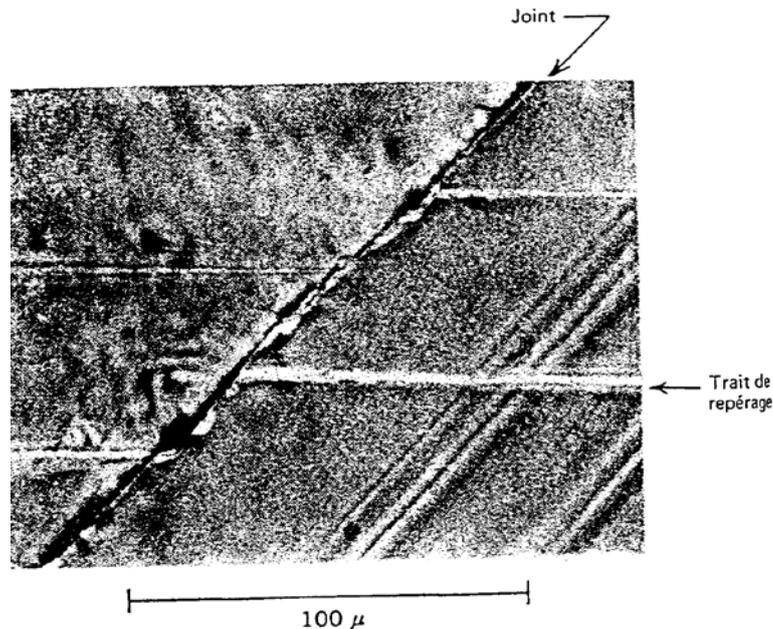


Figure 1.16: Mise en évidence du glissement intergranulaire par le décalage des traits de repérage dans un bicristal de plomb [Poirier, 1976].

IV.4.5 Les effets liés à la contrainte et à la température

La température et la contrainte influent sur le fluage (les caractéristiques de fluage)

- La contrainte met les dislocations en mouvement grâce aux cissions qui s'exercent sur les plans de glissement, la densité des dislocations et leurs déplacements trouvent des limites (consolidation)

- L'augmentation de la température fait augmenter la mobilité des dislocations à cause de l'agitation thermique et réduire la contrainte de friction du réseau (restauration).

- à $T < 0.4T_f$: ε ne varie presque plus avec le temps.
- $T \uparrow$ ou $\sigma \uparrow \Rightarrow \varepsilon \uparrow$ et $\dot{\varepsilon} \uparrow$, $t_r \downarrow$

En régime stationnaire la, vitesse de fluage s'exprime en fonction de la contrainte et de la température. (Fig. 1.17)

a- premier cas : La contrainte variable et la température constante

$$\dot{\varepsilon} = \beta \sigma^n$$

β et n : des constantes propres du matériaux

b- deuxième cas : La température variable et la contrainte constante

$$\dot{\varepsilon} = c \exp\left(\frac{-Q}{KT}\right)$$

Q : énergie d'activation de fluage (elle dépend de coefficient d'autodiffusion des atomes, la température, types de liaison atomique, la structure cristallin...etc.)

c : constante propres du matériaux.

c- troisième cas : La contrainte et la température simultanément

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(\frac{-Q}{KT}\right)$$

G : module de Coulomb du matériau

$\dot{\varepsilon}_0$: Déformation instantanée.

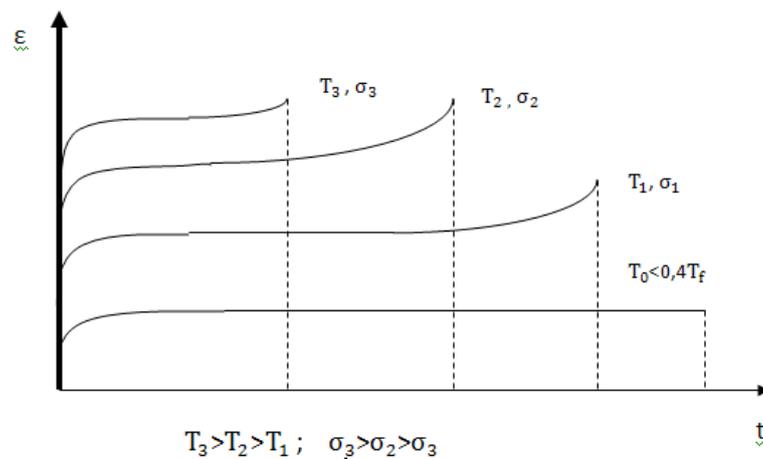


Figure 1.17 : Diagramme de l'influence de la température et la contrainte [Okba, 2009].

Pour certaines combinaisons «température- contrainte », les courbes de fluage $\varepsilon = f(t)$ présentent clairement trois stades (I, II, III).

- Au cours de fluage primaire la vitesse de consolidation est plus élevée que la vitesse d'adoucissement, jusqu'au moment ou un équilibre dynamique s'établie entre eux : on a alors au fluage secondaire caractérisé par une $\dot{\varepsilon}_{II}$ constante

Puisque le mouvement des dislocations entraîne des déplacements irréversibles, le stade de fluage secondaire n'est pas de durée infinie, apparaît alors bientôt le fluage tertiaire, caractérisé par une accélération de la déformation jusqu'à la rupture se produit. Dans la majorité des cas la rupture a lieu par décohésion des joints de grains (Fig. 1.18), c'est pourquoi ce mode de rupture est dit intergranulaire.

La température élevée entraîne une augmentation de la concentration d'équilibre en lacunes du matériau, et l'arrivée successive de dislocations aux joints de grains favorise le glissement irréversible des grains les uns par rapport aux autres.

Ces mécanismes conduisent à la formation de pores le long des joints : finalement la coalescence de ces pores entraîne la décohésion des joints [Charmet, 2005].

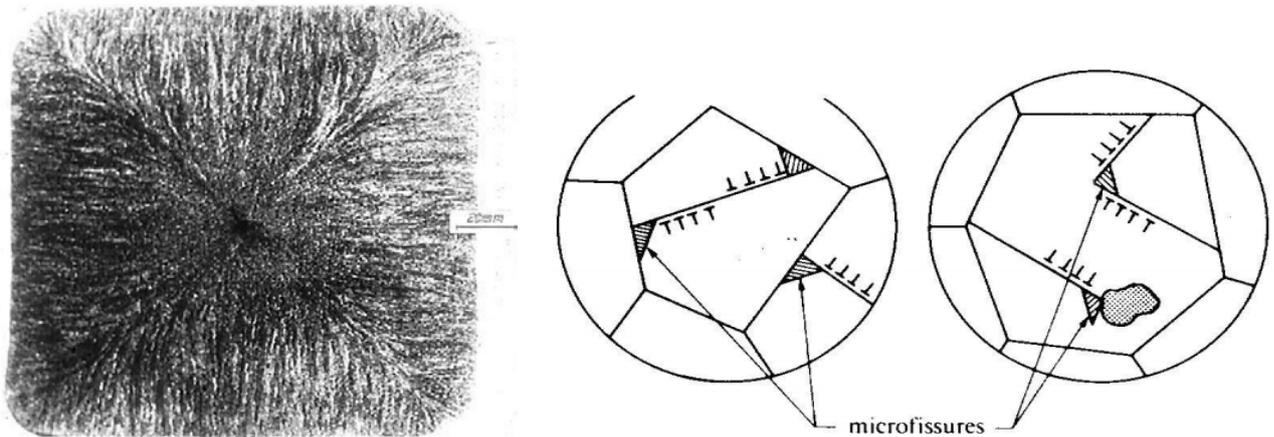


Figure 1.18: Mécanisme de porosité par décohésion des joints [Charmet, 2005].

IV.4.6 L'énergie d'activation thermique

Une des caractéristiques les plus évidentes de la déformation plastique à haute température, le fait que la vitesse de déformation est thermiquement activée c'est-à-dire qu'il suit une loi d'Arrhenius :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

On peut donc définir empiriquement une quantité appelée chaleur ou énergie d'activation qui est proportionnelle à la pente de la droite que l'on doit obtenir en portant $\log \dot{\varepsilon}$ en fonction de $\frac{1}{T}$ [Poirier, 1976].

IV.4.7 Diagramme $\text{Log} \dot{\epsilon}, \frac{1}{T}$. Méthode isotherme

C'est la méthode qui découle directement de l'équation :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right).$$

On mesure la pente en régime quasi stationnaire de la courbe de fluage $\epsilon(t)$ de plusieurs éprouvettes fluées à la même contrainte et à différentes températures et on porte $\text{Log} \dot{\epsilon}$ en fonction de $\frac{1}{T}$, la pente de la droite qui s'ajuste le mieux aux points expérimentaux donne la valeur de Q . (Fig. 1.19).

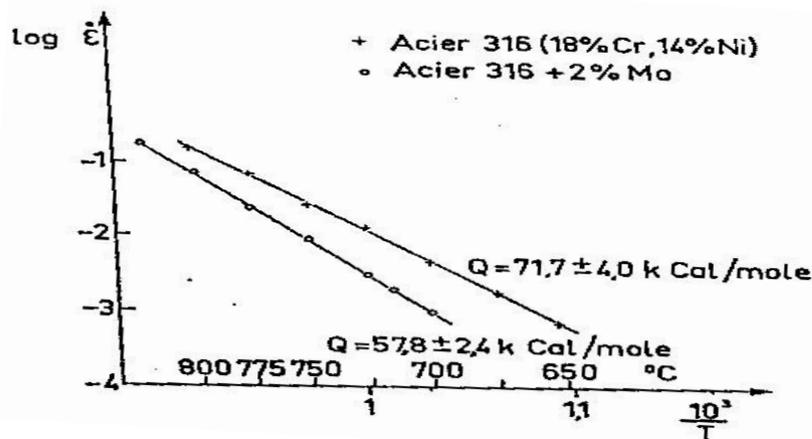


Figure 1.19: Diagramme d'Arrhenius pour des aciers inoxydables 316 flués à haute température [Poirier, 1976].

IV.4.8 Sauts de température

Cette méthode, très utilisée, a été proposée par Tietz et Dorn(1956) pour éviter la dispersion inhérente au fait d'utiliser des éprouvettes différentes pour chaque expérience à une température donnée ; elle consiste à effectuer des sauts rapides de température sur la même éprouvette .Si la vitesse du fluage était $\dot{\epsilon}_1$, à la température T_1 elle devient $\dot{\epsilon}_2$ à la température T_2 d'après la loi d'Arrhenius on peut écrire :

$$Q \approx R \frac{\Delta \text{Log} \dot{\epsilon}}{\Delta\left(\frac{1}{T}\right)} = R \frac{-\text{Log}\left(\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1}\right)}{\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}}.$$

L'avantage de cette méthode est que l'on peut admettre, si le saut de température est rapide, que la structure de l'éprouvette n'a pas changé et donc que l'on mesure l'énergie

d'activation à contrainte et structure constante. Toutefois il est très difficile expérimentalement, compte tenu de l'inertie thermique de l'appareillage, d'effectuer des sauts de températures très rapides. On ne peut mesurer une valeur de $\dot{\epsilon}$ significative que lorsque le système s'est remis en équilibre à nouvelle température et il n'est pas impossible que la structure de l'éprouvette n'ait, elle aussi, le temps de prendre un nouveau équilibre. (Fig. 1.20) [Poirier, 1976].

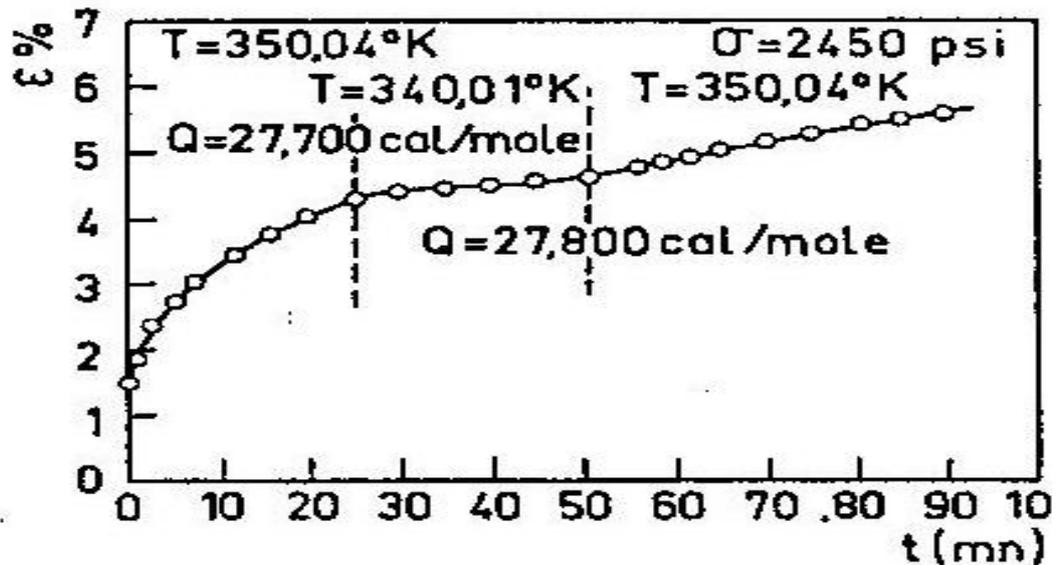


Figure 1.20: Méthode de détermination de l'énergie d'activation de fluage de l'AL par sauts de température [Poirier, 1976].

IV.4.9 Représentation de Larson-Miller

Une représentation paramétrique est possible si A et Q ne dépendent pas tous les deux en même temps de la contrainte. C'est le cas par exemple pour le fluage-diffusion, où seul A est fonction de la contrainte, ce qui conduit à utiliser le paramètre $P' = \ln(t_R) - C^{te}/T$ pour représenter les données de fluage; si c'est au contraire Q qui varie avec la contrainte, les résultats s'interprètent à l'aide du paramètre de Larson-Miller $P = T(\ln(t_R) + C^{te})$ comme l'indique la (Fig. 1.21) [François *et al*, 1992].

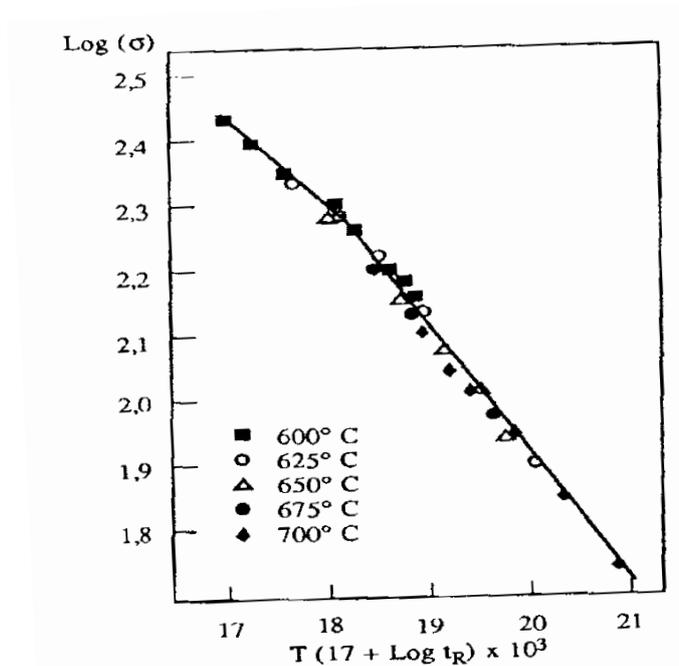


Figure 1.21: Représentation de Larson-Miller dans le cas d'un acier inoxydable austénitique renfermant 2,5% de molybdène, Z03CNDI7-12 [François et al, 1992].

IV.5. Mécanismes de fluage et effet de la microstructure du matériau

IV.5.1. Mécanismes à basses températures

Aux basses températures ($T < 0,4$ à $0,5 T_f$), il s'agit d'une déformation plastique, liée à des Mécanismes de dislocations.

Lors du chargement et du fluage primaire, il y a surtout création et propagation des dislocations. En général, ces dislocations ne forment pas de structures cellulaires particulières, elles sont enchevêtrées.

On observe les structures formées par glissement des dislocations: bandes de déformation et lignes de glissement plus ou moins espacées suivant la contrainte appliquée et le temps de fluage.

Lors du fluage secondaire, les dislocations s'assemblent pour former une structure cellulaire plus ou moins nette : cela correspond à une polygonisation du glissement. Les murs des cellules sont constitués de dislocations enchevêtrées (Fig. 1.22) :

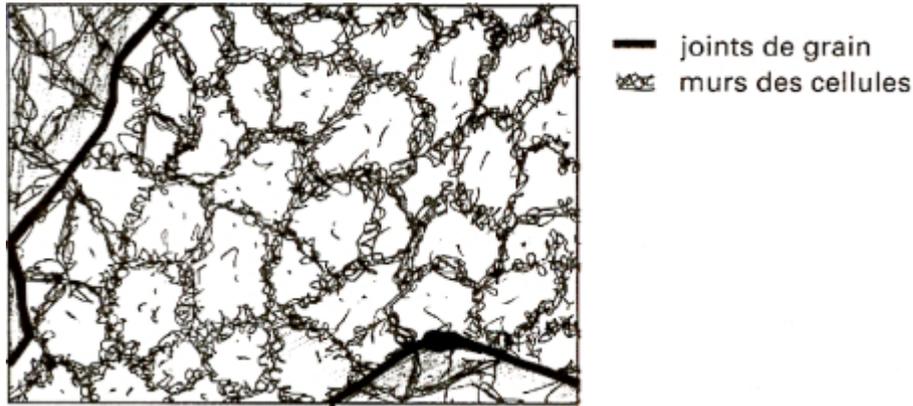


Figure 1.22: Schéma d'une structure cellulaire [F. Saint-Antonin, 1995].

Ces cellules sont d'autant moins formées que la température est basse. Elles présentent bien souvent un allongement suivant le type de glissement activé. La densité de dislocations reste stable au cours de ce stade.

La sous-structure se forme et se détruit constamment: il y a équilibre entre les processus de formation et d'annihilation des dislocations. En revanche, la désorientation entre les sous-grains augmente avec le temps. Tout se passe comme si le processus de formation et d'annihilation des dislocations concourait uniquement à l'accroissement de la désorientation des sous-grains entre eux.

IV.5.2 Mécanismes à hautes températures

La différence entre le fluage à basses et à hautes températures ($T > 0,4$ à $0,5 T_f$) est liée à la présence de mécanismes de montée des dislocations, phénomène qui est thermiquement activé. Comme précédemment, le chargement et le fluage primaire correspondent à la création et à la propagation des dislocations. Il y a néanmoins une nette tendance à la formation de cellules de dislocations lors du fluage primaire. La disparition de la structure de plastification en fin de chargement est réalisée par restauration (mise en jeu des mécanismes de montée et de glissement dévié des dislocations).

Les lignes de glissement sont réparties de manière régulière.

Les cellules de dislocations sont nettement équiaxes et divisent chaque grain en sous-grains désorientés les uns par rapport aux autres. La densité de dislocations mobiles décroît au cours de ce stade.

L'établissement du fluage secondaire, ou stationnaire, correspond toujours à la présence d'une sous-structure de dislocation parfaitement formée (Fig. 1.22). La taille des sous-grains n'est une fonction ni du temps, ni de la déformation. Elle dépend uniquement de la contrainte appliquée, la taille des sous-grains est inversement proportionnelle à la contrainte σ et n'évolue pas pendant le fluage secondaire. On a souvent la relation suivante entre la taille de sous-grains SG et la contrainte :

$$SG = \frac{K\mu b}{\sigma}$$

Avec

K paramètre dépendant du matériau.

b (m) vecteur de Burgers des dislocations.

μ (MPa) module de cisaillement.

La densité de dislocation est stable. Il y a équilibre entre les processus de formation et d'annihilation des dislocations.

Pour les très fortes contraintes, un phénomène de recristallisation, avec accélération de la vitesse de déformation, peut se produire en cours de fluage.

Pour les très hautes températures ($T > 0,8 T_f$), le transport de matière par autodiffusion est prépondérant. La déformation est alors de nature visqueuse. Le transport d'atomes par diffusion s'effectue avec un contre-courant de lacunes qui s'éliminent au niveau des surfaces libres : c'est le fluage Nabarro. Ce fluage est d'autant plus important que la taille de grain est petite. En effet, les joints de grain sont des chemins privilégiés pour la diffusion : entre deux grains d'orientation différente, il existe de nombreux atomes interstitiel et des lacunes. D'une manière générale, la vitesse de fluage augmente avec la diminution de la taille de grain ou, autrement dit, avec l'augmentation de la longueur des joints de grain, il y a augmentation du glissement aux joints.

IV.5.3. Cavitation lors du fluage tertiaire et rupture

Le stade tertiaire correspond à l'apparition de cavités et de fissures dans tout le matériau, surtout au niveau des joints de grain.

La cavitation est divisible en trois stades :

l'amorçage : qui est la naissance des cavités bien souvent au niveau des lignes de glissement à l'intersection des joints de grains des inclusions, des ségrégations, des joints triples ou, encore, à l'interface de deux phases de nature différente ; la naissance des cavités peut avoir lieu avant le stade tertiaire (Fig. 1.23).

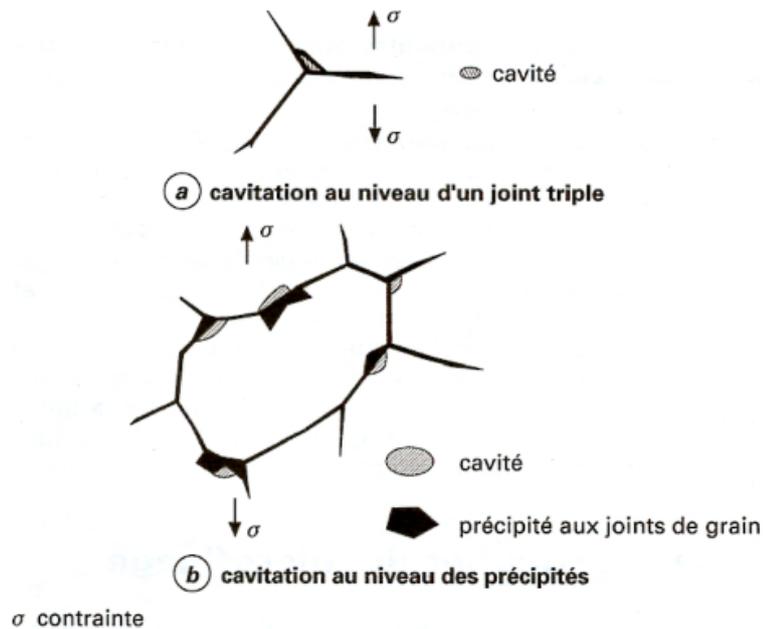


Figure 1.23: Schémas des principaux types de cavitation. [F. Saint-Antonin, 1995]

La croissance : due à la diffusion de lacunes et à la présence d'un champ de contraintes autour des cavités.

La coalescence, correspondant à la fusion entre cavités entraînant la création des fissures, ce stade précédant la propagation de celles-ci (Fig. 1.24).

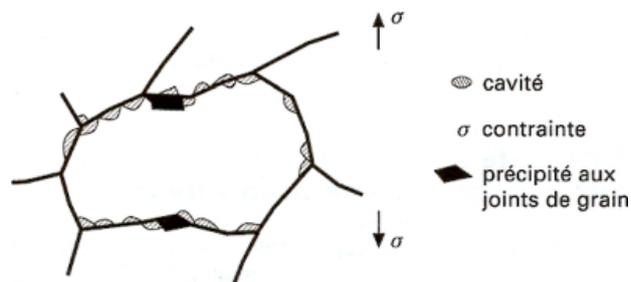


Figure 1.24 : Coalescence des cavités le long des joints de grain [F. Saint-Antonin, 1995].

La rupture se produit par augmentation de la contrainte, due à la diminution de section de l'éprouvette résultant de la formation des cavités.

La rupture par fluage des alliages métalliques est en général inter granulaire à hautes températures, tandis qu'elle est intra granulaire à basses température

IV.5.4. Effets de la taille de grain sur le comportement en fluage

Comme il a été précisé dans les paragraphes précédents les joints de grain ont un rôle important dans les mécanismes de fluage, quel que soit le stade considéré : glissement aux joints de grain, chemins privilégiés de la diffusion, naissances des cavités dans les joints.

La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ varie de façon inversement proportionnelle à la taille de grain. Pour augmenter la résistance au fluage, il faut augmenter la taille de grain.

Le fluage peut être décomposé en un fluage inter granulaire et un fluage intra granulaire. En changeant la taille de grain, on agit essentiellement sur le fluage inter granulaire. L'application industrielle de ces considérations a conduit à l'utilisation de monocristaux de superalliages base nickel pour la réalisation d'aubes de turbine des moteurs d'avions à réaction. Ainsi, le fluage inter granulaire est supprimé.

Pour des températures faibles ($T < 0,5T_f$) et une petite taille de grain, la plastification lors du chargement est importante, le fluage primaire est alors plus développé.

IV.6 Rupture par fluage

IV.6.1 Introduction

Les machines modernes contiennent de plus en plus de composants métalliques susceptibles de travailler longtemps, à haute température et dans des environnements chimiques agressifs.

A haute température, il ne suffit plus de se placer en dessous de la limite d'élasticité pour éviter de provoquer l'apparition de déformations irréversibles, il faut en outre tenir compte du facteur temps, car les métaux deviennent viscoplastiques à haute température. En outre, il est observé que le matériau s'endommage au cours du temps ce qui conduit finalement à sa rupture par fluage.

Le fluage est un mode d'endommagement lent et progressif qui a conduit par le passé à plusieurs accidents industriels importants. L'accident le plus catastrophique s'est produit à Bhopal, Inde en décembre 1984 et a causé la mort de plus de trois mille personnes. Cet

accident a été attribué à la rupture par fluage d'une tuyauterie transportant un fluide toxique sous pression et à haute température.

Dans ce chapitre on s'intéresse essentiellement l'endommagement et la rupture par fluage des matériaux métalliques.

IV.6.2 Résistance d'un matériau au fluage

IV.6.2.1 Méthodes de caractérisation

Les essais de fluage sont assez simples à conduire dans leur principe. On suspend généralement un poids à une éprouvette. La déformation longitudinale de l'éprouvette est mesurée en fonction du temps. La température est fixée au cours de l'essai, qui dure généralement quelques semaines mais peut parfois atteindre des durées de plusieurs années. La partie la plus délicate de l'essai consiste à maintenir la température constante pendant toute la durée de l'essai.

Au cours de l'essai la déformation longitudinale de l'éprouvette s'accroît et par conséquent sa section diminue. Dans la mesure où c'est en général un poids mort qui est utilisé pour le chargement, la contrainte appliquée n'est donc pas rigoureusement constante au cours de l'essai, mais augmente légèrement avec la déformation de fluage. C'est un fait qui est néanmoins généralement négligé par les expérimentateurs, chaque essai étant caractérisé par la valeur initiale de la contrainte $\sigma = F/S_0$.

IV.6.2.2 Analyse approfondie d'un essai de fluage

Lors d'un essai de fluage, la contrainte est maintenue constante et on suit l'évolution de la déformation au cours du temps. On peut distinguer trois phases de fluage (Fig. 1.25).

- Le fluage primaire, pendant lequel la vitesse de déformation plastique diminue, ce qui est lié à une augmentation de la contrainte d'écoulement du matériau (de l'écrouissage)
- Le fluage secondaire, au cours duquel la vitesse de déformation plastique reste constant.

Si l'on réalise plusieurs essais de fluage, on peut reporter la vitesse de déformation de fluage secondaire en fonction de la contrainte de l'essai de fluage et identifier une loi de Norton pour le matériau :

- Le fluage tertiaire, au cours duquel la vitesse de déformation plastique augmente. Cette augmentation est associée à l'apparition d'un endommagement significatif du matériau. Cet endommagement peut consister en l'apparition de cavités de fluage dans le matériau ou à

une localisation de la déformation plastique (analogue à une striction). A l'issue de cette phase d'endommagement, l'éprouvette se rompt. Pour une contrainte donnée la déformation ε_R et le temps à rupture t_R par fluage sont déterminés.

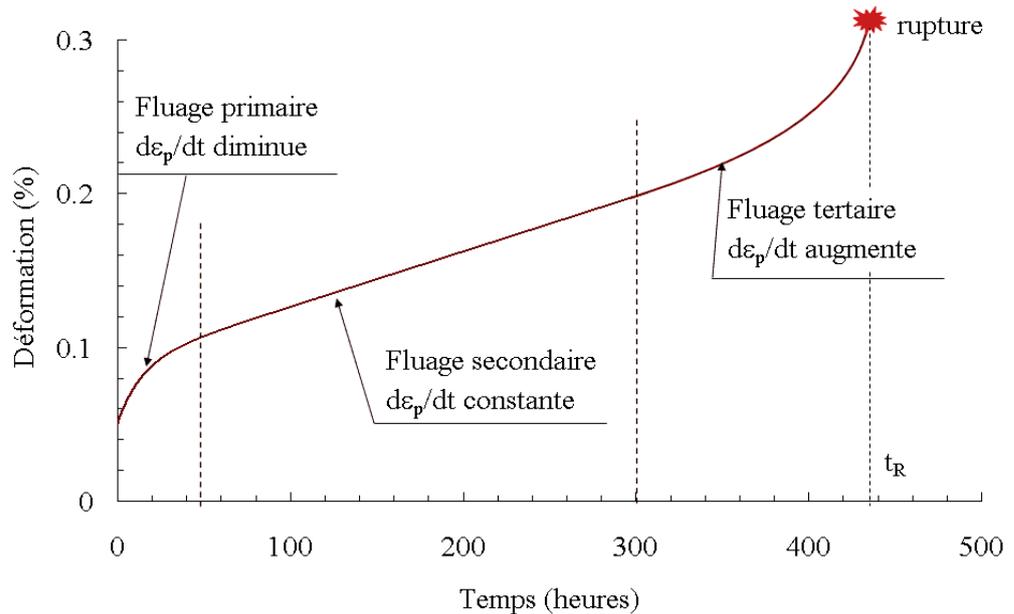


Figure 1.25 : Illustration, les trois phases d'un essai de fluage [P. Sylvie , 2005-2006]

Lorsqu'on caractérise la résistance au fluage d'un matériau, de nombreux essais de fluage doivent être réalisés. Pour une température donnée, on déterminera les déformations et températures à rupture pour différents niveaux de contrainte. Les mêmes essais seront réalisés pour différentes températures. Ces essais permettent ensuite de tracer des abaques qui serviront d'aide au dimensionnement.

Dans les figures 1.26 et 1.27 sont tracées quelque unes de ces abaques. Elles permettent notamment de visualiser les progrès qui ont été faits en tenue en fluage des matériaux en adaptant le procédé de fabrication de ces alliages afin d'améliorer leur tenue au fluage.

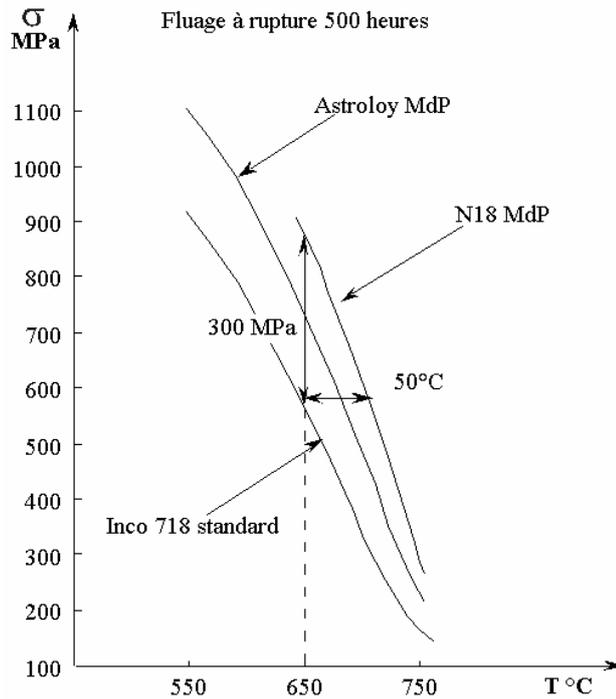


Figure 1.26: Comparaison de la contrainte qui conduit à la rupture par fluage au bout de 500 heures en fonction de la température pour différents alliages aéronautiques. Deux superalliages réalisés par métallurgie des poudres, N18 et Astroloy MdP, et un superalliage forgé Inco 718 standard [Lautridou, 1989].

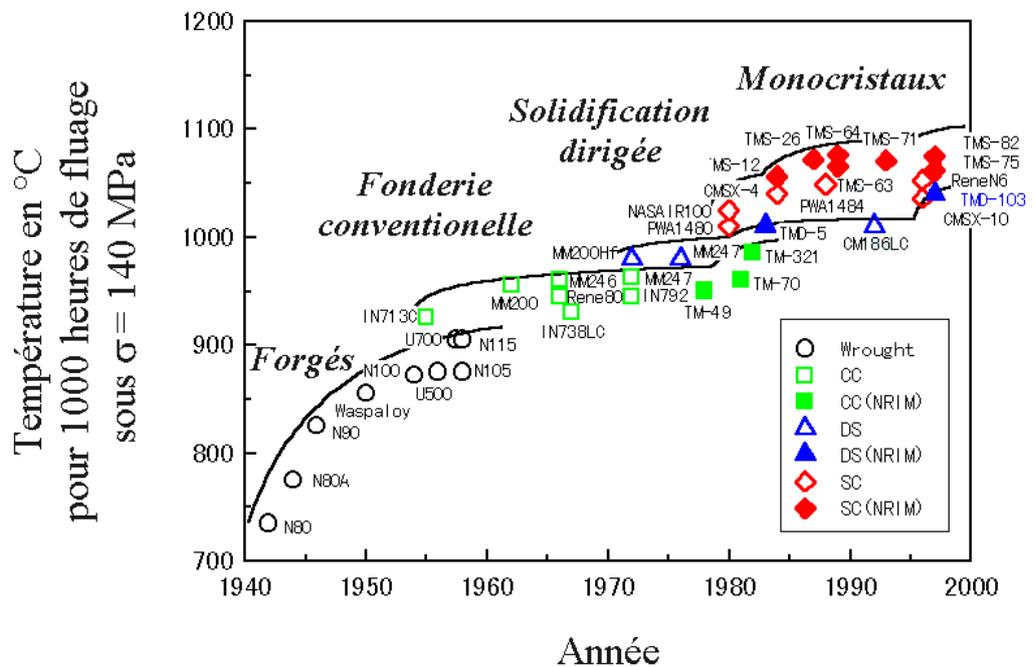


Figure 1.27: Comparaison des températures pour lesquelles la rupture sous une contrainte de 140 MPa est obtenue au bout de 1000 heures pour différents alliages en fonction de l'époque à laquelle ces alliages ont été conçus et par type de procédé de fabrication (Wrought=Forgés, CC=fonderie conventionnelle, DS=solidification dirigée, SC=monocristaux) [Lautridou, 1989].

IV.6.3 Endommagement par fluage

Lors de la phase de fluage tertiaire, l'endommagement du matériau peut être observé. On parle d'endommagement lorsque de nouvelles surfaces sont créées dans la matière, cavités ou fissures. Plusieurs mécanismes permettent d'expliquer l'apparition d'endommagement de fluage à l'échelle microscopique dans le matériau. Dans tous les cas, ces cavités ou microfissures tendent à coalescer et à former de nombreuses fissures de taille supérieure. L'endommagement est assez diffus et s'accompagne de déformations plastiques importantes. Enfin, une fissure principale finit par se former et le matériau peut se déchirer ce qui conduit à la rupture (Fig. 1.28).

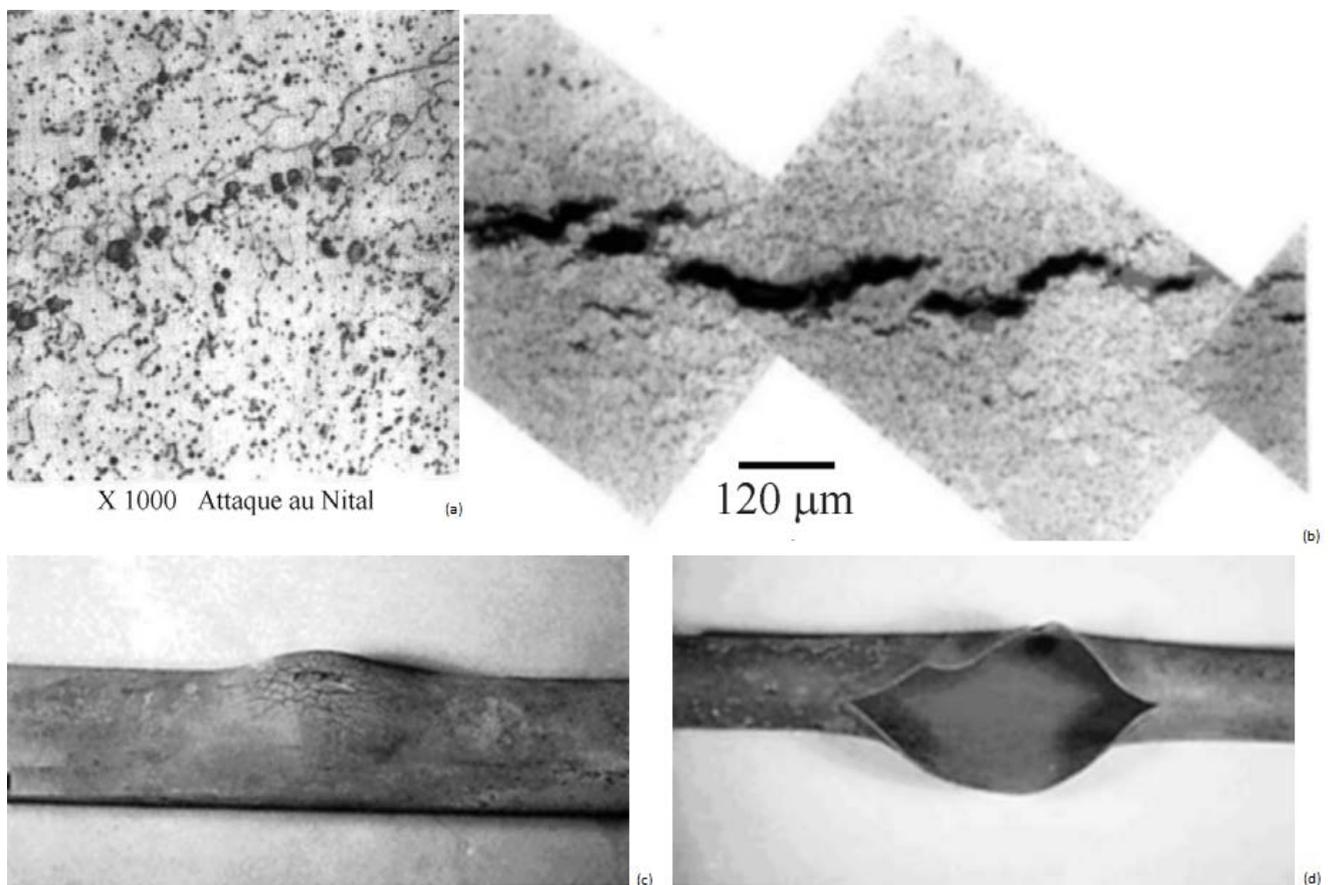


Figure 1.28: Rupture par fluage en quatre étapes. (a) apparition d'endommagement à l'échelle microscopique [M. Henry, 1997], (b) coalescence des cavités conduisant à la formation de microfissures à l'échelle mésoscopique [C. Westwood], (c) Endommagement et déformation de fluage localisée sur une tuyauterie [C. Westwood], déchirure de la tuyauterie par fluage [C. Westwood].

IV.6.3.1 Mécanismes physiques d'endommagement par fluage

Selon la température et la vitesse de déformation, divers mécanismes peuvent être à l'origine de la déformation et de l'endommagement de fluage, à basse température ou forte vitesse de déformation, si l'on observe du fluage ce sera généralement un fluage associé au glissement de dislocations, lorsque la température augmente, la diffusion d'atomes en volume devient possible, d'abord près des joints de grains puis partout dans la matière. Dans tous les cas, il est rare que l'endommagement de fluage ne soit pas accompagné de phénomènes de corrosion ou d'oxydation en surface qui sont également plus actifs lorsque la température augmente et pour des temps longs.

IV.6.3.2 Autodiffusion, montée des dislocations

Lorsque la température augmente, la contribution de l'autodiffusion devient non négligeable. A haute température, des lacunes (absence d'un atome dans le réseau cristallin) apparaissent depuis les surfaces libres du matériau. Si la température est très élevée ces lacunes sont susceptibles de se déplacer dans la matière en suivant le gradient de pression (des zones en surpression hydrostatique vers les zones en dépression hydrostatique) et également le gradient de concentration de lacunes (Fig. 1.29.a).

Lorsque la température est plus faible cette autodiffusion ne pourra se produire que dans les zones de concentration de contrainte, en particulier autour des dislocations et des joints de grains. Ainsi une lacune pourra se déplacer par autodiffusion depuis les zones en compression des dislocations vers les zones en tension des dislocations, ce qui conduit à la montée de ces dislocations. Or si une dislocation est bloquée par un obstacle, la montée peut permettre de «passer» au dessus de l'obstacle. Ainsi, à faible vitesse, sans contribution de la montée des dislocations, la contrainte d'écoulement peut être élevée tandis qu'à faible vitesse, la contribution de la montée permet de franchir plus facilement les obstacles, la contrainte d'écoulement est alors plus faible.

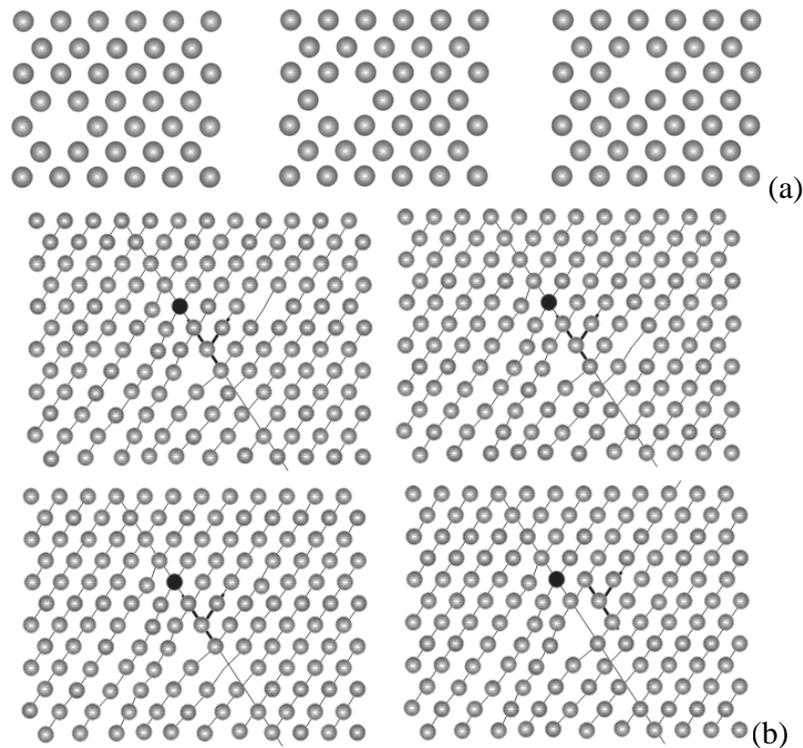


Figure 1.29 : Illustrations (a) mouvement d'une lacune dans le réseau cristallin, (b) montée d'une dislocation sous l'effet de la diffusion d'une lacune. En Gris les atomes, en noir un obstacle, les plans cristallins sont représentés en coupe par un trait fin, la ligne de dislocation par un trait fort en arrière plan [Lautridou, 1989].

IV.6.3.3 Fluage-dislocation

Lorsque les températures sont assez faibles ($T < 0.7T_f$) ou les vitesses de déformation rapides, la déformation sous contrainte par autodiffusion en volume ou aux joints de grain d'atomes est négligeable devant l'effet du glissement visqueux des dislocations. On peut représenter le comportement visqueux du matériau par une loi de Norton. On parlera alors de régime de fluage-dislocations.

Dans ce régime, de l'endommagement est observé de manière assez diffuse le long des joints de grains et sur des obstacles, tels que des inclusions par exemple. En effet, lorsque les dislocations rencontrent une barrière infranchissable par montée, un joint de grain par exemple, elles s'empilent et conduisent alors à l'apparition d'une concentration de contrainte. Les lacunes diffusent au cours du temps vers ces concentrations de contraintes ce qui produit des cavités.

La rupture se produit alors par coalescence de ces cavités le long du joint de grain (découper selon le pointillé). La rupture est inter granulaire. Sur les joints de grains rompus on peut éventuellement observer la trace des cavités qui ont coalescé (Fig. 1.30).

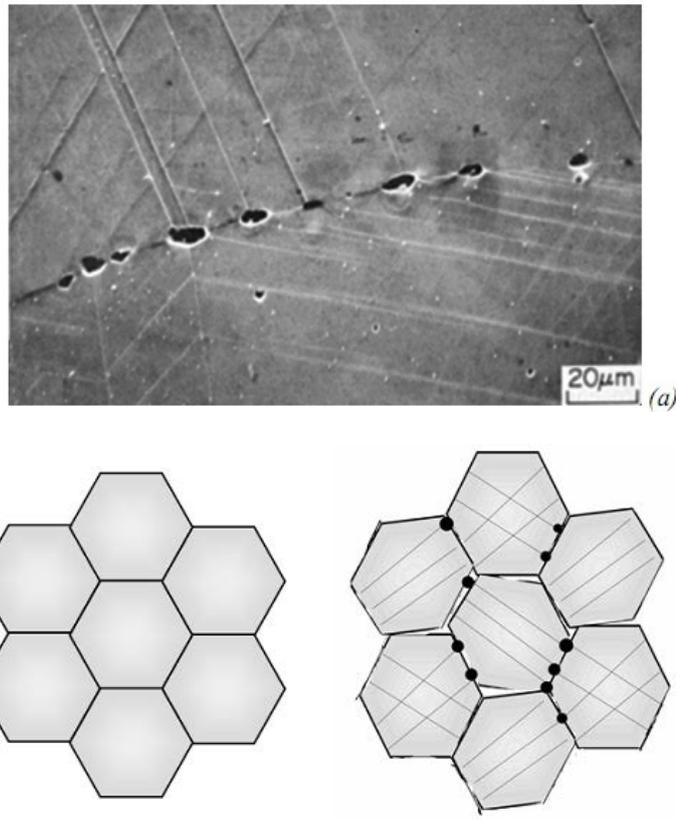


Figure 130: Micro-mécanisme d'endommagement par fluage (a) cliché pris en microscopie optique [Badeshia] de la formation de cavités à l'intersection entre les plans de glissement des dislocations et un joint de grain. (b) illustration du mécanisme d'endommagement [Sylvie, 2006].

IV.6.3.4 Fluage diffusion aux joints de grains

Ce mode d'endommagement se produit à des températures plus élevées, ou à des vitesses de déformation suffisamment faibles pour permettre à l'auto diffusion des atomes sous contrainte de se produire. L'autodiffusion est très lente dans les solides et se produit préférentiellement le long des joints de grain où l'ordre cristallographique est le plus faible.

A l'échelle macroscopique on observe alors de la déformation, mais si l'on suit la déformation à l'échelle des grains, on constate que ces grains ne se déforment pas significativement mais glissent les uns par rapport aux autres (Fig. 1.31). Ainsi se forment des cavités aux sommets des polygones constitués par les grains, aussi appelés points triples des joints de grains.

Il faut bien noter que dans ce cas, le matériau se déforme de manière irréversible mais avec changement de volume puisqu'on fait apparaître des trous dans la matière. C'est d'ailleurs une manière de caractériser l'évolution de l'endommagement lors des essais. Il est possible de mesurer à la fois la déformation longitudinale et la variation de section de l'éprouvette au cours de l'essai, ce qui permet de calculer l'évolution du volume de matière. Si la déformation de fluage se produit sans endommagement ce volume doit rester constant. En revanche le début de l'endommagement est à l'origine d'un changement de volume, correspondant à l'apparition de trous dans la matière.

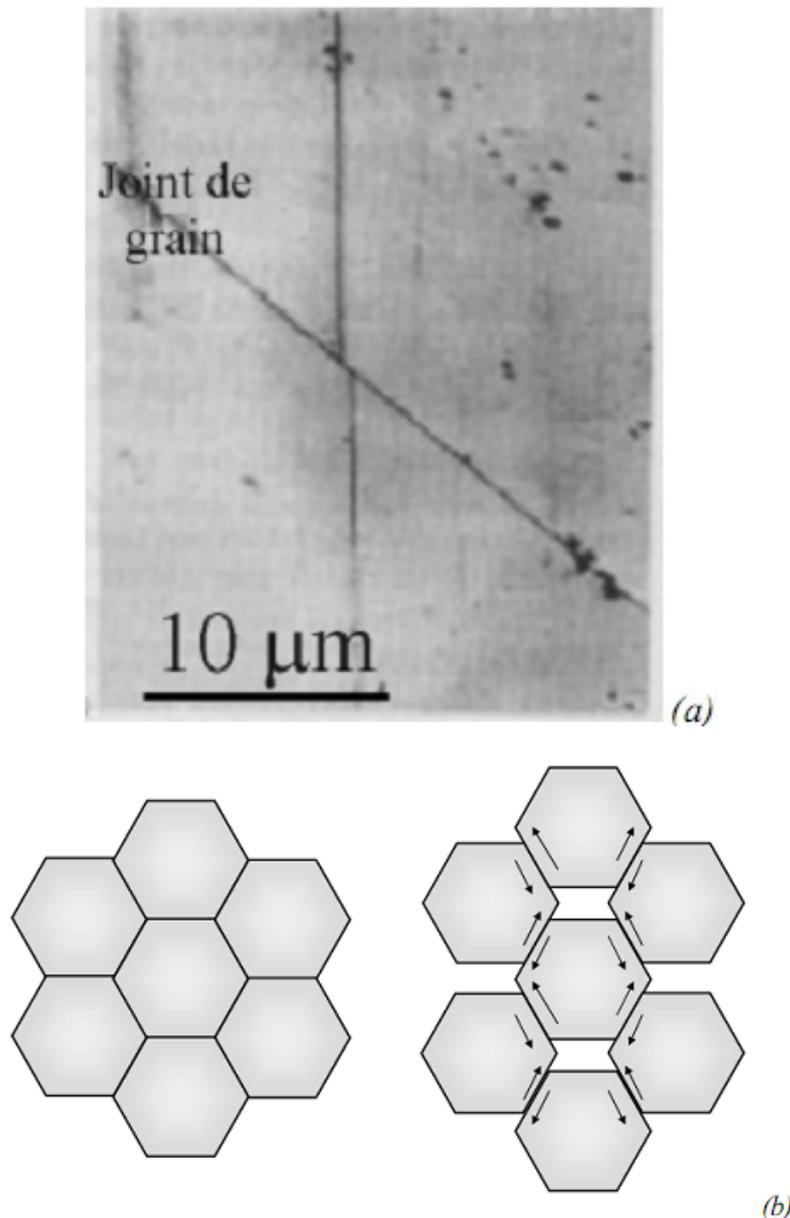


Figure 1.31 : Fluage par glissement inter granulaire (a) cliché en microscopie optique. Une ligne a été tracée avant essai à travers un joint de grain et est observée après essai. On observe un glissement localisé au joint de grain. (b) illustration du mécanisme de formation de cavités inter granulaires [Sylvie, 2006].

IV.6.3.5 Fluage diffusion en volume

Enfin à très haute température, ($T > 0.8T_f$) l'autodiffusion des atomes en volume est rapide et permet aux grains de se déformer sans mouvements de dislocations, plus ou moins comme un liquide (Fig. 1.32). Alors l'endommagement reste faible.

Néanmoins, lorsque la vitesse de déformation augmente, même à très haute température, l'autodiffusion peut ne pas être assez rapide pour accommoder la vitesse de déformation. D'autres mécanismes peuvent alors se mettre en place tels que la réorganisation des cristaux sous l'effet de la déformation appelée aussi recristallisation dynamique.

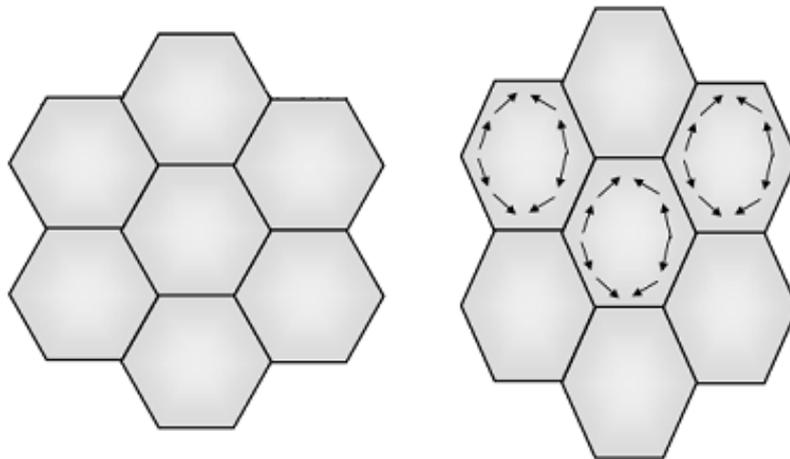


Figure 1.32 : Déformation des grains par autodiffusion d'atomes sous contrainte [Sylvie, 2006].

IV.6.4 Effet de la taille des grains

On observe généralement une dépendance significative de la vitesse de déformation de fluage sous une contrainte donnée à la taille des grains. Plus la taille de grain augmente et plus la vitesse de déformation de fluage diminue. (Fig. 1.33). Ceci s'explique simplement par le fait que la rupture par fluage est inter granulaire. L'endommagement est directement lié au changement de volume du matériau lors de la déformation. Tandis que la rupture se produit par coalescence le long des joints de grains et est donc liée à la surface des grains. Le rapport surface sur volume des grains est inversement proportionnel à la taille des grains, ce qui explique pourquoi la résistance au fluage augmente lorsque la taille de grain augmente.

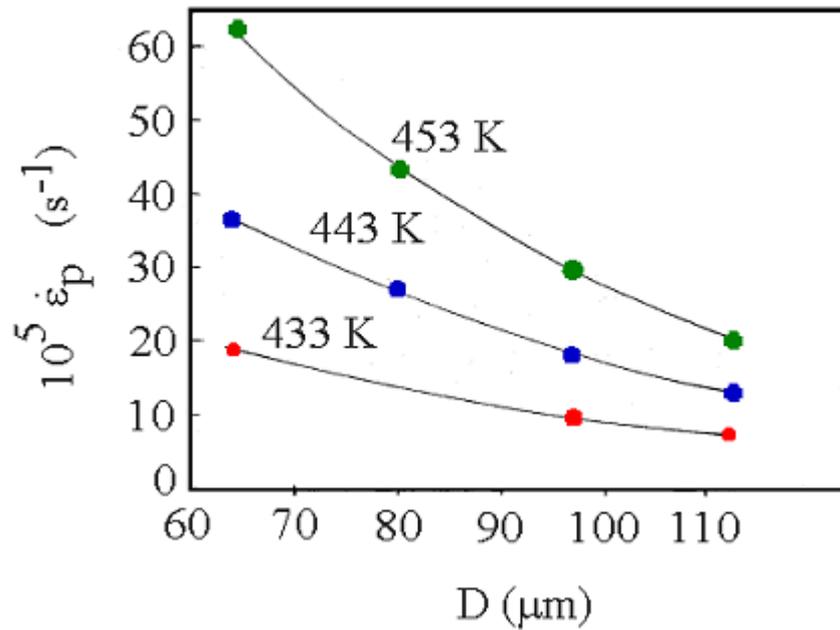


Figure 1.33 : Effet de la taille de grain D sur la vitesse de déformation de fluage sous une contrainte de 11 MPa et pour diverses températures. Alliage de Sn et 1% en masse de Zn [G.S. Al Genainy].

Cet effet peut poser problème car on demande généralement à un matériau de présenter à la fois une haute limite d'élasticité et une bonne résistance au fluage. Or la résistance au fluage augmente si la taille de grain augmente tandis que la limite d'élasticité diminue lorsque la taille de grain augmente. Nous verrons par la suite quelles solutions ont été trouvées dans deux cas concrets.

IV.6.5 Cartes de mécanismes d'endommagement

Finalement on peut pour un matériau établir une carte de mécanismes de déformation en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Ces cartes ont été établies pour la plupart des métaux purs, et pour certains alliages industriels travaillant à haute température.

Dans la figure 1.34 est présentée une carte de mécanismes de déformation. Il s'agit du cas du nickel pur avec une taille de grains de 0.1 mm. La contrainte d'écoulement est tracée en fonction de la température pour chaque vitesse de déformation. Des domaines sont distingués selon le mécanisme de déformation qui domine.

La contrainte « théorique » sur ce graphique est la contrainte d'écoulement que l'on pourrait atteindre, pour un nickel pur monocristallin et ne contenant aucun défaut cristallographique, aucune dislocation. On note bien que dans tous les cas, la contrainte réelle d'écoulement est bien inférieure à cette contrainte théorique.

À basse température on observe que la contrainte d'écoulement ne dépend presque pas de la vitesse de déformation, les courbes à 1s^{-1} et 10^{-10}s^{-1} sont quasiment confondues. On pourra donc considérer que le comportement du matériau est essentiellement élasto-plastique. C'est le domaine de la plasticité.

Lorsque la température augmente, le comportement devient sensible à la vitesse, les courbes à 1s^{-1} et 10^{-10}s^{-1} s'écartent significativement. A vitesse de déformation élevée se trouve le domaine de fluage-dislocations.

Lorsque les vitesses de déformation sont plus faibles, l'autodiffusion en volume ou aux joints de grain peut contribuer significativement à la déformation. C'est le domaine de fluage-diffusion, en volume pour les températures élevées et aux joints de grain lorsque les températures diminuent.

Pour les températures élevées mais à forte vitesse de déformation se détache en grisé le domaine de la recristallisation dynamique, qui implique à la fois des mouvements de dislocations, de joints de grains et de l'autodiffusion en volume.

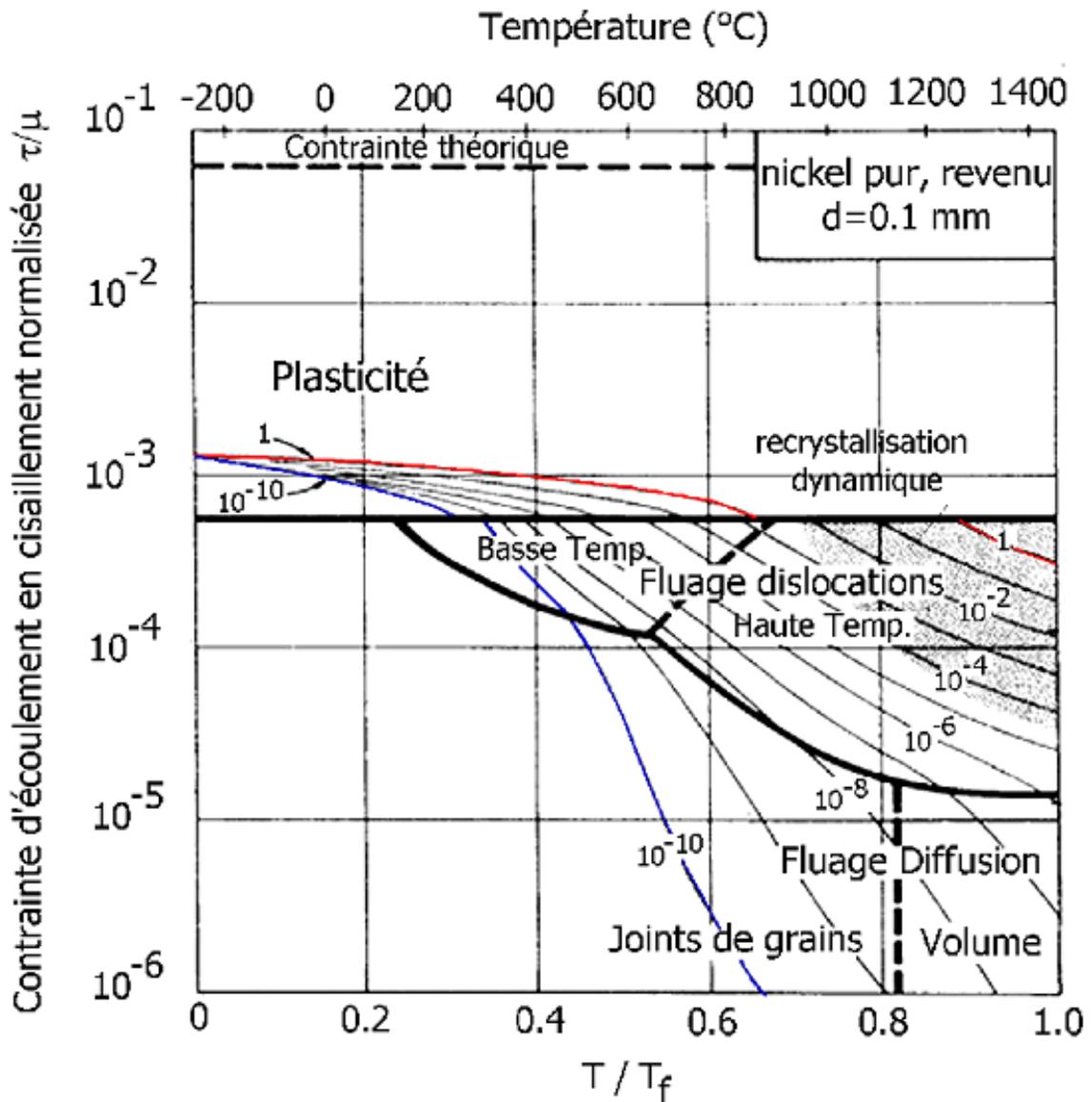


Figure 1.34: Carte de mécanismes de déformation pour le nickel pur avec une taille de grain de 0.1 mm (d'après H.J. Frost et M.J. Ashby). La zone en grisé correspond au domaine où se produit de la recrystallisation dynamique [P. Sylvie, 2005-2006]

Chapitre II

*Comportement au fluage du
cuivre et de quelques métaux*

Introduction

Dans ce chapitre, on présente les travaux de recherche réalisés sur quelques métaux et sur le cuivre en particulier.

I. Travaux déjà réalisés sur le fluage de quelques métaux

I.1 Fluage de plomb

Dans le but de connaître l'influence de la température et de la contrainte sur les différents domaines du fluage C. Axelle et al [C. Axelle et al], ont présenté les cinq essais réalisés sur des éprouvettes en plomb.

- 3 essais à température ambiante (25°C) et à différente charge (120N, 140N, 160N).
- 2 essais à charge constante (120N) et à 40°C puis à 60°C.

Les auteurs en remarqué, bien que les températures lors des essais sont bien supérieures à $0,3 T_f$ ($T_f=327,46$ °C température de fusion du plomb), cependant la contrainte n'est pas tout à fait constante. L'essai ne correspond pas tout à fait au fluage théorique mais en est très proche.

a) Influence de la contrainte

Dans cette partie d'étude (Fig. 2.1), les auteurs trouvèrent que:

Lorsque la contrainte augmente, la vitesse de déformation augmente et :

- La durée du fluage primaire augmente.
- La durée du fluage secondaire diminue.
- La durée du fluage tertiaire augmente.

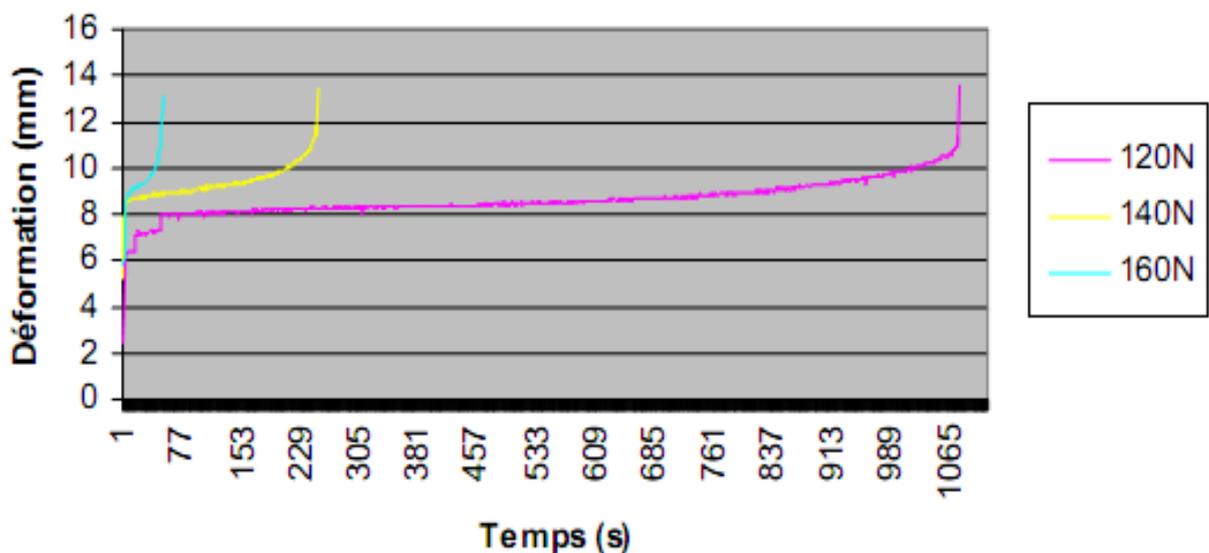


Figure 2.1 : Déformation en fonction du temps [C. Axelle et al].

b) Influence de la température

Par contre dans cette partie (Fig. 2.2), les auteurs trouvèrent que :

Lorsque la température croît, la vitesse de déformation augmente et :

- Le fluage primaire disparaît.
- La durée du fluage secondaire diminue.
- La durée du fluage tertiaire diminue et l'allongement augmente.

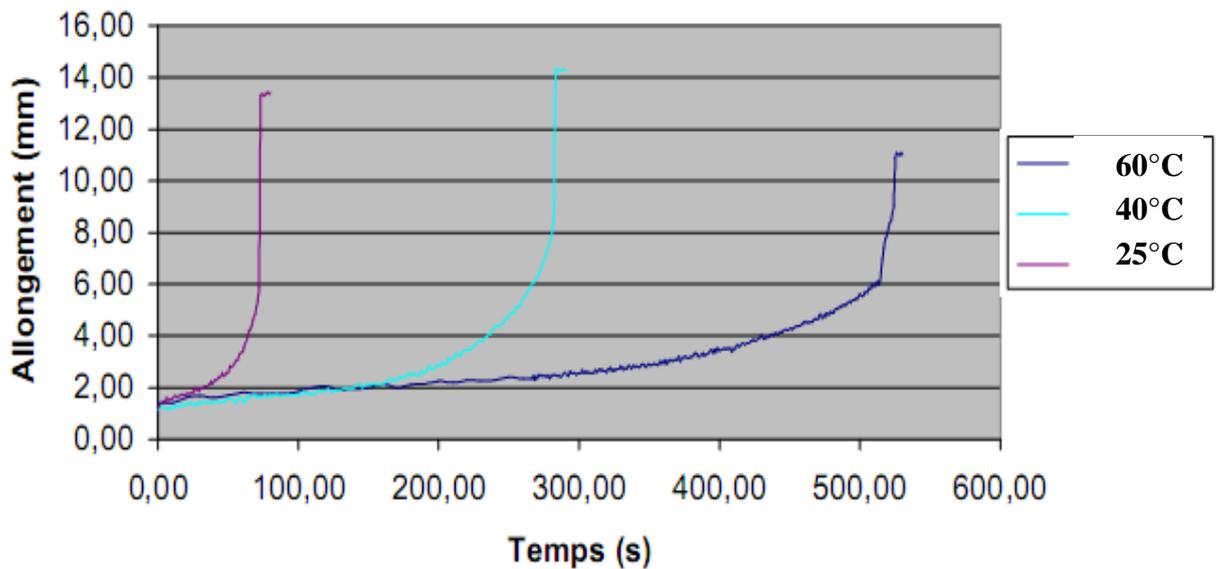


Figure 2.2 : Déformation en fonction du temps [C. Axelle et al].

Conformément à la théorie du fluage à haute température:

- Le fluage primaire augmente. Toute fois, à haute température et sous de faibles contraintes le premier stade peut disparaître.
- La durée du fluage secondaire diminue et peut même ne plus exister, la courbe ne présente alors plus qu'un point d'inflexion.
- L'allongement lors du fluage tertiaire augmente. Il dépend beaucoup de la ductilité à chaud du matériau. C'est ainsi qu'en cas de rupture fragile sans striction ce troisième stade peut disparaître totalement [Moulin, 2003].

I.2 Fluage d'Aluminium tréfilé

Dans cette partie on va présenter quelques résultats de l'étude de fluage du fil d'Aluminium tréfilé, réalisé par Diha [Diha, 2010]. L'auteur a varié deux paramètres la contrainte et la température.

a- Effet de la contrainte

Dans cette partie d'étude, le choix de la contrainte à appliquer sur chaque fil est déterminée selon une proportionnalité de contrainte où la contrainte maximale de rupture de chaque fil est multiplié par un coefficient égale à 0.56 pour des faibles contraintes et multiplié par 0.81 pour des fortes contraintes (d'après Keisuke Ishikawa).

Les valeurs obtenues sont représentées dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1. Valeurs des contraintes appliquées. [Diha, 2010]

Ø du fil (mm)	coefficient	Rm(MPa)	σ faible (MPa)
9.5	0.56	85	47.6
6.4		111	62.16
4.04		146	81.76
2.61		168	94.08

Les essais de fluage sont menés sous contraintes différentes : 137, 134, 131MPa, avec une température constante de 100°C.

L'auteur a fait varié la contrainte en gardent la température constante. La figure 2.3 représente les courbes de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil d'aluminium tréfilé de diamètre 2.61 mm, déformé à 92.45 %, soumis aux contraintes (137, 134, 131) MPa et T = 100°C.

D'après les résultats enregistrés, il a remarqué que chaque fois la contrainte appliquée augmente, la déformation (ϵ) et la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) augmentent également, alors que le temps de rupture diminue. Puisque la contrainte et la température mettent les dislocations en mouvement, donc le mécanisme de fluage est contrôlé par le passage thermiquement activé des obstacles au glissement des dislocations

Il a constaté aussi l'apparition de tous les stades de fluage (primaire, secondaire, tertiaire) pour les trois courbes de fluage mais leurs temps diminuent avec la croissance de la contrainte appliquée.

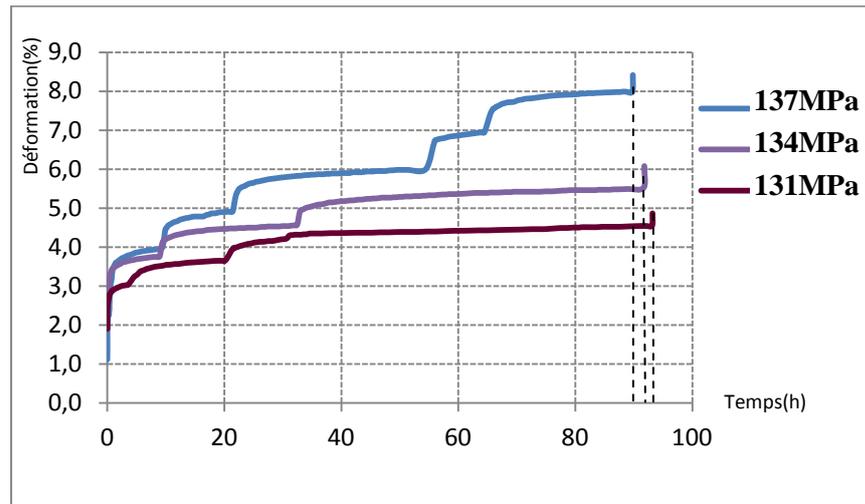


Figure 2.3 : Courbes de déformation de fluage en fonction du temps du fil d'aluminium tréfilé $\phi=2.61\text{mm}$ à $(\sigma_1=137\text{MPa}, \sigma_2=134\text{MPa}, \sigma_3=131\text{MPa})$ et $T=100^\circ\text{C}$ [Diha, 2010].

b- Effet de la température (fil tréfilé de $\varepsilon=92.45\%$)

Dans cette partie, il a étudié le fluage à des températures différentes : 150°C , 200°C , 250°C , sous une contrainte constante de 94.13MPa .

Il a travaillé avec des valeurs de basse; moyenne et haute températures selon les rapports T/T_f .

La figure 2.4 représente les courbes de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil d'aluminium tréfilé de diamètre 2.61mm , déformé à 92.45% , soumis aux températures (150°C , 200°C , 250°C) et $(\sigma=93.13\text{MPa})$.

D'après les résultats enregistrés il a remarqué que chaque fois la température augmente, la déformation (ε) et la vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$) augmentent également. Ce comportement signifie que l'augmentation de la température a un effet sur l'augmentation de la mobilité des dislocations, les dislocations peuvent monter lorsque le glissement est bloqué par un obstacle. L'agitation thermique réduit la contrainte de friction du réseau, tout en favorisant les mécanismes de restauration dynamique, ce qui a entraîné un adoucissement du matériau. Ce ci est en accord avec les études d'Andrade depuis 1910 [S. Dubiez-le Goff, 2003] car la vitesse de fluage en régime permanent augmente avec l'augmentation de la température. Un comportement a été observé également lors du fluage à 250°C ce que le fluage primaire a diminué et le temps de rupture a diminué d'une façon significative.

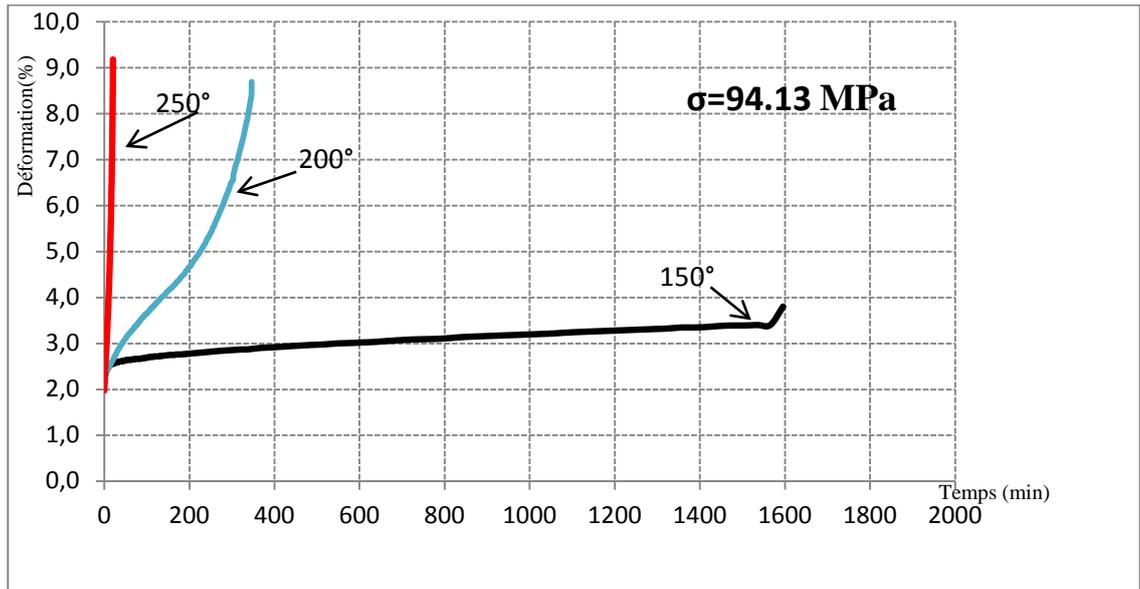


Figure 2.4: Courbes de déformation de fluage en, fonction du temps d'un fil d'aluminium tréfilé $\phi=2.61\text{mm}$, pré-déformé de 92.45% à ($T_1=150^\circ\text{C}$ $T_2=200^\circ\text{C}$ $T_3=250^\circ\text{C}$) et $\sigma=94.13\text{MPa}$ [Diha, 2010].

L'auteur a traité thermiquement les fils pour voir l'effet du recuit. La figure 2.5 représente la courbe de fluage du fil d'aluminium de diamètre 2.61 mm avec un état tréfilé et recuit à 400°C pendant 15minute, sous une contrainte de 84.51 MPa.

Il a remarqué que la valeur de la déformation est nettement supérieure comparant à ceux du fil tréfilé sous différentes contraintes, avec un temps de rupture moins. Cela s'explique par la présence d'une restauration dynamique caractérisée par une germination des grains plus au moins petits par rapport à l'état initial. Ce qui se manifeste par un adoucissement des propriétés du matériau.

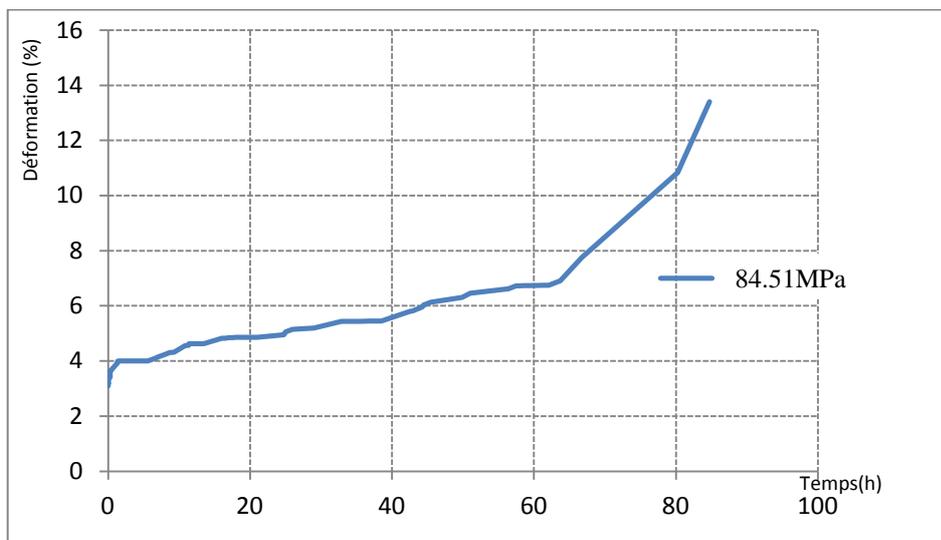


Figure 2.5: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps du fil d'aluminium $\phi=2.61\text{mm}$, tréfilé et recuit à 400°C et $\sigma=84.51\text{MPa}$ [Diha, 2010].

II Le fluage de cuivre

On doit noter que les études de fluage sont très limitées surtout pour le cuivre tréfilé. Par exemple, Williams et Thomas ont étudié le fluage du cuivre de haute pureté [D. William *et al*, 1950]. Ils ont observé des micro-fissures durant les tests de fluage qui conduisent à la fracture du matériau. La figure 2.6 montre ces éprouvettes de cuivre après fluage [D. William *et al*, 1950] et comment la forme de la zone de rupture change avec la température de l'essai.

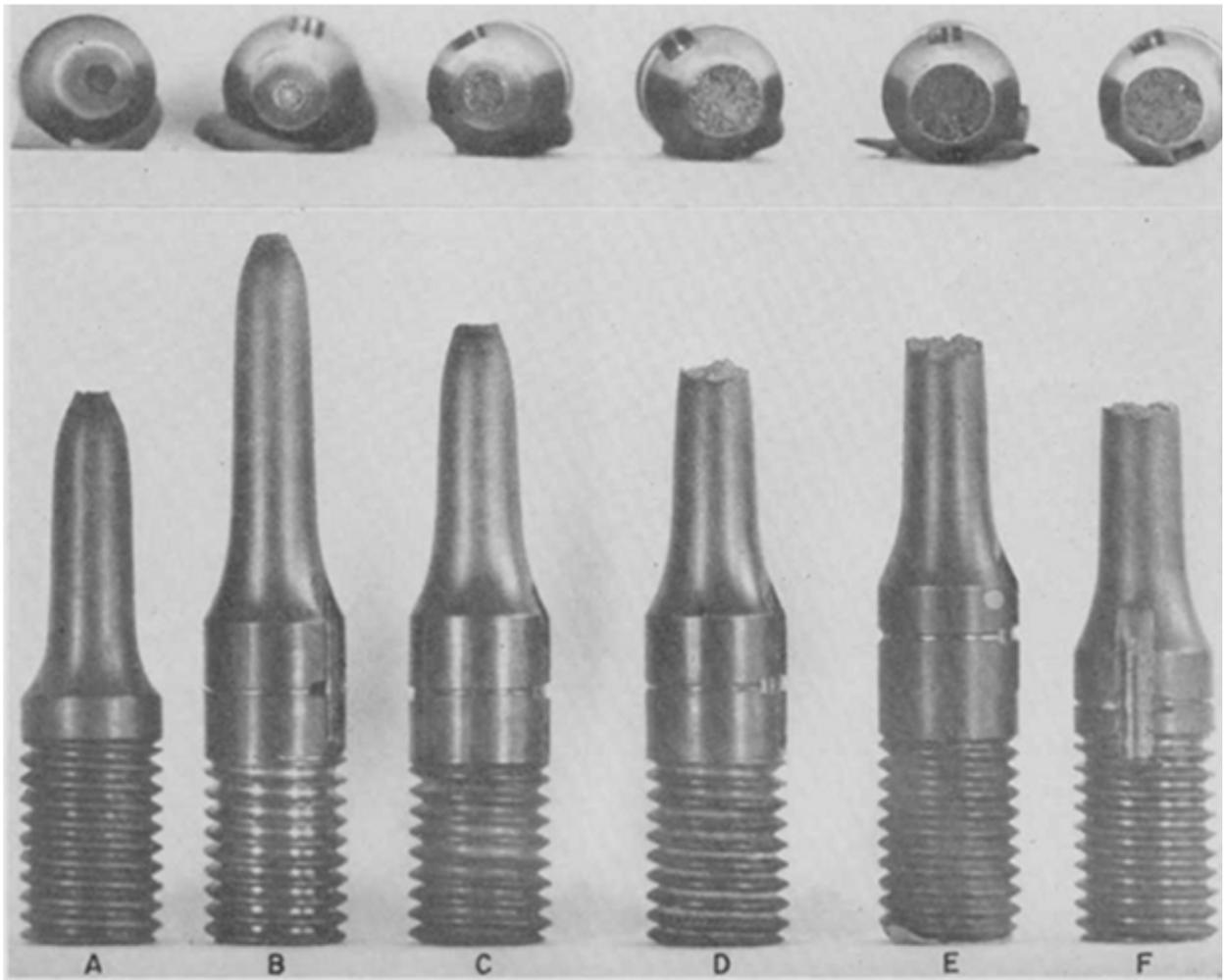


Figure 2.6: Les éprouvettes après fracturation par fluage à différentes températures [D. William *et al*, 1950].

	Test		Elongation in 2 in.	Reduction of area		Test		Elongation in 2 in.	Reduction of area
	Temperature	Strain rate				Temperature	Strain rate		
	^o F	%/1,000 hr				^o F	%/1,000 hr		
A.....	80	60,000	51.0	88	D.....	300	36.4	46.0	47
B.....	110	165	62.5	90	E.....	300	8.3	36.5	29
C.....	250	130	59.4	79	F.....	300	8.3	36.5	29

A. Schwoppe et al [A. Schwoppe *et al*, 1950] ont étudié plusieurs types de cuivre commercial. Ils ont trouvé que la pré-déformation à froid augmente la résistance au fluage du cuivre.

D'autre part, la figure 2.7 montre les microstructures de différentes éprouvettes après les essais de fluage. Ces figures montrent les microfissures observées par D. William et al [D. William *et al*, 1950].

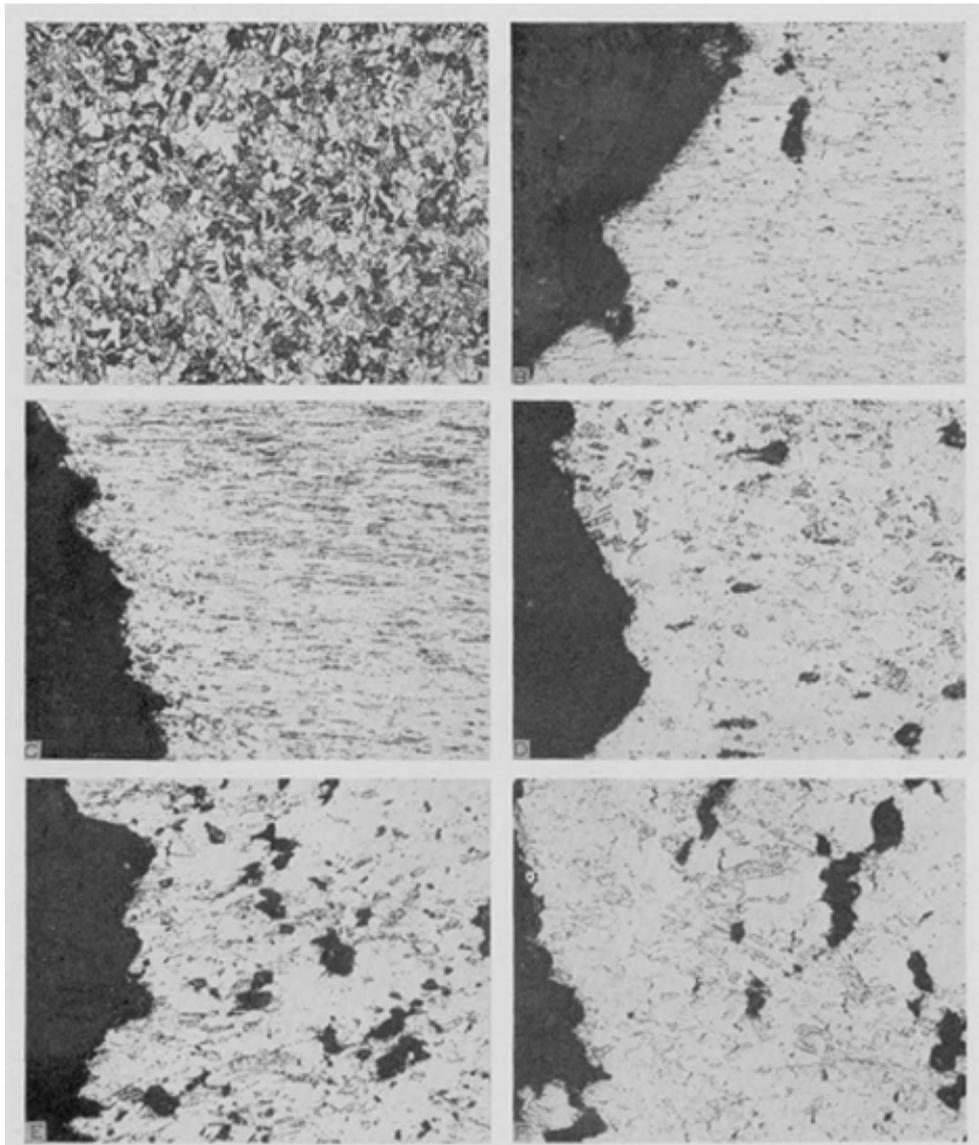


Figure 2.7: La taille des grains de cuivre recuit et microstructure à la rupture des échantillons testés à différentes températures [D. William *et al*, 1950].

	Temperature	Strain rate,	Elongation in	Reduction of	Remarks
	° F	%/1,000 hr	2 in. %	%	
A.....					×75; as annealed; 0.025-mm diam of average grain.
B.....	80	60,000	51.0	88	×100.
C.....	110	165	62.5	90	×100.
D.....	250	130	59.4	79	×100.
E.....	300	36.4	46.0	47	×100.
F.....	300	8.3	36.5	29	×100.

a) Influence de la déformation à froid sur le fluage des métaux

Les résultats expérimentaux pour le cuivre et l'alliage d'aluminium sont présentés dans les figures 2.8 (a), (b) et (c), (d), respectivement. Il a été montré que la vitesse minimum de déformation par fluage et l'allongement diminuent lorsque la pré-déformation plastique augmente.

Tel type de réponse est proportionnel à la pré-déformation plastique uniquement jusqu'à $\varepsilon = 5\%$ dans le cas du cuivre, et jusqu'à $\varepsilon = 6\%$ pour l'alliage d'aluminium. Des grandeurs plus élevées de déformation préalable conduisent à l'augmentation de la vitesse de fluage pour les deux matériaux. La pré-déformation change également la durée des stades typiques de fluage des deux matériaux testés. La durée de fluage primaire diminue, en pratique, indépendamment au taux de déformation plastique préalable. Dans le cas de cuivre pur la durée du stade secondaire diminue, quand la pré-déformation plastique augmente. Un comportement opposé a été observé au cours de fluage des échantillons d'alliage d'aluminium pré-déformés. En comparaison avec le cuivre non déformé il a été observé une faible augmentation du temps de rupture avec l'augmentation de la pré-déformation plastique pour les échantillons pré-déformés testés à température élevée (573 K). Dans le cas de plus basse température (523 K) la durée de vie a diminuée significativement avec l'augmentation de la pré-déformation plastique. Le fluage d'alliage d'aluminium montre la même tendance de variation de la durée de vie en raison de la pré-déformation pour les deux températures citées auparavant, à savoir une augmentation de la durée vie est proportionnelle à la grandeur de la pré-déformation plastique. Il doit être toute fois de noter que les grandeurs de la pré-déformation plastique supérieure à 6% ont menées à un effet inverse, à savoir la réduction de la durée de vie. Les données expérimentales achevées sont discutées en détail et sont utilisées pour vérifier les suppositions de bases ainsi que les prédictions de la théorie du fluage restauré. Il a été constaté qu'il y'a une bonne concordance entre les données expérimentales et la prédiction de la théorie du fluage peuvent être achevés seulement que pour de niveau suffisamment faible de pré-déformation, plus bas que 5% dans le cas du cuivre, et inférieur à 6% pour l'alliage d'aluminium.

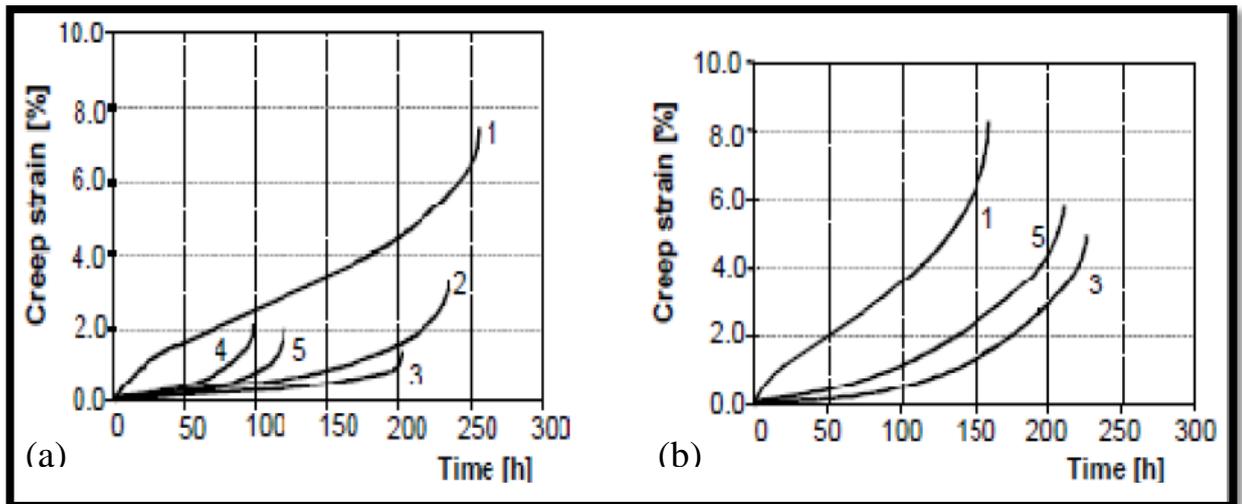


Figure 2.8 (a, b): Courbe de fluage de cuivre pur à: (a) $\sigma=70\text{MPa}$ et $T=523\text{ K}$ (b) $\sigma=45\text{MPa}$ et $T=523\text{ K}$
 1 matériau reçue à l'état; 2, 3, 4, 5 matériau pré-déformé jusqu'à 2.5, 5.0, 7.5, 10.0%, respectivement [Z. Kowalewski, 2007].

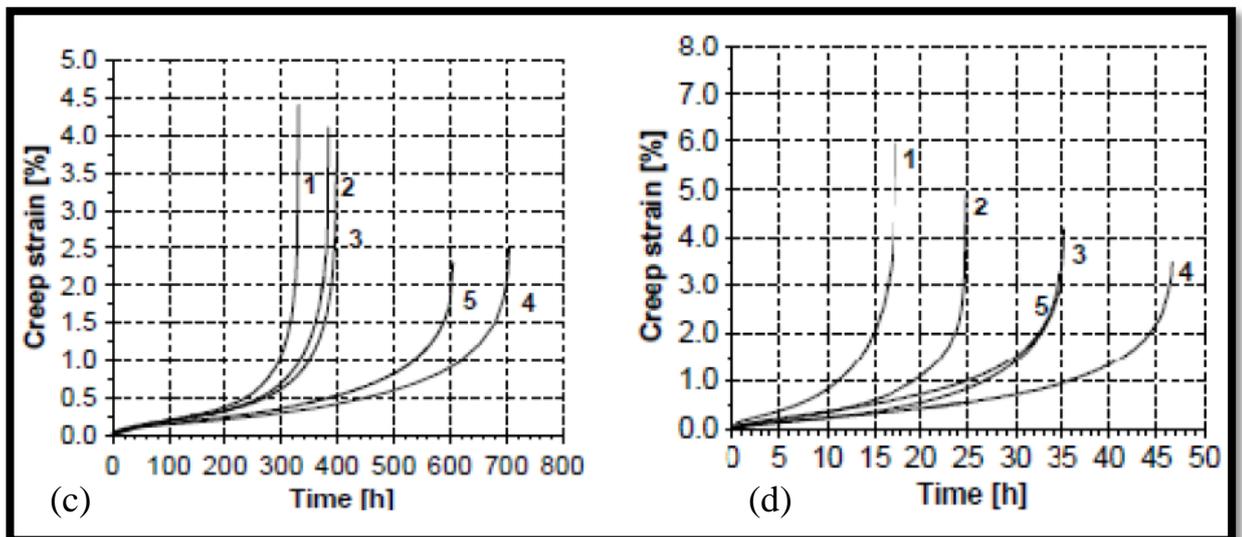


Figure 2.8 (c, d): Courbes de fluage d'alliage d'aluminium PA6 à: (c) $\sigma=300\text{ MPa}$ et $T=423\text{K}$ (d) $\sigma=200\text{ MPa}$ et $T=473\text{K}$
 1 Matériau reçue à l'état, 2, 3, 4, 5 matériau pré déformée jusqu'à 1.0, 2.0, 6.0, 8.0%, respectivement [Z. Kowalewski, 2007].

b) Fluage et rupture par fluage du cuivre polycristallin [Wilshire *et al*, 2007]

Ces travaux confirment que la rupture se produit systématiquement par cavitation, avec les observations suivantes :

- a) les cavités qui sont isolés aux joints de grains sont évidemment lente au stade primaire du fluage pour les deux valeurs de $n \cong 1$ (Fig. 2.9a), et $n \cong 4,5$ (Fig. 2.9b)
- b) Les cavités se forment préférentiellement près des surfaces d'échantillon (Fig. 2.9a et b), avec le nombre de cavités et fissures diminuent de la surface vers le centre (Fig. 2.9c), suggéré que les cavités nucléée préférentiellement à petites particules d'oxyde créées par la pénétration de l'oxygène le long des joints de grains lors de fluage [Parker *et al*, 1980].
- c) Les cavités augmentent avec l'augmentation de déformation par fluage, éventuellement forment des fissures à facettes de grain unique avec lequel se produit des large fissures à plusieurs facettes de grain à des endroits variés le long de la longueur de jauge des échantillons fracturé (Fig. 2.9 c).

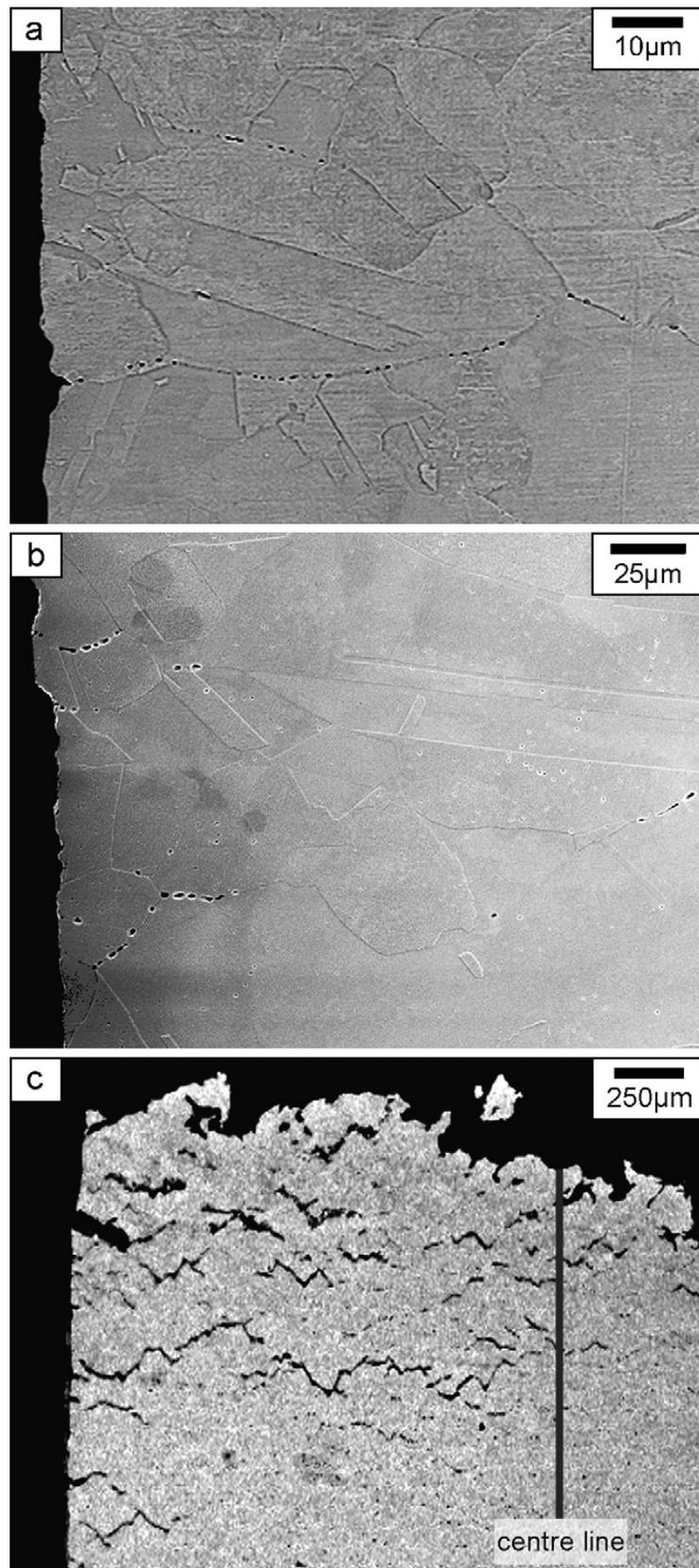


Figure 2.9: Les cavités des joints de grains présentent dans le cuivre polycristallin en aire pour des testes interrompis pendant les stades primaire : (a) à 2 MPa et 723 K quand $n \cong 1$ et (b) à 25 MPa et 823 K quand $n \cong 4.5$, tandis que (c) montre que la cavité et fissure se développer dans l'échantillon testé pour la rupture à 50 MPa et 686 K pour $n \cong 4.5$ [Wilshire et al, 2007]

c) Effet de la déformation des fils sur le fluage

En chauffant l'éprouvette à la température de fluage, la restauration de dislocation et réarrangement peuvent survenir sans recristallisation, la création de certains segments de dislocations capables de se déplacer sur le long de l'axe de fluage. Courbes primaires normal sont ainsi observées pour les échantillons à l'état prédéformé ou non, mais la forme des courbes est modifiée uniquement lorsque l'effet de prédéformation est éliminé immédiatement après le chargement au début des essais, sont plus élevées pour les échantillons prédéformés ainsi que celles non prédéformés sous les mêmes conditions de fluage [Davies et al, 1961–1962] et [Wilshire et al, 2004].

d) Carte de mécanisme de déformation de cuivre

La figure 2.10 présente la carte de mécanisme de déformation de cuivre.

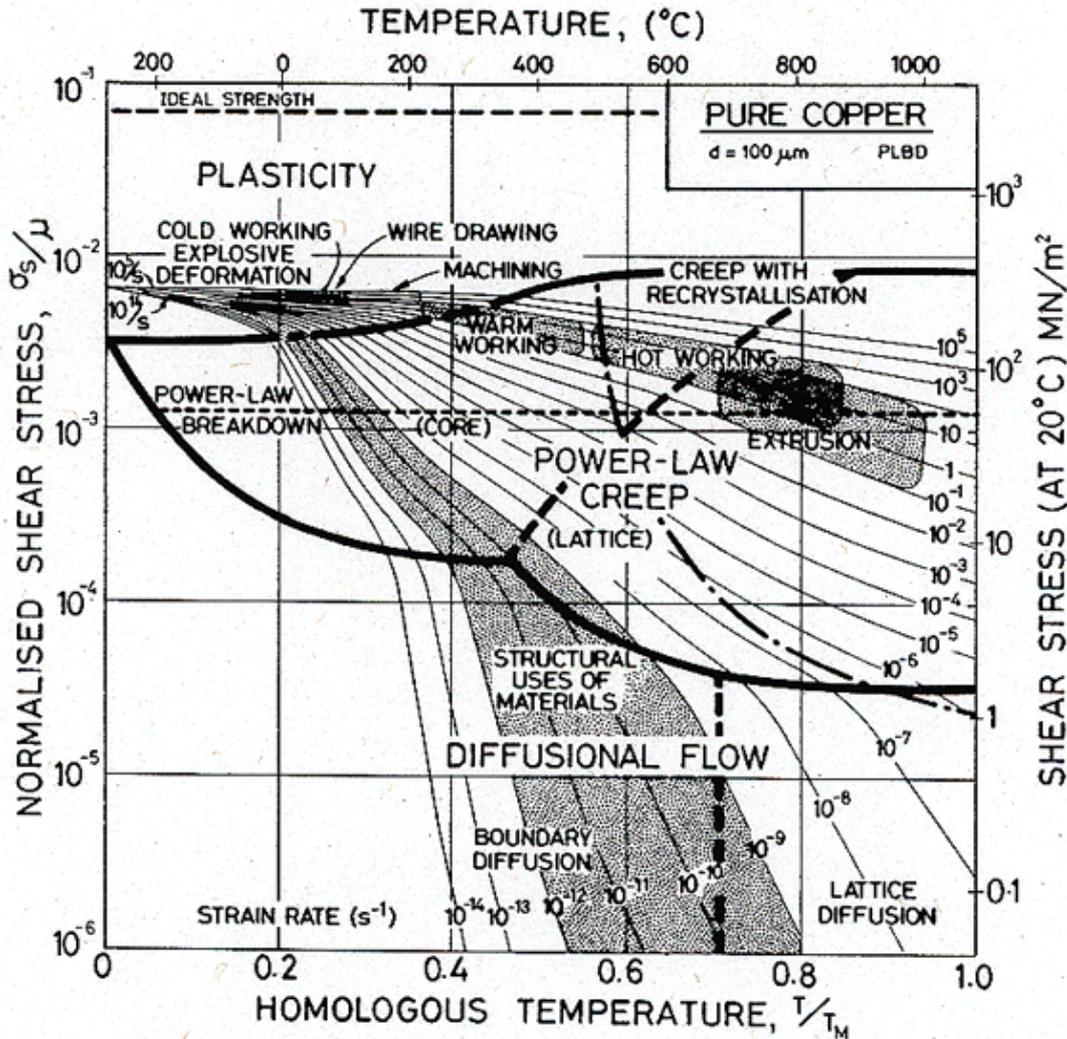


Figure 2.10: Carte de carte de mécanisme de déformation de cuivre [P. Sylvie , 2005-2006].

Chapitre III

Méthodes expérimentales

I Tréfilage à L'E.N.I.C.A.B Biskra

I.1 Historique

L'Entreprise Nationale d'Industrie de Câblerie de Biskra (E.N.I.C.A.B) est la plus grande entreprise en Afrique [Enicab.fr] (Fig. 3.1), dont la production annuelle prévue est de 30000 t de câbles par an à usage domestique, moyenne tension et haute tension (Tableau 3.1)

La large gamme de câbleuses et de tréfileuses, à partir des toronneuses et assembleuses jusqu'aux machines à isoler et à armer permet de fabriquer et produire des câbles de bonne qualité et de bonne conductibilité électrique, ainsi de divers types des câbles métalliques.

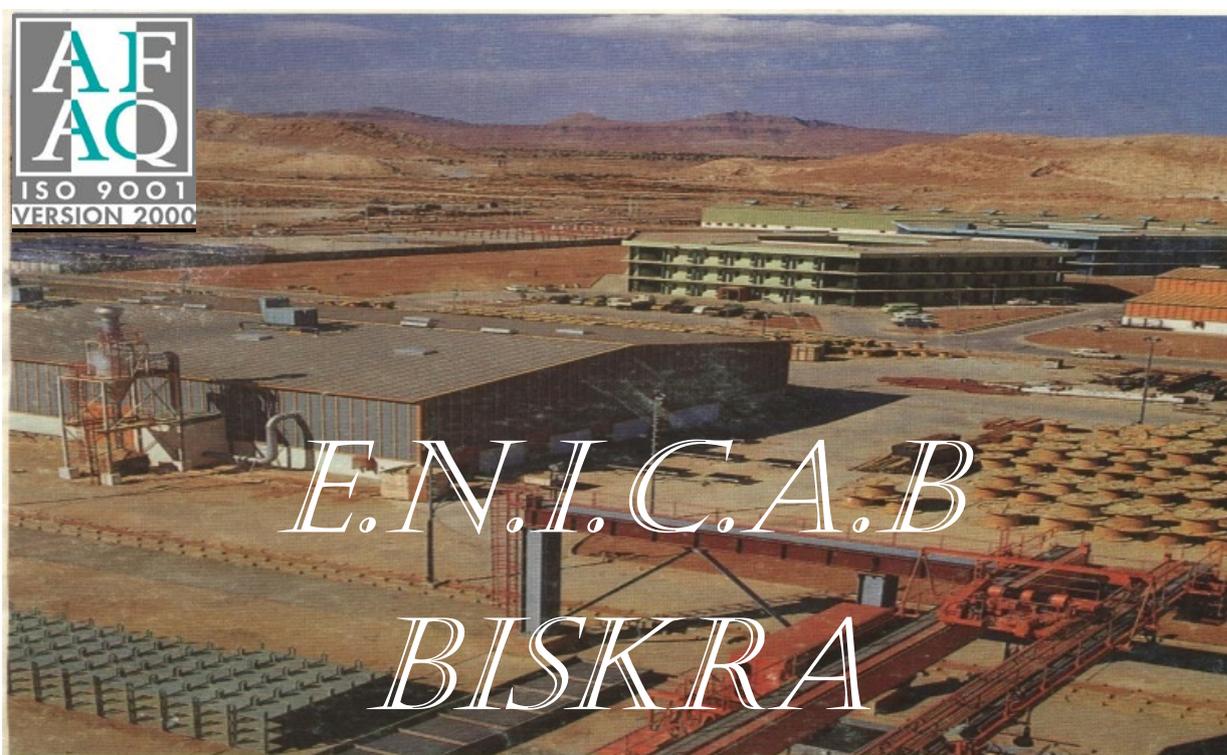


Figure 3.1 : Vue générale de l'E.N.I.C.A.B Biskra [Enicab.fr]

Tableau 3.1: Evolution de la production de 2000 à 2005 [Enicab.fr]

N°	Type de câble	ANNEE						Unité
		2000	2001	2002	2003	2004	2005	
01	Câble Domestique	1.689	2.805	3.539	2.865	2.932	3.591	Tonne
02	Câble Aérien	3.121	3.788	4.773	5.794	8.861	3.945	Tonne
03	Câble Industriel Cuivre	2.459	2.572	2.524	1.859	1583	2.185	Tonne
04	Câble Moyen Tension	3.690	3.988	4.879	4.639	4.180	2.575	Tonne
05	Câble Haute Tension Nu (Al+Cu non isolé et ALMELEC)	1.297	1.352	1.385	-	-	2.235	Tonne
06	Total Câble	12.256	14.505	17.100	15.157	17.556	14.533	Tonne
07	Total Tourêt	13.140	18.567	17.729	22.699	27.709	25.882	Unité

I.2 Procédés de tréfilage à l'E.N.I.C.A.B

La fabrication des fils souhaités, exige de faire passer les fils à plusieurs bancs de tréfilage multi passes (selon un ordre donné) et qui sont de trois modes :

- Banc multiple continu.
- Banc multiple à accumulation.
- Banc multiple à glissement.

Les figures 3.2 et 3.3 présentent quelques tréfileuses qui se trouvent à l'E.N.I.C.A.B :

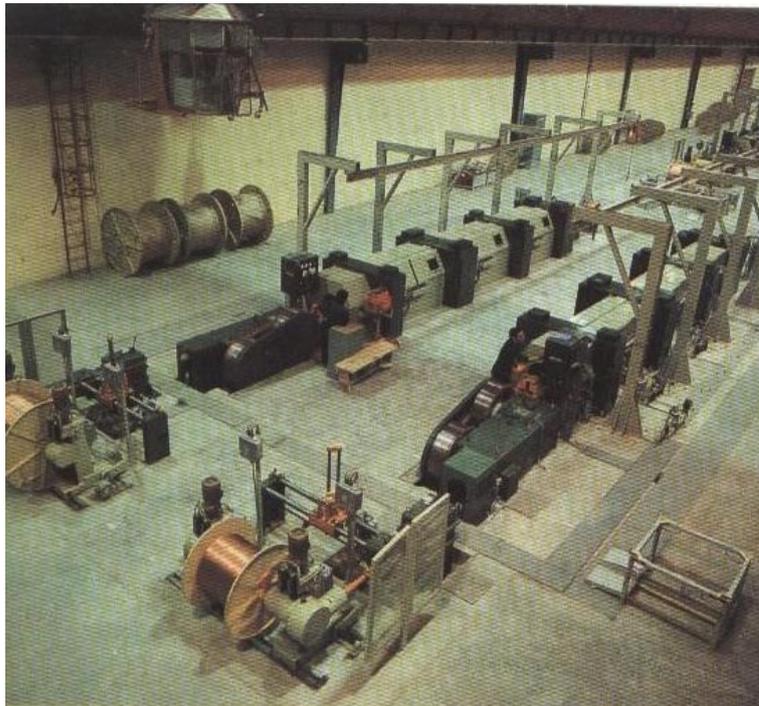


Figure 3.2: Tréfileuse de fil de cuivre UDZSC 2501/5. [Enicab.fr]

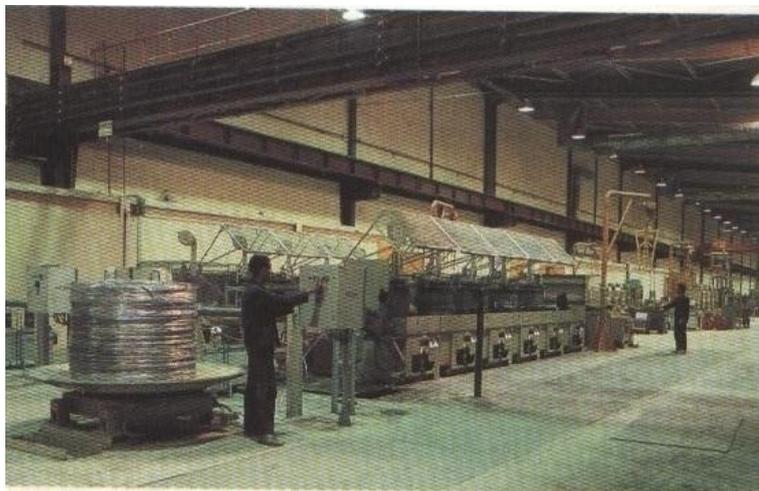


Figure 3.3: Tréfileuse de fil d'AL UDZSA 2501/6. [Enicab.fr]

La figure 3.4 montre une vue plus détaillée d'une tréfileuse

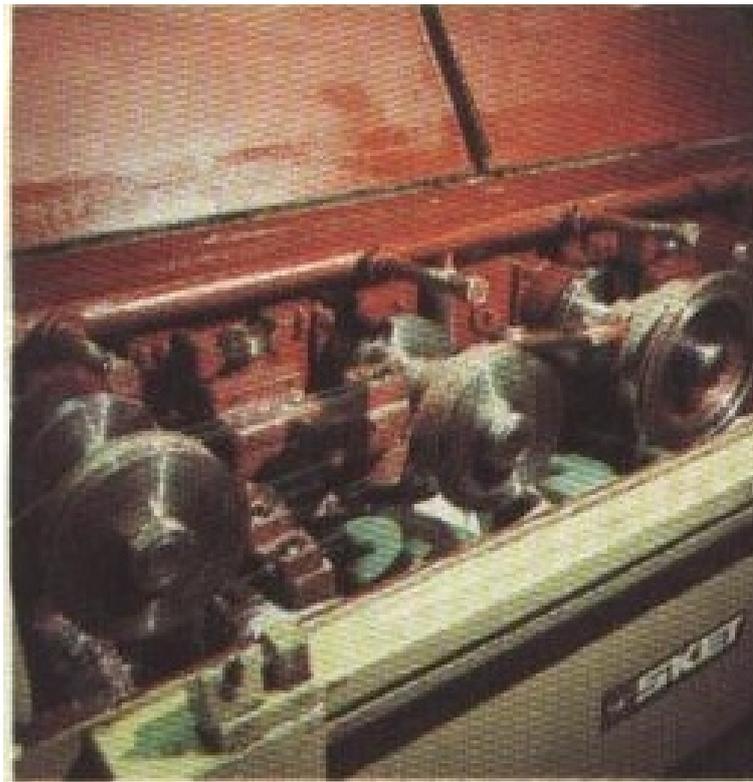


Figure 3.4: Vue détaillée d'une tréfileuse.[Enicab.fr]

II. Choix du matériau

Dans cette partie on présente le cuivre tréfilé étudié. On note que le cuivre tréfilé est obtenu à partir du fil machine pure à 99.9%. Le tableau 3.2 présente la composition chimique du fil machine, par contre le tableau 3.3 rassemble les caractéristiques physiques de ce matériau.

Tableau 3.2: Composition chimique (massique %) [E.N.I.C.A. BISKRA]

Cuivre	Bismuth	Antimoine	Arsenic	Fer	Nickel	Plomb	Etain	Soufre	Zinc
<i>Cu</i>	<i>Bi</i>	<i>Sb</i>	<i>As</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Pb</i>	<i>Sn</i>	<i>S</i>	<i>Zn</i>
99,9	0,001	0,002	0,002	0,005	0,002	0,005	0,002	0,004	0,004

Tableau 3.3: Caractéristiques mécanique du cuivre étudié [E.N.I.C.A. BISKRA]

Rupture par torsion (Kgf/mm ²)	Tolérance	Rupture par traction (Kgf/mm ²)	Conductivité électrique IACS%	Température de fusion T _f (°C)
60.0	± 0.4	23.4	101.53	1083

Les échantillons étudiés se sont des fils tréfilés, qui ont subi un tréfilage à froid à l'E.N.I.C.A.B. On note que la réduction de la section du fil a été effectuée par des tréfileuses à glissement horizontale, de type UDZWG 1250/10 gl-f, et que le fil machine a une section de $\varnothing=8\text{mm}$. Les taux de réduction ε choisis sont : (37.5; 75.25; 94.4 et 94.94)%, une partie de ces fils est traitée par un recuit à 500°C pendant différents temps de maintien.

III Etudes et réalisation de l'appareil d'essai de fluage

Puisque les essais de fluage sont effectués pendant des longues durées, on a préféré réaliser notre propre machine de fluage (Fig. 3.5). L'appareil est constitué d'un bâti (1), d'un bras de levier (7) pour permettre l'amplification de la charge, d'un four électrique horizontale équipé d'un thermocouple et d'un régulateur (6), de 2 mors un fixe et l'autre mobile (3), un système d'acquisition (4) et d'un PC pour lecture et enregistrement des résultats. Le Tableau 3.4 présente les principaux éléments constitutifs de l'appareil.

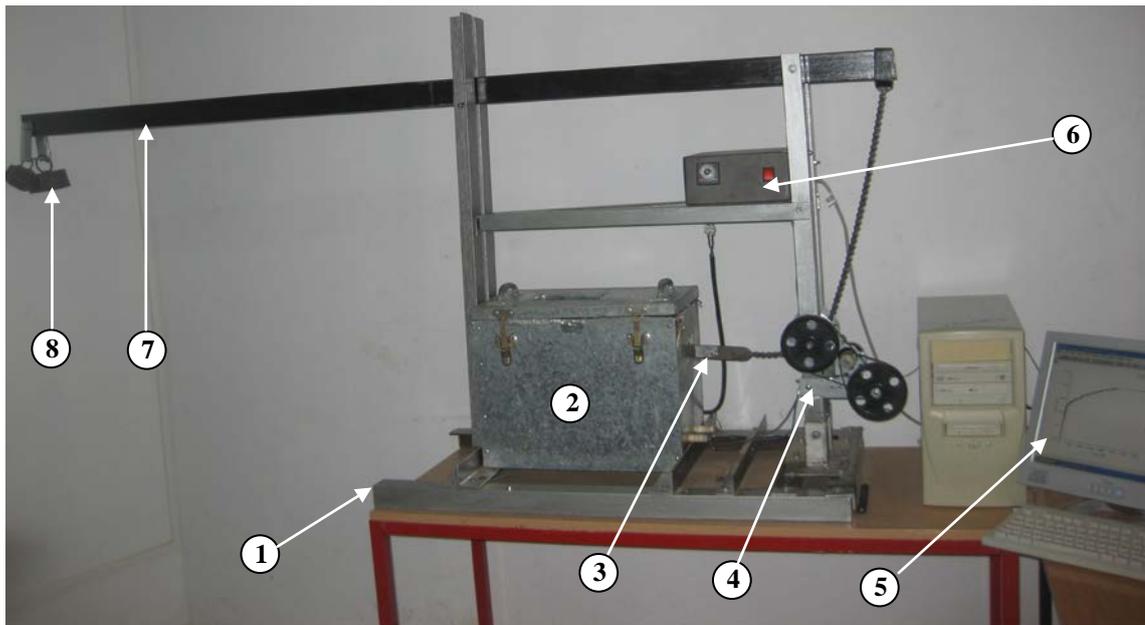


Figure 3.5: Appareil d'essai de fluage

Tableau 3.4: Principaux éléments constitutifs de l'appareil

N°	Désignation
1	Bâti
2	Four électrique
3	Mors mobil
4	Système d'acquisition

N°	Désignation
5	Affichage des résultats
6	Thermorégulateur
7	Bras de levier
8	Charge

La figure 3.6 montre le schéma technologique de l'appareil, par contre la figure 3.7 montre son schéma en perspective.

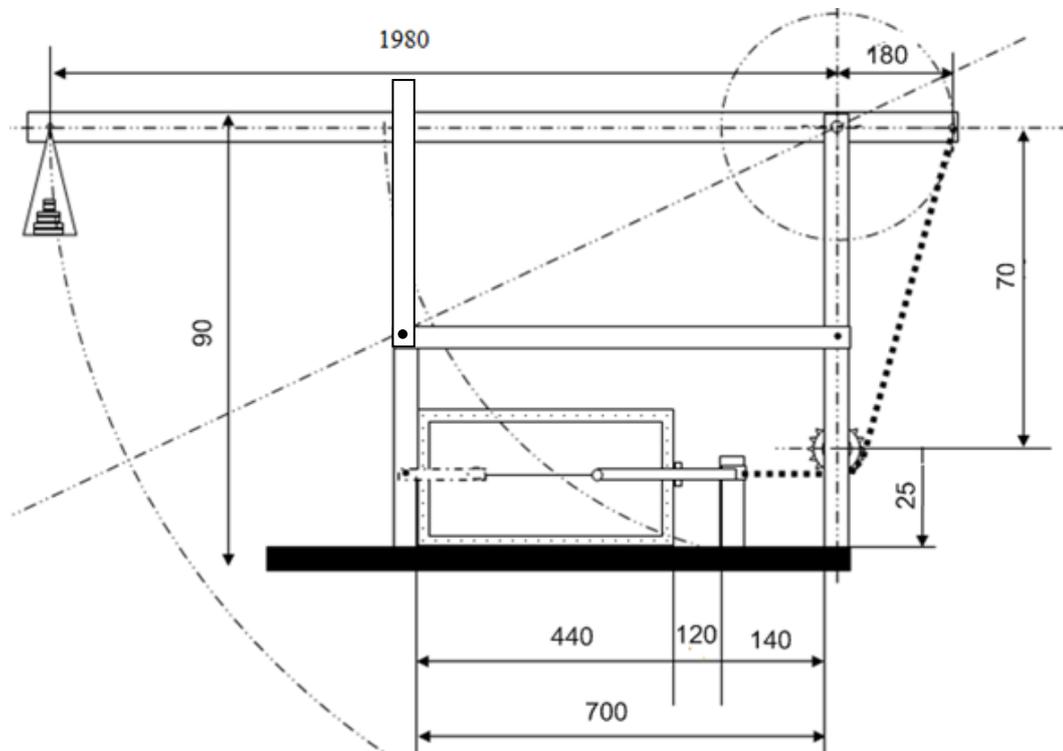


Figure 3.6: Schéma technologique de l'appareil d'essai de fluage.

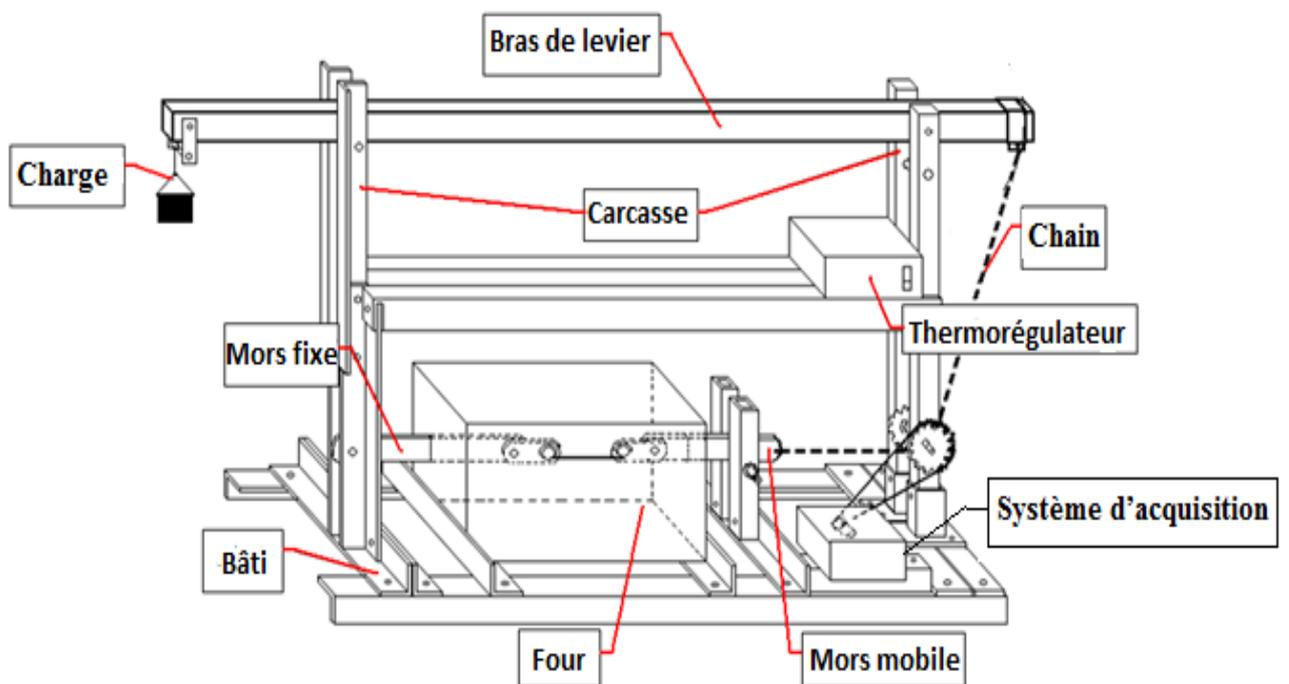


Figure 3.7: Schéma en perspective de l'appareil d'essai de fluage.

III.1 Description de l'appareil d'essai de fluage

En général, les essais de fluages sont réalisés sur des appareils à charge constante utilisant la force de pesanteur avec une masse fixée à l'éprouvette ou bien un système d'amplification de la charge par un bras de levier.

Notre appareil d'essai de fluage (Fig. 3.5) est composé de trois parties :

- Structure
- Four électrique
- Système d'acquisition

III.1.1 Première partie : Structure

Cette partie est purement mécanique et qui est constituée de pièces mécaniques qui sont:

- Bâti de l'appareil (Fig. 3.8) sur lequel sont fixés les différents éléments de l'appareil.

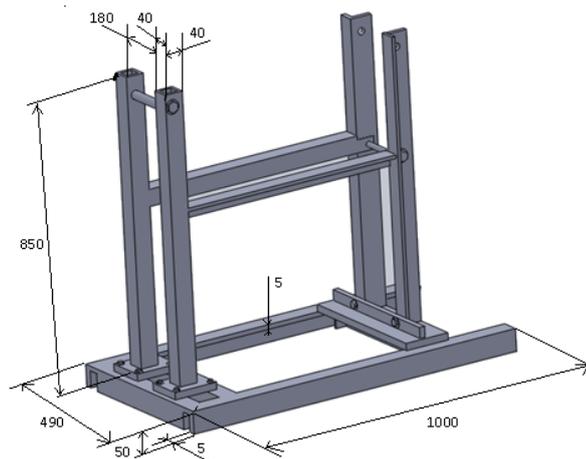


Figure 3.8: schéma de Bâti

- Les mors : mors fixe et mors mobile pour fixer l'échantillon (Fig. 3.9). Composé de deux bielles l'une d'elle a une extrémité cylindrique pour enrouler l'extrémité de l'échantillon (Fig 3.11).

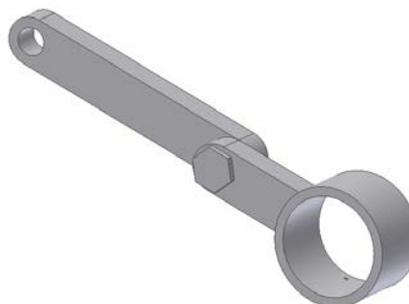


Figure 3.9 : mors fixe.

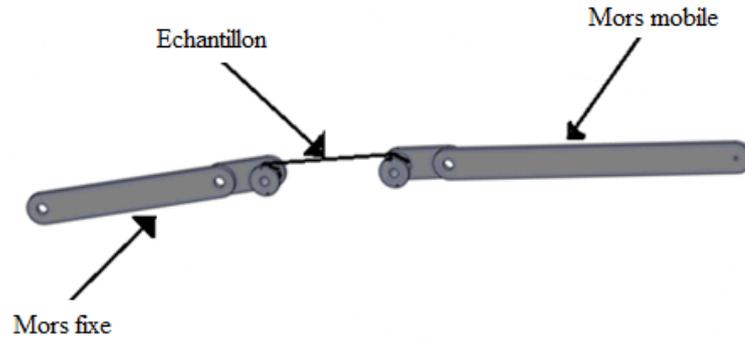


Figure 3.10: Fixation de l'échantillon

- Bras de levier (Fig. 3.11) : C'est un élément important dans le dispositif, son rôle est l'amplification de la charge appliquée.



Figure 3.11 : Bras de levier

III.1.2 Deuxième partie : Four électrique

Pour mettre en évidence le phénomène de fluage il faut que la température dépasse $0.3T_f$ à cet effet nous avons équipé notre appareil d'un four électrique qui se compose de :

- Une résistance électrique de puissance 2500 W.
- Thermorégulateur pour contrôler la température effectuée avec une gamme jusqu'à 1000°C , un thermocouple placé plus proche de l'échantillon. L'erreur de la stabilité thermique du four est environ $\pm 3^{\circ}\text{C}$ (Fig. 3.13. (a,b,c)).

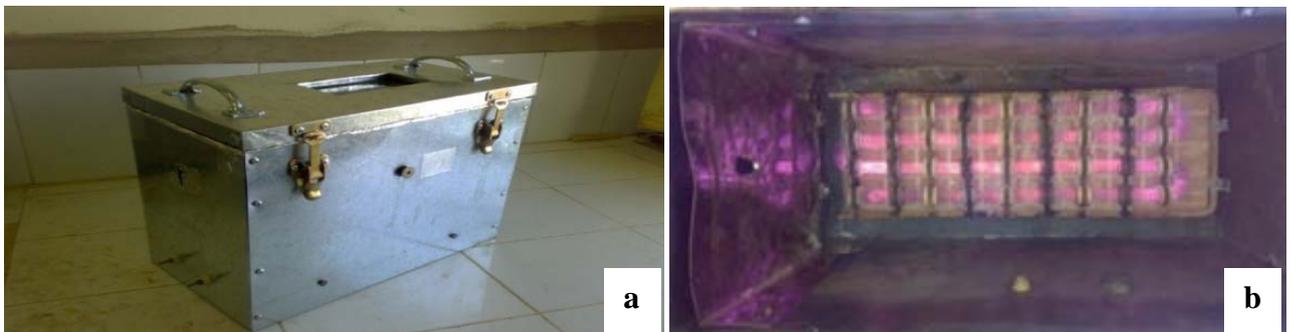


Figure 3.12: Four électrique (a: vue de l'extérieure. b: vue de l'intérieure)



Figure 3.12: Four électrique (c: le thermorégulateur).

La figure 3.13 présente tous les accessoires liés au four.

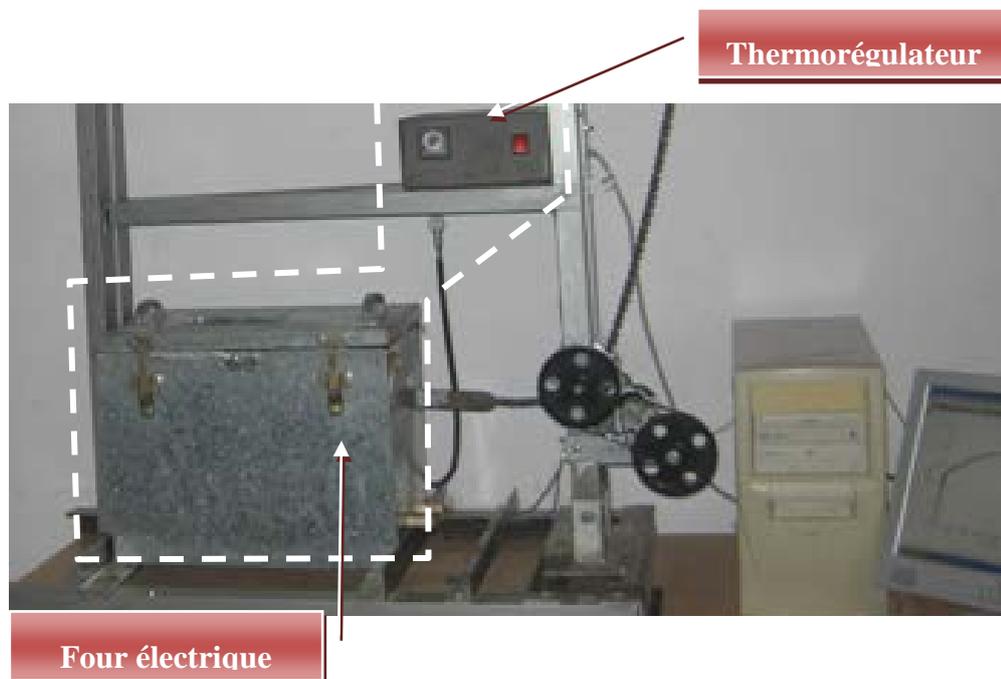


Figure 3.13: Le four complet et le thermorégulateur.

III.1.3 Troisième partie: Système d'acquisition

La figure 3.14 montre la situation du système d'acquisition, où son principe est le suivant:

La déformation de l'échantillon Δl entraîne le déplacement du mors mobile, puis le mouvement de la chaîne (4) d'amplitude Δl , ensuite la rotation du pignon (5) de $\alpha = \frac{\Delta l}{r}$, cette rotation sera amplifiée par un jeu de pignons couroï (7) puis l'acquisition par la carte (6) et

ensuite envoyé au PC pour enregistrer cette déformation en fonction du temps. La précision de mesure de la déformation est de l'ordre de $50\mu\text{m}$.

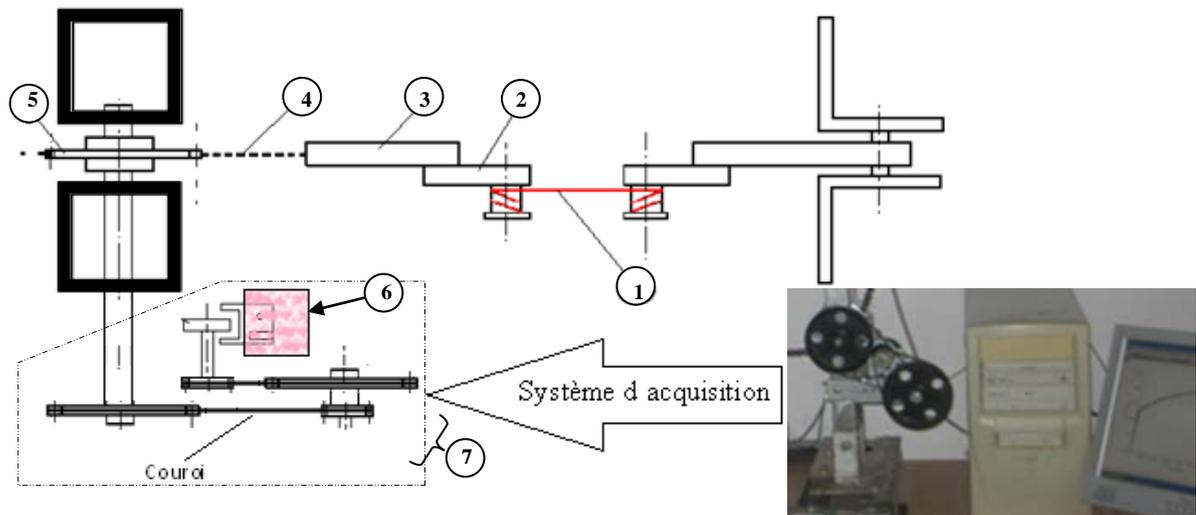


Figure 3.14: Situation du système d'acquisition (1- échantillon, 2-3- mors mobile, 4- chaîne, 5-pignon, 6-carte d'acquisition et 7-élevateur de vitesse)

III.4 Etalonnage de l'appareil

Pour trouver la relation entre la charge Q appliquée à l'extrémité du bras de levier et l'effort N sous lequel est soumis l'échantillon, on a remplacé l'échantillon par un dynamomètre (Fig.3.15), puis on a fait une série de test.

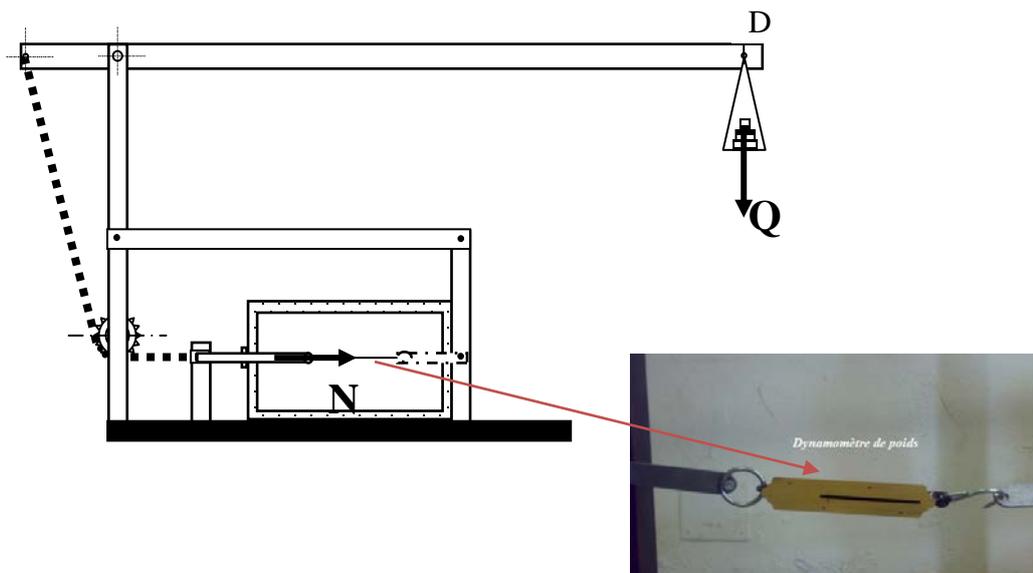


Figure 3.15: Montage d'étalonnage de l'appareil

On a effectué plusieurs séries de test qui ont abouti à la relation suivante:

$$N = 90Q + 232.5$$

Q : Charge appliqué à l'extrémité du bras de levier en (D) (Fig.3.15).

N : l'effort sur l'échantillon.

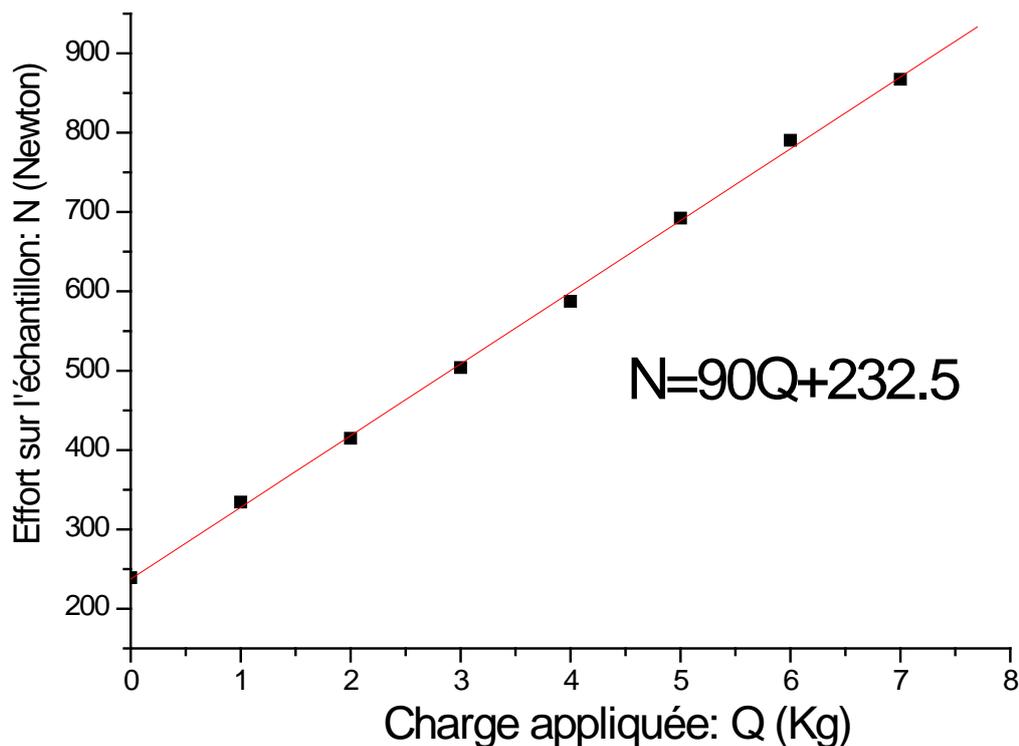


Figure 3.16 : Courbe d'étalonnage (effort sur l'échantillon N en fonction de la charge Q)

Le tableau 3.5 présente quelques valeurs de σ [Mpa] appliquée à l'échantillon pour quelques valeurs de Q.

Tableau 3.5: Présente des valeurs de σ [Mpa] correspondance à Q [Kg]

Q [Kg]	N [N]	d [mm]	Section mm ²	σ [Mpa]
0,00	232,5	1,8	2,54	91,41
1,00	322,5	1,8	2,54	126,80
3,00	502,5	1,8	2,54	197,57
4,00	592,5	1,8	2,54	232,96
5,00	682,5	1,8	2,54	268,34
6,00	772,5	1,8	2,54	303,73
7,00	862,5	1,8	2,54	339,11

III.5 Préparation des échantillons

III.5.1 Echantillons pour les essais de fluage

Les échantillons utilisés de diamètre d ont subi un tréfilage à froid, à partir d'un fil machine de diamètre $d_0 = 8$ mm.

Taux de réduction (ε):

$$\varepsilon = \frac{s_0 - s}{s_0} 100$$

avec s_0 : section du fil machine s : section du fil après tréfilage

Tableau 3.6: Présente quelques valeurs de ε (%)

d [mm]	ε [%]
1.8	94.94
3	85.94

Les figures 3.17a et b montrent les différentes catégories des échantillons destinés à l'essai de fluage.

La figure 3.17a montre les échantillons de fils de cuivre tréfilés et non traité



Figure 3.17.a: Echantillon de fils de cuivre tréfilés

La figure 3.17b montre les échantillons de fils de cuivre tréfilés et traités. Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four électrique programmable, de marque Nabertherm.

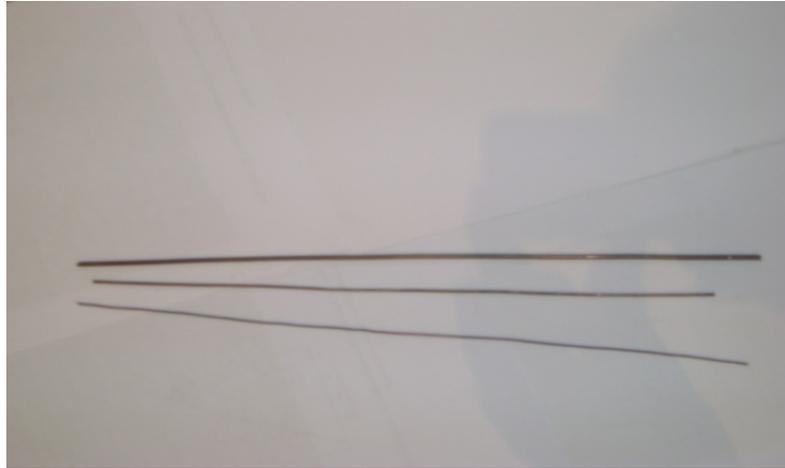


Figure 3.17.b: Echantillon de fils de cuivre tréfilés puis recuits

III.5.2 Echantillons pour l'analyse micrographique

L'analyse micrographique est effectuée sur des surfaces polies et attaquées chimiquement. L'obtention de ces surfaces pour nos échantillons étudiés en cuivre pur, nécessite différentes étapes :

- La collecte des fils de cuivre de différentes sections a été effectuée au niveau de l'E.N.I.C.A.Biskra.

- Puis on a procédé au découpe des fils de différentes sections, en petits cylindres de hauteur 1cm (Fig. 3.18).



Figure 3.18 : Echantillon de fils de cuivre tréfilés puis découpés.

- Le découpage se fait à vitesse lente et sous une coulée d'eau froide afin d'éviter l'échauffement des échantillons.

- Dans un premier temps, nous faisons une ébauche de façon à polir brièvement et grossièrement les faces et à casser les angles des petits cylindres pour ne pas se blesser les doigts ; puis les échantillons subissent un pré-polissage, qui s'effectue en plusieurs étapes avec du papier à grains abrasifs en carbure de silicium de marque Buehler, de plus en plus fins (120, 180, 240, 360, 400, 600, 800, 1200).

- Après chaque polissage les échantillons sont nettoyés de tout résidu à l'aide de l'eau distillée puis séchés à l'air froid comprimé.

- Le polissage de finition se fait à l'aide de la pâte diamantée repartie à l'aide d'un diluant, sur le second disque de la polisseuse recouvert d'un tissu feutre. La granulométrie utilisée est de $1/2\mu m$.

- Pour les opérations de polissage, nous avons utilisé une polisseuse de type PHOENIX ALPHA de marque ANALIS.

- Avant l'étude micrographique, il nous faut procéder à une attaque chimique, dans le but de rendre les grains, les joints de grains, et autres composants de la microstructure visibles à l'aide d'un microscope optique.

A chaque matériau, correspond un réactif d'attaque bien défini, et dans les conditions d'utilisation sont bien définies. Pour le cuivre de pureté industrielle, on utilise généralement une solution d'acide nitrique HNO_3 concentrée à 55%, pour une durée d'attaque de 1 sec à quelques secondes selon la température ambiante dans le laboratoire. Certains auteurs préfèrent d'autres réactifs selon leurs besoins.

Les échantillons sont ensuite nettoyés à l'éthanol et séchés sous un flux d'air froid. Cette dernière opération est très délicate, car elle ne doit pas laisser de trace sur la surface.

IV Techniques de caractérisation utilisées

IV.1 Microscopie optique

Les échantillons sont observés à l'aide d'un microscope optique de type HUND T100-WETZLAR, de la Wilovert's company (Fig. 3.19), muni de 4 objectifs (x4, x16, x40, x100) et équipé d'un appareil photo numérique de marque Canon Power Shot G7, de longueur focale 29 mm, et de définition 7.0 Miga-pixels.

Les photos sont obtenues avec un temps d'exposition de 1/1000 de seconde. Cela nous permet d'avoir des différents grossissements, en jouant sur le zoom de l'appareil photo, et les objectifs du microscope.

Nous avons réalisé cette analyse au sein du laboratoire de métallurgie du département de Génie Mécanique à l'université de Biskra. Cette technique nous permet ainsi d'observer la morphologie des grains durant chaque stade (tréfilage, traitement thermique, rupture après fluage).



Figure 3.19 : Microscope optique HUND T100-WETZLAR(Univ. de Biskra).

IV.2 Essais de microdureté

Les essais de microduretés Vickers consistent à estimer la valeur de la microdureté HV , à partir de la longueur de la diagonale d'une empreintes (ou indentation) laissée, par le pénétrateur (Fig. 3.20) sur la surface de l'échantillon.

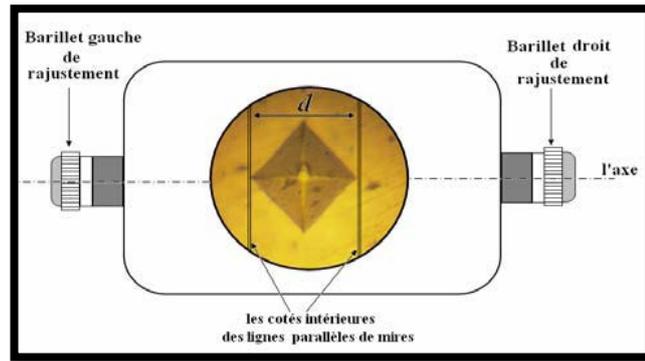


Figure 3.20 : Rajustement des lignes de mire à l'aide des barillets.

Le pénétrateur s'enfonce dans l'échantillon sous une charge constante P , la pénétration se fait de manière monotone à vitesse constante pendant une durée de 15 sec ou 20 sec réglable à volonté.

Cette analyse est nécessaire pour estimer et suivre l'évolution de l'une des propriétés mécaniques après chaque stade de traitement thermique ou thermomécanique.

Pour cela, nous avons opté pour la dureté Vickers, avec un microduremètre de type Wolpert Wilson InstrumentsTM (Figure 3.21).



Figure 3.21: Microduremètre statique de type Wolpert Wilson InstrumentsTM (Univ. de Biskra).

On peut aussi calculer la microdureté HV manuellement, par l'application de la formule suivante :

$$HV = 1854.4 \times \frac{P}{d^2} \dots\dots\dots(III.2)$$

Si la charge P est donnée en gramme force (gf); et la diagonale en micron (μm), alors la microdureté HV sera estimée en $Kg .mm^{-2}$.

Les mesures de dureté ont été effectuées par la méthode de Vickers et sous une charge de $100gf$ avec une incertitude relative de l'ordre de $\pm 1\%$.

Pour nos échantillons en cuivre pure, on a utilisé l'objectif ($40\times$). On note que chaque mesure correspond à une moyenne de 5 points au minimum.

IV.3 Observation au microscope électronique à balayage (MEB)

L'appareil que nous avons utilisé est un microscope électronique à balayage conventionnel Jeol JSM-LV6390, à filament de tungstène (Fig. 3.22) (cet appareil se trouve à l'université de Biskra).



Figure 3.22 : Microscope électronique à balayage conventionnel Jeol JSM-LV6390 (Univ. de Biskra).

IV.4 Test de traction :

Les tests de traction sont réalisés à la température ambiante avec une vitesse de déplacement de 2 mm/min dans une machine universelle de type AGS-X de Shimadzu MWG.

Les éprouvettes ont une longueur de 20 mm et de section ($\phi = 1,8$ mm). On note que cinq essais sont appliqués sur le même type de matériau afin de mieux valider nos résultats.

La figure 3.23 montre l'appareil de traction utilisé et qui se trouve dans le laboratoire d'étude des matériaux hors équilibre (LEMHE) Uni. Paris-Sud 11 FRANCE.



Figure 3.23 : L'appareil de traction (SHIMADZU) (LEMHE université paris-sud 11 France)

IV.5 Diffraction des rayons X :

La diffraction des rayons X est effectuée à l'aide d'un appareil de type « Bruker D8 Advanced » avec une radiation $\text{Cu}_{K\alpha}$ ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$) (Fig. 3.24) qui se trouve à l'université de Biskra.



Figure 3.24: Diffractomètre des rayons X (l'université de Biskra).

IV.6 Traitements thermiques

Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four électrique programmable, de marque Nabertherm. La température de recuit appliquée aux échantillons tréfilés est $T=500^{\circ}\text{C}$, pour un temps allant jusqu'à quelques heures, ensuite ils sont trempés à l'air libre de la salle.

Chapitre IV
Résultats et interprétation

Introduction :

Dans ce chapitre on présente successivement les différents résultats des essais de traction, de fluage et les autres techniques de caractérisation.

I. Essais de fluage

L'essai de fluage permet d'évaluer les propriétés viscoélasticités du matériau. Ces essais ont été menés jusqu'à la rupture.

Dans cette partie d'étude nous présentons les courbes obtenues après les différents essais de fluage appliqués sur le fil de cuivre tréfilé.

On note qu'on a deux types de fil tréfilé :

Il y a le fil tréfilé et le fil tréfilé et recuit à 500°C pendant différents temps de maintien. De même pour mieux faire une étude comparative, on a fixé les mêmes conditions de fluage à savoir la charge appliquée et la température de l'essai.

I.1 Courbe de fluage du fil tréfilé :

Dans cette partie d'étude, on présente le comportement du fil tréfilé et non recuit, mais sous différentes conditions d'essai de fluage (σ et T).

La figure 4.1 illustre la variation de la déformation en fonction du temps d'un fil tréfilé de taux de réduction 85.94% ($d=3\text{mm}$) sous une contrainte $\sigma=545.6\text{MPa}$ et une température $T=100^\circ\text{C}$.

On remarque que les courbes obtenues comportent les trois stades:

- Stade primaire ou transitoire caractérisé par une vitesse de fluage ($\dot{\epsilon}$) décroissante tandis que le matériau se durcit.
- Stade secondaire ou stationnaire caractérisé par une vitesse de déformation constante ce qui rend la courbe linéaire.
- Stade tertiaire où la vitesse de fluage croit jusqu'à l'endommagement rapide du matériau (Cavités, Déformations localisées,...).

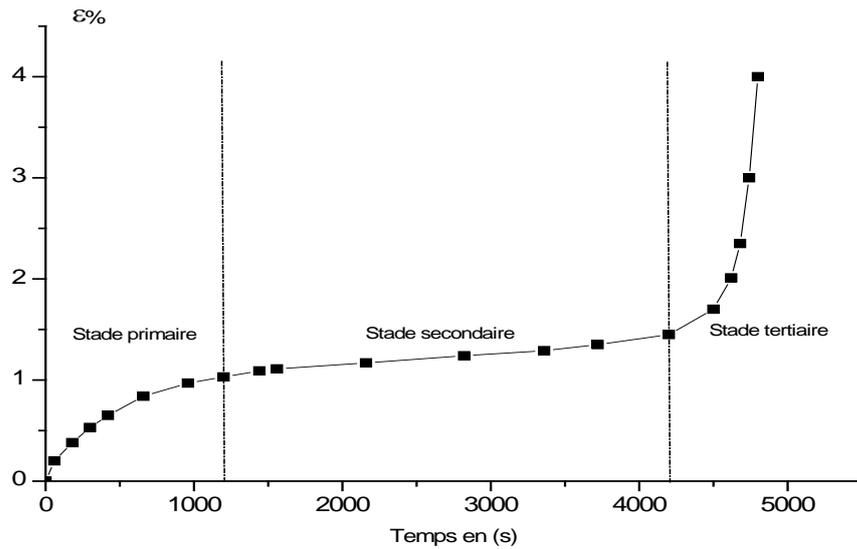


Figure 4.1a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé $d=3mm$ ($\epsilon=85,94\%$) à charge de $\sigma=545.6Mpa$ et $T = 100\text{ }^\circ C$.

La figure 4.1b présente la courbe de variation de la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) en fonction du temps de fluage du matériau précédent.

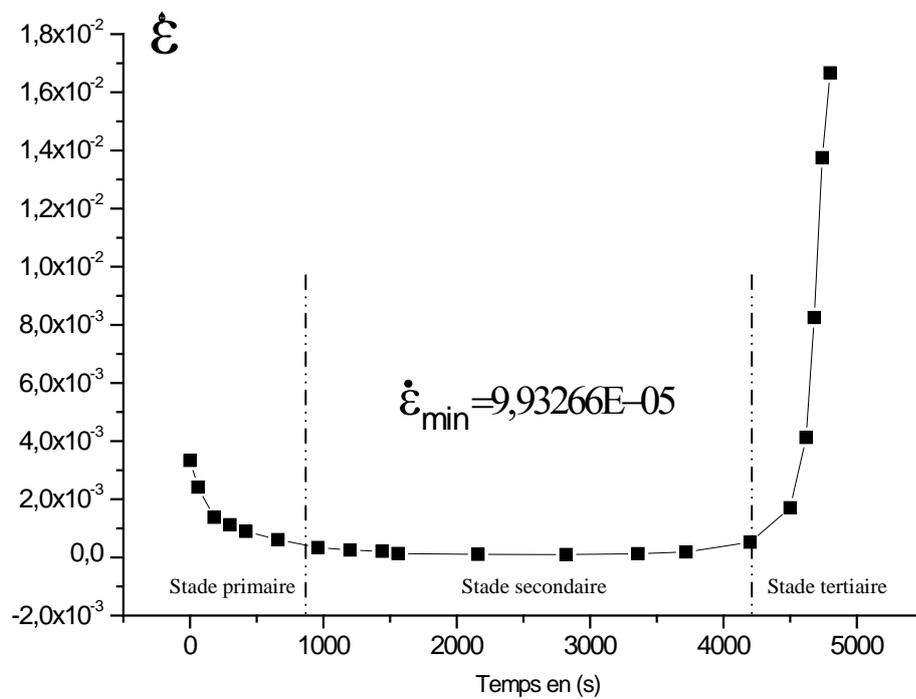


Figure 4.1b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé $d=3mm$ ($\epsilon=85,94\%$) à charge de $\sigma=545.6Mpa$ et $T = 100\text{ }^\circ C$.

La vitesse minimale stationnaire $\dot{\varepsilon}_{min}$ déduit de la courbe, appelé vitesse de fluage et qui est une caractéristique très importante du matériau lors du fluage.

I.2 Effet de la contrainte sur les tests de fluage des fils tréfilés:

- **Effet de la contrainte sur le comportement du fil tréfilé d=1.8mm ($\varepsilon=94,94\%$)**

Dans cette partie, notre objectif est de présenter l'effet de la contrainte sur le comportement du fil tréfilé d=1.8mm ($\varepsilon=94,94\%$). Les figures 4. 2, 4.3 et 4.4 présentent les courbes de fluage qui montrent la variation de la déformation en fonction du temps pour le fil tréfilé soumis à plusieurs contraintes ($\sigma_1 = 170\text{MPa}$, $\sigma_2 = 154\text{MPa}$ et $\sigma_3=138 \text{MPa}$) à une température constante $T= 190^\circ\text{C}$. De même, les courbes de variations des vitesses de déformations de ces mêmes échantillons sont aussi présentées successivement. D'autre part, les valeurs de vitesse minimale sont aussi déduites.

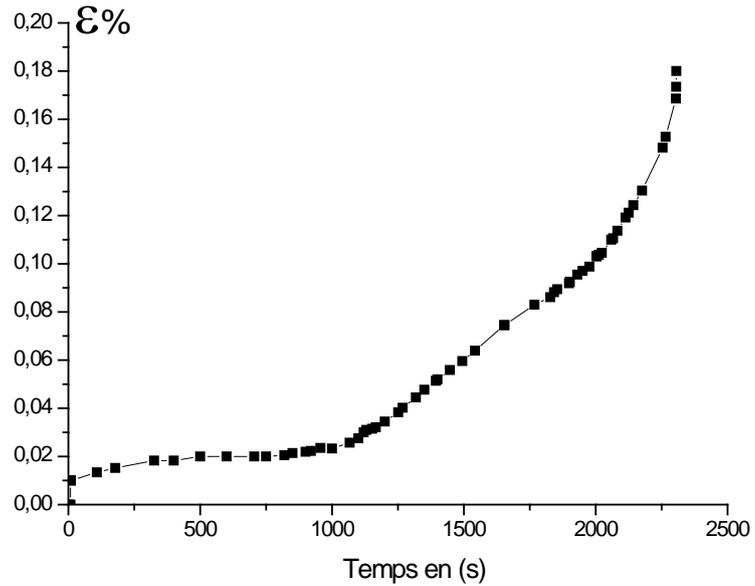


Figure 4.2a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($d=1.8\text{mm}$ $\sigma=170\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

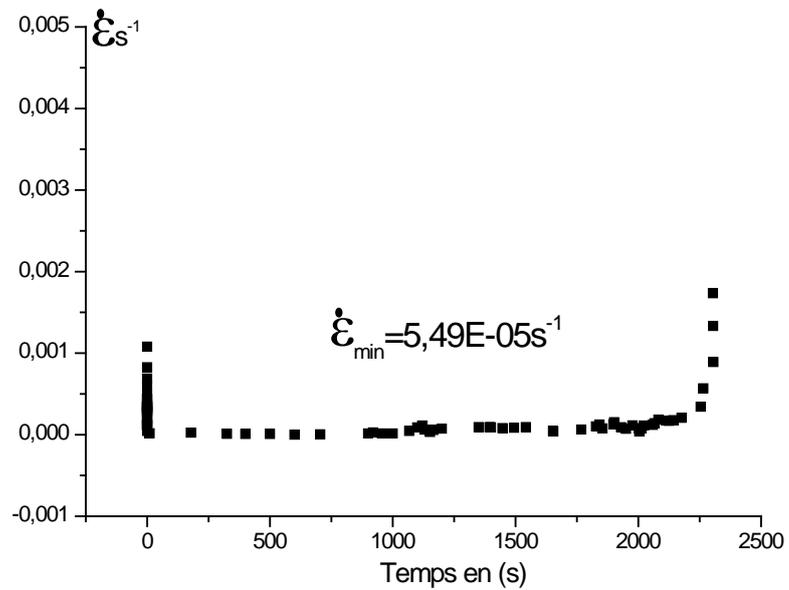


Figure 4.2b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($d=1.8\text{mm}$ $\sigma=170\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

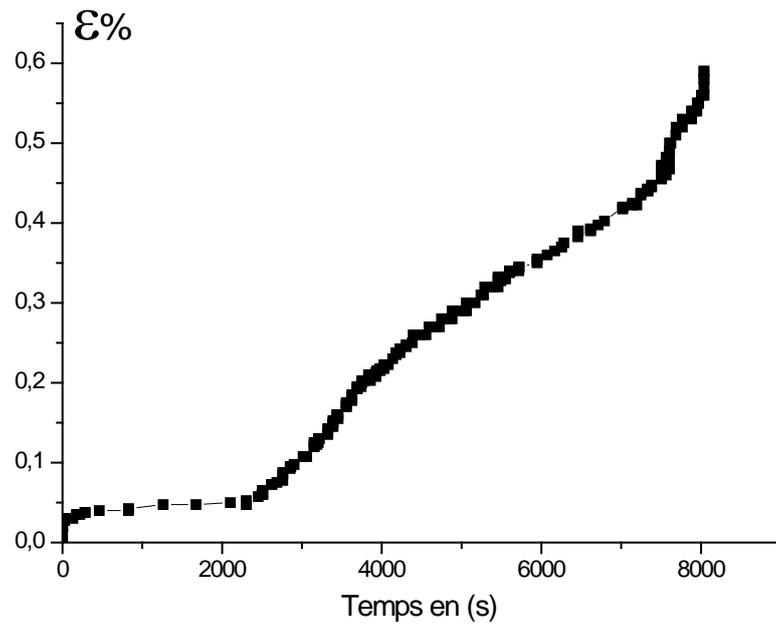


Figure 4.3a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($d=1.8\text{mm}$ $\sigma=154\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

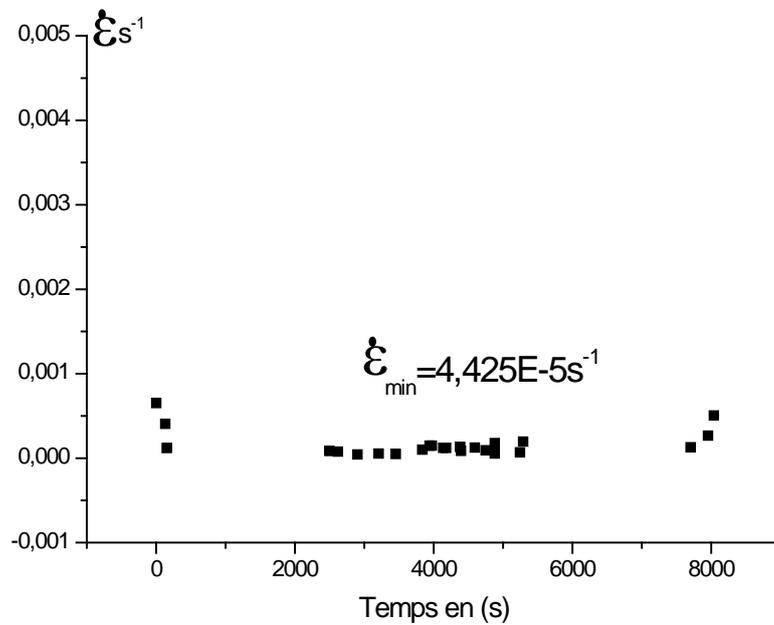


Figure 4.3b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($d=1.8\text{mm}$ $\sigma=154\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

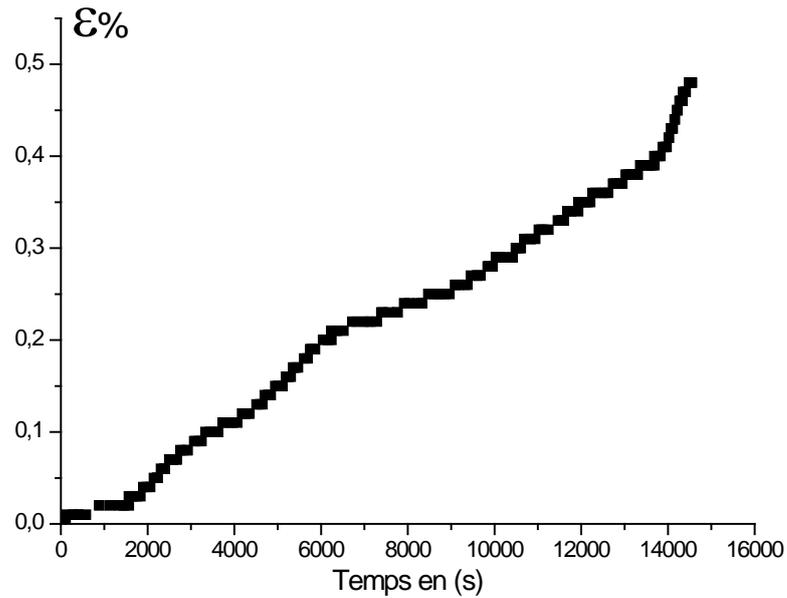


Figure 4.4a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($d=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

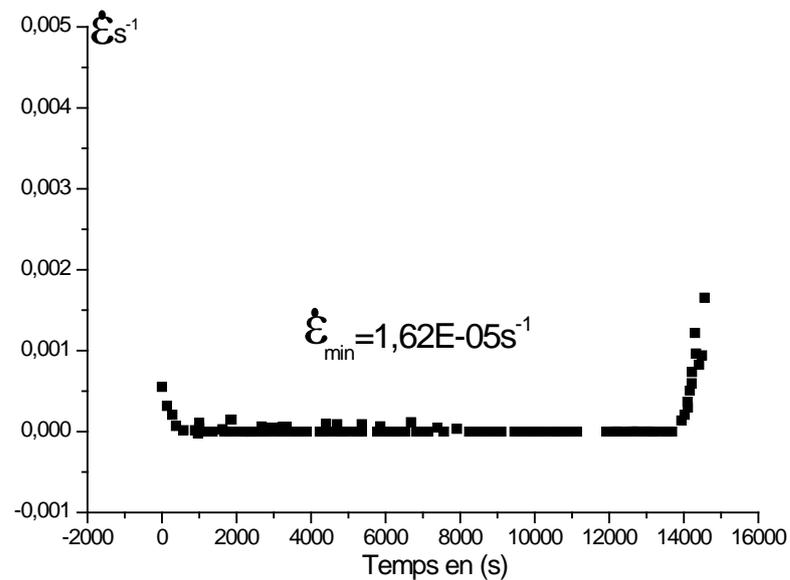


Figure 4.4b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($d=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

La figure 4.5 illustre les courbes de déformation en fonction du temps du fil tréfilé avec une pré-déformation de ($\varepsilon=94,94\%$), on constate que la valeur de la déformation enregistrée ($\varepsilon\%$) augmente avec la contrainte, ainsi que l'augmentation de la vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$), cela a entraîné une diminution du temps de rupture (Tab. 4.1).

Tableau 4.1: vitesse de déformation des différents essais

d[mm]	T[°C]	σ [MPa]	$\dot{\varepsilon}$ [s]⁻¹	t_r [s]
1,8	190°C	138	1,62E-05	14556
		154	4,43E-05	8038
		170	5,49E-05	2305

D'autre part, la figure 4.5a est en accord avec la courbe typique de fluage des métaux (Fig. 4.6) [J. Lubliner, 2006].

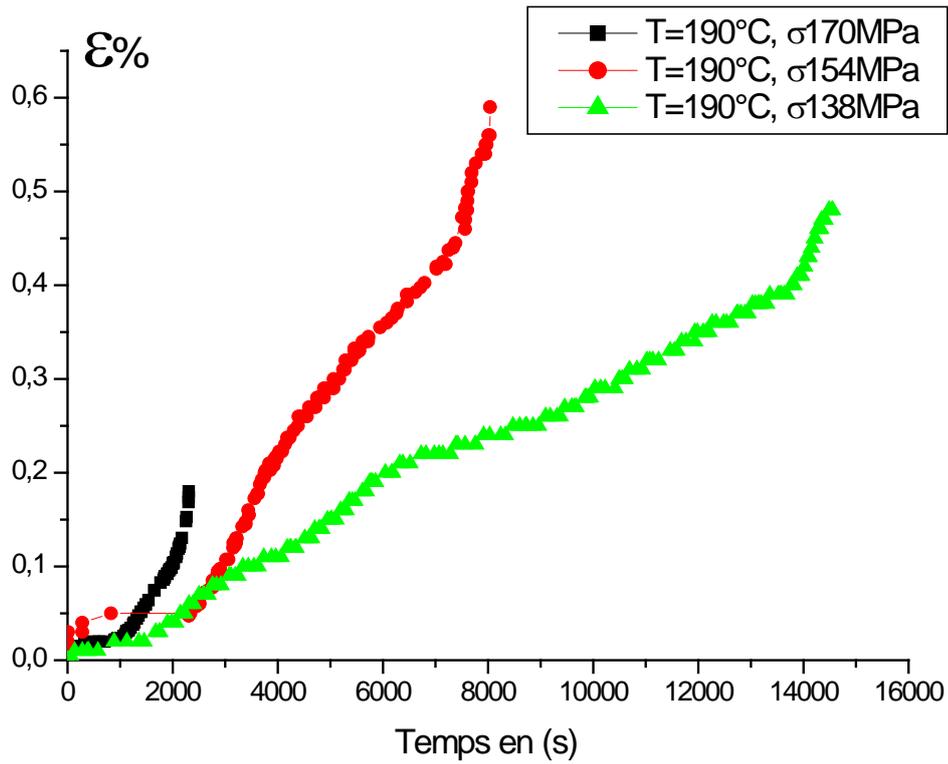


Figure 4.5a : Regroupement des courbes d'essais de fluage des fils de cuivre tréfilé $d=1.8\text{mm}$ ($\epsilon=94,94\%$) a température constante et contrainte variable.

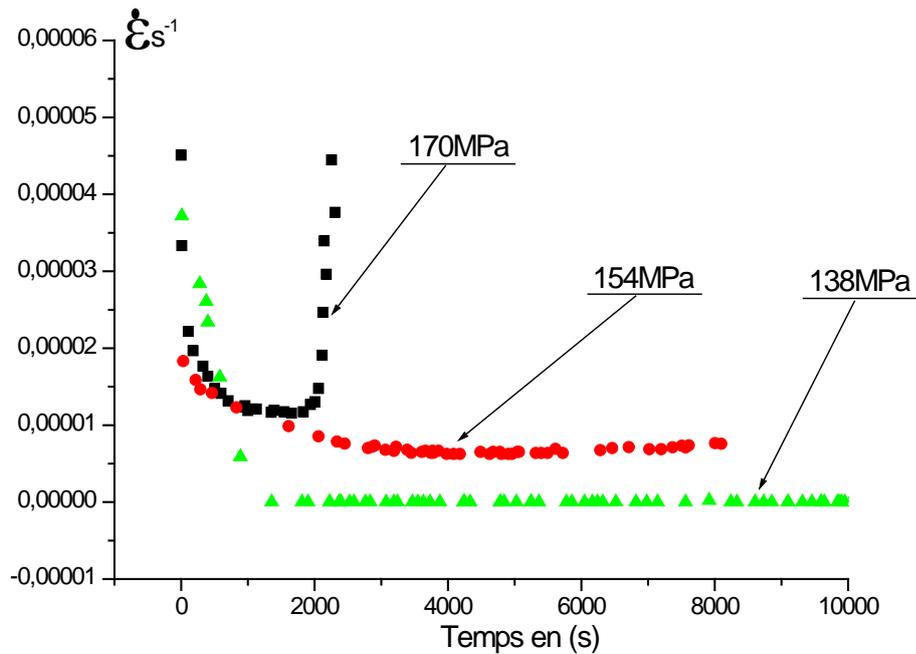


Figure 4.5b : Regroupement des courbes de vitesse de fluage des fils de cuivre tréfilé $d=1.8\text{mm}$ ($\epsilon=94,94\%$) a température constante et contrainte variable.

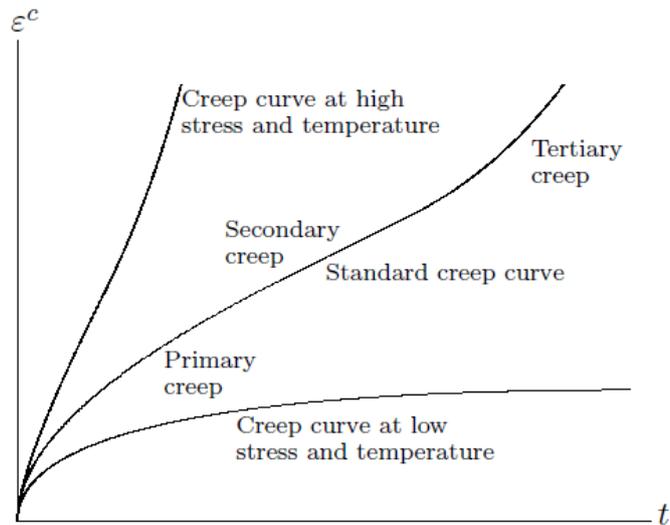
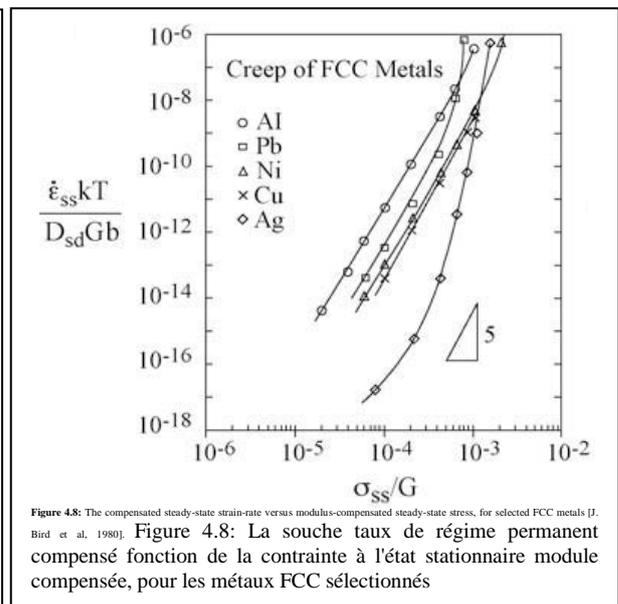
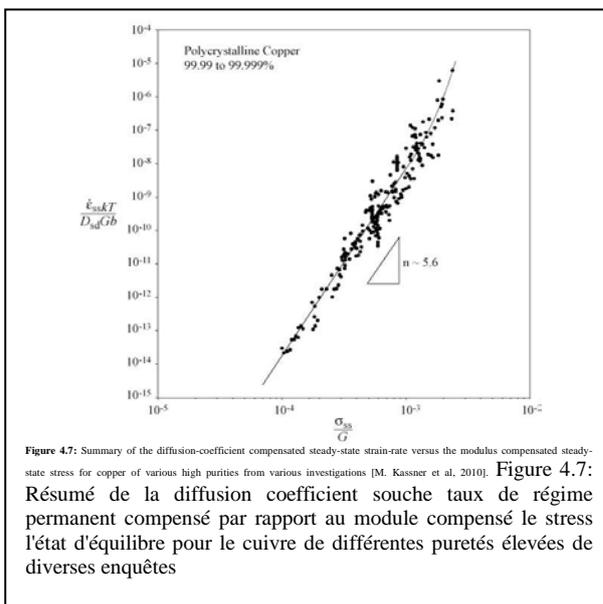


Fig. 4.6: Courbe typique de fluage des métaux (effet de la température et de la contrainte appliquée) [J. Lubliner, 2006].

• Détermination de l'exposant de contrainte n

Nous avons déterminé la valeur de l'exposant de contrainte (n) à partir de la pente de la courbe $\log(\text{contrainte})$ en fonction de $\log(\text{vitesse})$, en se basant sur l'équation $n = -\left(\frac{\partial \ln(\dot{\epsilon}_{min})}{\partial \ln(\sigma)}\right)_T$, la valeur de n trouvée est de 5.90 (Fig 4.9), ce qui est en accord avec les travaux de M. F. Kassner et al $n \sim 5.6$ (Fig 4.7) [M. Kassner et al, 2010], ainsi que les travaux de J. Bird et al $n=5$ (Fig. 4.8) [J. Bird et al, 1980] [J. Dvorak et al, 2010]. Nos conditions de fluage choisis sont à contrainte élevée tel que $(\sigma/G) = 1,38E - 02$ et à basse température où $(T/T_f) = 0.34$ et comme la valeur de l'exposant de contrainte trouvé $n > 1$, donc on peut déduire que le mécanisme de fluage qui gouverne notre matériau est dislocationnel.



Les différents paramètres pour la détermination de l'exposant de contrainte n (Tab.4. 2).

Tableau 4.2: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'exposant n .

σ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	n
138	1,62E-05	5.90
154	4,43E-05	
170	5,49E-05	

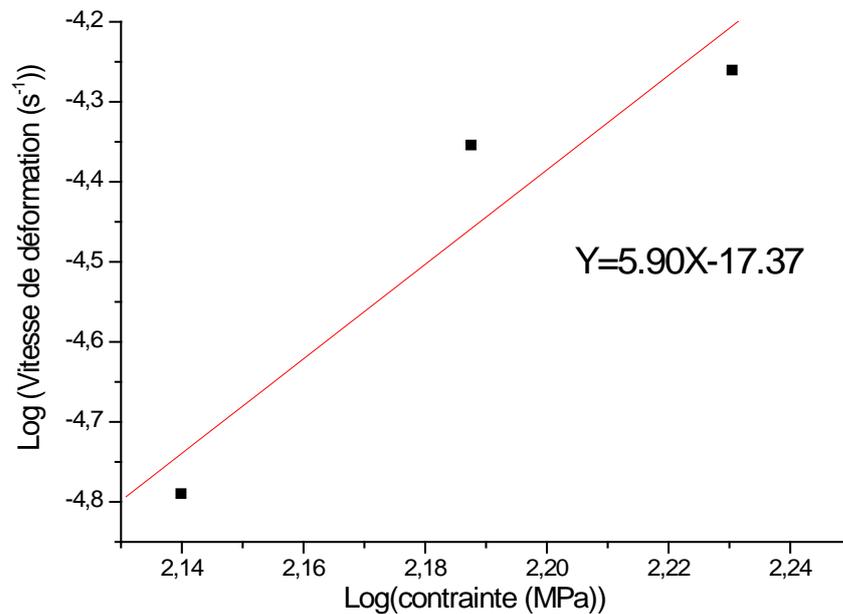


Fig. 4. 9: Courbe de Log ($\dot{\epsilon}$) en fonction de Log (σ) pour T= 190°C

- **Effet de la contrainte sur le comportement du fil tréfilé ($\epsilon=85,94\%$)**

La même chose est remarquée pour un fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,94\%$). La figure 4.10 présente les courbes de fluage qui montrent la variation de la déformation en fonction du temps pour le fil tréfilé soumis à plusieurs contraintes ($\sigma_1 = 428$, $\sigma_2 = 487$ et $\sigma_3=546$ MPa) mais à une température constante $T= 170^\circ\text{C}$, on constate que la valeur de la déformation enregistrée ($\epsilon\%$) augmente avec la contrainte, ainsi que l'augmentation de la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$), cela a entraîné une diminution du temps de rupture (Tab. 4.3).

Tableau 4.3: Vitesse de déformation des différents essais

d[mm]	T[°C]	σ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [s]⁻¹	t_r [s]
3	170°C	428	3,00E-05	16620
		487	4,14E-05	13200
		546	1,00E-04	4800

D'autre part, la figure 4.10a est en accord avec la courbe typique de fluage des métaux (Fig. 4.6.) [J. Lubliner, 2006].

A travers ces résultats, il est clair que le temps de rupture diminue avec la contrainte appliquée. De même, la courbe Log ($\dot{\epsilon}$) en fonction de Log (σ) a été aussi tracée (Fig. 4. 11). Les différents paramètres pour la détermination de l'exposant de contrainte n sont rassemblés dans le tableau 4.4.

Tableau 4.4: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'exposant n .

σ [MPa]	$\dot{\epsilon}$ [s]⁻¹	n
428	3,00E-05	4.89
487	4,14E-05	
546	1,00E-04	

Nos condition de fluage choisi sont à contrainte élevée tel que $(\sigma/G) = 4,28E - 02$ et à basse température où $(T/T_f) = 0.33$ et comme la valeur de l'exposant de contrainte trouvé $n > 1$, conforme aux résultats trouvés par d'autres chercheurs [M. Kassner et al, 2010] [J. Bird et al, 1980] [J. Dvorak et al, 2010] on peut déduire que le mécanisme de fluage qui gouverne notre matériau est dislocationnel.

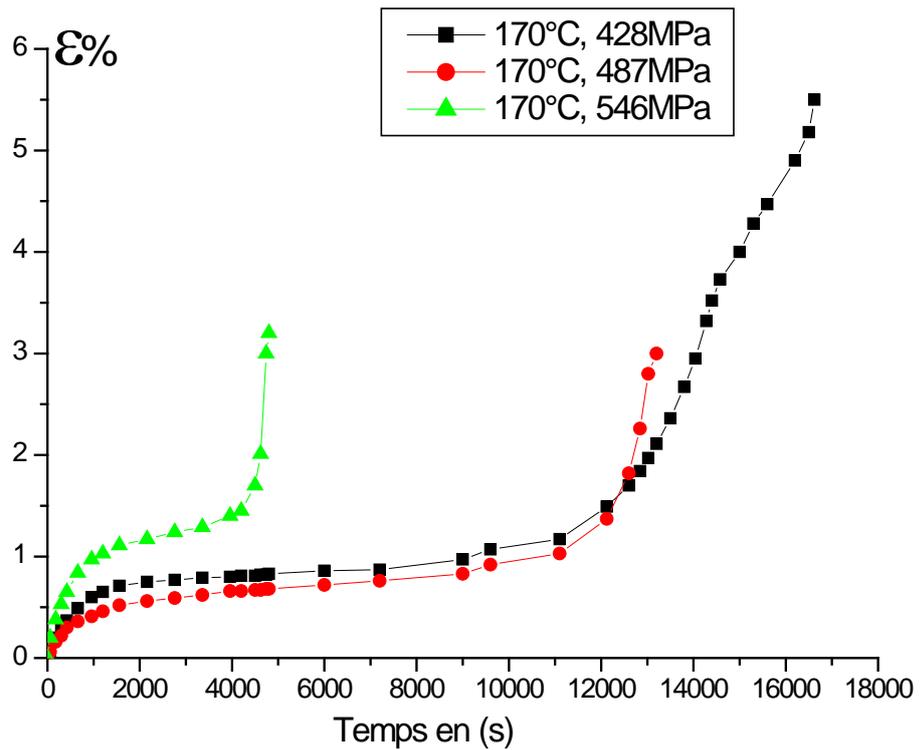


Figure 4.10a: Courbes de fluage à température constante $T=170^{\circ}\text{C}$ du fil de cuivre tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,94\%$) et sous différentes contraintes ($\sigma_1 = 428$, $\sigma_2 = 487$ et $\sigma_3=546$ MPa).

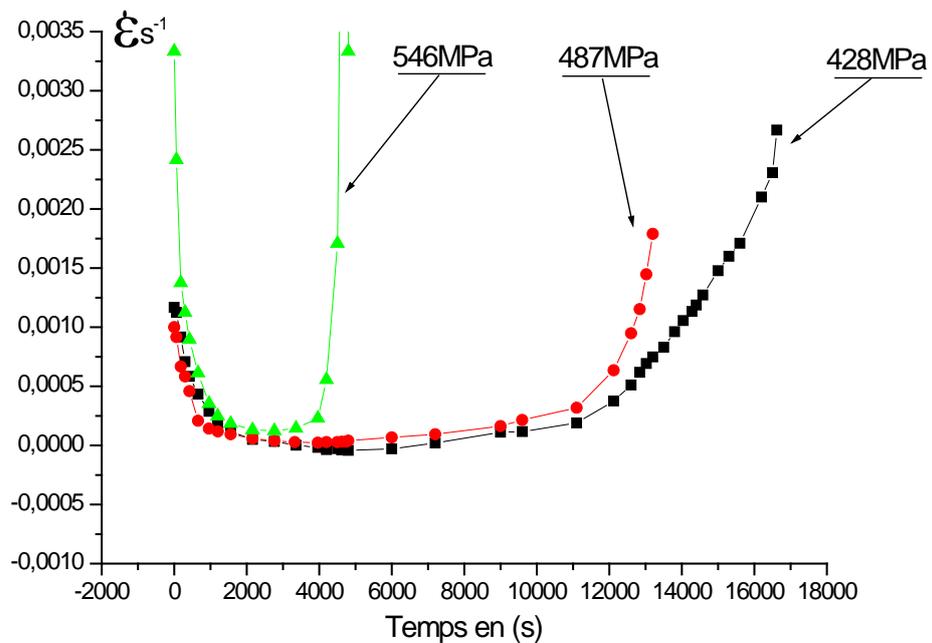


Figure 4.10b: Vitesse de fluage à température constante $T=170^{\circ}\text{C}$ du fil de cuivre tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,94\%$) et sous différentes contraintes ($\sigma_1 = 428$, $\sigma_2 = 487$ et $\sigma_3=546$ MPa).

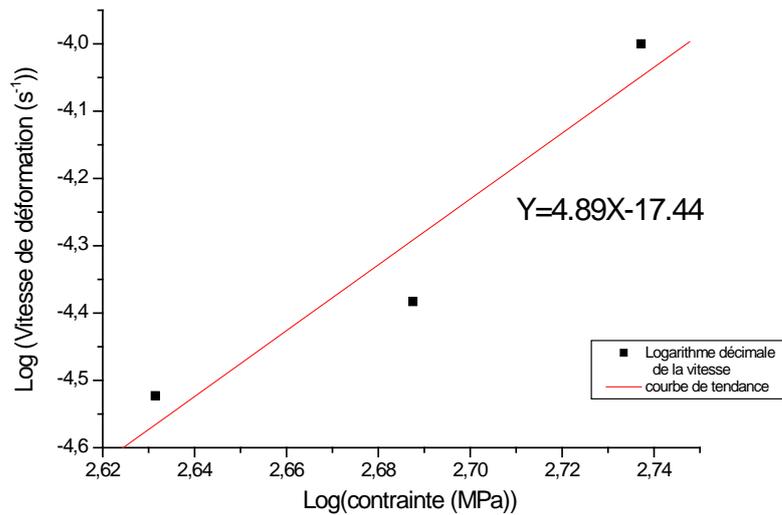


Fig. 4. 11: Courbe de Log ($\dot{\epsilon}$) en fonction de Log (σ) pour T= 170°C

I.3 Effet de la température sur les essais de fluage des fils tréfilés

- **Effet de la température sur le comportement du fil tréfilé d=1.8mm ($\epsilon=94,94\%$)**

Dans cette partie, nous avons appliqué différentes températures lors des essais de fluage. Les figures 4.12, 4.13 et 4.14 montrent les courbes de fluage déformation en fonction du temps des fils tréfilés soumis à une même contrainte $\sigma=138$ MPa. De même, les courbes de vitesse de déformations sont aussi présentées.

Nous pouvons déduire que, l'augmentation de la température, fait augmenter la déformation (ϵ), avec une diminution du temps de rupture (t_r).

Nous remarquons également que la valeur de la vitesse stationnaire augmente avec l'augmentation de la température (Tab. 4.5).

Ce comportement est dû à l'augmentation de la mobilité des dislocations, c'est-à-dire, que les dislocations peuvent monter lorsque le glissement est bloqué par un obstacle [Poirier, 1976]. D'autre part, William et Wood [G. R. Williams *et al*, 1949] décrivent le mécanisme par la déformation du métal à une température moyenne et élevée. A une température moyenne, la déformation se produit principalement par un mécanisme de glissement et la subdivision (et de l'effondrement) des grains en sous-grains de taille sub-microscopique.

Quand la température augmente la vitesse de déformation diminue. Dans ce cas, des cellules peuvent être observées. Dans ce cas la déformation s'effectue d'une manière continue et c'est une caractéristique du phénomène de fluage.

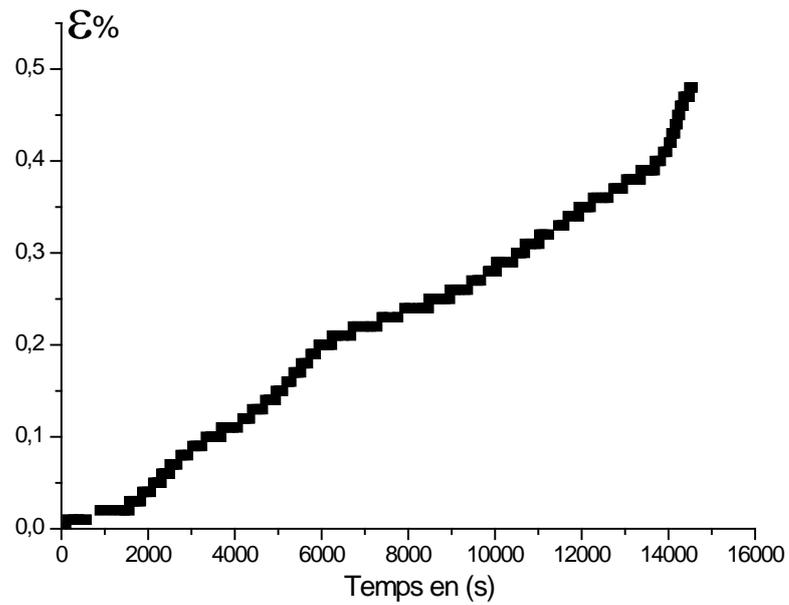


Figure 4.12a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

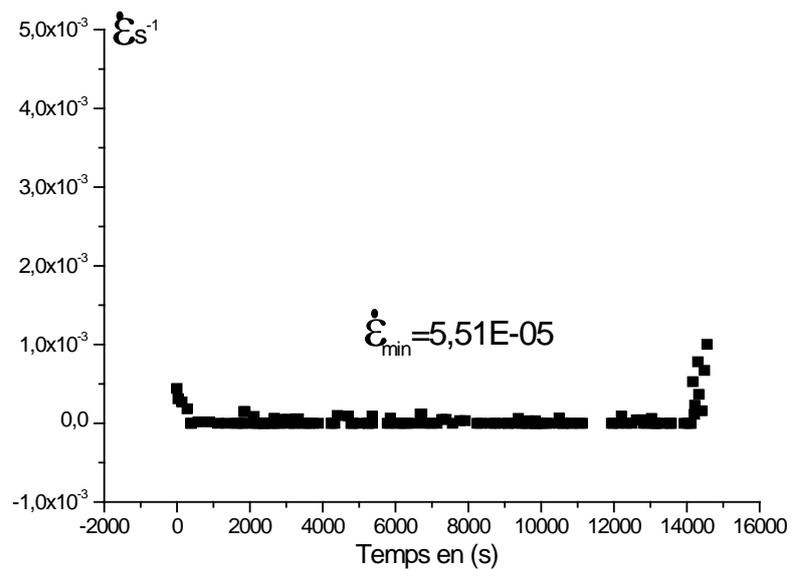


Figure 4.12b : Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=190^\circ\text{C}$)

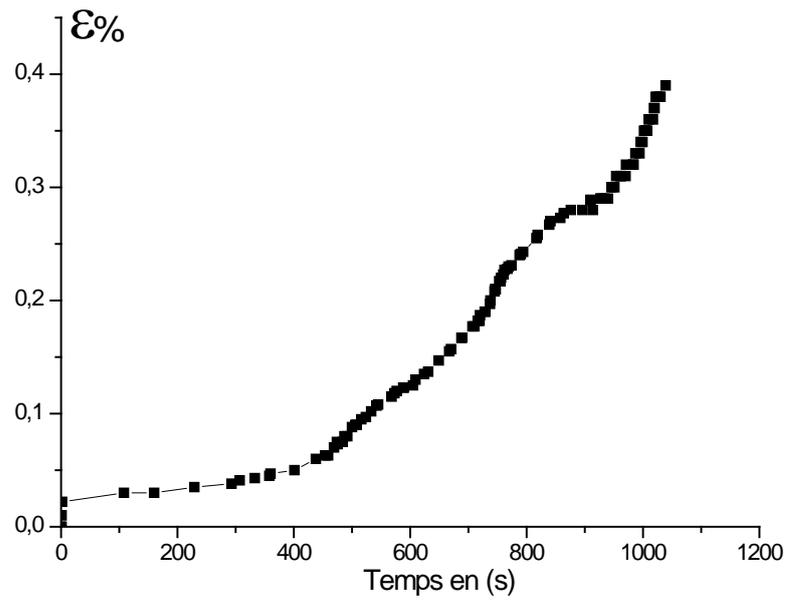


Figure 4.13a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=240^\circ\text{C}$)

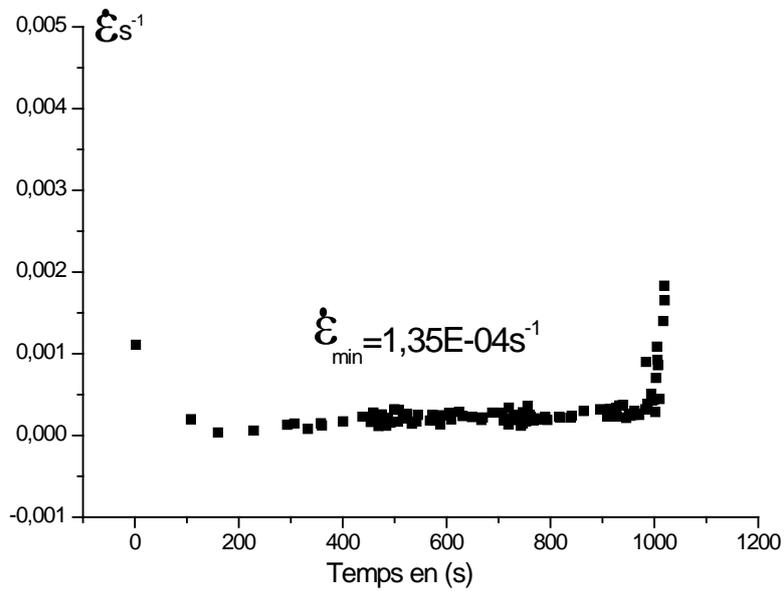


Figure 4.13b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=240^\circ\text{C}$)

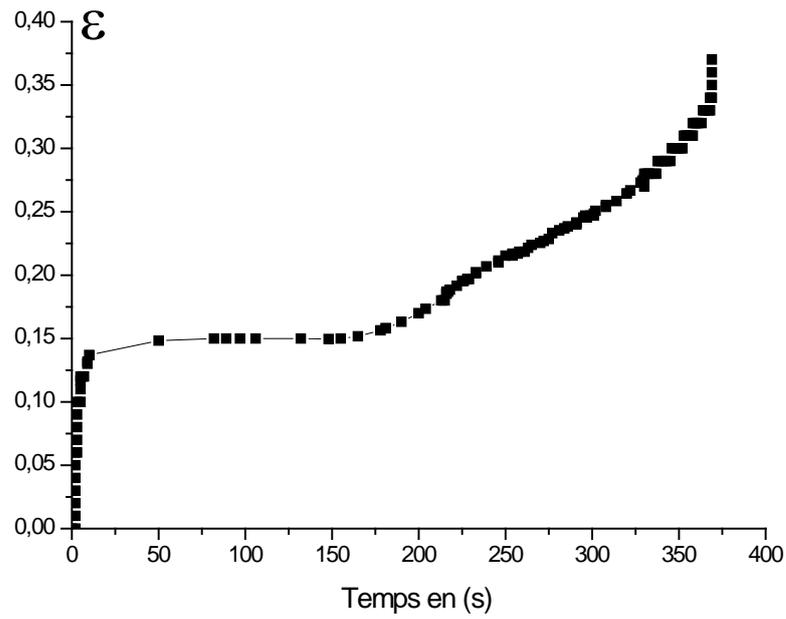


Figure 4.14a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=290^\circ\text{C}$)

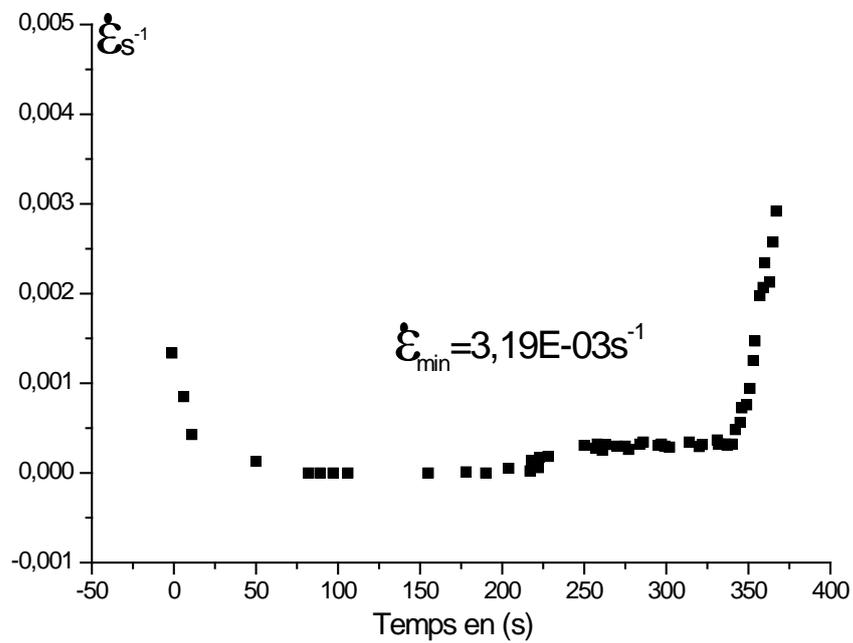


Figure 4.14b Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) ($\phi=1.8\text{mm}$ $\sigma=138\text{MPa}$ et $T=290^\circ\text{C}$)

La figure 4.15 regroupe les différentes courbes obtenues précédemment et qui montre l'effet de l'augmentation de la température sur les courbes de fluage. On note que cette courbe est en accord avec la courbe typique de fluage des métaux (Fig. 4.6) page 83 [J. Lubliner, 2006], c'est-à-dire plus la température augmente et plus les courbes ont tendance à se déplacer vers la gauche (axe des ε).

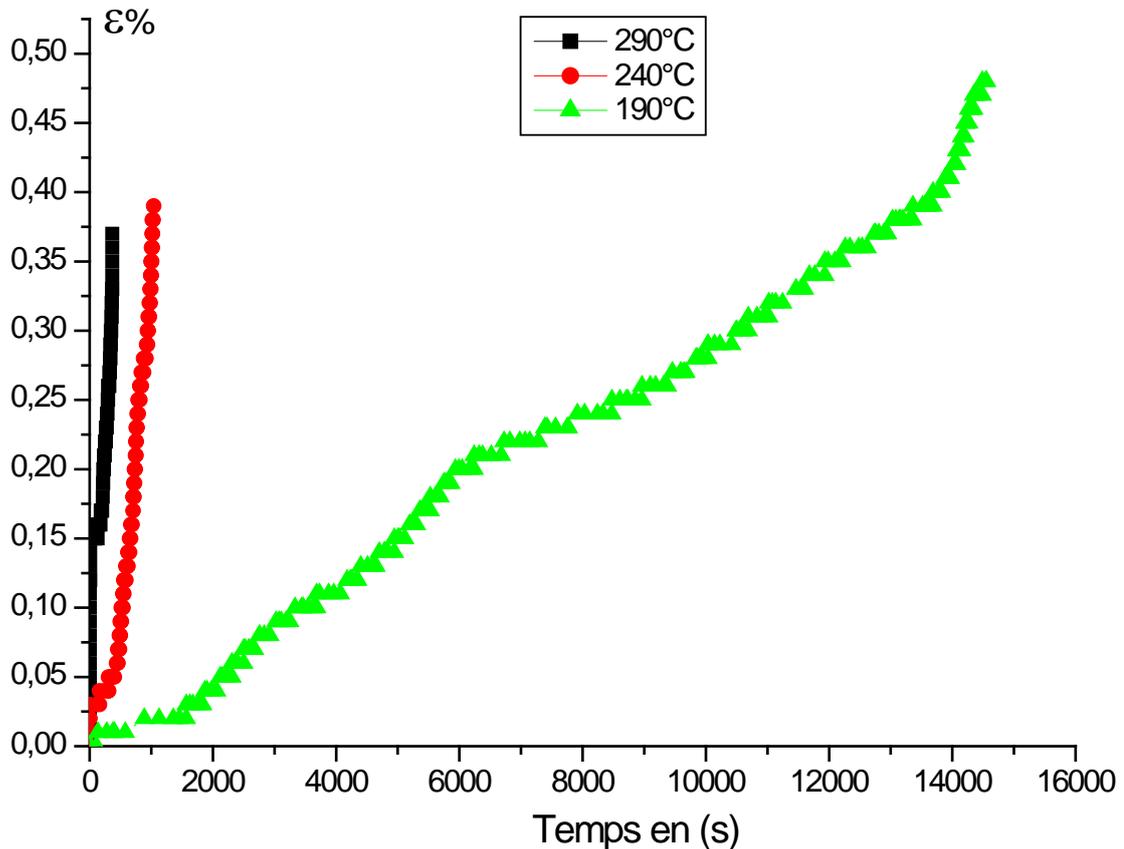


Figure 4.15: Courbe d'essai de fluage de fil de cuivre tréfilé ($\varepsilon=94,94\%$) $\phi=1.8\text{mm}$ a contrainte constante ($\sigma=138\text{MPa}$) et température variable

- **Détermination de l'énergie d'activation Q_c**

Pour déterminer l'énergie d'activation Q_c on trace l'évolution du logarithme népérien des vitesses de déformation en fluage stationnaire ($\dot{\varepsilon}_{min}$) en fonction de $1/RT$ (R : Constante de Boltzmann), on se basant sur l'équation $Q_c = \left(\frac{\partial \ln(\dot{\varepsilon}_{min})}{\partial (-\frac{1}{RT})} \right)_{\sigma}$, par conséquent, la pente de la courbe donne la valeur de Q_c (Fig. 4. 17). Les différents paramètres pour la détermination de l'énergie d'activation sont regroupés dans le tableau 4. 5.

Tableau 4.5: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'énergie d'activation Q_c .

σ [MPa]	T[°K]	1/RT[K ⁻¹]	$\dot{\epsilon}$ [S ⁻¹]	t_r [s]	Q_c [K J/mol]
138	463	2,60E-04	5,51E-05	14556	85.59
	513	2,34E-04	1,35E-04	1039	
	563	2,14E-04	3,19E-03	369	

J. Dvorak et al en déterminé l'énergie d'activation pour le fluage du cuivre à $(0.31 \div 0.39)T_f$ sous 80MPa $Q_c = (90.3-106.1)$ KJ/mol.(Fig. 4.16) [J. Dvorak et al, 2010].

R. Z. Valiev et al. trouvèrent que l'énergie d'activation pour le cuivre à grains ultrafins a pour valeur 78KJ/mol [R. Z. Valiev, 1994].

A. Ayensu et al, ont déterminé l'énergie d'activation pour le fluage du cuivre tréfilé à une température $(0.42 \div 0.57)T_f$ sous $(7.08 \div 21.24)$ MPa Q_c est de $(61.3 \div 63.2)$ KJ/mole [A. Ayensu et al, 1992].

Le mécanisme dominant à température intermédiaire de $(0.3 \div 0.7)T_f$ peut être prédit en se basant sur l'exposant de contrainte n , et l'énergie d'activation de fluage Q_c [A. Ayensu et al, 1992].

Nos conditions de fluage choisis sont à contrainte élevée tel que $(\sigma/G) = 1,38E - 02$ et à basse température $(T/T_f = 0.34)$ l'énergie d'activation Q_c trouvée est de 85.59 KJ/mole. Notre résultat est en accord avec celle obtenues par les auteurs cités auparavant, la valeur de l'énergie déterminée Q_c est inférieure à celle de l'autodiffusion du cuivre pur (197 KJ/mole) [G. Li et al, 2000], l'énergie d'activation trouvée représente une confirmation de plus sur le type de mécanisme qui est de type dislocationnel.

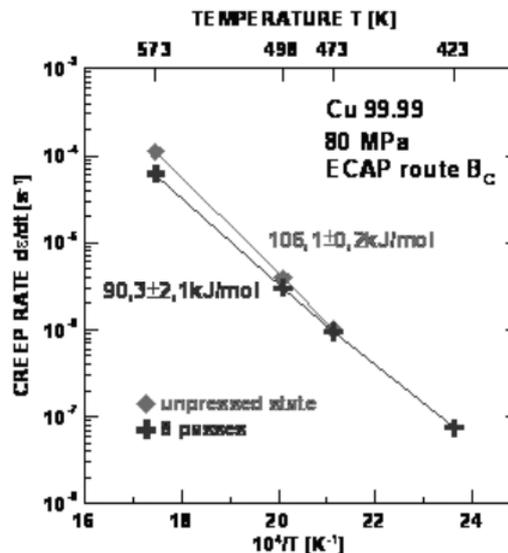


Figure 4.16: Energie d'activation pour le fluage du cuivre [J. Dvorak et al, 2010].

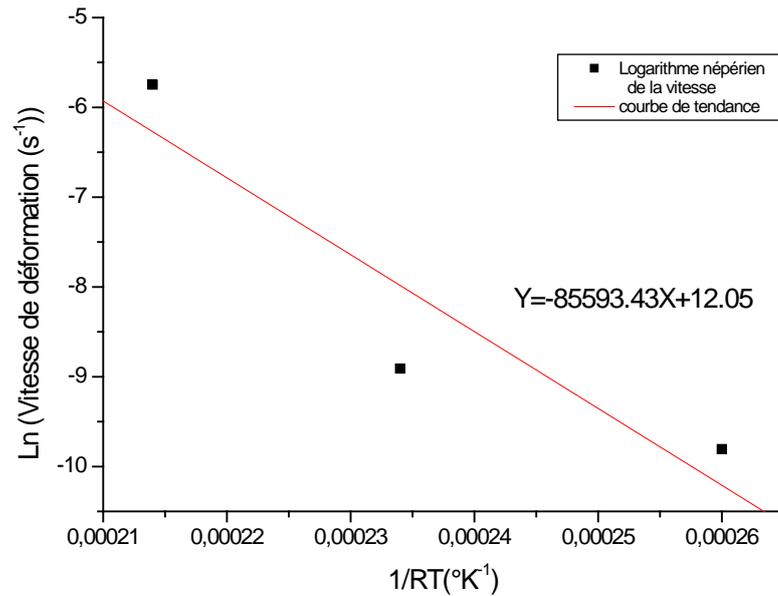


Fig. 4.17: Courbe de $\ln(\dot{\epsilon})$ en fonction de $1/RT$ pour $\sigma=138\text{MPa}$

- **Effet de la température sur le comportement du fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,94\%$)**

La figure 4.15a rassemble les courbes de fluage du fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,94\%$) soumis à $\sigma_1 = 486\text{MPa}$ mais à différentes températures $T_1=93^{\circ}\text{C}$, $T_2=170^{\circ}\text{C}$, $T_3=230^{\circ}\text{C}$. on remarque bien la mise en évidence de l'effet de la température sur le comportement de ces fils, c'est-à-dire que le temps de rupture diminue quand la température augmente.

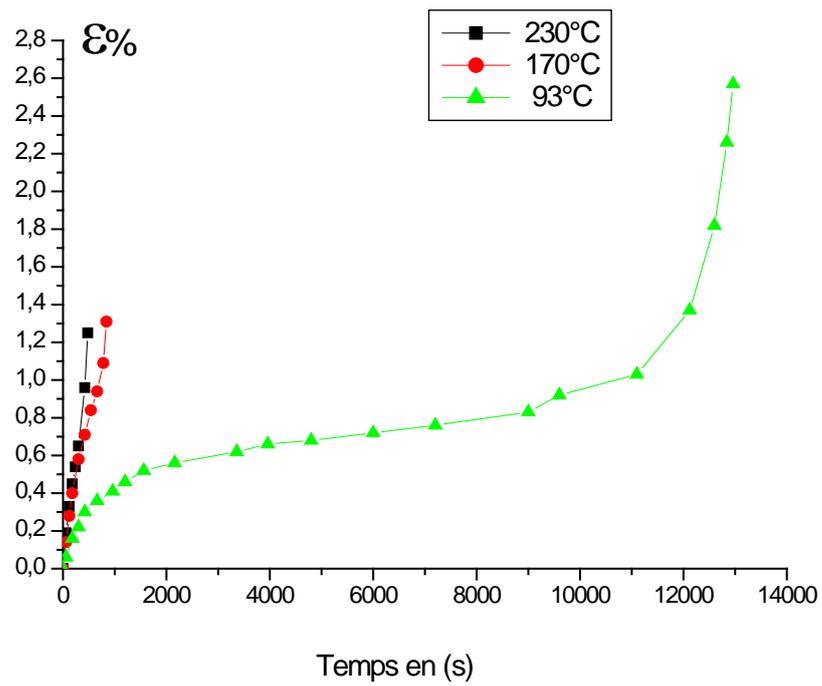


Figure 4.18a: Courbe de fluage du fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,95\%$) à $T_1=93^\circ\text{C}$, $T_2=170^\circ\text{C}$ et $T_3=230^\circ\text{C}$ sous une contrainte constante $\sigma=486\text{MPa}$.

De même, les courbes de variation des vitesses de déformation sont aussi présentées (Fig. 4.18b).

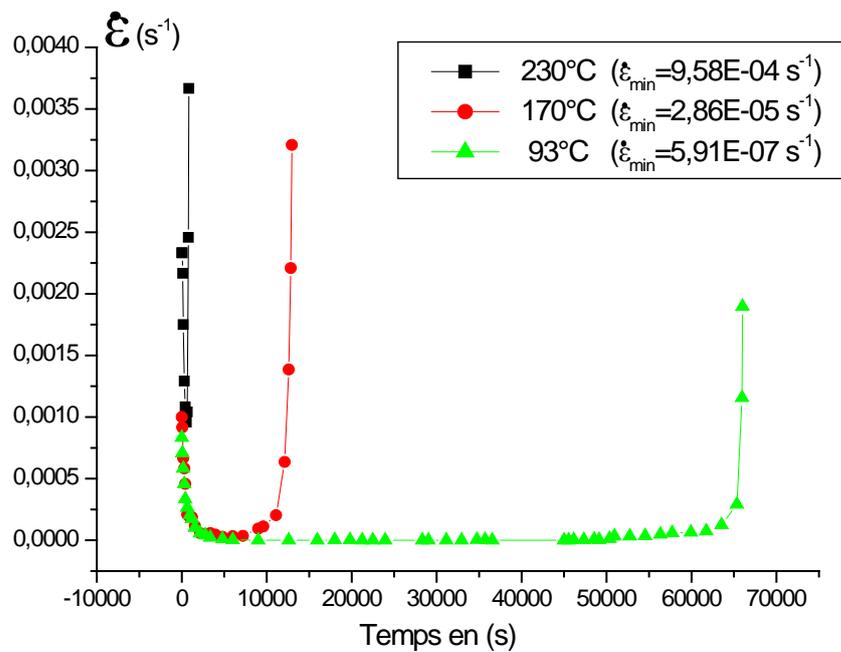


Figure 4.18b: Vitesse de fluage du fil tréfilé $d=3\text{mm}$ ($\epsilon=85,95\%$) à $T_1=93^\circ\text{C}$, $T_2=170^\circ\text{C}$ et $T_3=230^\circ\text{C}$ sous une contrainte constante $\sigma=486\text{MPa}$.

De même, la courbe d'évolution du logarithme népérien des vitesses de déformation en fluage stationnaire en fonction de $1/RT$ est tracée. La pente de la courbe définit l'énergie d'activation $Q_c = 80.2 \text{ K J/mol}$. (Fig. 4. 19). Les différents paramètres pour la détermination de l'énergie d'activation Q_c sont indiqués dans le tableau 4. 6.

Tableau 4.6: Valeurs des paramètres pour la détermination de l'énergie d'activation Q_c .

σ [MPa]	T(°K)	$1/RT$ [K ⁻¹]	$\dot{\epsilon}$ [S ⁻¹]	t_r [s]	Q_c [K J/mol]
486	366	3,29E-04	5,91E-07	13078	80.2
	443	2,71E-04	2,86E-05	876	
	503	2,39E-04	9,50E-04	536	

L'énergie d'activation trouvée représente une confirmation de plus sur le type de mécanisme qui est dans notre étude est de type dislocationnel.

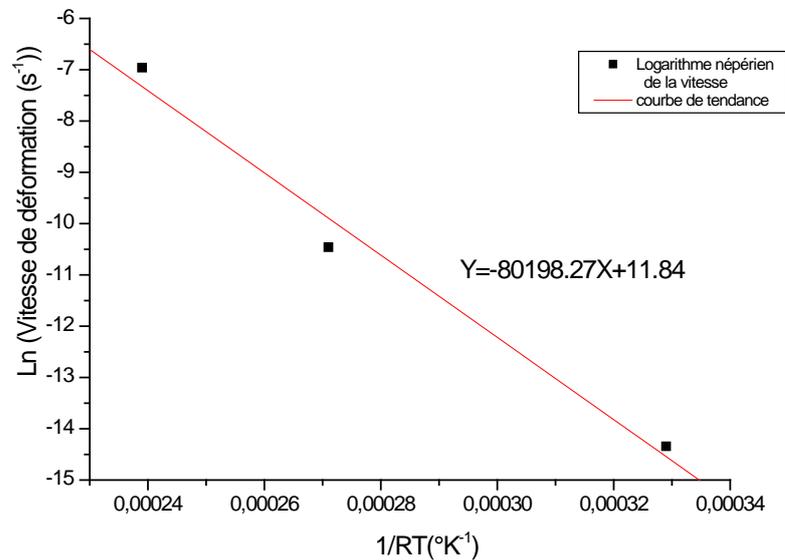


Fig. 4.19: Courbe de $\ln(\dot{\epsilon})$ en fonction de $1/RT$ pour $\sigma=486 \text{ MPa}$

I.4 Effets des prétraitements thermiques sur le comportement du fil tréfilé durant les tests de fluage :

- **Effet des prétraitements thermiques sur le comportement du fil tréfilé ($\epsilon=94,94\%$)**

Afin de mettre en évidence l'historique métallurgie sur le comportement au fluage du fil de cuivre, on a pris des fils de cuivre tréfilés puis recuit à 500°C pendant 2 min, 15 min et 2 heures. Les résultats obtenus sont illustrés dans les figures 4.20, 4.21, 4.22 et 4.23.

Globalement, ces recuits ont augmenté le temps de rupture, ce qui représente une amélioration de la résistance au fluage du fil de cuivre par rapport au fil tréfilé et non recuit.

Nous constatons que le fil tréfilé et recuit pendant 2mn présente un temps de rupture élevé par rapport aux autres fils, donc une meilleure résistance au fluage. Cette amélioration est due à la microstructure de l'échantillon recuit, car à 2 minutes de recuit à 500°C, l'échantillon est recristallisé et qui est formé de grains fins ce qui augmente sa résistance à la rupture.

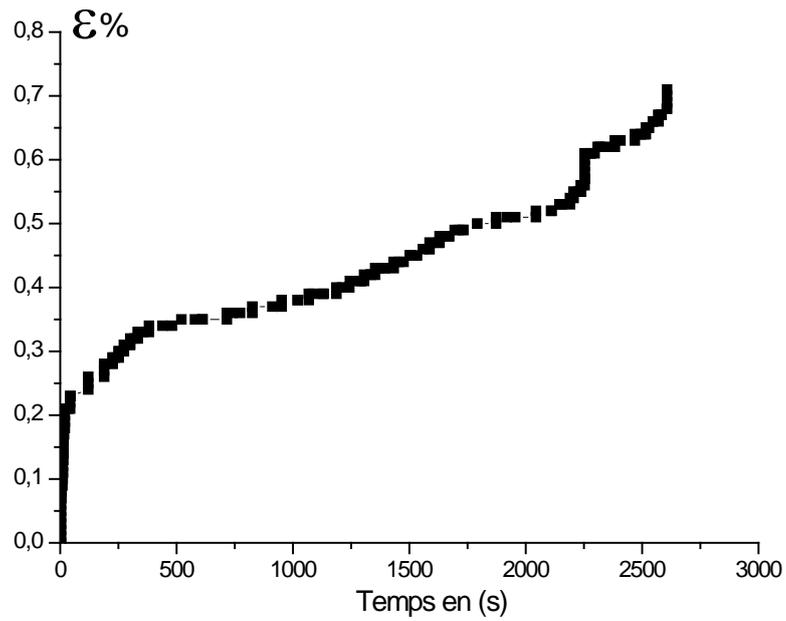


Figure 4. 20a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) puis recuit à 500°C pendant 2h , $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$.

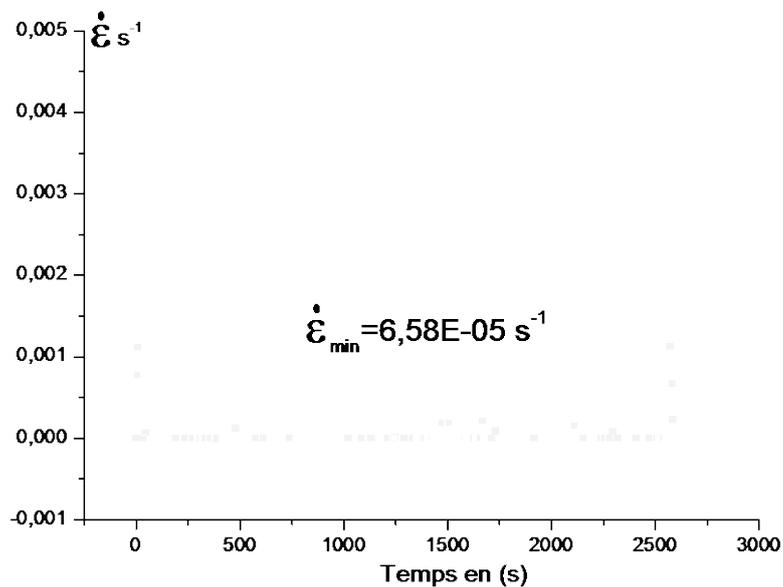


Figure 4. 20b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) puis recuit à 500°C pendant 2h , $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$.

La vitesse de fluage pour cet essai est de $\dot{\epsilon} = 6,58 \text{ E} - 5 \text{ s}^{-1}$

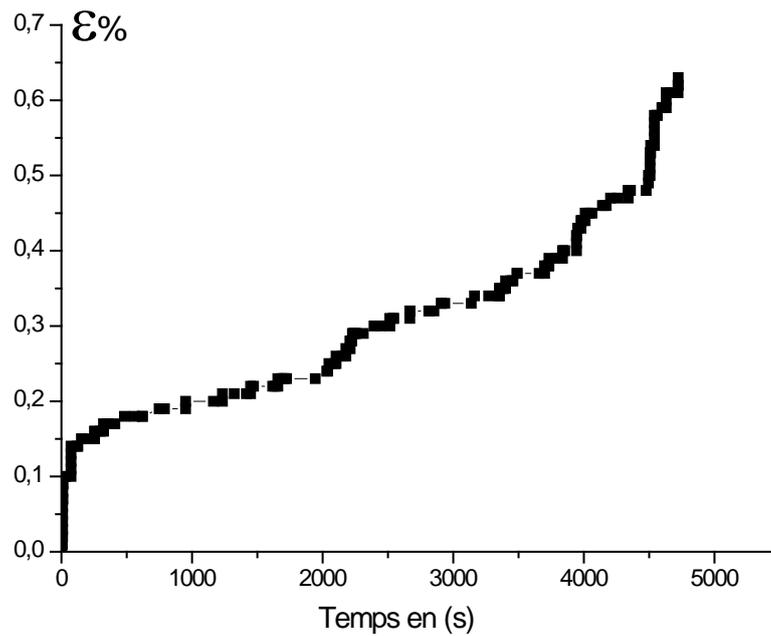


Figure 4.21a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) puis recuit à 500°C pendant 15mn, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$.

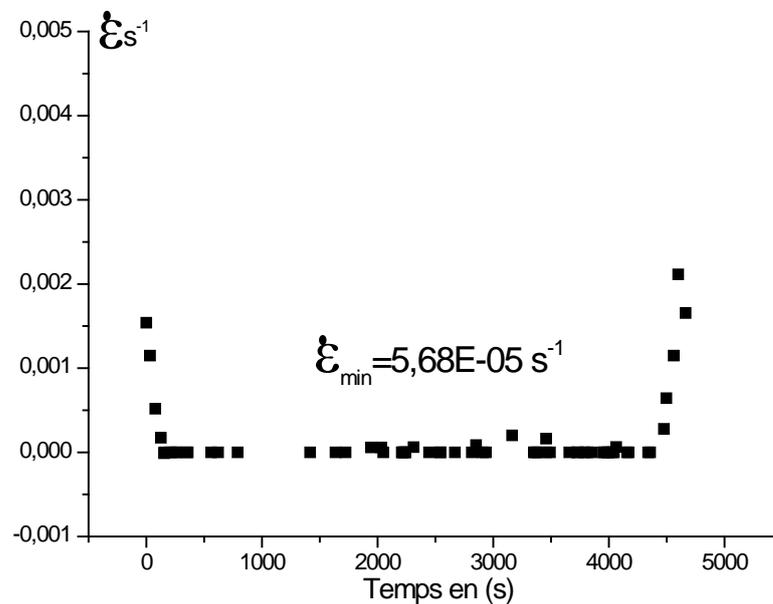


Figure 4.21b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) puis recuit à 500°C pendant 15mn, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$.

La vitesse de fluage pour cet essai est de $\dot{\epsilon} = 5,68 \text{ E} - 5 \text{ s}^{-1}$

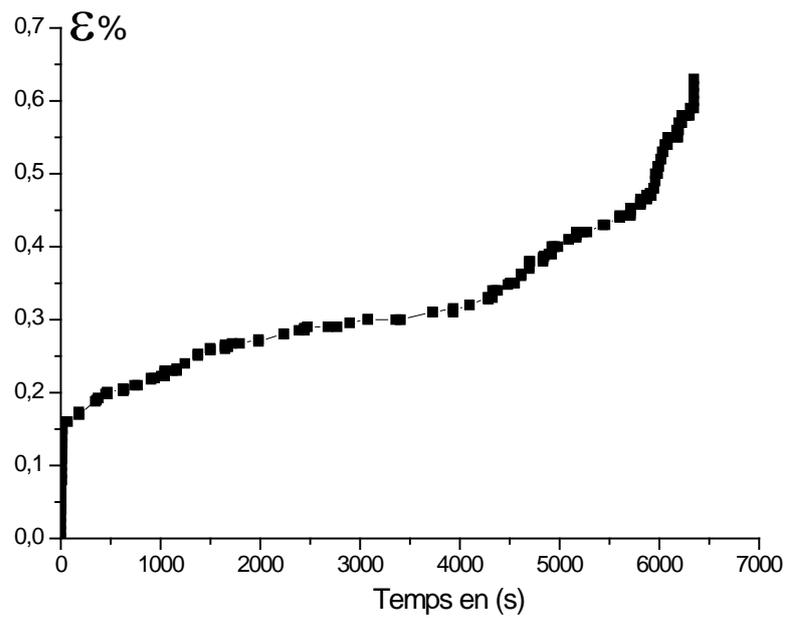


Figure 4.22a: Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\varepsilon=94,94\%$) puis recuit à 500°C pendant 2mn, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$.

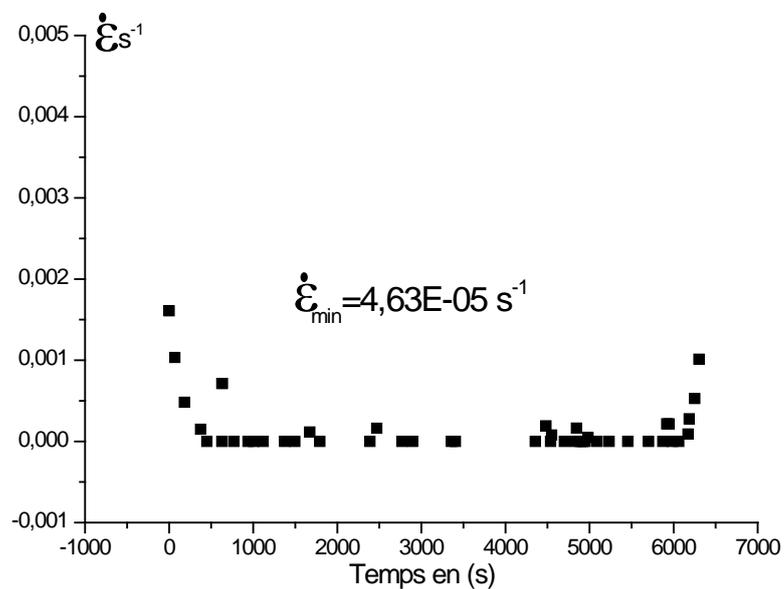


Figure 4.22b: Vitesse de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\varepsilon=94,94\%$) puis recuit à 500°C pendant 2mn, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^{\circ}\text{C}$.

La vitesse de fluage pour cet essai est de $\dot{\varepsilon} = 4,63E - 5 \text{ s}^{-1}$

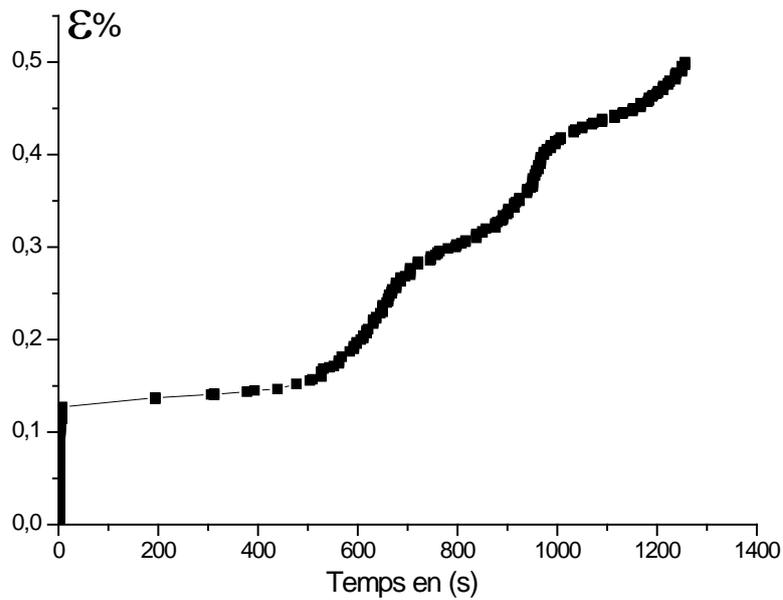


Figure 4.23a : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) sans recuit, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^\circ\text{C}$,

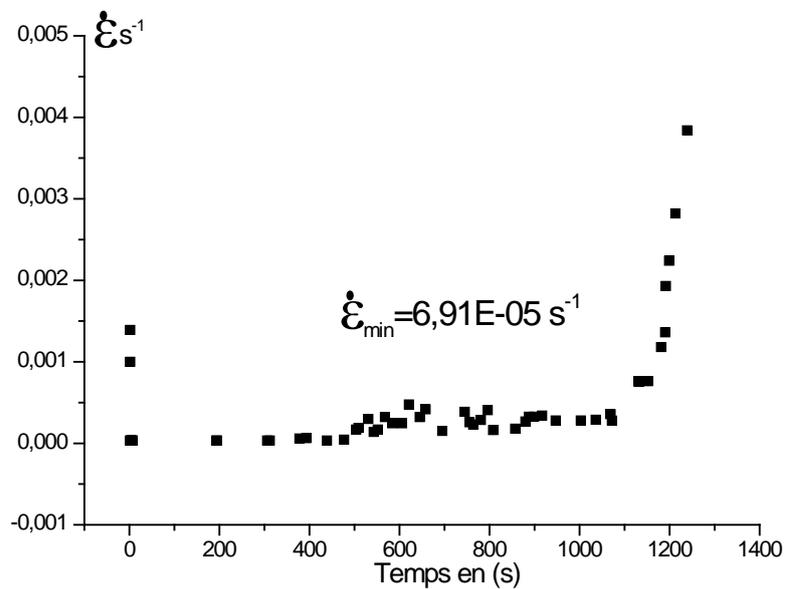


Figure 4.23b : Courbe de déformation de fluage en fonction du temps d'un fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=94,94\%$) sans recuit, $\sigma=162\text{MPa}$ et $T=240^\circ\text{C}$,

La vitesse de fluage pour cet essai est de $\dot{\epsilon} = 6,91\text{E} - 5 \text{ s}^{-1}$

La figure 4.24 illustre les courbes de fluage déformation en fonction du temps des fils tréfilés et recuit selon des temps de maintien variant entre 2mn et 2h.

Nous remarquons que la déformation enregistré ($\epsilon\%$) et la vitesse de déformation ont augmentés avec l'augmentation du temps de maintien de recuit, également nous pouvons constaté que le fil tréfilé non recuit, présente une déformation (ϵ) et un temps de rupture moins par rapport aux fils tréfilés et recuits.

On peut déduire aussi que:

- La vitesse de fluage change avec le temps de maintien.
- la déformation augmente avec l'augmentation du temps de maintien.
- Le temps de rupture diminue avec l'augmentation du temps de maintien.
- Le fil tréfilé sans recuit a un temps de rupture minimal.

A partir de ces courbes, on peut remarquer l'existence des trois stades de fluage dans tous les échantillons mais la durée de chaque stade varie d'un échantillon à un autre, c'est-à-dire, cette durée dépend du traitement thermique appliqué. Par exemple, le fil traité pendant 2 minutes est caractérisé par un état stationnaire plus long et aussi il est caractérisé par un temps de rupture aussi important (Tab. 4. 7), mais le fil tréfilé et non recuit a un temps de rupture le plus réduit. Par conséquent, nous pouvons déduire que le traitement thermique à 500°C pendant 2 minutes est le plus approprié.

Tableau 4.7: Valeurs des vitesses pour différent temps de maintien au recuit.

Temps de maintien	$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]	t_r [s]	observation
sans recuit	6,91E-05	1039	
2 mn	4,63E-05	6346	$\dot{\epsilon}_{min}$ et $t_{r_{max}}$
15 mn	5,68E-05	4723	
2 h	6,58E-05	2607	

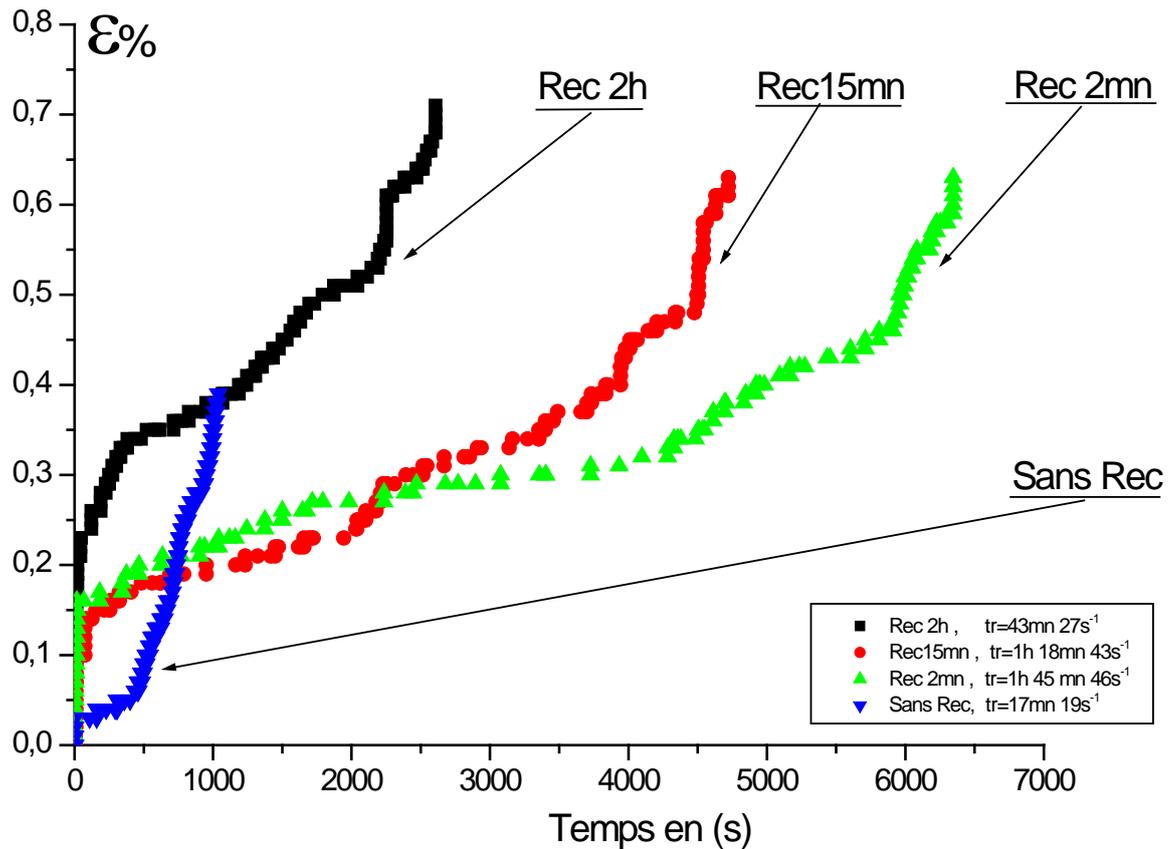


Figure 4.24 : Courbes de fluage à $T=240^{\circ}\text{C}$ et sous $\sigma=162\text{MPa}$ des fils tréfilés ($\epsilon=94,94\%$) et recuit pendant 2h, 15mn, 2mn et fil tréfilé non recuit

- **Effet des prétraitements thermiques sur le comportement du fil tréfilé $d=3\text{mm}$**
($\epsilon=85,94\%$)

La figure 4. 25 montre les courbes après tests de fluage effectués à $\sigma=487\text{MPa}$ et $T=170^{\circ}\text{C}$.

A partir de ces résultats, le matériau non traité a le plus grand temps de rupture, mais le temps minimum est enregistré pour le fil tréfilé pendant 10mn à 500°C . On note que sur la base des travaux antérieurs, cette température provoque une réaction de recristallisation du fil de cuivre tréfilé [Z. Boumerzoug et al, 2001] et [Z. Boumerzoug et al, 2002].

A. Schwope et al [A. Schwope et al, 1950] étudièrent plusieurs types de cuivre commercial et montrèrent que le cuivre déformé a la plus grande résistance au fluage.

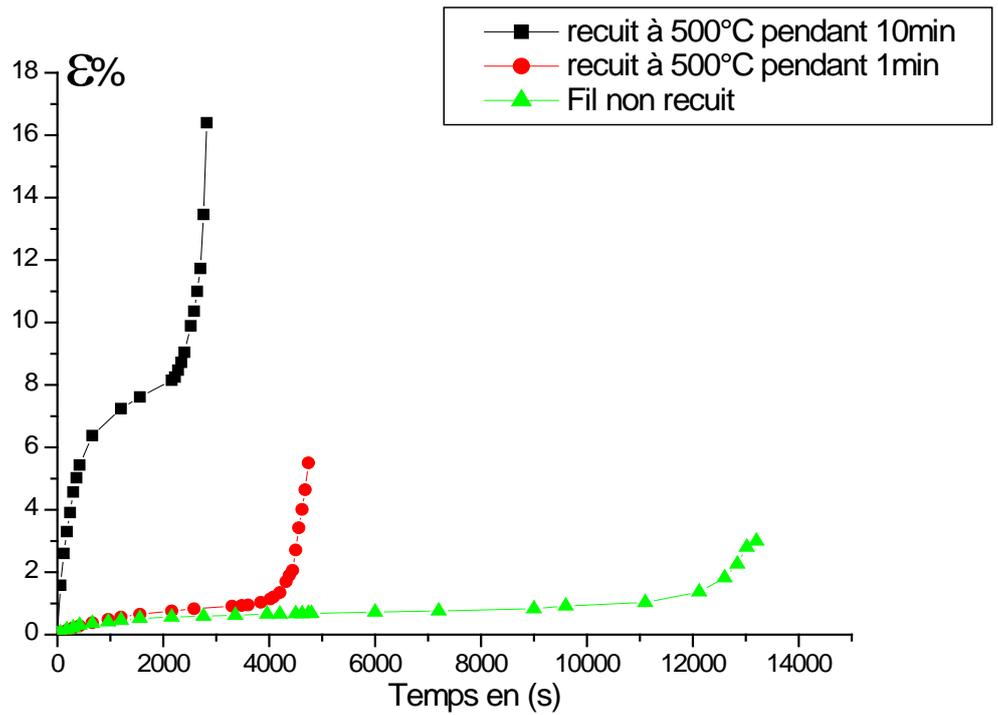


Figure 4. 25a: Courbes de fluage à $T=170^{\circ}\text{C}$ sous $\sigma =487\text{MPa}$ du fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=85,94\%$) et prétraité à 500°C pendant 1mn, 10mn et du fil non traité.

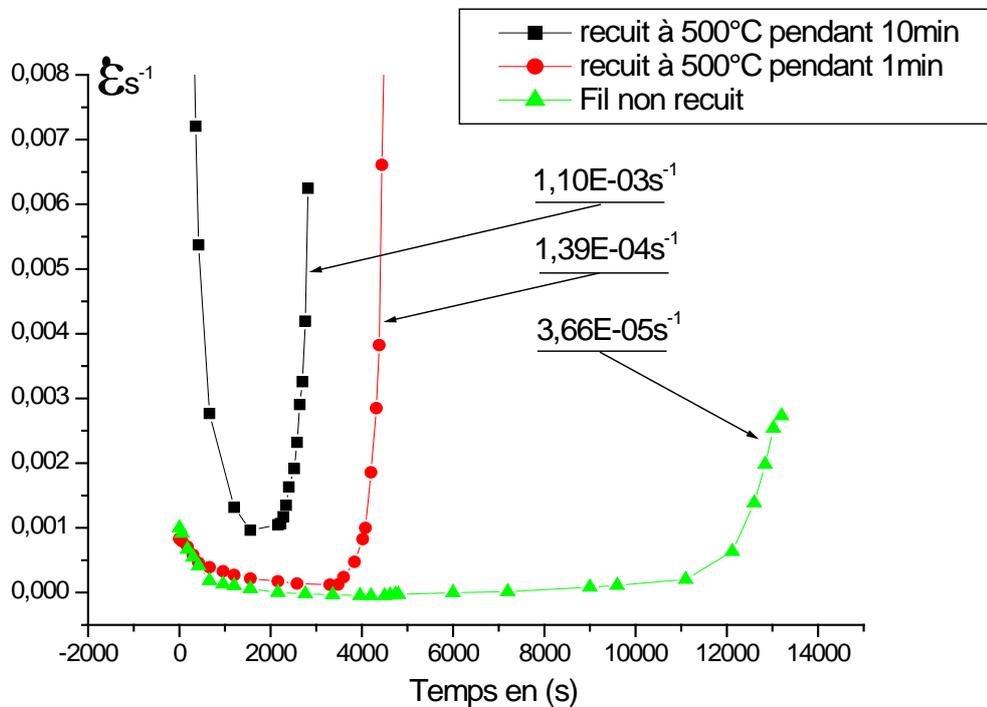


Figure 4. 25b: Vitesse de fluage à $T=170^{\circ}\text{C}$ sous $\sigma =487\text{MPa}$ du fil de cuivre tréfilé ($\epsilon=85,94\%$) et prétraité à 500°C pendant 1mn, 10mn et du fil non traité.

II Essais de traction

Les essais de traction permettent d'évaluer des grandeurs caractéristiques telles que la limite d'élasticité, contrainte maximale, capacité d'érouissage et ductilité.

On note que la même catégorie des échantillons (Fig. 4.26) testés par fluage est soumise aux tests de traction mais à la température ambiante. Il est bien connu pour un test à une charge constante (ou contrainte) comme le cas du test de fluage, il y a une variation de la vitesse d'élongation (déformation) avec le temps, mais pour un test effectué à une vitesse constante d'élongation (déformation) comme le cas du test de traction, le changement des propriétés est observé sur une courbe qui montre le changement de la contrainte en fonction de la déformation.

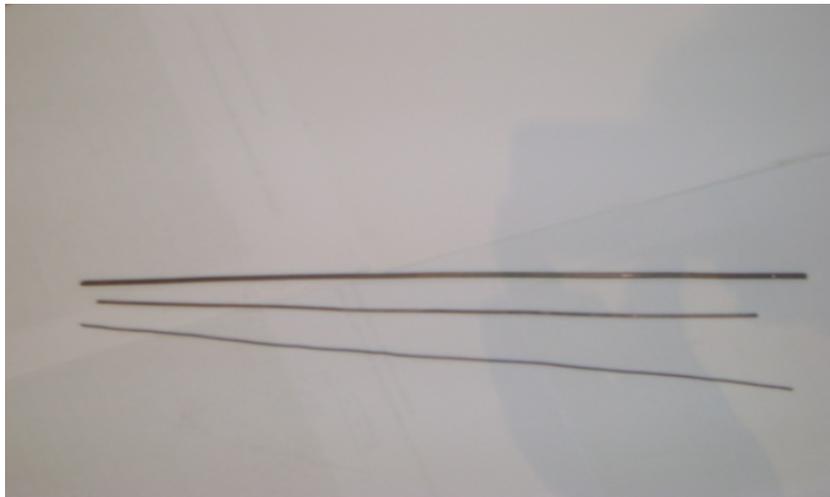


Figure 4.26 Fils de cuivre tréfilés puis recuits

Les figures 4.27, 4.28, 4.29, 4.30 et 4.31 et les tableaux 4.8, 4.9, 4.10, 4.11 et 4.12 présentent les résultats d'essai de traction à 2 mm/mn sur nos différents types de fils de cuivre tréfilé et des fils tréfilés et recuits de diamètre 1.8 mm et de longueur 20mm.

La figure 4.27 présente l'essai de traction d'un fil tréfilé non traité.

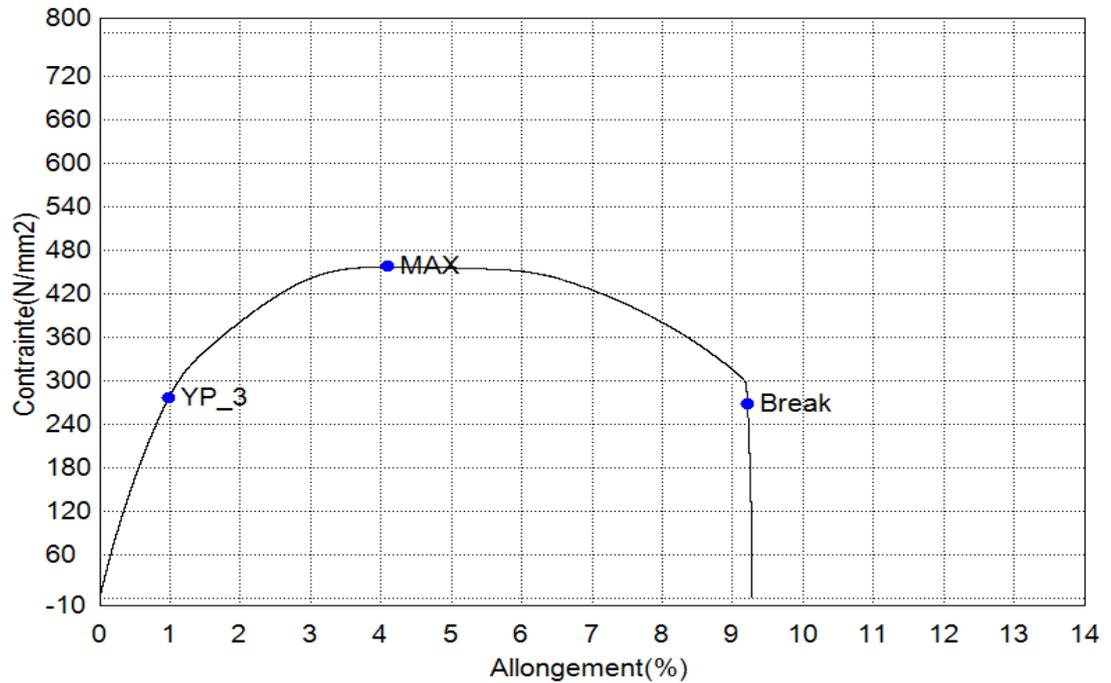


Figure 4.27: Courbe de traction du fil tréfilé non recuit.

Tableau 4.8: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé non recuit.

Max Force	Max Constraint	Max Allong.	Break Allong.	Tangent	Elastic	Slope Standard	YP_3 Force	YP_3 Constraint
N	MPa	%	%	N/mm ²	N/mm ²	N/mm	N	MPa
1140.52	448.197	3.21267	7.82667	51677.6	26667.2	3392.98	967.199	380.085

La figure 4.28 présente l'essai de traction d'un fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 2mn.

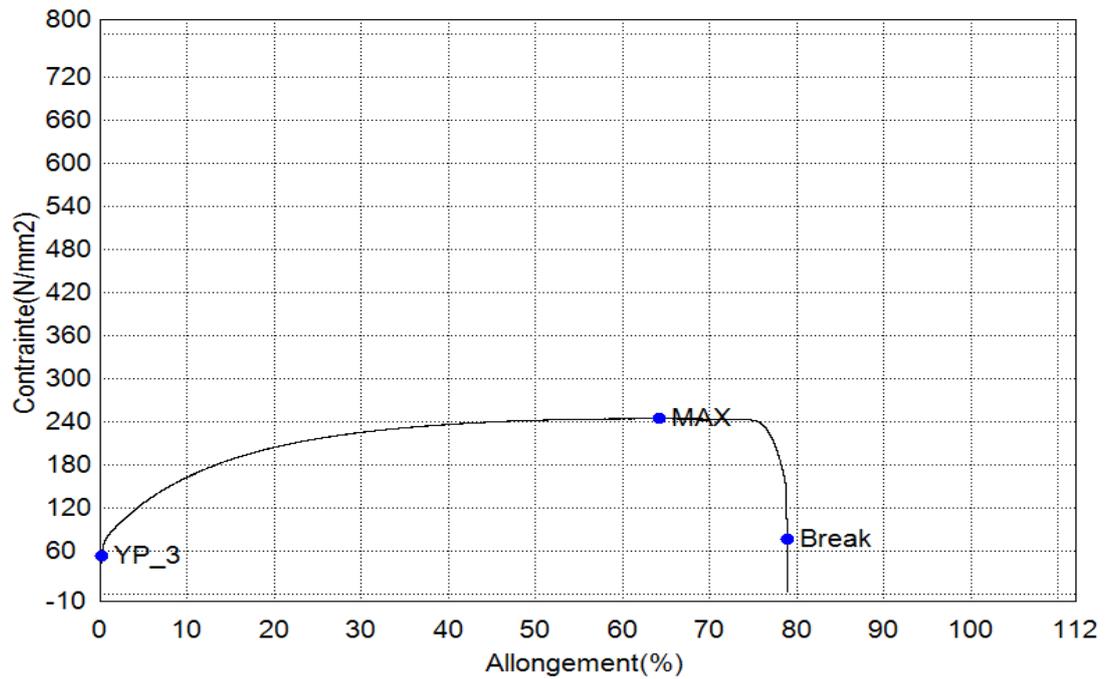


Figure 4.28: Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 2mn.

Tableau 4.9: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 2mn.

Max Force	Max Contraint	Max Allong.	Break Allong.	Tangent	Elastic	Slope Standard	YP(Points) Force	YP(Points) Contrain
N	M Pa	%	%	N/mm ²	N/mm ²	N/mm	N	MPa
620.105	243.686	64.2438	78.9195	46992.3			133.300	52.3835

La figure 4.29 présente l'essai de traction d'un fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 15mn.

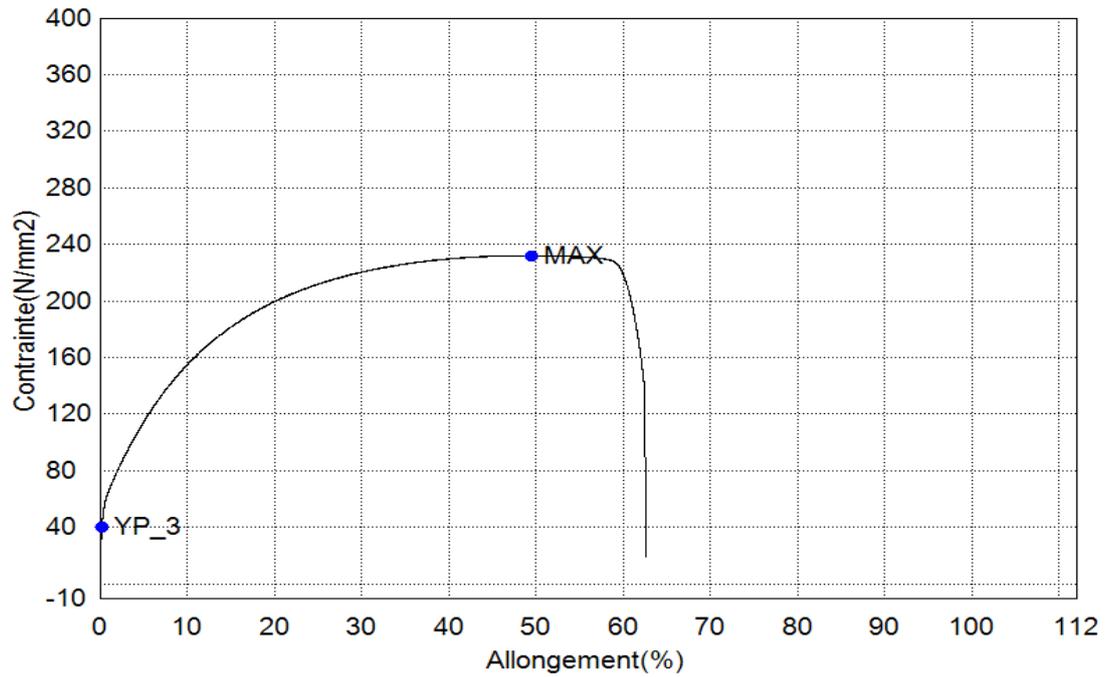


Figure 4.29: Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 15mn.

Tableau 4.10: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 15mn

Max Force N	Max Constraint MPa	Max Allong. %	Break Allong. %	Tangent N/mm ²	Elastic N/mm ²	Slope Standard N/mm	YP(Points) Force N	YP(Points) Contrain MPa
590.496	232.050	49.4633		28484.9			102.812	40.4027

La figure 4.30 présente l'essai de traction d'un fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 1h.

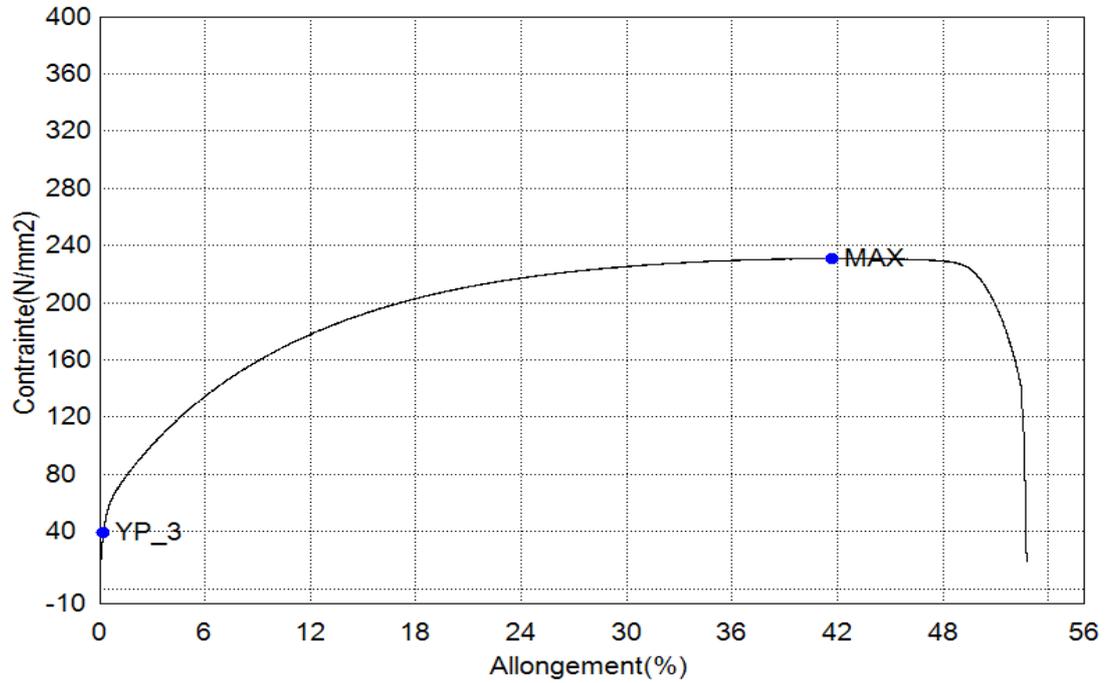


Figure 4.30: Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 1h.

Tableau 4.11: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 1h

Max Force N	Max Contraint M Pa	Max Allong. %	Break Allong. %	Tangent N/mm ²	Elastic N/mm ²	Slope Standard N/mm	YP(Points) Force N	YP(Points) Contrain MPa
587.891	231.027	41.6595		39144.9			100.765	39.5982

La figure 4.31 présente l'essai de traction d'un fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 2h.

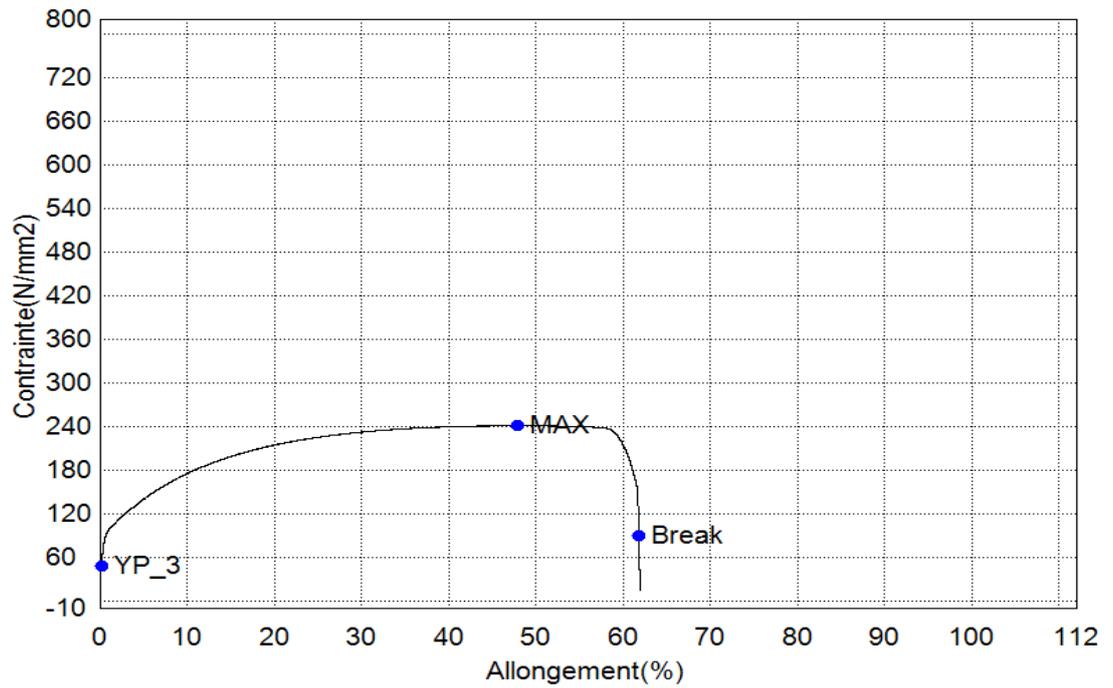


Figure 4.31: Courbe de traction du fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 2h.

Tableau 4.12: Valeurs donnée par le logiciel d'essai de traction sur fil tréfilé et recuit à $T=500^{\circ}\text{C}$ pendant 2h

Max Force N	Max Contraint MPa	Max Allong. %	Break Allong. %	Tangent N/mm ²	Elastic N/mm ²	Slope Standard N/mm	YP(Points) Force N	YP(Points) Contrain MPa
612.280	240.611	47.9203	61.8710	37136.3			119.939	47.1330

Pour mieux mettre en évidence le comportement de chaque fil par rapport à un autre, la figure 4.32 montre les courbes contrainte-déformation des différents échantillons après les différents tests de traction. Il est clair, que les éprouvettes préalablement traités thermiquement commencent avec une courbe linéaire mais très courte à partir du point zéro et ensuite, elles prennent l'allure d'une courbe avec un maximum et se terminent soudainement par une rupture.

Le dernier stade correspond au phénomène de rétrécissement et qui a été aussi trouvé par Ifergane et al [S. Ifergane *et al*, 2010]. Ces auteurs ont étudié les derniers stades des tôles de cuivre, où l'évolution de la rupture consiste en un début de rétrécissement suivi par un rétrécissement prononcé. On doit noter aussi que ce phénomène de rétrécissement est une caractéristique propre au matériau ductile.

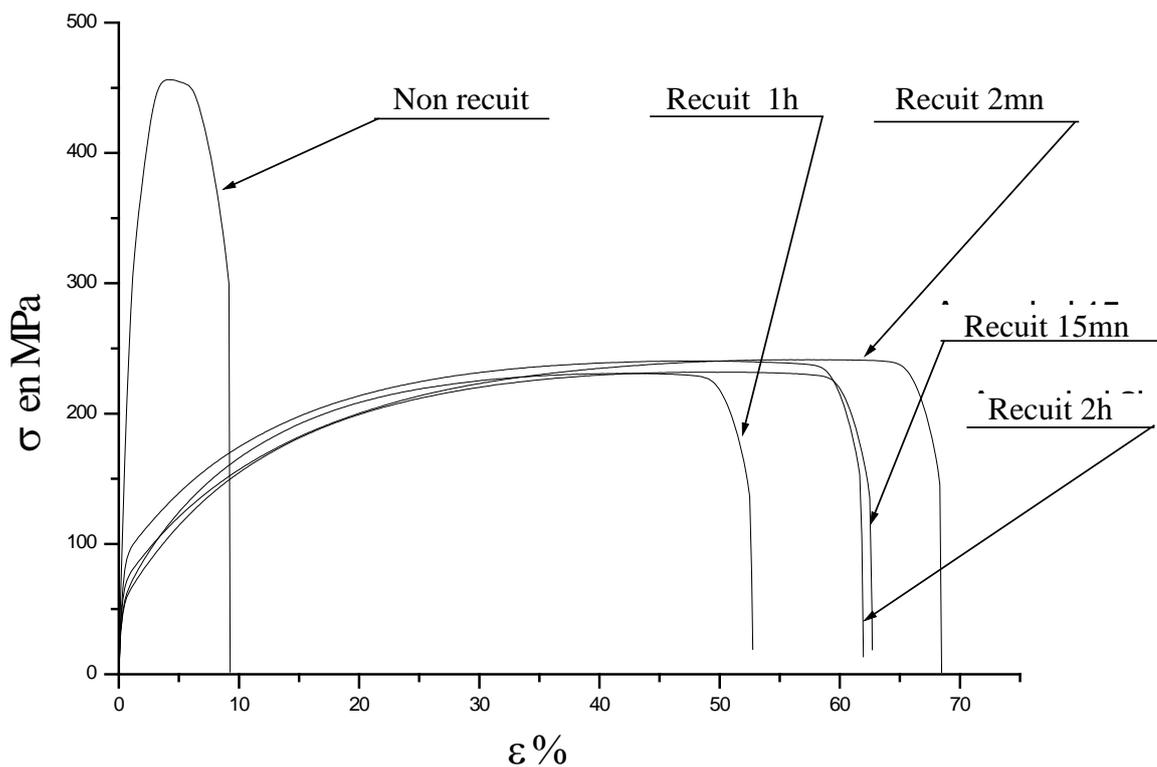


Figure 4. 32: Courbes de traction des fils tréfilés et recuits à 500°C et le fil non recuit

A partir de ces tests de traction, nous avons constaté la similarité entre les résultats des tests traction avec ceux des tests de fluage, c'est-à-dire, le fil traité pendant 2 mn a l'élongation maximale. Ce même résultat a été obtenu par le test de fluage.

Cependant, le fil tréfilé a la plus grande résistance mais la plus petite élongation en comparaison aux autres échantillons. D'autre part, à partir de ces tests de traction nous avons pu déduire les plus importantes caractéristiques mécaniques de ces fils comme il est indiqué dans le tableau 4. 13 :

Tableau 4.13: Paramètres mécaniques du fil tréfilé et recuit à 500°C.

	Limite d'élasticité [MPa]	σ_{\max} [Mpa]	Allong. max %	Elong. de rupture %
Non recuit	380	448	3	8
Recuit 2mn	52	244	64	79
Recuit 15mn	40	232	49	61
Recuit 1h	40	231	42	65
Recuit 2h	47	241	48	62

Les différentes valeurs des élongations maximales obtenues après les différents tests de traction sont représentées dans la courbe de la figure 4.33. Il est clair que la valeur maximale est obtenue pour l'échantillon traité 2 mn à 500°C et qui correspond exactement au résultat obtenu par le test de fluage.

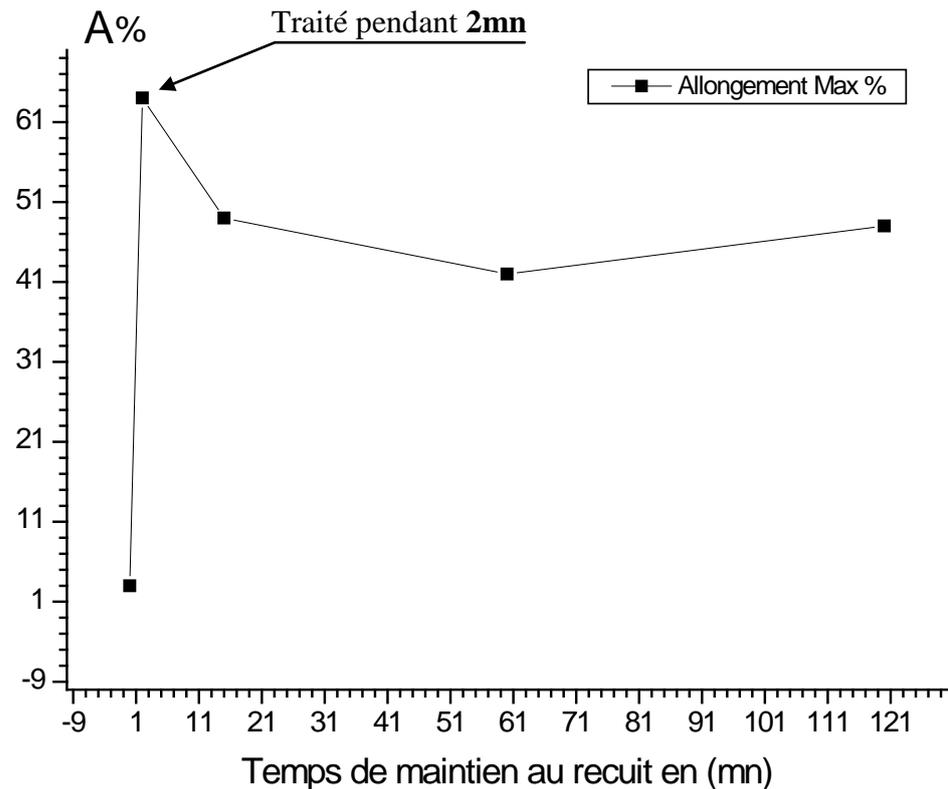


Figure 4.33 : Courbe d'élongation après des tests de traction du fil tréfilé et recuit à 500°C.

III Évolution microstructurale :

La figure 4.34 présente l'évolution microstructurale du fil de cuivre tréfilé après un traitement isotherme à 500°C. La structure est caractérisée par l'orientation régulière des grains le long de la direction longitudinale « appelée texture » (Fig. 4.34a).

Comme il a été indiqué par Chandler [H.D Chandler, 2009] que durant une déformation plastique d'un métal, il y a un changement dans la densité et l'arrangement des dislocations.

De plus, l'état déformé par tréfilage est un état instable du point de vue thermodynamique. Le chauffage de ce type de matériau provoque une réaction de restauration et de recristallisation.

En comparaison avec le fil tréfilé (Fig. 4.34a) le traitement thermique génère de nouveaux grains dans le matériau par une réaction de recristallisation primaire (Fig. 4.34b). Cette dernière microstructure donne un temps de rupture plus long.

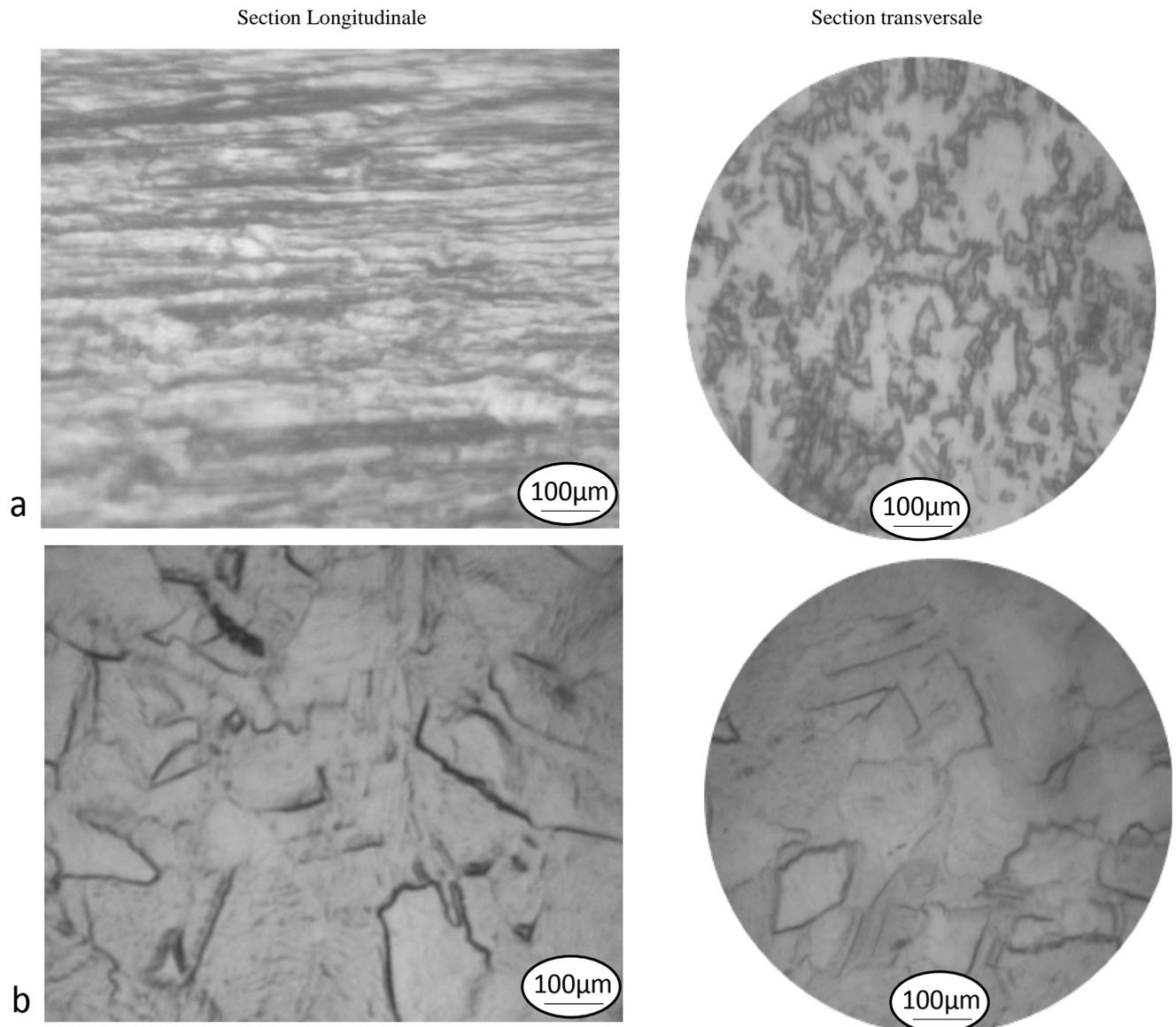


Figure 4.34: Evolution microstructurale (a) Fil de cuivre tréfilé d'un taux de réduction $\varepsilon = 94,94\%$, et (b) suivi d'un recuit à $500\text{ }^{\circ}\text{C}$.

III Observation au MEB :

Les observations par le MEB de la morphologie après rupture des éprouvettes soumis aux différents tests de fluage sont représentées dans les figures 4.35 et 4.36. D'après ces observations, la rupture est de type (cup and cone morphology) et qui correspond à un matériau ductile. On a remarqué aussi que la taille de la section après rupture est plus grande pour le fil tréfilé (Fig. 4.35) que les fils tréfilés et recuits (Fig. 4.36).

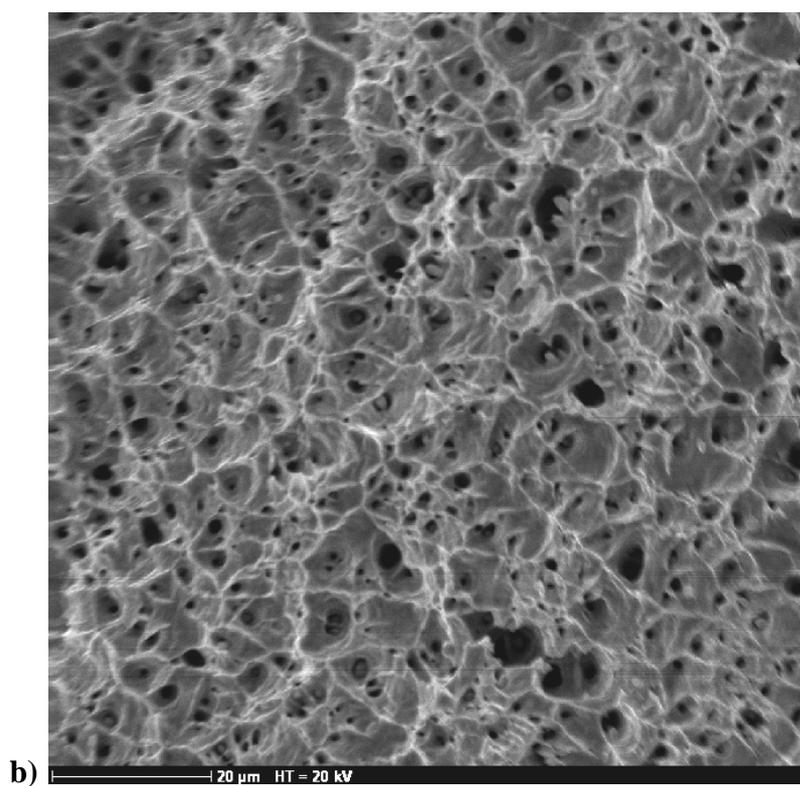
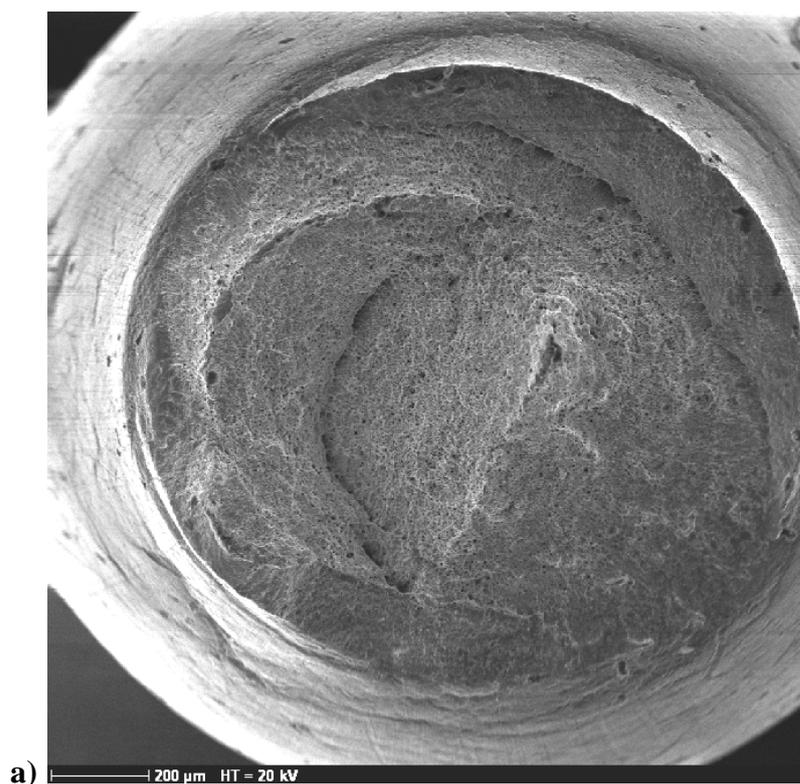


Figure 4.35 (a et b) : Observation au MEB de la zone de rupture d'un fil tréfilé ($\epsilon = 94,94\%$).

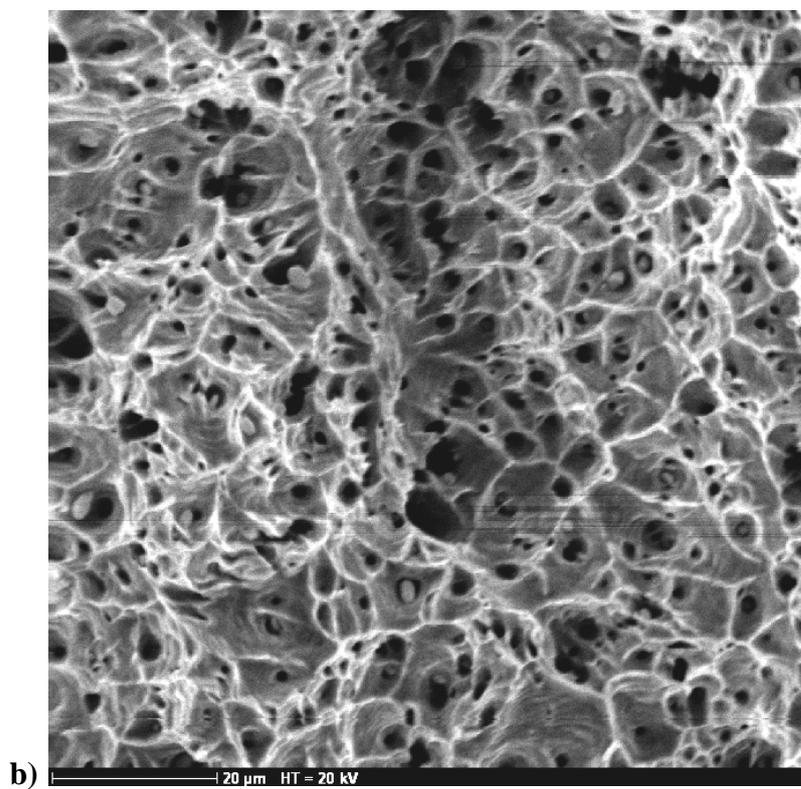
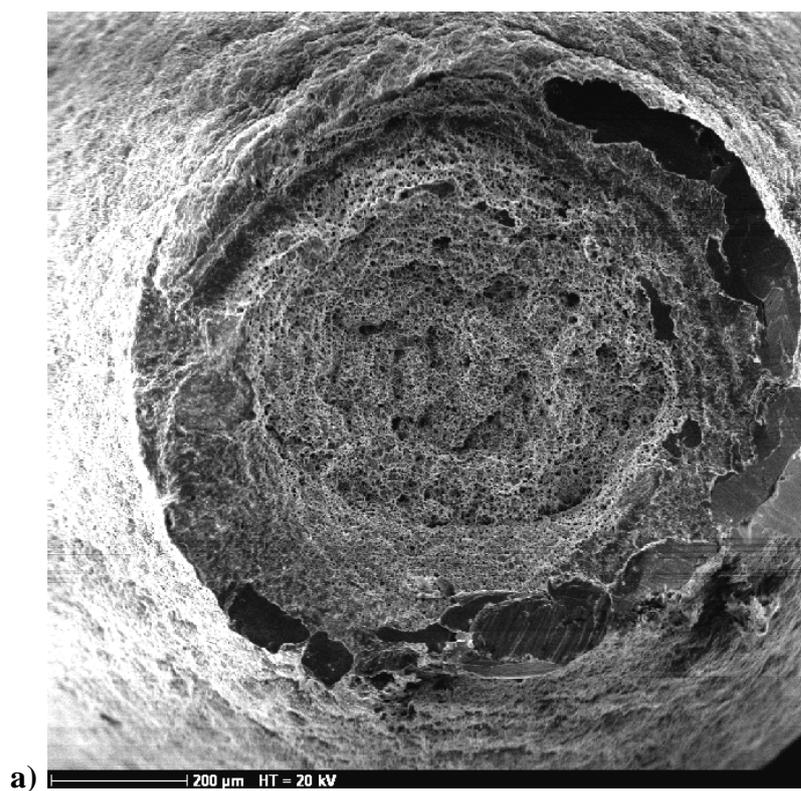


Figure 4.36 (a et b) : Observation au MEB de la zone de rupture d'un fil tréfilé et recuit ($\epsilon = 94,94\%$).

Cette observation a été déjà mentionnée par Roylance [D. Roylance, 2001]. D'après Jeong et al [H. Jeong *et al*, 2002], la rupture par fluage est un processus d'endommagement cumulatif. Lors de ce processus, il y a la germination et la croissance des cavités aux joints de grains. La connexion entre les différentes cavités forme des microfissures, et la propagation de ces dernières conduit à la rupture. Par l'utilisation d'un fort agrandissement de la section après rupture de notre éprouvette du fil tréfilé (Fig. 4.37), on remarque bien une grande densité de pores. D'après Wilshire et Battenbough [Wilshire *et al*, 2007] ces pores ou cavités se forment préférentiellement à la surface de l'échantillon de cuivre polycristallin. Le nombre des cavités et des fissures diminue de la surface jusqu'au centre même pendant la rupture. Ces cavités se forment préférentiellement sur les particules d'oxyde qui se sont formées par l'introduction de l'oxygène le long des joints de grains durant le test de fluage.

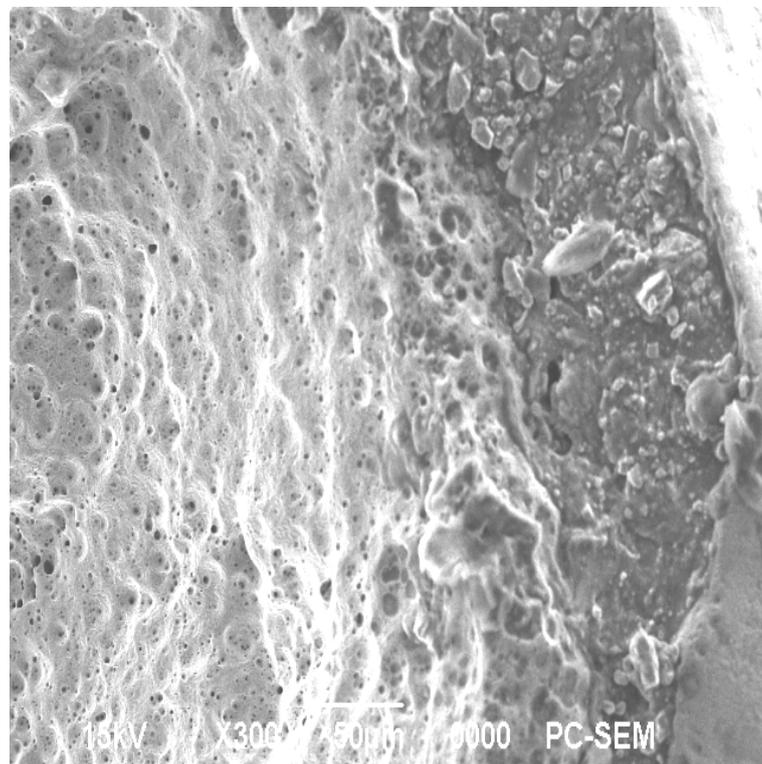


Figure 4.37: Observations au MEB de la section de rupture du fil tréfilé ($\epsilon = 94,94\%$) après un test de fluage.

De même, il a été indiqué que ces fissures peuvent apparaître durant le fluage des métaux mais leur origine est due soit à la préexistence d'une fatigue, processus de corrosion ou existence de porosité [J. Schneibel et al, 1981] et [P. Thorsen et al, 1981].

D'autre part, William et al [D. William et al, 1950] étudièrent le fluage du cuivre de haute pureté jusqu'à sa rupture. Pour notre cas, la fissure croit par la coalescence des micro-pores ce qui induit la rupture du métal dans la zone étroite « Necking zone ».

L'endommagement apparaît sous forme de cavités internes au début du fluage tertiaire. La croissance des cavités conduit à une diminution de la section efficace et donc à une augmentation de contrainte, la déformation étant une puissance n de la contrainte elle augmente très vite.

Les figures 4.38, 4.39, 4.40, 4.41, 4.42 et 4.43 présentent les différentes observations au MEB des sections de la zone de rupture des différents fils tréfilés ($\epsilon = 94,94\%$) et qui confirment ce qui a été mentionné précédemment.

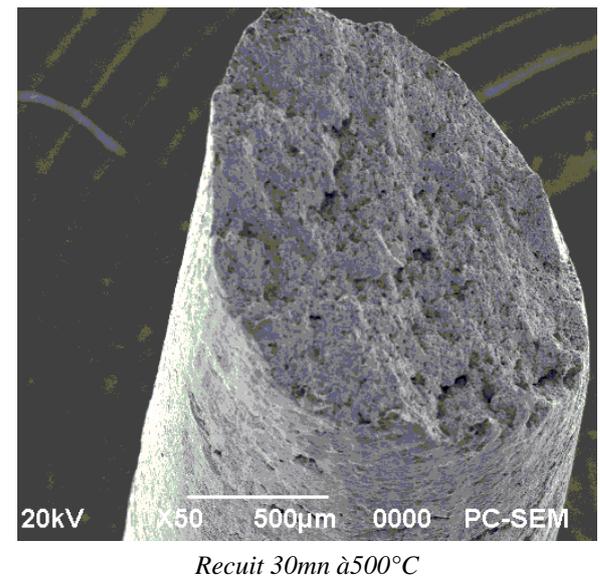
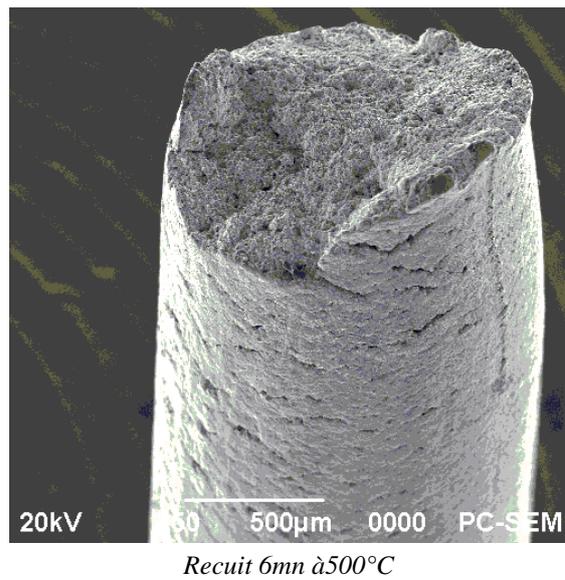
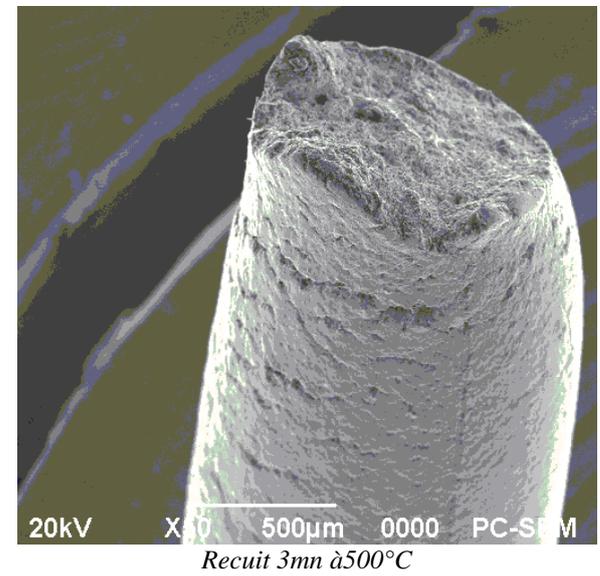
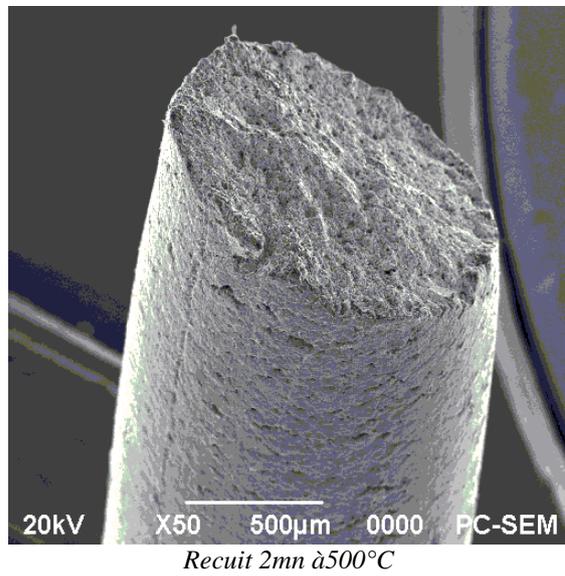
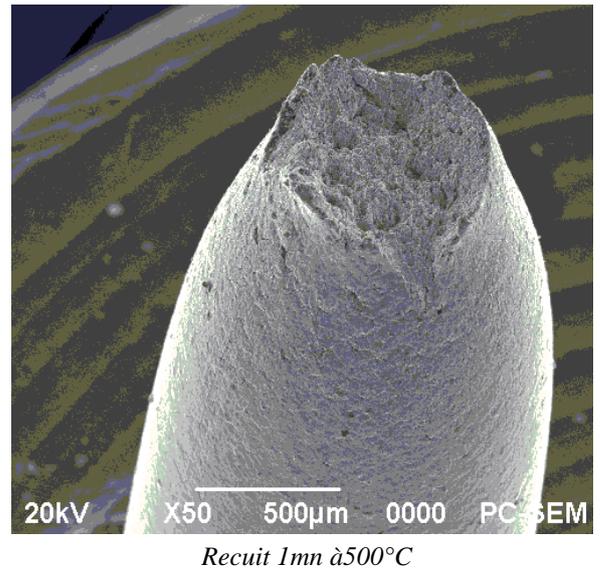
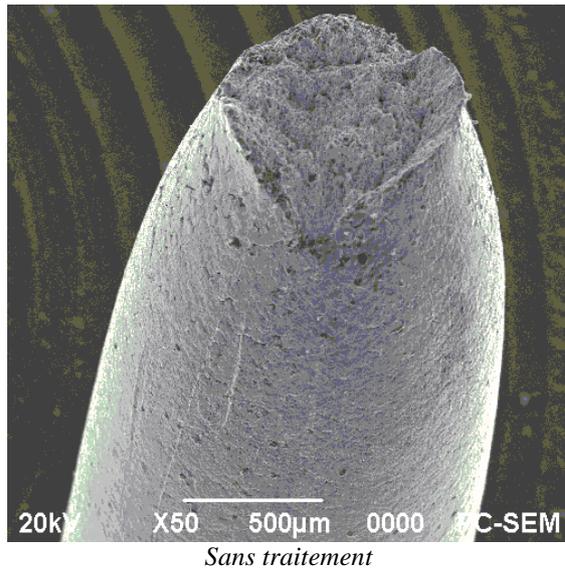
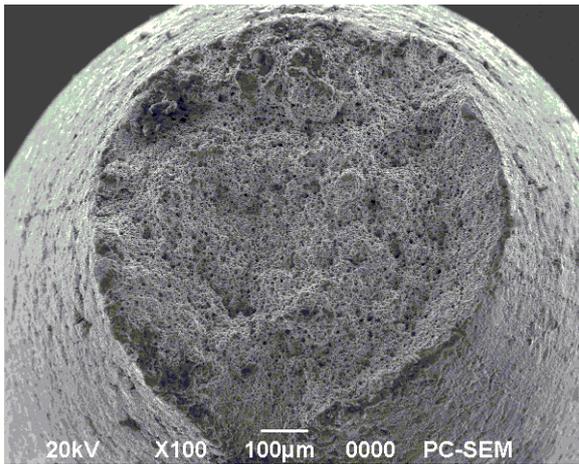
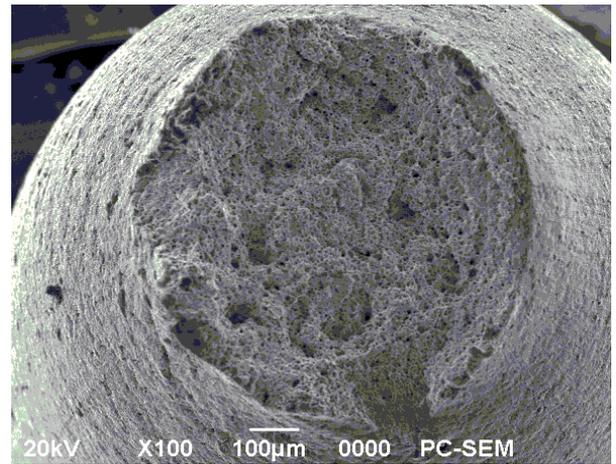


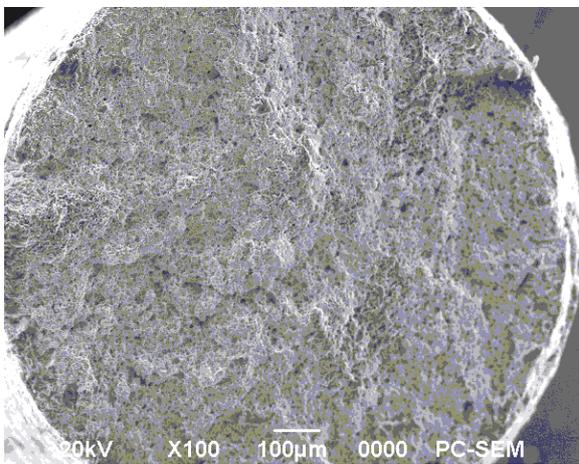
Figure 4.38: Observations au MEB de la section de rupture après fluage des différents fils (vue de profil 50X)



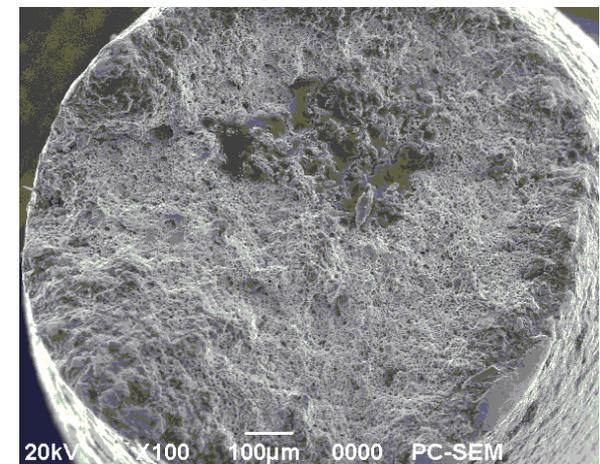
Sans traitement



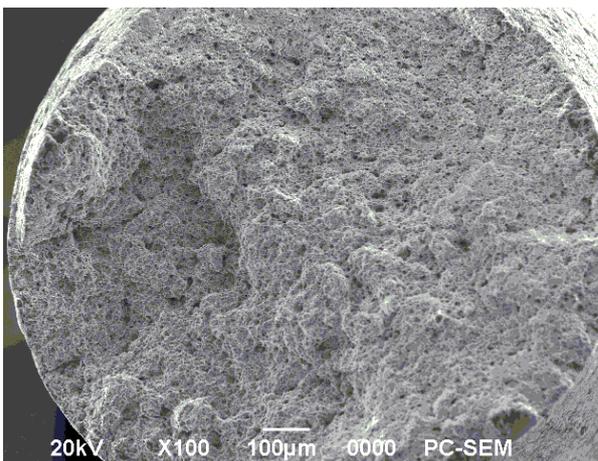
Recuit 1mn à500°C



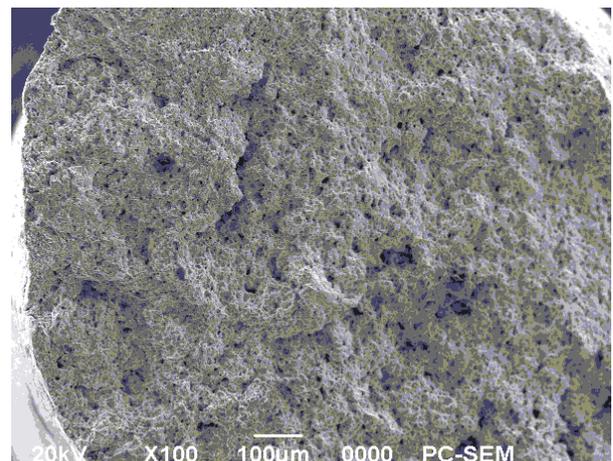
Recuit 2mn à500°C



Recuit 3mn à500°C

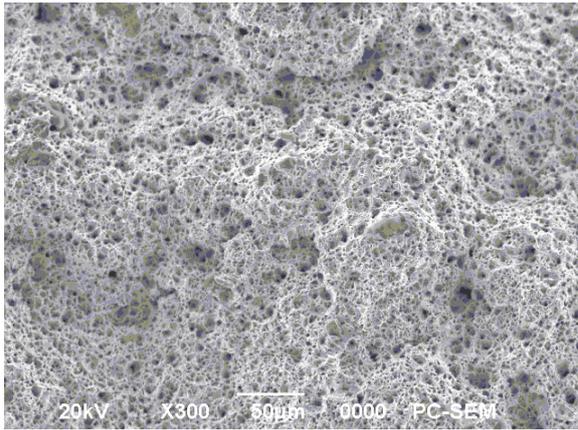


Recuit 6mn à500°C

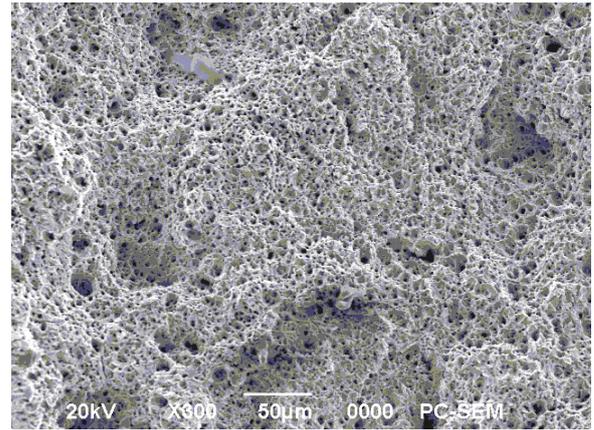


Recuit 30mn à500°C

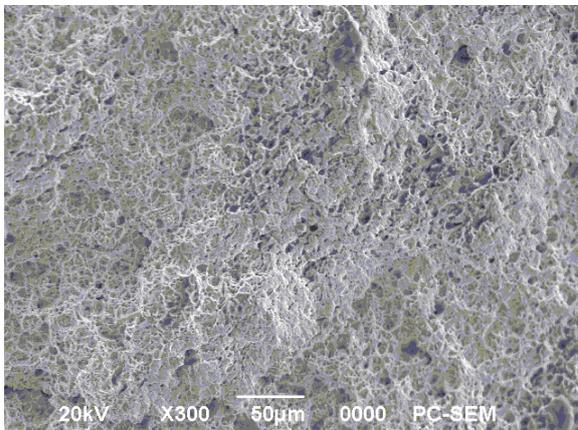
Figure 4.39: Observations au MEB de la section de rupture après fluage des différents fils (vue de bout 100X)



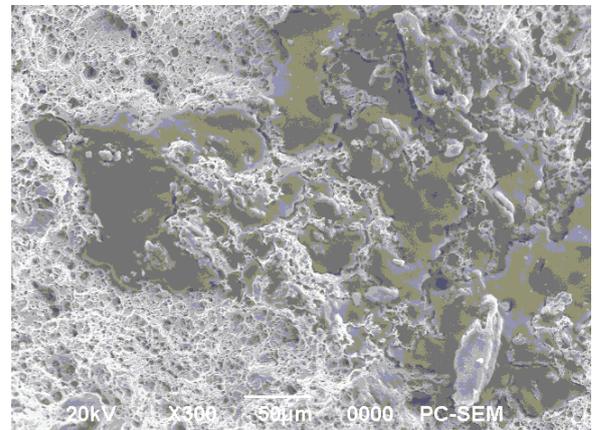
Sans traitement



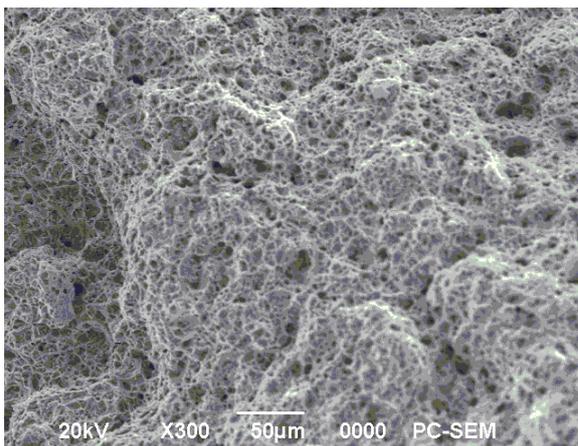
Recuit 1mn à500°C



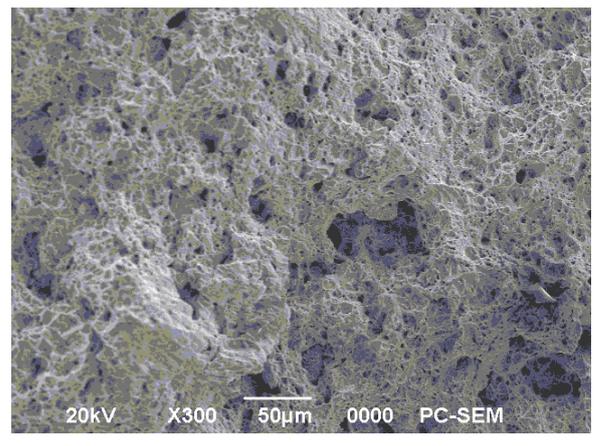
Recuit 2mn à500°C



Recuit 3mn à500°C

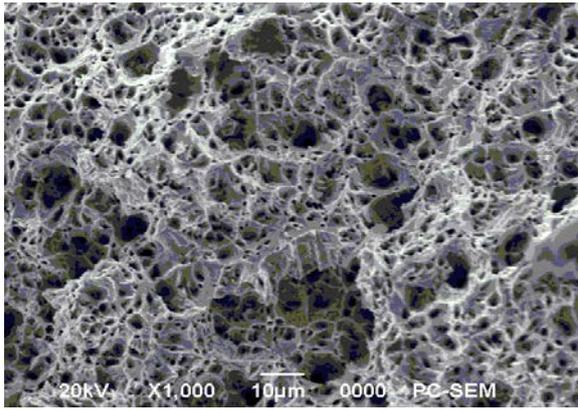


Recuit 6mn à500°C

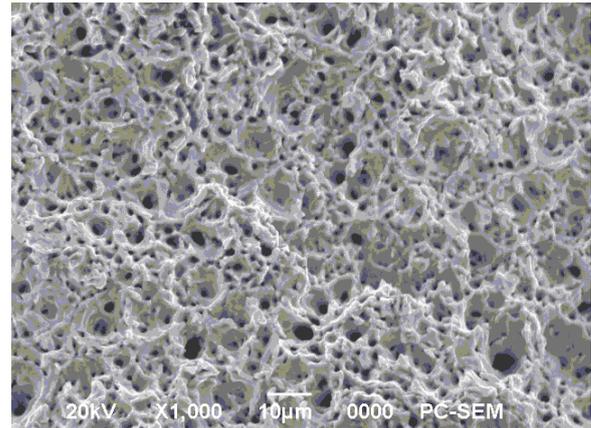


Recuit 30mn à500°C

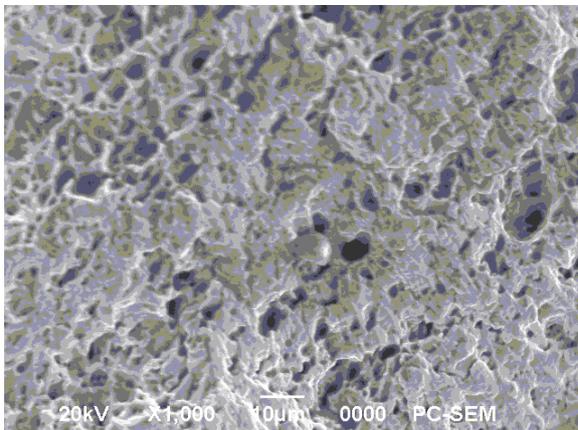
Figure 4.40: Observations au MEB de la section de rupture après fluage des différents fils (cœur du faciès 300X)



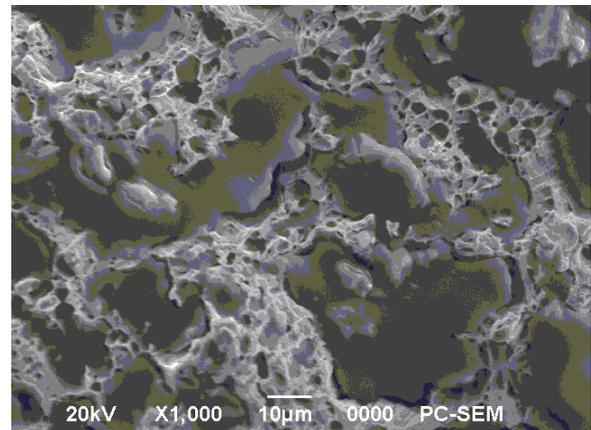
Sans traitement



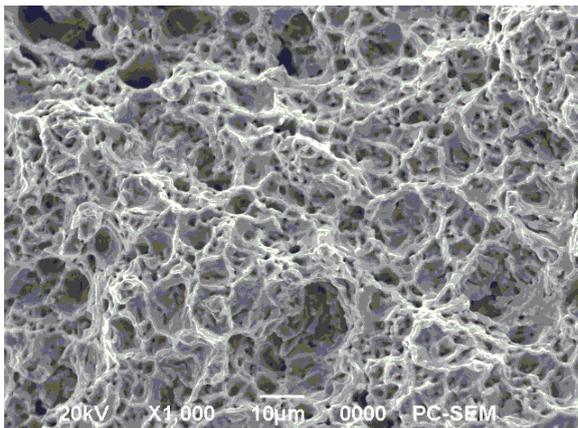
Recuit 1mn à500°C



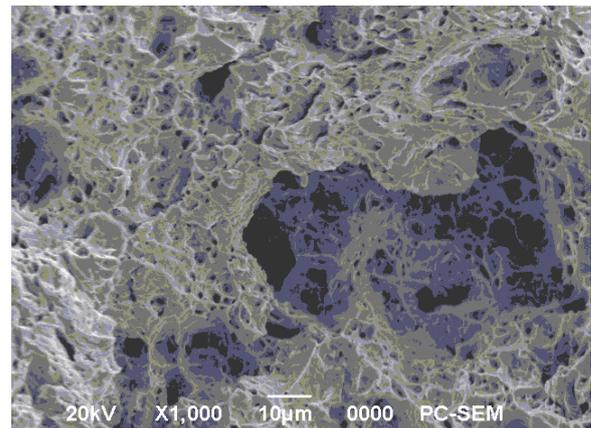
Recuit 2mn à500°C



Recuit 3mn à500°C

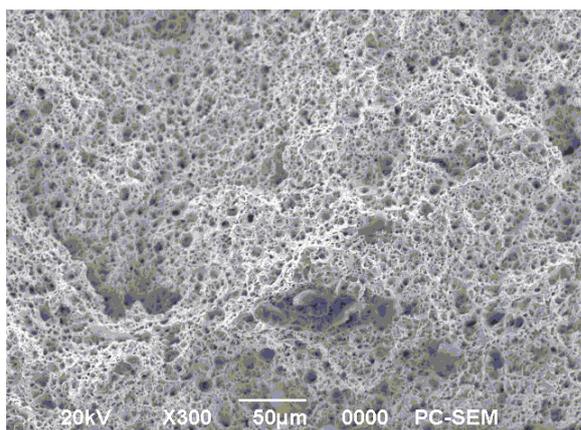


Recuit 6mn à500°C

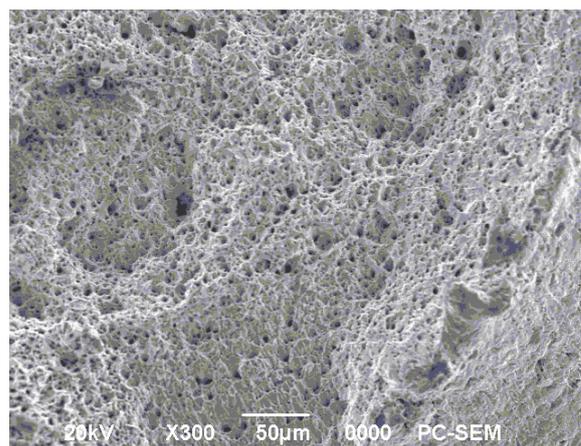


Recuit 30mn à500°C

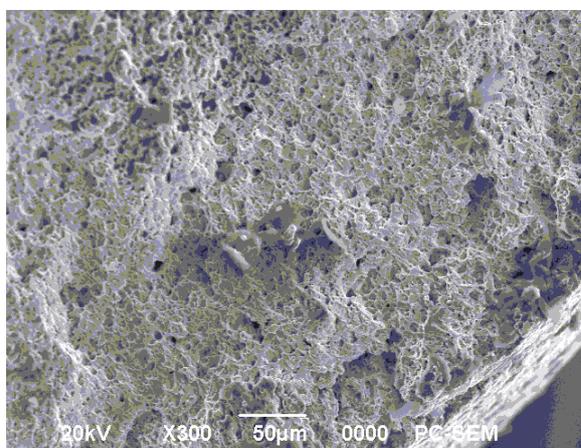
Figure 4.41: Observations au MEB de la section de rupture après fluage des différents fils (cœur du faciès 1000X)



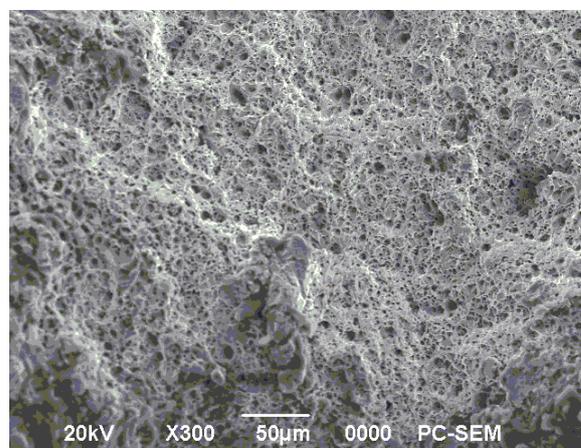
Sans traitement



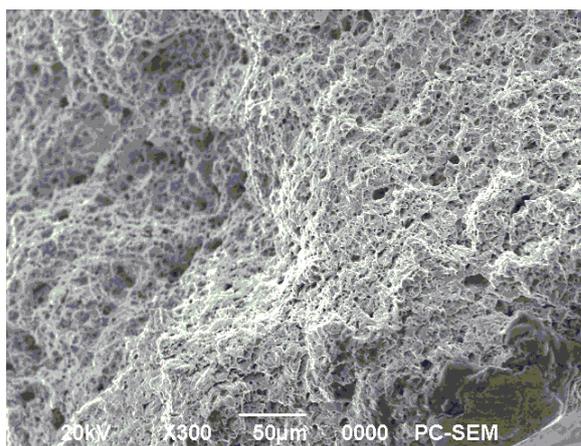
Recuit 1mn à500°C



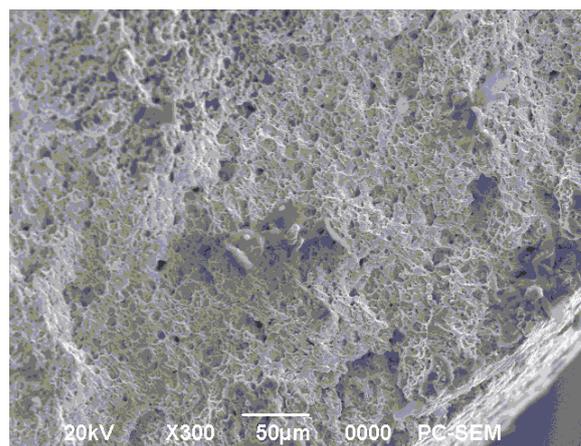
Recuit 2mn à500°C



Recuit 3mn à500°C

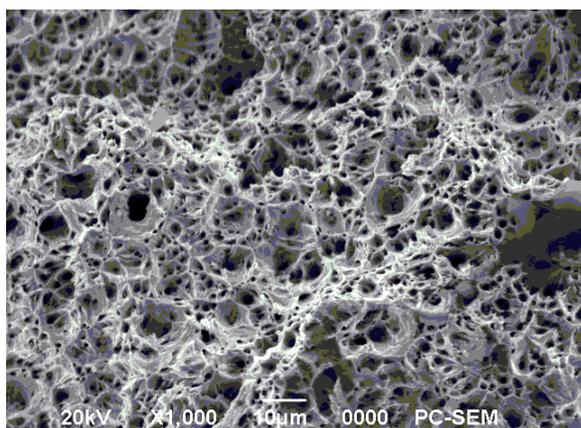


Recuit 6mn à500°C

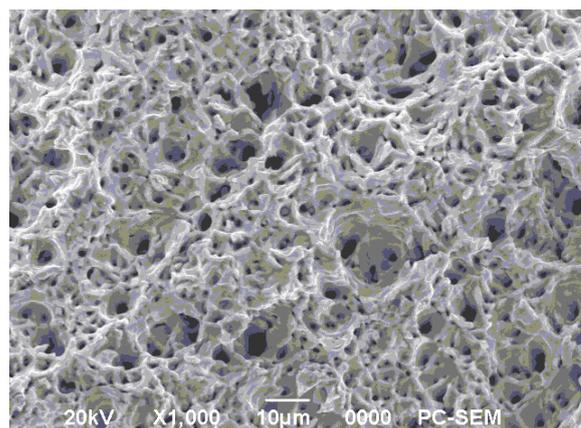


Recuit 30mn à500°C

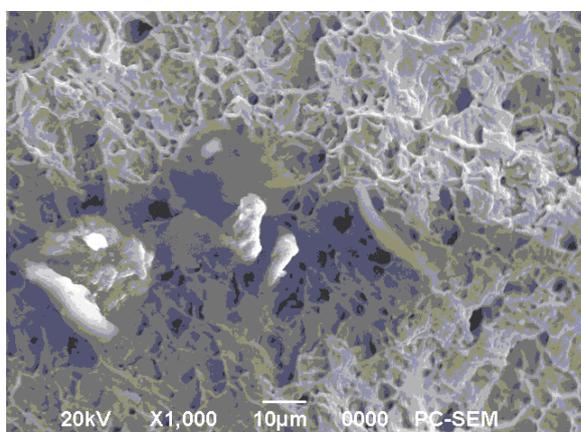
Figure 4.42: Observations au MEB de la section de rupture après fluage des différents fils (bord de faciès 300X)



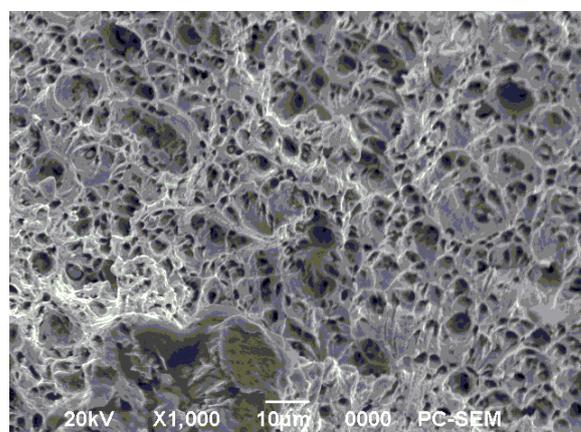
Sans traitement



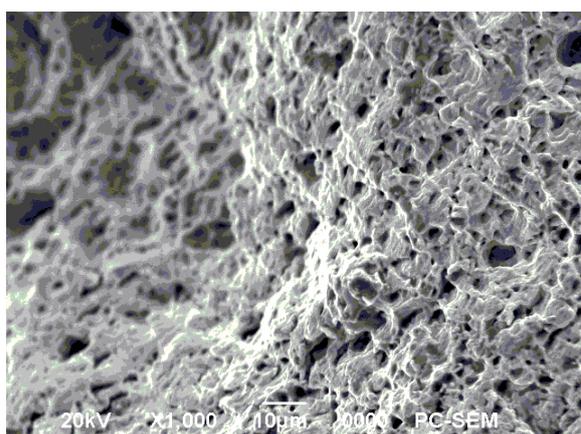
Recuit 1mn à500°C



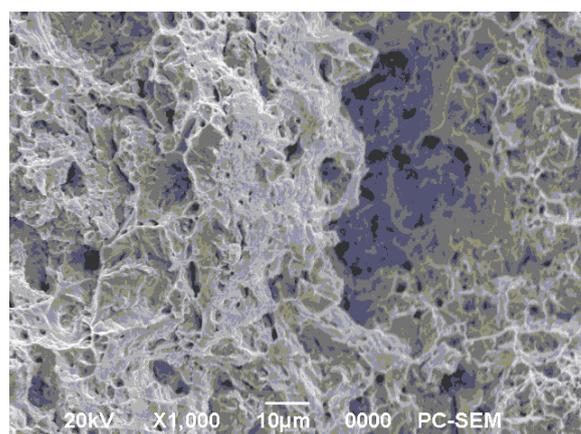
Recuit 2mn à500°C



Recuit 3mn à500°C



Recuit 6mn à500°C



Recuit 30mn à500°C

Figure 4.43: Observations au MEB de la section de rupture après fluage des différents fils (bord de faciès 1000X)

IV Mesure de micro dureté :

La figure 4.44 représente la courbe de variation de la dureté et aussi de la résistance à la traction en fonction du temps de recuit.

A partir de ce résultat, nous avons pu déduire une relation mathématique entre ces deux propriétés :

$$\sigma_{\max} = (2,75 - 2,88).HV.$$

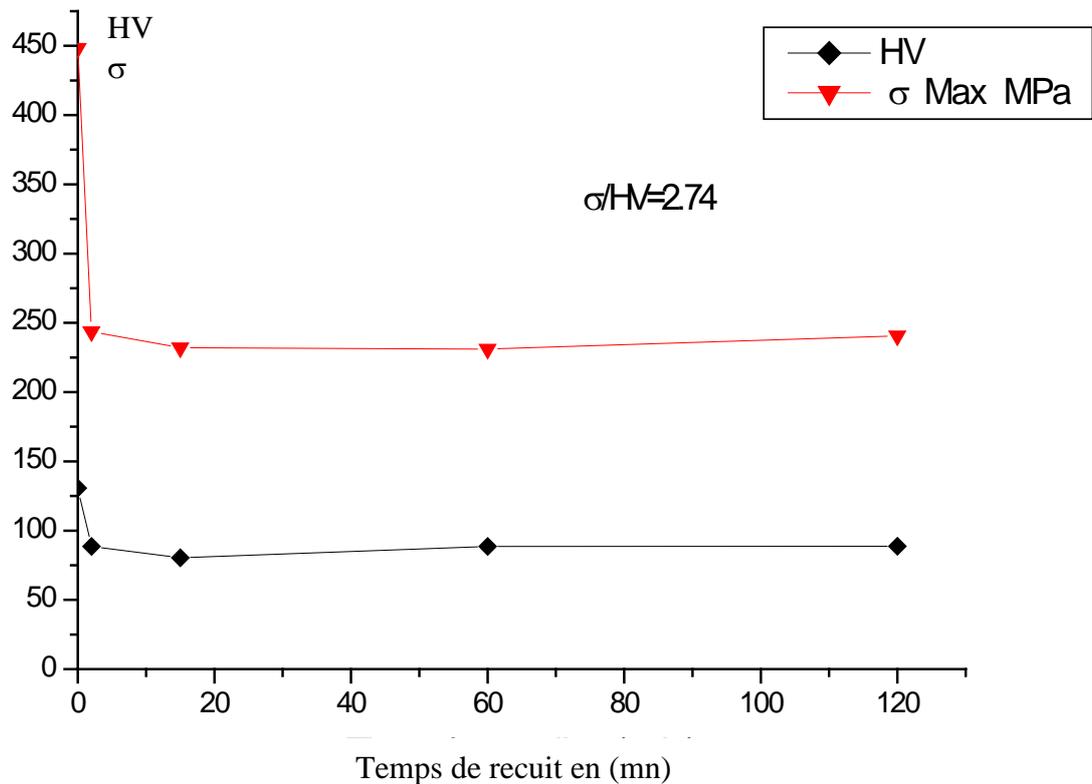


Figure 4.44: Courbes de la résistance à la traction et les valeurs de dureté Vickers du fil tréfilé ($\epsilon=94,94$) et recuit à 500°C pendant 2mn, 15mn, 1h et 2h.

L'effet du prétraitement thermique a été aussi étudié par des mesures de micro-dureté. La figure 4.45 illustre la variation de la micro dureté Vickers du fil tréfilé le long de son axe. Il est clair que les fils traités thermiquement ont la plus basse dureté ce qui confirme nos résultats.

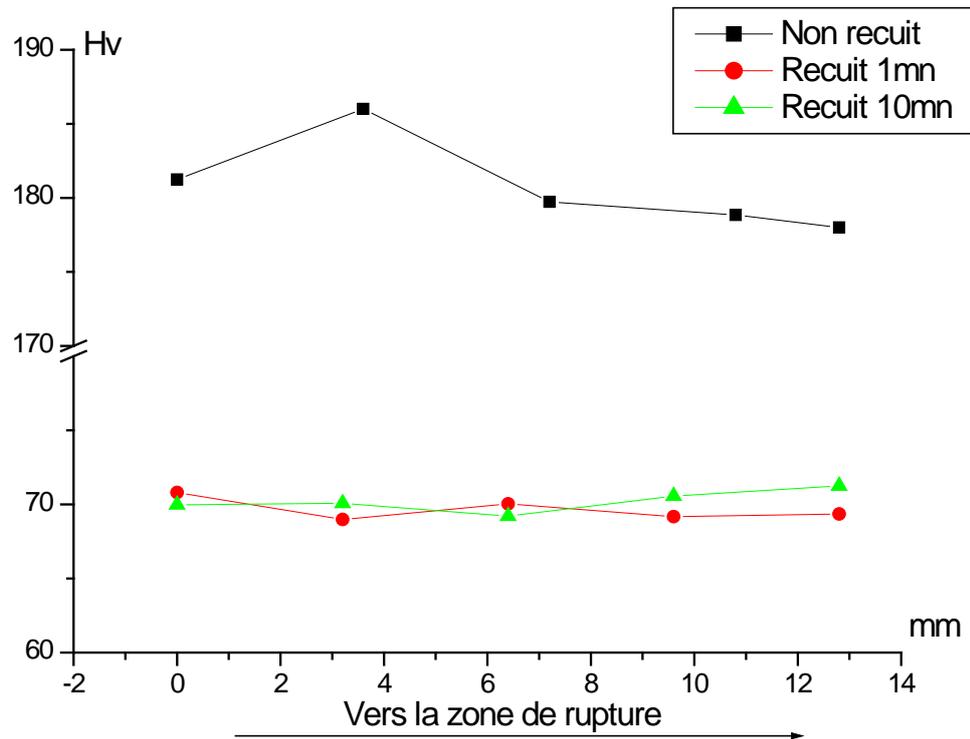


Figure 4.45: La variation de la micro dureté des fils tréfilés ($\epsilon=85.94\%$) et recuits.

IV Diffraction des rayons X

D'après les spectres de diffraction de rayon X effectués sur les fils de cuivre avant et après tests de fluage (Fig.4.46), à partir de ces spectres, on remarque qu'un phénomène de réorganisation des grains (nouvelle texture) s'est produit durant les tests de fluage, car l'intensité de certains pics varie selon l'état du fil.

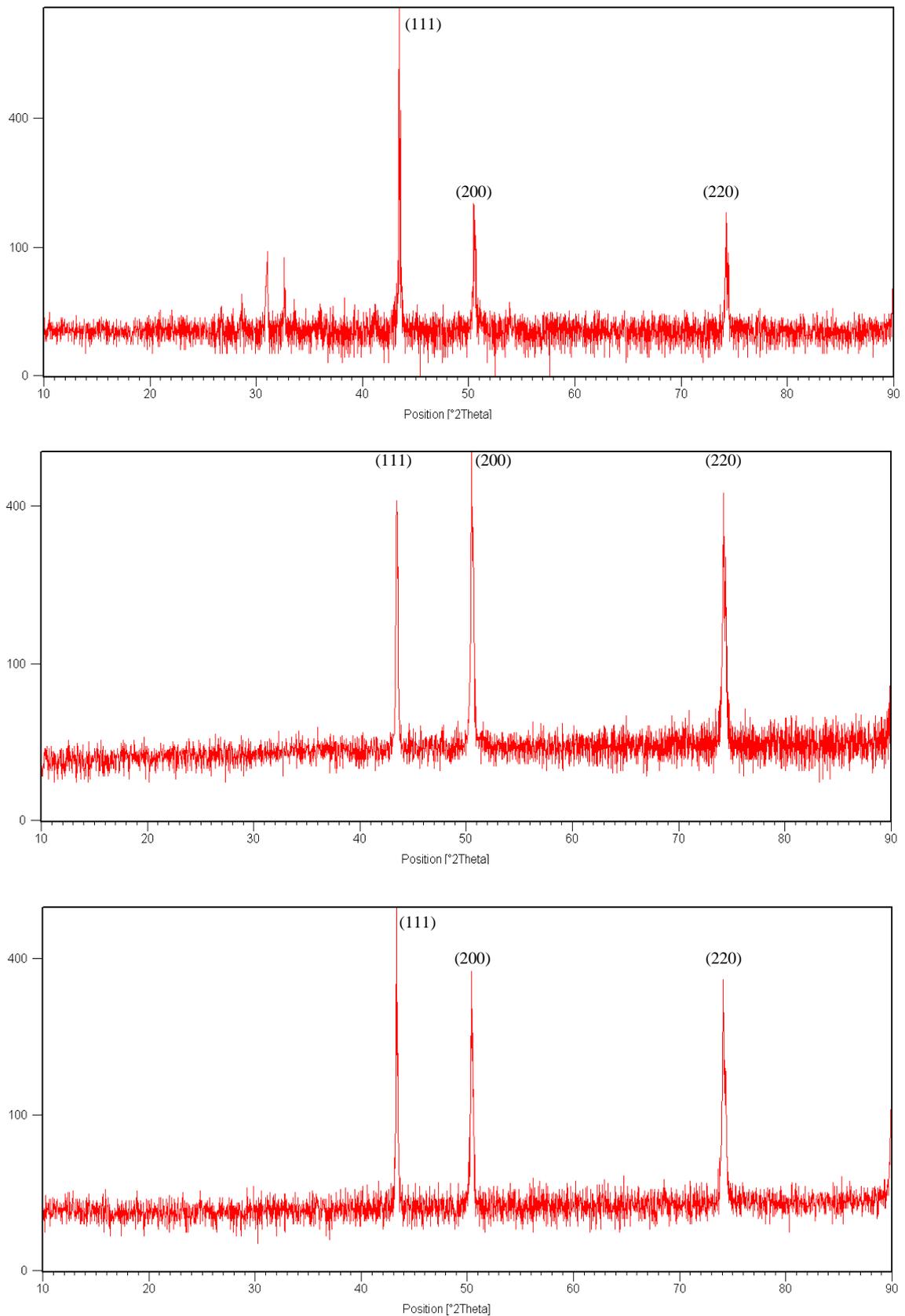


Figure 4.46: Spectres de diffraction de rayon X:

- a) Fil tréfilé de diamètre 3mm avant fluage
- b) Fil tréfilé de diamètre 3mm après fluage à $T=170^{\circ}\text{C}$ et $\sigma=486.65\text{MPa}$
- c) Fil tréfilé et recuit à 500°C pendant 10mn de diamètre 3mm après fluage

Conclusion générale

Conclusion générale

Le but de notre travail était l'étude de comportement au fluage des fils de cuivre tréfilés et des fils tréfilés et recuits, fabriqué à l'ENICAB de Biskra. Ce comportement est étudié lors de plusieurs essais de fluage.

Pour aboutir à notre résultat, nous avons réalisé un appareil d'essai de fluage. Le choix de conception de l'appareil selon nos besoins expérimentaux, cet appareil est composé d'un bras de levier pour amplification de la charge, d'un four horizontal et un système d'acquisition assisté par un ordinateur.

D'autres techniques de caractérisation ont été utilisées telle que la microscopie électronique à balayage, la diffraction des rayons X, la microscopie optique, l'essai de traction et la microdureté Vickers afin de mieux interpréter les résultats des essais de fluage.

Suite aux résultats obtenus, sur le fluage des fils tréfilé de pré déformation $\varepsilon=(94.94\%$ et $85.94\%)$, nous pouvons résumer les résultats acquis lors de cette étude comme suit :

➤ L'effet de la contrainte selon les conditions de fluage choisi, que lors de l'augmentation de la contrainte et la fixation de la température qu'il y à une augmentation de la déformation enregistré ($\varepsilon\%$), et de la vitesse de déformation stationnaire ($\dot{\varepsilon}_{min}$) tandis que, le temps de rupture a diminué d'une manière générale

➤ De même la variation de la température de fluage provoque le même effet que l'augmentation de la contrainte.

Nous avons fait subir à nos fils tréfilés un traitement de recuit à une température de 500°C pendant des temps de maintien varient de 2mn à 2h. Nous avons remarqué que le fluage de ces fils à 240°C et sous 162MPa présente:

➤ Nous avons constaté l'apparition des trois stades de fluage dans toutes les allures des courbes de fluage.

➤ Nous avons remarqué une importante ductilité dû au traitement appliqué. Ce traitement favorise un adoucissement du matériau.

➤ On constate que le fil traité pour un temps de maintien de 2mn, présente un temps de rupture important, par rapport au fil tréfilé non traité, ce qui indique sa plus grande résistance au fluage.

➤ La microscopie optique a montré que la taille des grains est fonction du temps de maintien, c'est-à-dire l'effet de la recristallisation primaire.

➤ L'observation au MEB a montré le mécanisme de rupture où des cavités sont formées dans la zone de rupture.

➤ Les essais de traction ont confirmé les résultats des essais de fluage.

➤ La diffraction des rayons X a montré le phénomène de texture dans notre matériau, c'est-à-dire une orientation préférentielle des grains sous l'effet de fluage.

Ces résultats, présentent une contribution à l'étude du comportement au fluage des fils tréfilés à l'ENICAB Biskra.

En perspective, vu l'importance du traitement nous recommandons d'orienter la recherche pour trouver le meilleur traitement de recuit pour l'obtention d'un fil résistant au fluage, avec une déformation appropriée, c'est-à-dire une durée de vie plus grande.

Références bibliographiques

BIBLIOGRAPHIE

- [F. Addiego, 2006] Frédéric ADDIEGO, *Caractérisation De La Variation Volumique Du Polyéthylène Au Cours De La Déformation Plastique En Traction Et En Fluage* Thèse de doctorat Science et Ingénierie des Matériaux E. N. S. des Mines de Nancy 2006
- [C. André, 2011] André CHANAL, Jean-Pierre LÉVÊQUE, *Lignes aériennes: matériels. Conducteurs et câbles de garde*, Techniques de l'Ingénieur, 2011
- [R.W. Armstrong et al, 2011] R. W. Armstrong and S. M. Walley, *High strain rate properties of metals and Alloys*, International Materials Reviews, 2008
- [Arthur P. Boresi et al, 1993] Arthur P. Boresi, Richard J. Schmidt, Omar M. Sidebottom, *Advanced mechanics of materials*, By John Wiley and Sons, Inc., Published simultaneously in Canada, 1993
- [M. Ashby, 2006] M. Ashby, *Engineering Materials : An Introduction to Properties, Applications and Design 3rd ed.*, Butterworth-H Ashby, (2006)
- [D. R. Askeland, 1994] Donald R. Askeland, *The science and engineering of materials*, PWS Publishing Company Boston, 1994
- [P. Auerkari et al, 2003] Pertti Auerkari, Stefan Holmström, Juha Veivo, Jorma Salonen, Pertti Nenonen, Anssi Laukkanen, *Uniaxial and Multiaxial Creep Testing of Copper*, Research, 2003
- [C. Axelle et al] C. Axelle, M. Bruno, L. Benjamin, *ESSAIS DE FLUAGE DU PLOMB*
- [A. Ayensu et al, 1992] A. Ayensu, G.K. Quainoo and S.K. Adjepong, *Grain Boundary Creep In Copper*, International Centre for Theoretical Physics, Trieste, Italy 1992
- [A. Ayensu et al, 1993] A. Ayensu A. Ayensu, G.K. Quainoo and S.K. Adjepong, *Thermal activation of steady-state creep in polycrystalline copper*, International Centre for Theoretical Physics, Trieste, Italy 1993
- [A. Ayensu et al, 1997] A. Ayensu, G.K. Quainoo and S.K. Adjepong, *Characteristics Of Grain Boundary Sliding In Polycrystalline Copper. Part II: Interpretation*, Journal of applied science and technology, 1997
- [K. Balasubramaniam et al, 2003] K. Balasubramaniam, Jitendra S. Valluri, Raghu V. Prakash, *Creep damage characterization using a low amplitude nonlinear ultrasonic technique*, Centre for Nondestructive Evaluation and Department of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Madras, (2010)
- [J. Barbéry, 1996] Jean BARBERY, *Traitements thermiques du cuivre et de ses alliages*, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, 1996

- [P. Benham et al, 1997] P. Benham, R. J. Crawford, C. G. Armstrong, **Mechanics of Engineering Materials Second edition**, Longman, London, WIP 9HE, 1997
- [J. Bird et al, 1969] Bird, J. E., Mukherjee, A. K., & Dorn, J. E., **Quantitative Relations Between Properties and Microstructure**, Brandon, D.G., & Rosen, A., Eds., Israel Univ. Press, Jerusalem, p. 255, (1969)
- [J. Bird et al, 1980] Bird, J. D., & B. Ilshner, **Strength of Metals and Alloys**, 1980
- [E.N.I.C.A. BISKRA] E.N.I.C.A. BISKRA SPECIFICATIONS ACHATS MATIERES PREMIERES (FIL DE CUIVRE) Réf. : SM.10.01 Indice : A
- [Z. Boumerzoug et al, 2002] Z. Boumerzoug, L. Baci and D. Hamana, **Etude des fils électrique de cuivre tréfilés**, Congrès Matériaux, Ville de Tours, 2002
- [Z. Boumerzoug et al, 2001] Z. Boumerzoug et L. Baci , **Etude des Fils Electriques de Cuivre et d'Aluminium Déformés par Tréfilage**, Euro-Wire, 2001
- [H. Burt et al, 2006] H. Burt, B. Wilshire, **Metall. Mater. Trans. A 37A** (2006) 1005.
- [B. Burton et al, 1970] B. Burton, G.W. Greenwood, **The Contribution of Grain-Boundary Diffusion to Creep at Low Stresses**, Met. Sci. J. 4 1970.
- [S. Cantournet] S. Cantournet **Chapitre XIV Bases Physiques Quantitatives Des Lois De Comportement Mécanique**
- [H.D. Chandler, 2009] H.D. Chandler, **Materials Science and Engineering**, A5 510-511, 417 - 419. (2009)
- [J. C. Charmet, 2005] J.C. Charmet, **Plasticité Fluage**, Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2005.
- [J.C. Charmet, 2005] J.C. Charmet, **Plasticité Fluage**, 2005
- [R. Charvet, 2009] R. Charvet, **Travaux pratiques de matériaux métaux**, Ecole polytechnique fédérale de Lausanne, Mars 2009
- [C. Colin, 2003] Christian COLIN, **Etude Du Fluage Du Dioxyde D'uranium : Caractérisation Par Essais De Flexion Et Modélisation Mécanique**. Thèse de doctorat Sciences et Génie des Matériaux E. N. S. des Mines de Paris 2003
- [B. Daniel et al, 1973] Daniel B. Butrymowicz, John R. Manning and Michael E. Read, **Diffusion in Copper Alloys**, institute of Materials Research, 1973
- [M.W. Decker et al, 2003] M.W. Decker, J.R. Groza, J.C. Gibeling, **Creep properties of an extruded copper-8% chromium-4% niobium alloy**, Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of California USA, (2003)
- [O. Dezellus, 2007] Olivier Dezellus, **Plasticité et Endommagement Matériaux Inorganiques**, Laboratoire Multimatériaux et Interfaces, 2007

- [A. Diha, 2010] A. Diha, **Comportement des fils tréfilés lors de fluage, mémoire de magistère**, Université de Biskra, (2010).
- [S. Dubiez-le Goff, 2003] Sophie DUBIEZ-LE GOFF, **Comportement Et Endommagement D'un Superaliage Elabore Par Compression Isostatique A Chaud**, Thèse de doctorat Sciences et Génie des Matériaux E.N.S. des Mines Paris 2003
- [M. Dupeux, 2005] M. Dupeux , **Aide-mémoire Science Des Matériaux**, Nouveau tirage corrigé DUNOD Paris 2005
- [J. Dvorak et al, 2010] J. Dvorak, V. Sklenicka, P. Kral, M. Svoboda, and I. Saxl, **Characterization of creep behaviour and microstructure changes in pure copper processed by equal-channel angular pressing, PART I.: Creep behavior**, Adv. Matter. Sci., 2010
- [Es-Souni,2000] Es-Souni, **Primary, Secondary And Inelastic Creep Of A High Temperature Near A-Ti Alloy Ti6242si M.**, Institute for Materials Technology, Germany 5 March 2000
- [R. W. Evans et al, 1985] R.W. Evans, B. Wilshire, **Creep of Metals and Alloys**, The Institute of Metals, London, 1985.
- [P. Feltham et al, 1959] P. Feltham, J.D. Meakin, **Le fluage dans les métaux cubiques a faces centrées et spécialement dans le cuivre**, Acta Metall. 7, (1959) 614.
- [G. Fiorucci, 2001] G.Fiorucci, **Essais mécaniques sur les alliages métalliques**, Utilisation pour la détermination des lois de comportement et de la microstructure, Paris, 2001.
- [D. François, 1992] D. François, **Comportement Mécanique Des Matériaux 2^{ème} Edition**, Paris (1992).
- [D. François,2004] D. François, **Endommagements Et Rupture De Matériaux**, École Centrale de Paris, 2004
- [A.D. Freed et al, 1991] A.D. Freed, S.V. Raj and K.P. Walker, **Stress Versus Temperature Activation Energies in Creep**, NASA Technical Memorand, 1991
- [P. Grabovetskaya et al, 2002] P. Grabovetskaya, P. Galina, V. Konstantin, Ivanov, R. Ymy, Kolobov, **Creep Features Of Nanostructured Materials Produced By Severe Plastic Deformation**, Institute of Strength Physics and Materials Science, Academichesky, Vol.27(3), pp.89-98, 2002
- [S. Ifergane et al, 2010] S. Ifergane, Z. Barkay, O. Beeri, N. Eliaz, **Study of fracture evolution in copper sheets by in situ tensile test and EBSD analysis**, Journal of Materials Science, (2010)
- [Jacobs, 1997] Jacobs, **Engineering materials technology**, 3^{ème} édition, (1997).
- [James F. Shackelford, 1996] James F. Shackelford, **Introduction to Materials Science for Engineers Fourth edition**, Prentice hall international, INC, 1996

- [H. Jeong et al, 2002] H. Jeong, D. Kim, *Materials Science and Engineering*, A337, 82-87. (2002)
- [M.R. Kabiri, 2003] M.R. Kabiri, *Fissuration des aciers à haute température : Effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation*, Thèse de doctorat, ENSMP France, (2003).
- [M. E. Kassner et al, 2000] M.E. Kassner, *Creep cavitation in metals*, M.-T. Perez-Prado, *Prog. Mater. Sci.* **45** (2000).
- [M. F. Kassner, 2010] M. F. Kassner, *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*, edition MSNDX 2010
- [M.E. Kassner et al, 2002] M. E.Kassner, M.-T. Perez-Prado, M. Long, & K. S. Vecchio, *Dislocation microstructure and internal-stress measurements by convergent-beam electron diffraction on creep-deformed Cu and Al*, *Metall. and Mater. Trans*, 33A, 311. (2002)
- [J. Kesler, 2001] J. Kesler, R. Bourjeois, H. Chauvel. *Memothech, Génie des matériaux*, Edition Casteila, Novembre Paris, 2001
- [Z. Kowalewski, 2007] Z. Kowalewski L. *An influence of cold Works on crêpe of engineering matériels*, IPPT PAN, Département de la résistance des matériaux, PL 00-049 Varsovie, Pologne,(2007).
- [I. Lakhtine, 1978] I. Lakhtine, *Métallographie Et Traitements Thermiques Des Métaux*, 2^{ème} édition Mir, Moscou, (1978)
- [M. Lamine] M. Lamine Fares, *Principes physiques du comportement mécanique des matériaux*. Université Bordj Badji Mokhtar Annaba
- [S. Lee et al, 2011] Stephen Lee, Trent Uehling, Leo Higgins III, *Free scale Copper Wire - Analysis, Results and Implementation*, 2011
- [G. Li et al, 2000] G. Li, B. G. Thomas, and J. F. Stubbins *Modeling Creep And Fatigue Of Copper Alloys* *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000
- [J. Lubliner, 2006] Jacob Lubliner, *Plasticity Theory*, University of California at Berkeley, 2006
- [J. Markus et al, 2005] Markus J. Buehler, T. John Balk, Eduard Arzt, Huajian Gao, *Constrained Grain Boundary Diffusion in Thin Copper Films*, *Handbook of Theoretical and Computational Nanotechnology*,2005
- [L. Massard, 2005] Ludovic MASSARD, *Etude Du Fluage De Réfractaires Electro fondus Du Système Alumine-Zircone-Silice*, Thèse de doctorat Sciences et Génie des Matériaux E. N. S. des Mines de Paris 2005

- [T. Mathieu, 2012] Mathieu TOUBOUL, *Etude du comportement mécanique à chaud de l'acier P91 Vers la compréhension des mécanismes intra/intergranulaires sur la tenue en fluage: Application aux structures soudées?* Thèse de doctorat Sciences et Génie des Matériaux E. N. S. des Mines de Paris 2012
- [R. S. Mishra et al, 1999] R.S. Mishra, A.K. Mukherjee, K.L. Murty (Eds.), *Creep Behaviour of Advanced Materials for the 21st Century*, TMS, Warrendale, PA, 1999
- [J. J. Momoh et al, 2008] J. J. Momoh, O.N.A. Ajueyitsi and A.I.M. Onipede, *development of a low mechanically operated tensile and creep testing machine*, *Journal of engineering and applied sciences*, 2008
- [M. A. Morris et al, 1994] M. A. Morris and J. C. Joye, *Effect Of The Particle Distribution On The Mechanisms Controlling Deformation Of A Copper Alloy At Intermediate Temperatures* Institute of Structural Metallurgy, Switzerland, 1994
- [G. Moulin, 2003] G. Moulin, *Déformation plastique et viscoélastique*, mémoire de Magistère, Printemps 2003
- [A. Mukherjee et al, 1975] Mukherjee, A. K. *Treatise on Materials Science and Technology*, Arsenault, R. J., Ed., Academic, New York, p. 163. (1975)
- [F.R.N. Nabarro, 2011] F.R.N. NABARRO, *Creep at Very Low Rates*, *Metallurgical And Materials Transactions A* , 2002
- [F.R.N. Nabarro, 2005] F.R.N. Nabarro, *Creep in commercially pure metals* School of Physics, University of the Witwatersrand, South Africa, 4 November 2005
- [Norman E. Dowling, 1996] Norman E. Dowling, *MECHANICAL BEHAVIOR OF MATERIALS Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue* Prentice-hall International, INC 1993
- [J.D. Parker et al, 1980] J.D. Parker, B. Wilshire, *The effects of prestrain on the creep and fracture behavior of polycrystalline copper*, M. S. Eng., 1980
- [J. Poirier, 1976] J. Poirier, *Plasticité A Haute Température Des Solides Cristallins*, édition EYROLLES Paris, (1976).
- [D. Roylance, 2001] D. Roylance, August (2001) Lecture “ *Stress-Strain Curves*”, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge.
- [F. Saint-Antonin, 1995] Saint-Antonin F., “*Essais de fluage*”, *Techniques de l'ingénieur*, 1995, M140
- [J. Schneibel et al, 1981] J. Schneibel, H. Coble, R.L. Cannon, *The role of grain size distributions in diffusional creep*, R.M. Acta Metall, 1981
- [A. Schwoppe et al, 1950] A. Schwoppe, F. Smith and L. Jackson, *The Comparative Creep Properties Of Several Types Of Commercial Copper*, J.Metal Trane, (1950).

- [G. Simonnet, 1996] G.Simonnet, **Tréfilage de l'acier**, Technique de l'ingénieur (Métallurgie), Edition 1996.
- [M. SOUISSI, 2013] M. SOUISSI, F. BRUE, **Résistance des matériaux**, HEY Ingénieurs pour le monde Ecole des Hautes Etudes d'Ingénieur Lille Cedex 2012/2013
- [V. Srivastava et al, 2003] V. Srivastava , K.R. McNee, H. Jones, G.W. Greenwood, **The effect of low stresses on creep and surface profiles of thin copper wires**, Department of Engineering Materials, University of Sheffield, Mappin Street, Sheffield S1 3JD, UK (2003)
- [V. Srivastava et al, 2005] V. Srivastava, K.R. McNee, H. Jones, G.W. Greenwood, **Mater. Sci. Technol.** 21 (2005) 701.
- [P. Sylvie , 2005-2006] P. Sylvie, **Science des Matériaux**, 2005-2006.
- [D. William et al, 1950] William D. Jenkins and Thomas G. Digges, **Creep of High-Purity Copper**, Journal of Research of the National Bureau of Standards, 1950
- [D. William et al, 1952] William D. Jenkins and Thomas G. Digges, **Influence of Prior Strain History on the Tensile Properties and Structures of High-Purity Copper**, Journal of Research, 1952
- [G. R. Williams et al, 1949] G. R. Williams and W. A. Wood, **Mechanism of creep in metals**, J. Inst. Metals 75, 693 (1949).
- [B. Wilshire , 2002] B. WILSHIRE, **Observations, Theories, and Predictions of High-Temperature Creep Behavior**, Metallurgical and Materials Transactions A, 2002
- [B. Wilshire et al, 2007] B. Wilshire, A.J. Battenbough. **Creep and creep fracture of polycrystalline copper**. **Materials Science and Engineering A** 443, 2007

ملخص:

الهدف من هذا العمل البحثي، هو دراسة الأسلاك النحاسية المقلّذة بالمؤسسة الوطنية لصناعة الكوابل بسكرة. الدراسة تهدف إلى معرفة سلوكيات الأسلاك أثناء العديد من تجارب الزحف. للوصول إلى الهدف المرجوا تم تصميم وإنجاز جهاز اختبار الزحف. وقد استخدمت أيضا تقنيات إضافية مثل المجهر الضوئي، حيود الأشعة السينية، والمجهر الإلكتروني الماسح، الصلادة واختبار الشد. تم معرفة آلية وشروط التمزق بالزحف للأسلاك النحاسية.

Résumé:

L'objectif de ce travail de recherche était l'étude des fils de cuivre tréfilés à l'ENICAB de Biskra. L'étude consistait à connaître le comportement au fluage de ces fils lors de plusieurs essais. Un appareil d'essai de fluage a été conçu pour aboutir à notre objectif. Des techniques complémentaires ont été aussi utilisées telle que la microscopie optique, la diffraction des rayons X, le MEB, la microdureté et l'essai de traction. A travers cette étude, le mécanisme et les conditions de rupture par fluage des fils de cuivre sont déterminés.

Abstract:

The objective of this scientific work was the study of copper wire drawn in ENICAB Biskra. This investigation interested on creep behavior of these wires during many tests. A machine of creep test has been made in order to achieve our objective. Complementary techniques have been used like optical microscopy, X-ray diffraction, SEM, hardness measurements and tensile tests. From this investigation, mechanisms and conditions of rupture by creep test have been determined.

Keywords: Creep test; Tensile test; Copper; Wire drawing; Heat treatment; Microstructure; Stresses; Strain; Microstructures; Recrystallization; Grain.