

11/97

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLOME D'INGENIEUR D'ETAT EN METALLURGIE

THEME

**ETUDE, CONCEPTION ET REALISATION D'UN
LAMINOIR DE LABORATOIRE POUR LA
CONTRIBUTION A LA REALISATION DE
RUBANS D'ALLIAGES A MEMOIRE DE FORME
CU-AL-NI**

DIRIGE PAR :

**Mr M. BOUABDALLAH &
Mr M. KASSER**

ETUDIE PAR :

Mr .BENCHOUBANE *Kamel*
Mr Y.ZENIKHERI
Yacine

SEPTEMBRE 1997

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
DEPARTEMENT DE METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة-التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLOME D'INGENIEUR D'ETAT EN METALLURGIE

THEME

**ETUDE, CONCEPTION ET REALISATION D'UN
LAMINOIR DE LABORATOIRE POUR LA
CONTRIBUTION A LA REALISATION DE
RUBANS D'ALLIAGES A MEMOIRE DE FORME
CU-AL-NI**

DIRIGE PAR :

**Mr M. BOUABDALLAH &
Mr M. KASSER**

ETUDIE PAR :

**Mr .BENCHOUBANE &
Mr Y.ZENIKHERI**

SEPTEMBRE 1997

DEDICACES

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

A la mémoire de mon grand père, ma grand mère et mon oncle Amar

A mes très chers parents

A ma grand mère Z.A

A ma soeur Assia, à mes deux frères Khalil et Zaid

A toute ma famille

A Awatef

Yucine Zenikheri

A ma bien aimée Soumerya

A mes parents

A mes beaux parents

A mes frères Karim et Nadjib

A mes soeurs Anissa et Imen

A tous mes amis

Kamel Benchoubane

Tableau des symboles

<i>Symbole</i>	<i>Sens des symboles</i>	<i>Unités</i>
σ_{zz}	Contrainte maximale	N/mm ²
σ_0	Contrainte d'écoulement	N/mm ²
θ_N	Angle neutre	radian
τ	Scission de frottement	N/mm ²
f	Coefficient de frottement	
M_{lam}	Moment de laminage	N.m
$\bar{\epsilon}$	Déformation	
K_g	Coefficient de frottement	
v	vitesse des cylindres	m/s
F	Effort de laminage	N
G_{a-m}	Energie motrice de la transformation martensitique	KJ/mole
T_0	Température d'équilibre	°C
A_s	Température de début d'austénitisation	°C
A_f	Température de fin d'austénitisation	°C
M_s	Température de début de formation de la martensite	°C
M_f	Température de fin de formation de la martensite	°C
C	Chaleur spécifique du métal	KJ/mole°K
ρ	Masse volumique	g/cm ³
L	Chaleur latente de solidification	KJ/mole

Remerciements

Nous tenons à remercier vivement monsieur M.KASSER pour son aide précieuse et monsieur BOUABDALLAH pour ces précieux conseils durant notre projet de fin d'études.

Nous remercions également tous les enseignants du département métallurgie qui ont assuré notre formation d'ingénieur d'état.

Nos vifs remerciement vont à monsieur Abbas, Kamal, Sofiane, les membres de Lotus Design et à tout nos amis.

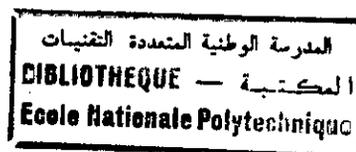
Introduction générale

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Bien que la transformation martensitique soit connue depuis plus d'un siècle, et l'effet mémoire de forme, ce n'est que depuis une quinzaine d'années que les alliages à mémoire de forme et en particulier à base de cuivre sont utilisés pour des applications industrielles.

Après étude et conception d'un laminoir de laboratoire, nous avons essayé de produire des rubans d'alliage à mémoire de forme Cu-Al-Ni, par une technique de solidification rapide, afin de contrôler l'affinement des grains dont la taille relativement petite affecte directement les propriétés mécaniques de ces alliages ; ce qui induit une utilisation des *A.M.F* dans une gamme plus large de produits industriels.

SOMMAIRE



Résumé

Introduction

Chapitre I Présentation des AMF

I- Introduction	1
II- Transformation martensitique	1
II-1- Introduction	1
II-2- Caractéristiques géométriques de la transformation martensitique	1
II-3- Paramètres physiques de la transformation	3
II.3.1- Points de transformation	3
II.3.2- Classification des transformations	3
II.3.2.1- Transformation martensitique thermo-élastique	4
II.3.2.2- Transformation martensitique par BURST	4
II-4- Aspect thermodynamique de la transformation	4
II-5- Germination et croissance de la martensitique.	5
III- Propriétés remarquables des AMF	6
III-1- L'effet mémoire simple	6
III-2- L'effet caouchoutique	7
III-3- L'effet super-élastique	7
III-4- L'effet mémoire double sens	8
IV- Présentation de l'alliage Cu-Al-Ni	9

Chapitre II Solidification rapide

I- Caractéristiques générales	12
I-1- Introduction	12
I-2- Réalisation de la solidification rapide	12
I-3- Phénomène d'amorphisation	13
II- Effets de solidification rapide sur la structure	14
III- Méthodes d'obtention des produits solidifiés rapidement	15
III-1- Procédé de désintégration métallique	15
III-2- Refroidissement par substrat métallique	16
III-2-1- Melt spinning	16
III-2-2- Melt extraction	17
III-2-3- Tween roller quenching	17

Chapitre III Laminage des produits plats

I- Introduction	19
II- Différents types de laminoirs	19
III- Facteurs qui caractérisent l'effort de laminage	20
III-1- Etat de surface des cylindres de travail	20
III-2- Epaisseur initiale de la bande à laminier	22
III-3- Diamètre des cylindres de travail	22
III-4- Résistance à la déformation du matériau à laminier	23
III-5- Taux de déformation et température de laminage	23
IV- Ecouissage et texture	23
V- Calcul des efforts de laminage	24
V-1- Hypothèse	24
V-2- Mise en équation de la méthode des tranches	26

Chapitre IV Présentation du laminoir

I- Introduction	30
II- Description du laminoir	30

Chapitre V Etude métallographique

I- Introduction	51
II- Examen métallographique	51
III- Caractérisation chimique	51
IV- Résultats	52

Chapitre VI Calcul énergétique du laminoir

I- Introduction	65
II- Puissance et moment du laminoir	66
III- Calcul à la résistance des principales pièces sollicités du laminoir	66
III-1- De la clavette	67
III-2- Des vis d'assemblage du joint d'Aldham avec l'arbre d'entrée du réducteur	68
III-3- De la goupille qui rend solidaire le pignon conique à l'arbre sortant du réducteur	68
III-4- De la denture de l'arbre cannelé	69
III-5- Des vis d'assemblage arbre cannelé-joint d'Aldham	70
III-6- Des vis d'assemblage joint d'Aldham-Axe à boîte à pignon	71
III-7- Des croisillons de joints de cardan	72
IV- Discussions et résultats	72
V- Calcul des moments de laminage par un logiciel	73

Chapitre VII Essai de laminage et de réalisation des rubans

I- Essai de laminage à froid des non ferreux et de réalisation de ruban

75

II- Résultats et interprétations

Conclusion



CHAPITRE I

PRESENTATION DES A.M.F

Présentation des AMF

I/Introduction :

Les applications de tels produits touchent des domaines divers, depuis le déploiement d'antennes de satellites artificiels jusqu'aux prothèses de col du fémur, d'une forme initiale facilitant leur mise en place à la température ambiante (de 20 °C à 25 °C) et prenant leur forme fonctionnelle à la température du corps humain (37 °C). Il faut sans doute aussi les évoquer pour expliquer les « pouvoirs » de prestidigitateurs qui se sont rendus célèbres en tordant des barreaux métalliques par de simples caresses...

II/ La transformation martensitique :

II .1/ Introduction :

La transformation structurale à la base des propriétés de mémoire de forme observés dans certains alliages métalliques (Ti-Ni ; Cu-Al-Ni ; Au-Cd ; Fe-Ni ;ect...), est une transformation martensitique particulière dite « thermoélastique ».

Comme toutes les transformations martensitiques, la martensite thermoélastique possède trois propriétés principales :

- Elle est displacive, c'est à dire que les déplacements d'atomes qu'elle met en jeu se font de façon corrélée et sur des distances de l'ordre du dixième des distances interatomiques. La transformation martensitique peut donc avoir lieu à n'importe quelle température, et dans un laps de temps très rapide puisqu'elle ne fait pas intervenir des phénomènes de diffusion.

- Elle est du premier ordre, on observe la présence simultanée des deux phases (phase martensite et phase mère), séparées par une interface nette. Le plan de l'interface est invariant en dimension et en orientation, appelé plan d'accolement ou plan d'habitat, ce n'est pas en général un plan cristallographique simple.

- Enfin, cette transformation se produit par l'intermédiaire d'une déformation homogène du réseau cristallin, déformation principalement due à un cisaillement [1].

II .2/ Caractéristiques géométriques de la transformation martensitique :

Le cisaillement responsable de la déformation homogène du réseau se fait, en première approximation, parallèlement au plan d'habitat. En fait, dans le cas des transformations martensitiques donnant lieu à un changement de volume, ce cisaillement s'accompagne d'une déformation qui n'est pas exactement parallèle au plan d'habitat

(fig. 1) [2].

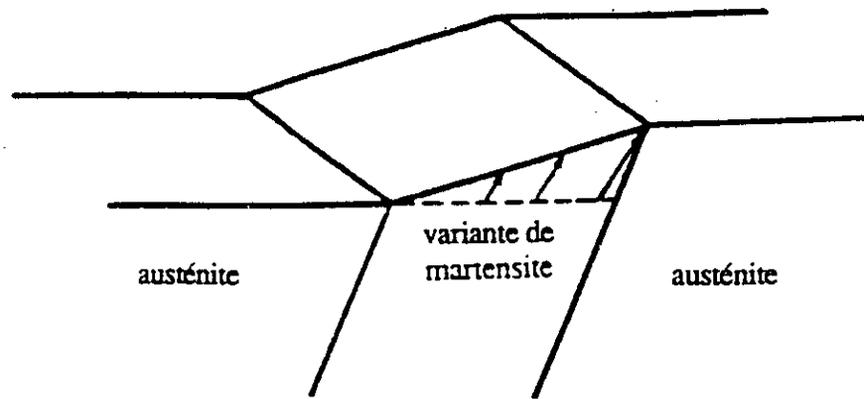


Fig.1 : Schématisation du cisaillement dû à l'apparition de martensite dans la matrice austénitique.

Dans un monocristal d'austénite de structure cubique, il peut apparaître suite à la transformation martensitique jusqu'à 24 variantes différentes de martensite, variantes qui se différencient par l'orientation de leur plan d'habitat et la direction du cisaillement responsable. Ces différentes variantes coexistent dans le matériau de façon à compenser les unes les autres, la déformation macroscopique qui résulte de leur apparition. On parle alors de variantes auto-accomodantes (fig.2 a&b) [3].

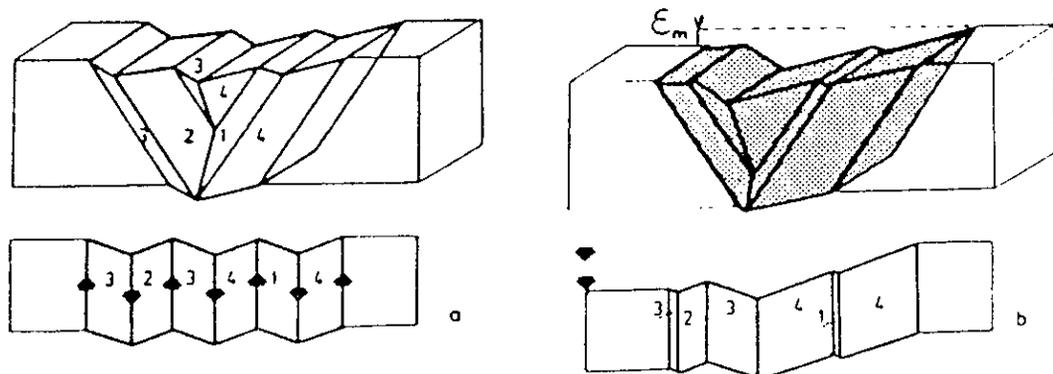


Fig.2: Déformations macroscopiques associées à la formation de la martensite

- a) Groupe de 4 variantes auto-accomodantes (à contrainte nulle)
 b) Une ou plusieurs variantes sont favorisées par l'application d'une contrainte. Il y a apparition d'une déformation macroscopique ϵ .

II.3/ Paramètres physiques de la transformation :

II.3.1/ Points de transformation :

La transformation martensitique au sein d'un matériau s'accompagne d'une variation de plusieurs paramètres physiques de ce matériau, tel que sa résistivité, son niveau de frottement intérieur ou le flux de chaleur échangé avec le milieu extérieur.

Si l'on porte alors la variation de l'une de ces grandeurs (ici la résistivité) en fonction de la température, on obtient une courbe typique caractérisée par la présence d'une hystérésis : (fig.3)

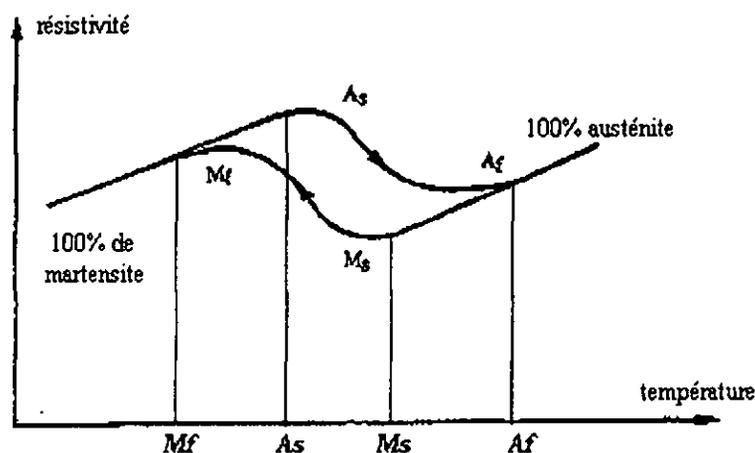


Fig.3 : Variation de la résistivité lors de transformation martensitique

Lors de la descente en température, il y a apparition de la martensite à partir de la température M_s (Martensite start), et jusqu'à la température M_f (Martensite finish) où l'on considère que le matériau est entièrement martensitique. La transformation inverse qui a lieu durant la montée en température, débute à la température A_s (Austénite Start) pour s'achever au point A_f (Austénite Finish). La valeur de l'hystérésis est alors donnée par les différences $(A_f - M_s)$ ou $(A_s - M_f)$. On définit aussi l'étalement en température de la transformation martensitique comme étant la différence $(M_s - M_f)$, l'étalement de la transformation inverse, sensiblement le même, étant lui égal à $(A_s - A_f)$.

II.3.2/ Classification des transformations :

suivant les allures de la transformation martensitique et les valeurs prises par l'étalement et l'hystérésis, trois grandes classes de transformations se dessinent :

II.3.2.1/ Les transformations martensitiques thermoélastiques :

Ces transformations s'effectuent avec un faible changement de volume.

II.3.2.1.1/ Les transformations de type I

La transformation est dite thermoélastique de type I lorsque les points de transformation s'échelonnent comme suit : $M_f < M_s < A_s < A_f$.

II.3.2.1.2/ Les transformations de type II

On parle d'une transformation thermoélastique de type II quand les points de transformation se rangent dans l'ordre suivant : $M_f < A_s < M_s < A_f$.

II.3.2.2/ Les transformations martensitiques par burst :

La transformation se fait par burst, c'est à dire de façon explosive. La germination et la croissance de la martensite étant quasi-instantanées. Cette transformation s'accompagne généralement d'une variation importante de volume.

II.4/ Aspects thermodynamiques de la transformation :

Pour étudier l'équilibre thermodynamique entre les deux phases en présence, on considère les enthalpies libres de chacune de ces deux phases, soient G_a et G_m . L'énergie motrice de la transformation directe est alors $\cong G_{a-m} = G_a - G_m$, nulle à la température T_0 . (fig.4).

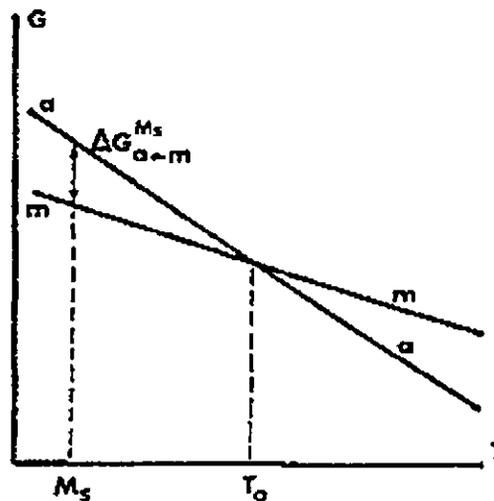


Fig.4 : Variation des potentiels thermodynamiques des deux phases en fonction de la température.

A une température juste inférieure à T_0 , on a $\cong G_{a-m} < 0$ et la transformation peut s'effectuer. En fait cette transformation va se produire à une température M_s inférieure à T_0 , car il lui faut vaincre la barrière énergétique due :

- Au processus de germination de la martensite (énergie chimique).
- A la création d'interfaces martensite/austénite.
- Aux déformations élastique et plastique créées par la martensite dans la phase mère.

Dans le cas des transformations par burst $\cong G_{a-m}$ et $\cong G_{m-a}$ sont grandes, entre autres du fait du fort changement de volume entre les deux phases, ce qui implique une forte hystérésis. En général on considère que [4] :

$$T_0 = 1/2(M_s + A_s)$$

Par contre, pour les transformations thermoélastiques de type I et II, la première (respectivement dernière) plaquette de la martensite apparue lors de la transformation directe, est la dernière (resp. première) à disparaître durant la transformation inverse. On définit alors deux températures d'équilibre [5] :

$$T_0 = 1/2(M_s + A_f) \text{ pour le premier volume de martensite}$$

$$T_0 = 1/2(M_f + A_s) \text{ pour le dernier volume de martensite}$$

Ces transformations thermoélastiques mettent en jeu de faibles variations des énergies motrices et chimiques.

II.5/ Germination et croissance de la martensite :

La martensite se forme en deux étapes principales : une étape de germination durant laquelle apparaissent des « embryons » de martensite, puis une étape de croissance de ces embryons qui vont former les plaquettes de martensite.

II.5.1/ Germination :

Plusieurs théories tentent d'expliquer cette étape complexe de formation de la martensite. Certains auteurs supposent la présence dans l'austénite d'embryons de martensite à partir de boucles de dislocation. Leur croissance se ferait alors par l'apparition de nouvelles boucles [6]. D'après [7], des fautes d'empilement comprises entre deux dislocations dissociées pourrait aussi jouer le rôle d'embryons de martensite. Les germes de martensite pourraient aussi être préexistants et grandir dans le voisinage d'une dislocation qui relaxerait le champ de contrainte élastique les entourant [8]. Enfin, la martensite pourrait provenir de zones mécaniquement instables et activées par des défauts de cisaillement, tels que des dislocations [2].

La diversité de ces théories montre que le phénomène de germination n'est pas totalement élucidé, même si les défauts cristallographiques semblent y jouer un rôle prépondérant.

II.5.2/ Croissance :

Lorsqu'on observe par exemple au microscope optique la croissance de la martensite au sein de la phase mère, on peut y déceler deux stades consécutifs :

le premier consiste en la formation d'une plaquette très mince, présentant donc une énergie d'interface faible ; le rapport surface/volume de la plaquette étant minime.

Puis, lors du deuxième stade, la plaquette s'épaissit par déplacement de l'interface, le degré de mobilité de cette interface variant selon que l'on a affaire à une transformation thermoélastique ou par burst. Cette variation de mobilité se traduit au niveau macroscopique par deux processus différents :

- Lors d'une transformation thermoélastique, une première aiguille se crée, puis autour apparaissent de nouvelles variantes accommodantes sous forme d'autres aiguilles fines permettant de relaxer les déformations élastiques créés par la première aiguille au sein de la phase mère. La transformation inverse s'effectue par déplacement des interfaces en sens opposé.

- Pour une transformation par burst, le germe de martensite croît très vite jusqu'à atteindre une taille maximale lorsqu'il est arrêté dans sa croissance par un autre domaine martensitique ou un joint de grain austénitique. La transformation inverse se fait par nucléation de l'austénite dans ces grains de martensite.

III/ Propriétés remarquables des AMF :

Tous les mécanismes microscopiques que nous venons de passer en revue expliquent et débouchent sur les propriétés originales des AMF [9].

III.1/ L'effet mémoire simple :

la propriété la plus connue des AMF s'illustre d'une façon simple : si l'on déforme un échantillon en phase martensitique et si on le porte en phase austénitique, par un simple chauffage, il recouvre sa forme de départ. (fig.5)



Fig.5: Schématisation de l'effet mémoire simple

En effet, si l'on soumet cet échantillon à une contrainte σ , on favorise la croissance de certaines variantes de martensite au détriment d'autres, ce qui crée une déformation apparente ϵ , même après cessation de la contrainte. Cette déformation n'est donc pas réalisée par écrouissage, mais par déplacement des interfaces entre les variantes de martensite. Quand cette éprouvette est portée ensuite à haute température, la martensite se révertit en austénite, faisant disparaître la déformation ϵ .

III.2/ L'effet caoutchoutique :

En phase martensitique, l'application d'une contrainte σ sur un échantillon permet la récupération d'une déformation ε . Quand la contrainte σ est supprimée, cette déformation ε diminue jusqu'à un niveau ε' . Cette diminution n'étant pas simplement due à un retour élastique mais aussi à un retour partiel des interfaces entre variantes. En cyclant l'échantillon en contrainte entre σ et 0 nous obtiendrons un va et vient en déformation entre ε et ε' . Ce comportement est appelé effet caoutchoutique. (fig.6)

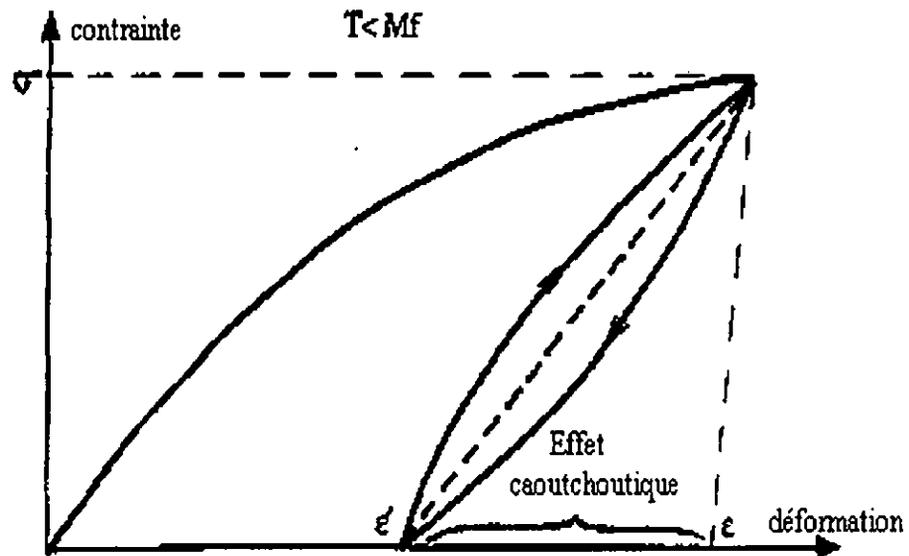


Fig.6 : l'effet caoutchoutique dans un AMF

III.3/ L'effet superélastique :

En l'absence de toute contrainte, la transformation martensitique ne peut se produire que lorsque la température de l'alliage est abaissée en dessous du point M_s . Cependant l'application d'une contrainte au dessus de M_s peut également entraîner la formation d'une martensite dite « martensite induite sous contrainte ». Cette transformation s'accompagne d'une déformation importante de l'échantillon dans le sens de la contrainte appliquée. Cette déformation est à l'origine de la croissance de certaines variantes privilégiées de martensite par rapport à d'autres. A la disparition de la contrainte, la martensite se révertit en austénite, amenant aussi la disparition de l'allongement de l'éprouvette. Ce phénomène est appelé pseudo-élasticité ou encore superélasticité et il se décompose de la façon suivante (fig.7) :

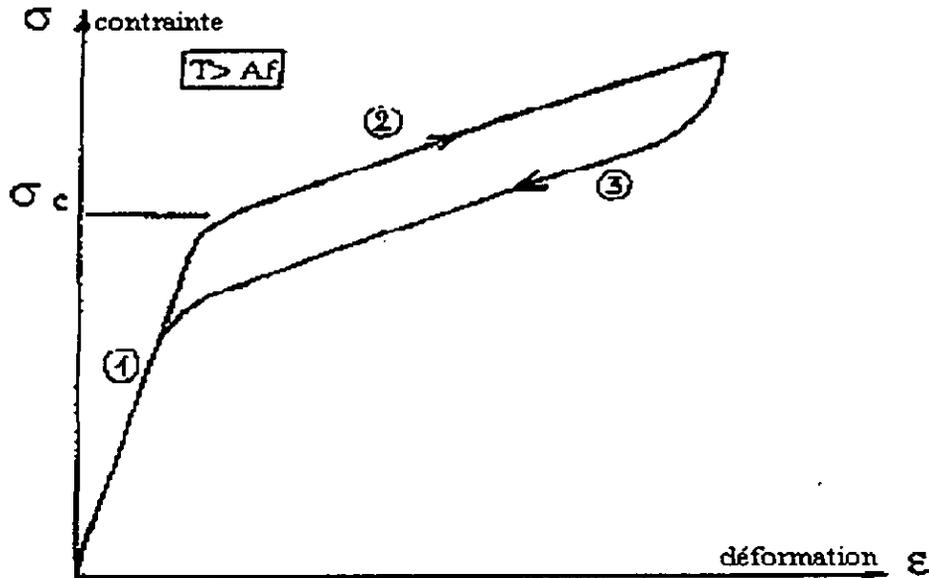


Fig.7 : L'effet superélastique

Stade1 : l'austénite se déforme élastiquement.

Stade2 : la contrainte induit certaines variantes de martensite, entraînant par leur cisaillement une importante déformation macroscopique.

Stade3 : à la décharge, la martensite se révertit en austénite avec un phénomène d'hystérésis.

III .4/ L'effet mémoire double sens (EMDS) :

Cet effet se manifeste lorsque l'échantillon possède une certaine forme à l'état martensitique et une autre à l'état austénitique : quand on le cycle thermiquement, il passe d'une forme à l'autre sans avoir recours à une contrainte mécanique extérieure.

Pour obtenir l'effet mémoire double sens, il faut d'abord faire subir à l'échantillon un traitement dit d'éducation. Ce traitement thermomécanique confère à l'échantillon la forme dite de basse température désirée en favorisant la croissance de certaines variantes particulières de martensite. Au cours de la transformation martensitique ce sont ces variantes qui vont se développer principalement, entraînant la déformation de l'échantillon. Pendant la remontée en température, l'effet mémoire simple se manifeste, et on retrouve la forme dite de haute température.

L'éducation peut s'effectuer de différentes manières : cycles de déformation en austénite, cycle thermiques sous contrainte, stabilisation de la martensite induite sous contrainte... [10].

IV / Présentation de l'alliage Cu-Al-Ni :

IV.1/ Diagrammes de phase du Cu-Al-Ni :

Actuellement, les alliages à mémoire de forme qui connaissent un développement important tant aux niveaux de la recherche que de l'industrie, se divisent en trois familles : les alliages à base Titane-Nickel (historiquement les premiers à déboucher sur des applications industrielles), ceux à base Cuivre (qui sont aujourd'hui les plus intéressants d'un point de vue économique) et dans une moindre mesure les alliages à base Fer.

Les alliages à base de Cuivre concernant principalement les Cu-Zn-Al et les Cu-Al-Ni, dérivent de l'alliage binaire Cu-Al dont les diagrammes de phase stable et métastable sont bien connus [11]. (fig.8).

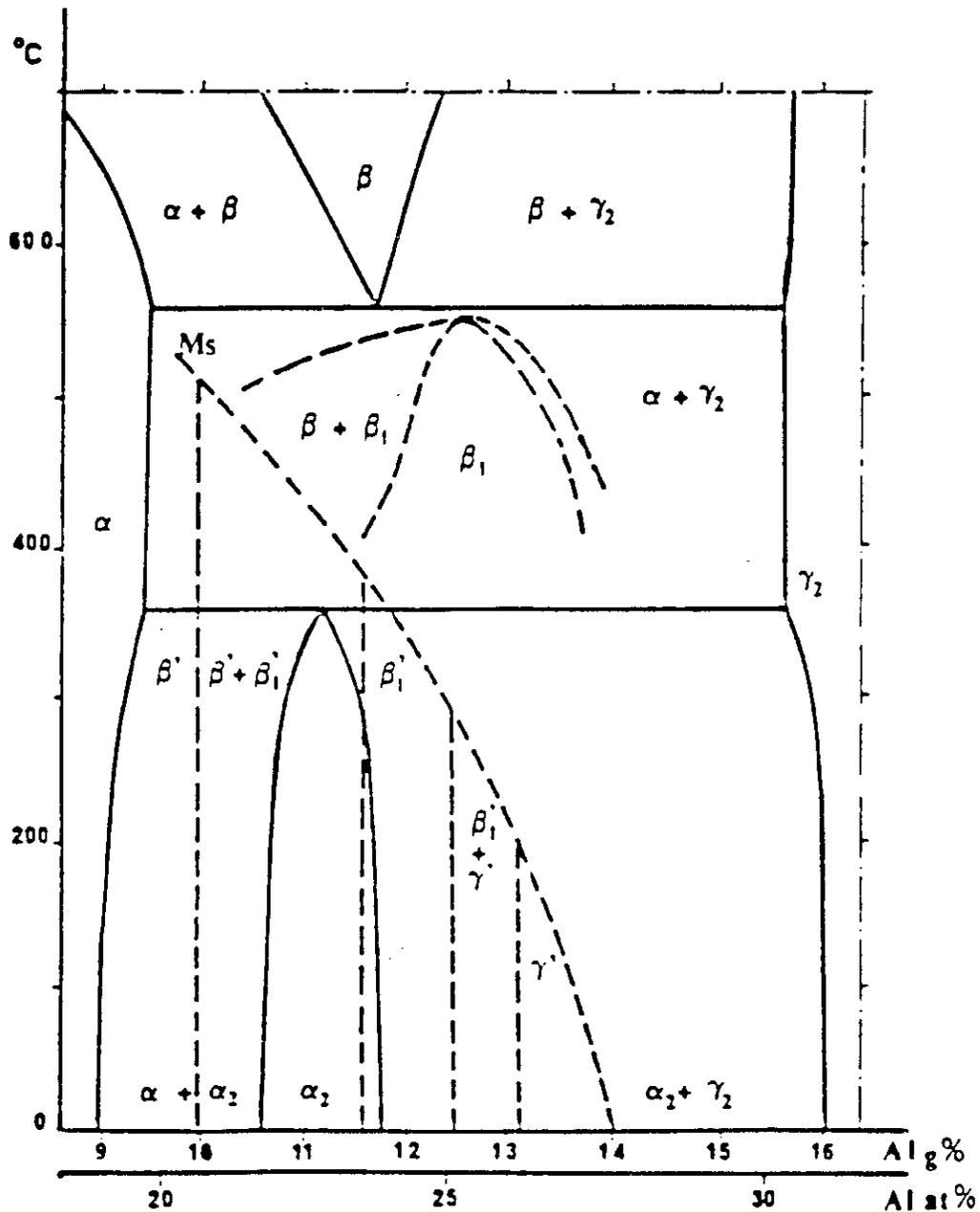


Fig.8: Diagramme binaire Cu-Al stable et métastable.

L'addition de Nickel dans la partie riche en Cuivre, a pour effet l'apparition d'une phase Ni-Al qui précipite lors d'un refroidissement dès que la concentration en poids de Nickel dépasse 4,5%. Cette addition de nickel déplace aussi la composition du point eutéctoïde vers les teneurs plus élevées en Aluminium, selon la loi [11] :

$$\%Al(Atm)=27,3+0,73\%Ni(Atm)$$

Les diagrammes ternaires stables et métastables sont voisins de ceux de l'alliage binaire Cu-Al. Il y a existence des phases suivantes :

- La phase mère (ou phase β) apparaît au dessus de 565°C. Cette phase, dont la concentration est proche de la composition Cu_3-Al , possède une structure cubique centrée désordonnée.
- Cette phase mère donne par décomposition une phase α , cubique à faces centrées, qui assure à ces alliages une grande malléabilité, et une phase γ_2 (de composition stoechiométrique (Cu_9-Al_4) dont la dureté et la fragilité sont par contre un obstacle à la mise en forme de ces alliages. (fig.9)

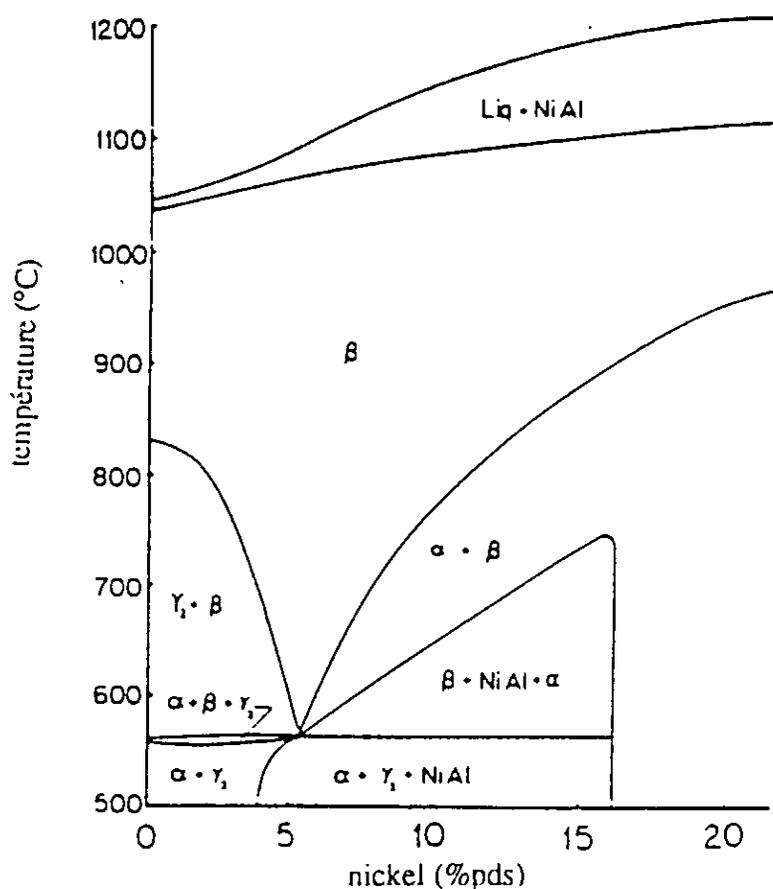


Fig.9 : Coupe verticale à 14% en poids d'Aluminium du diagramme ternaire Cu-Al-Ni

- En appliquant un refroidissement rapide, la phase mère subit d'abord une transition d'ordre induisant la formation d'une phase ordonnée du type

DO_3 (β_1) avant de former la martensite. Ainsi deux phases métastables différentes (β'_1 et γ'_1) peuvent coexister, et dont les domaines d'existence dépendent de la composition de l'alliage [12]. La martensite β'_1 est de structure 18R, c'est à dire qu'elle est constituée d'un empilement périodique de dix-huit plans compacts ; quant à la martensite γ'_1 , elle est de structure hexagonale compacte type $\text{Cu}_3\text{-Ti}$ [13,14].

L'application d'une contrainte extérieure va donner lieu aussi à une transformation martensite→martensite ; quatre formes successives de structure d'empilement apparaissent : γ'_1 (structure 2H), β'_1 (18R₁), β''_1 (18R₂) et α'_1 (6R), dont les domaines d'existence dépendent du niveau de contraintes et de la température appliquée [15].

CHAPITRE II

LA SOLIDIFICATION RAPIDE

Solidification rapide

I/ Caractéristiques générales:

I.1/ Introduction:

La solidification rapide est une nouvelle technique d'élaboration des métaux et alliages. Cette technique a été mise au point pour remédier aux insuffisances du procédé conventionnel d'élaboration des matériaux métalliques. Par exemple, durant la solidification en lingotrie dans le procédé conventionnel, vu la différence de point de fusion des différents constituants de l'alliage, une stratification de la structure est observée ainsi que de sévères ségrégations. On observe également une multitude de pores et des soufflures à travers la section du lingot solidifié.

La solidification rapide procure les avantages suivants :

- a) Un éloignement important des constituants d'équilibre conventionnel des métaux
- b) Une microstructure plus uniforme et plus fine, éliminant ainsi les effets de ségrégation obtenue dans de larges lingots et permettent aux métaux obtenus par cette technique de donner de meilleurs résultats durant les traitements thermiques.
- c) Une élimination totale ou partielle des opérations de déformation ou de finissage des pièces, car on procède à la mise en forme soit par solidification rapide directe de la pièce, soit par la mise en forme de la poudre obtenue par la voie de la solidification rapide suivie d'une consolidation.

L'une des conséquences de la solidification rapide est la diminution du degré d'hétérogénéité. Plus le degré d'hétérogénéité (ségrégation chimique) diminue, plus le caractère isotrope du matériau augmente. Lorsque cette ségrégation devient très faible, on obtient une structure amorphe qui ressemble à celle du verre.

I.2/ Réalisation de la solidification rapide:

Le principe de la solidification rapide est l'extraction rapide de la chaleur du matériau. En pratique il y'a plusieurs méthodes pour réaliser la solidification rapide [16]:

- Imposer un grand gradient de température avant la solidification : Cela implique un sur refroidissement (refroidissement très rapide) d'un volume de métal liquide à une température à laquelle la chaleur latente libérée par le liquide durant la solidification peut être complètement absorbée par le

volume du métal en solidification avant qu'elle ne soit transférée vers les bords métalliques solides .

La fraction du métal solidifié se réchauffe par rapport au reste du métal encore liquide et cela à cause de l'apport de la chaleur latente du métal en solidification par le métal solidifié. Sa température augmente d'une valeur aussi grande que la quantité C / L où :

C : chaleur spécifique du métal .

L : chaleur latente de solidification par unité de masse du métal

Donc, pour assurer la solidification pendant l'échange de chaleur entre le métal liquide et celui solide , la valeur initiale de température à partir de laquelle on commence le refroidissement doit être suffisamment grande pour pouvoir contenir l'augmentation de la température due au transfert de chaleur du liquide vers le solide et qui est égal à C / L .

- Imposer une grande vitesse d'avance du lingot pendant la solidification:

Ceci peut être réalisé en tirant un échantillon (lingot) relativement mince avec une grande vitesse pour le faire passer d'une zone chaude (liquidus) à une zone froide (solidus) . Cela provoquerait un gradient de température suffisamment grand pour contraindre la solidification à se produire et à s'avancer à travers une grande surface et cela avec une vitesse égal ou proportionnelle à la vitesse de tirage de l'échantillon. En conséquence à cela , la perte de chaleur et son échange avec le milieu environnant s'effectuera essentiellement à la surface radiale de l'échantillon .

- Imposer une grande vitesse de refroidissement pendant la solidification :

Cela peut s'obtenir par une grande vitesse de déplacement d'un front de solidification. Cette vitesse est elle même gouvernée directement par la vitesse de perte de chaleur vers le milieu environnant .

La différence essentielle de cette dernière technique par rapport aux deux premières est que le refroidissement est rapide avant et durant toute la période de la solidification , augmentant ainsi la possibilité de retenir la microstructure et les caractéristiques des constituants de l'étape de solidification. Donc la combinaison de la solidification rapide avec une trempe rapide couplée avec une large nuance d'alliage a rendu cette technique plus privilégiée que les autres techniques de la solidification rapide.

I.3/ Phénomène d'amorphisation :

Imaginons un mélange de deux éléments A et B condamnés à la séparation des phases à basse température (fig.1) . Quand le mélange est riche en élément A, il se forme à basse température une solution solide qu'on va appelé α . La courbe T_0 représente la limite pour laquelle , en fonction de la concentration en élément A, la solidification du liquide se fait sans partition

des éléments . Pour obtenir un alliage amorphe , il faut gêner au maximum la partition des éléments , ce qui est favorisé par une température de transition vitreuse du liquide suffisamment élevée .

Quand on diminue la température à concentration constante , il faut atteindre la température de transition vitreuse (T_v) avant la température où se produit la partition des éléments . Tout se passe comme si au cours du refroidissement, on empêche le système d'effectuer la séparation de phase qui le mènerait à l'état d'équilibre cristallin . A partir de ce qui a été dit, on peut en conclure que l'efficacité du procédé d'amorphisation dépendra de la possibilité d'abaisser rapidement la température de fusion à celle de la transition vitreuse .

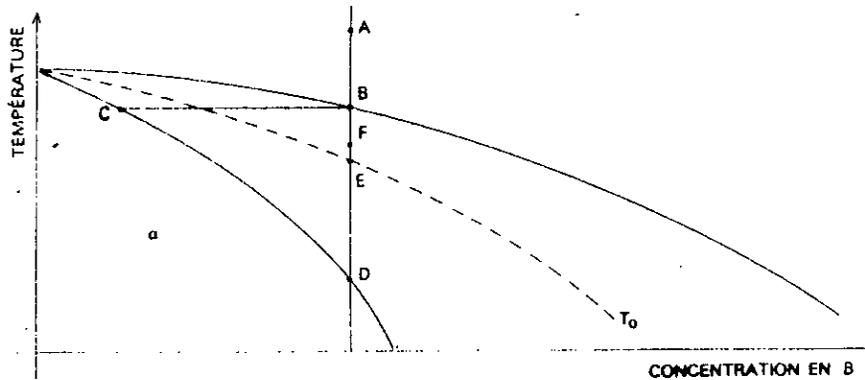


FIG.1: Diagramme de phases permettant de déterminer dans quelles conditions de température et de concentration un mélange peut se solidifier. On refroidit le mélange liquide initial à partir d'un point A. Dans les conditions d'équilibre thermodynamique, le premier germe cristallin apparaît en B, sa composition est celle du point C, tout l'alliage est solidifié lorsque la température est celle du point D. Hors d'équilibre thermodynamique, la solidification ne suit plus ce cheminement; on définit une courbe T_0 pour laquelle les énergies libres du solide et du liquide sont égales à composition identique. Dans le cas de la figure, lorsque, à concentration donnée, la température du mélange est égale à T_0 (point E), le mélange métastable devrait produire une solution solide métastable α de composition distincte du liquide. Cependant, si la température de transition vitreuse est, pour cette concentration, supérieure à T_0 (point F), la mobilité atomique est annulée, ce qui interdit la séparation: le liquide est figé dans l'état amorphe.

II/ Effets de la solidification rapide sur la structure :

La microstructure obtenue à la suite d'une solidification rapide conserve les principales caractéristiques du grain dendritique et eutectique qu'on obtient

par la voie de la solidification normale mais à une échelle plus raffinée. L'un des buts de la solidification rapide est le contrôle de la structure obtenue, aussi bien au niveau de la concentration et ségrégation des éléments, qu'au niveau des impuretés et des défauts qui peuvent apparaître ou subsister.

III/ Méthodes d'obtention des produits solidifiés rapidement:

Il existe actuellement une vingtaine de procédés permettant d'obtenir des produits solidifiés rapidement . On peut les classer en deux groupes :

1) Procédés de désintégration métallique :

Dans ce cas , on obtient des produits sous forme de petites particules fines.

2) Refroidissement par substrat métallique :

Dans ce cas , on obtient des produits longs sous forme de rubans et fils très fins.

III.1/ Procédés de désintégration métallique:

En ce qui concerne les procédés du premier groupe , Grant [17] dans leurs présentations insiste sur le fait que deux conditions sont essentielles pour réaliser une solidification rapide et produire des structures homogènes et fines :

a) Le transfert de chaleur doit être très important au niveau de la surface liquide - solide .

b) Les dimensions des gouttes liquides doivent être très petites . Dans ce cas, les procédés de solidification rapide sont basés sur le phénomène d'atomisation, qui consiste à désintégrer le métal liquide sous forme de petites particules aussi fines que possible .

Les procédés de ce premier groupe sont [18]:

- 1) Atomisation à gaz.
- 2) Atomisation à l'eau.
- 3) Atomisation à vapeur.
- 4) Atomisation centrifuge.
- 5) Creuset rotatif perforé.
- 6) Electrode rotative.
- 7) Atomisation gazeuse ultrasonique.
- 8) Procédé Osprey.
- 9) Procédé par solubilité gazeuse.

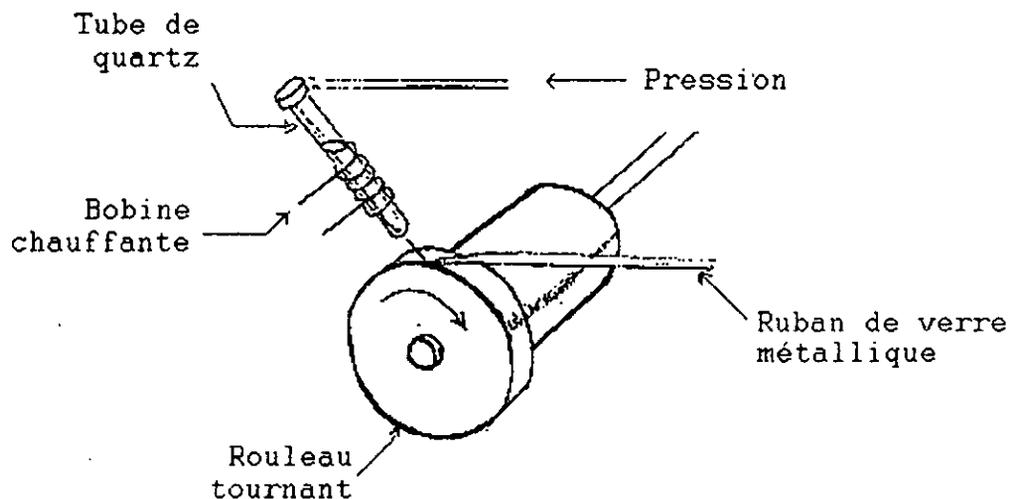
III.2/ Refroidissement par substrat métallique:

Dans le cas où on a besoin de vitesses de refroidissement très grandes, qui dépassent les $10^5 \text{ } ^\circ\text{K} / \text{s}$; on a recours aux techniques de refroidissement par substrat métallique. De ces techniques, les plus connues et les plus utilisées on citera le « **Melt spinning** », suivie de la technique du « **Melt extraction** » et celle du « **Twin roller** ». Les produits obtenus à l'aide de ces procédés sont de formes divers : flocons, rubans, feuilles etc... [16].

III.2.1/Melt spinning:

Cette technique que l'on désigne par trempe sur rouleau refroidi, est basée sur le principe suivant (fig. 2) : Un jet de métal liquide formé à la sortie d'une buse est projeté sur un rouleau refroidi à l'eau tournant à grande vitesse (2000 à 3000 tours/min). Un ruban de métal liquide est éjecté à plusieurs dizaines de mètres par seconde, et se solidifiant instantanément. La vitesse de solidification est de l'ordre de $10^6 \text{ } ^\circ\text{K} / \text{s}$. A partir de cette trempe ultra rapide, il est possible d'obtenir pour certaines compositions des produits amorphes. Les rubans obtenus ont une épaisseur variant entre 25 et 200 micromètres et la largeur du ruban peut atteindre 20 centimètres environ.

Il faut savoir que le rouleau est fait de cuivre. Ce choix est lié directement à la bonne conductibilité thermique du matériau qui favorise ainsi la solidification rapide du métal liquide.

**Fig.2: Melt spinning**

III.2.2/ Melt extraction :

La différence entre le « melt spinning » et le « melt extraction », est que pour le second procédé , la source du métal à refroidir est stationnaire . Le métal est maintenu sous forme liquide dans un creuset large . Au cours de sa rotation , la roue extrait du métal liquide en rasant la surface du bain métallique et en l'injectant à grande vitesse (fig.3) . Dans ce cas , la vitesse de solidification est de l'ordre de 10^5 à 10^6 ° K/ s (du même ordre que le « melt spinning ») . Selon que la roue soit lisse ou dentée. Les produits obtenus apparaissent sous forme de fils ou rubans étroits (roue à surface lisse) , ou sous forme de particules (roue à surface dentée) .

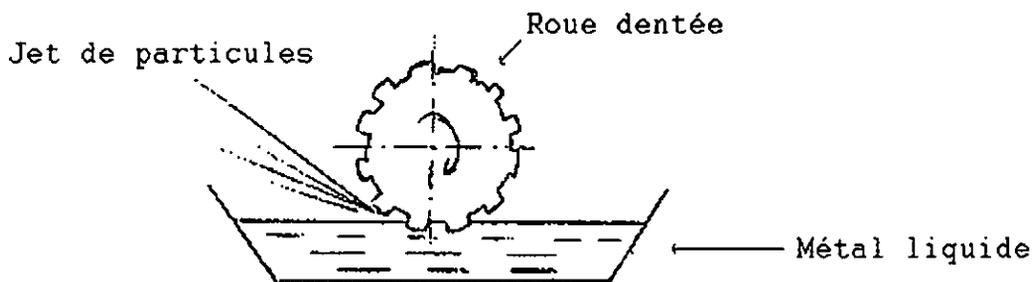


Fig.3: Melt extraction

III.2.3/ Twin roller quenching :

On a utilisé le principe de ce procédé pour réaliser notre dispositif mécanique , ce principe est le même que pour le « melt spinning » . La seule différence est que dans le cas du « twin roller » , comme son nom l'indique , le métal liquide passe verticalement entre deux roues refroidies au moment de sa solidification (fig.4) . Les deux roues tournent à grande vitesse et en sens inverse . Cette technique nous permet d'obtenir des filaments très fins , ou des rubans dont l'épaisseur est uniforme variant entre 50 et 200 micromètres . Si les roues utilisées sont dentées , on obtient des petites particules dont les dimensions sont de l'ordre de quelques centaines de micromètres selon la vitesse de rotation . La vitesse de solidification est de l'ordre de 10^6 ° K / s . La durée de vie des roues reste toujours un problème aussi bien pour le « twin roller » que pour les deux autres procédés , si l'on admet qu'il est indispensable que la surface des roues soit quasi parfaite, sans rayure ni déformation .

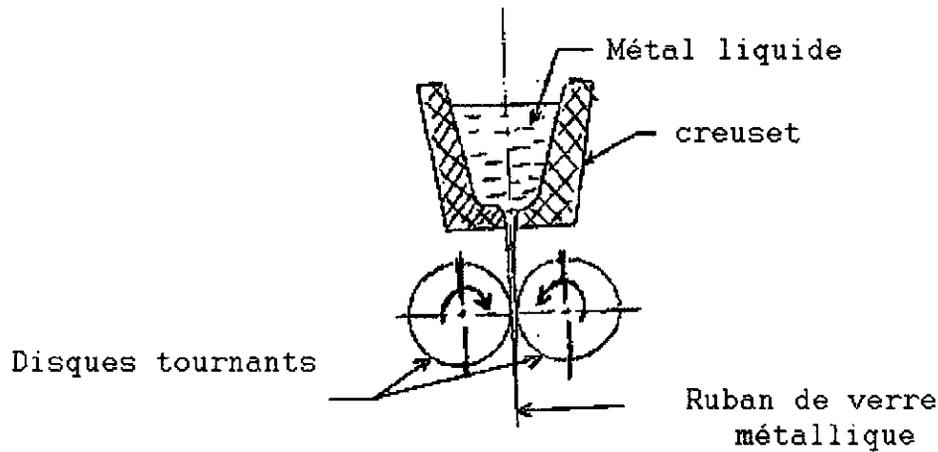


Fig.4: Twin roller quenching

Mis à part les procédés que nous avons cités, il existe d'autres procédés moins répandus mais dont les résultats sont aussi bons. Par exemple, la technique du pistolet qui consiste à éjecter du métal liquide sous pression à grande vitesse. Elle permet d'obtenir des vitesses de solidification très élevées, de l'ordre de 10^9 °K / s. La solidification par rayon laser ou électronique utilisée pour le traitement de surfaces (**fig.5**), peut atteindre des vitesses de solidification de l'ordre de 10^{10} °K / s.

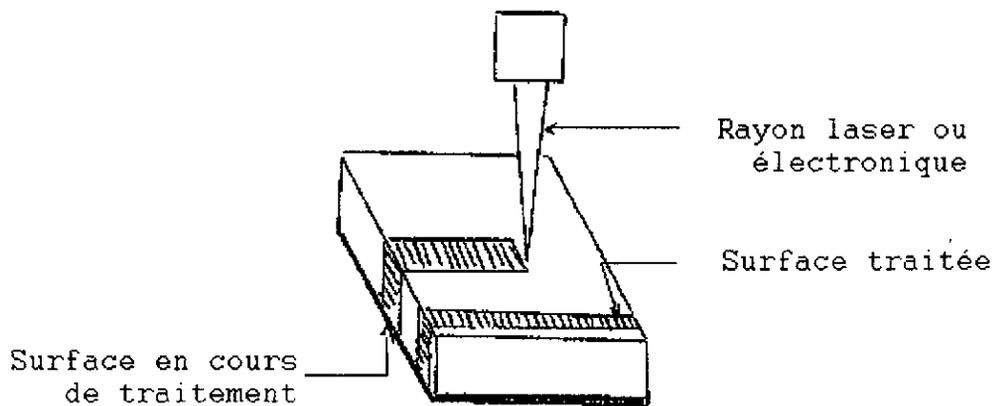


Fig.5: Solidification par rayon laser ou électronique.

CHAPITRE III

LE LAMINAGE DES PRODUITS PLATS

Laminage des produits plats

I./ Introduction :

Le laminage est un des plus importants procédés de mise en forme des métaux. Pour l'acier par exemple, environ 35 % de la production laminée à chaud est relaminée à froid. Les proportions peuvent bien sûr varier d'un métal à l'autre, ainsi que les débouchés : carrosserie automobile, tubes soudés ou emballage alimentaire pour les aciers au carbone (souvent revêtus), électroménager, industrie chimique ou bâtiment pour les aciers inoxydables, emballage alimentaire entre autres pour les alliages d'aluminium, mais on lamine aussi à froid les cuivreux, le titane (aéronautique), des métaux précieux, ou des composites métalliques.

C'est donc un procédé de production de masse, et à ce titre, le moindre progrès technologiques peut représenter des gains conséquents.

II/ Différents types de laminoirs :

Suivant le nombre et la disposition des cylindres ; on distingue le laminoir duo (à 2 cylindres), trio (à 3 cylindres), quarto (à 4 cylindres) et les laminoirs multicylindres (à 6, 12 ou 20 cylindres).

Cependant un intérêt croissant a été porté au développement des laminoirs munis de cylindres de travail de petit diamètre dont l'intérêt suscité intérieurement ; chacun de ces cylindres étant supporté par plusieurs cylindres d'appui, ces laminoirs sont appelés laminoirs compacts.

Les avantages liés à l'emploi de cylindres de travail de faible diamètre sont [19] :

- 1) Les efforts auxquels sont soumises les diverses parties du laminoir et en particulier les cylindres de travail diminuent à mesure que le diamètre des cylindres diminue
- 2) L'aplatissement des cylindres de travail « rollflatning » diminue avec le diamètre, ce qui permet une grande réduction d'épaisseur du produit à laminer entre deux recuits.
- 3) Les cylindres à faible diamètre conviennent particulièrement pour le laminage des métaux à grande résistance à la déformation (aciers inox, aciers hautement alliés, alliage de Ti et Ni).
- 4) Les variations transversales et longitudinales d'épaisseur sont moindres que celles obtenues sur les autres laminoirs.

5) La tendance à l'élargissement du métal à laminier est réduite sinon totalement éliminée.

Le laminoir compact, dans lequel chaque cylindre de travail est supporté par deux cylindres d'appui a été introduit pour diminuer le diamètre des cylindres de travail et en même temps leur fournir un support convenable contre la flexion ; ce qui n'est pas le cas dans le quarto, car l'unique fonction des cylindres d'appuis est de diminuer la flexion des cylindres de travail dans une direction verticale mais pas horizontale dont dépend la limite inférieure du diamètre.

En pratique, il y'a une limite en dessous de laquelle le diamètre des cylindres de travail ne peut pas descendre ; cette limite, comme le montre la **figure.1** est atteinte quand le plan tangent aux cylindres de travail coïncide avec celui des cylindres d'appui.

Si pour utiliser des cylindres de travail plus faibles, on diminue le diamètre des cylindres d'appui, le seul intérêt des cylindres d'appui est annulé puisqu'ils ne sont plus assez résistants pour prévenir la flexion des cylindres de travail. C'est à ce stade de l'évolution que le laminoir à cylindres multiples est né.

Pour permettre la réduction du diamètre des cylindres du laminoir compact, Rohn, un ingénieur Allemand proposa vers 1925 d'utiliser des laminoirs à 10, ou 18 cylindres d'appui.

Le diamètre des cylindres de travail peut atteindre 10mm.

Pour le laminoir Zendimir, on emploie des groupes de 06, 12 ou 20 cylindres. Ces derniers sont appelés respectivement : Laminoir 2-1, Laminoir 3-2-1 et laminoir 4-3-2-1. [19]

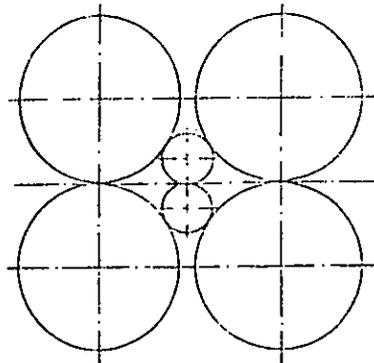


Fig.1 : Diamètre limite des cylindres de travail d'un laminoir compact.

III./ Facteurs qui caractérisent l'effort de laminage :

III.1/Etat de surface des cylindres de travail :

La **figure.2** représente quelques une des forces appliquées dans l'intercylindres.

Dans le plan XX, le métal se déplace à une vitesse inférieure à celle des cylindres ; puis au niveau du plan neutre HH, les deux vitesses s'égalisent. Cela signifie qu'entre X et H la surface des cylindres essaie d'entraîner le métal entre les cylindres ; tendance représentée par les forces de frottement P_1 tangentes en tout point aux cylindres telle qu'en AA. A partir du plan HH jusqu'au plan de sortie YY, la vitesse du métal augmente et la surface des cylindres tend à retenir le métal, ce qui donne d'autres forces de frottement P_2 dont le sens est opposé à P_1 . La **figure.3** montre clairement que les frottements entre les surfaces des outils de déformation et celle du métal laminé augmentent l'effort nécessaire pour obtenir une réduction donnée. [19]

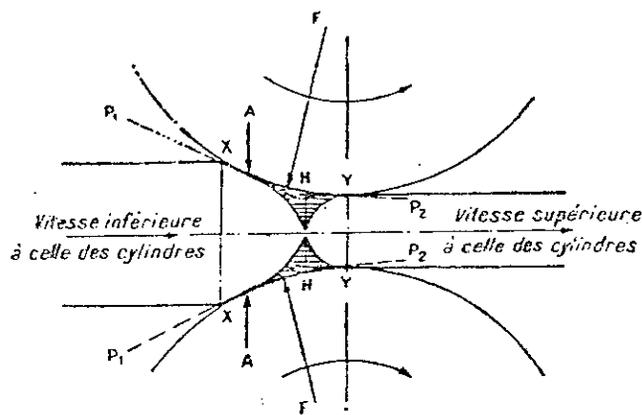


Fig.2 : Forces de frottement engendrées par les différences de vitesses le long de l'inter-cylindres.

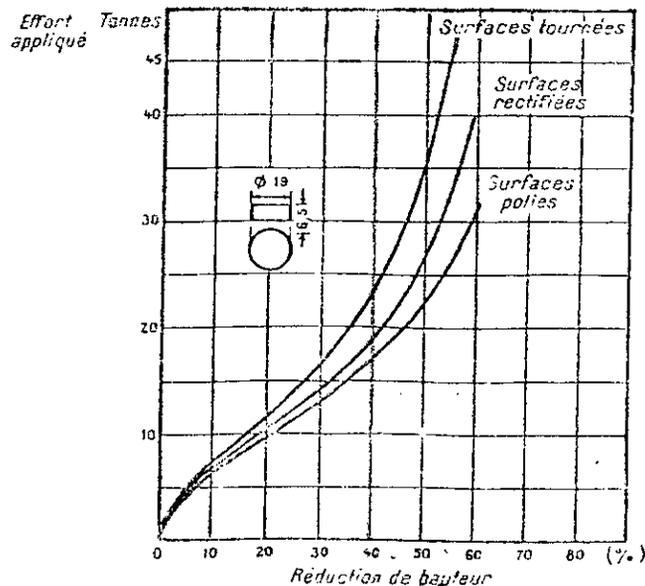


Fig.3 : Influence de l'état de surface sur l'effort de déformation

III.2/ Épaisseur initiale de la bande à laminier :

Si l'épaisseur initiale de la bande varie, les conditions de frottement, le diamètre des cylindres et le taux de réduction étant maintenu constants, l'aire de contact du métal avec les cylindres change.

$$\text{Aire de contact} = b \sqrt{\frac{D}{2}(e_1 - e_2)} \quad \text{où} \quad \left\{ \begin{array}{l} b : \text{ largeur de la bande} \\ D : \text{ Diamètre du cylindre} \\ e_1, e_2 : \text{ épaisseur initiale et} \\ \text{ finale de la bande à laminier} \end{array} \right.$$

Pour un taux de réduction donné, si l'épaisseur initiale augmente, l'aire de contact augmente aussi et influe directement sur l'effort de laminage qui varie dans le même sens que l'épaisseur initiale.

III.3/ Diamètre des cylindres de travail :

En examinant la figure.4, si e_1 est l'épaisseur de la bande à l'entrée, e_2 à la sortie :

$$e_1 - e_2 = e \quad (\text{réduction totale de la passe})$$

$$\overline{BC} = 0,5 e \quad (\text{demiréduction})$$

$$\overline{AC} = \sqrt{\overline{AB}^2 + \overline{BC}^2} \quad \overline{AB}^2 = R^2 - (R - 0,5e)^2$$

$$\overline{AC} = \sqrt{R^2 - (R - 0,5e)^2 + (0,5e)^2} = \sqrt{R \cdot e} \quad R: \text{ rayon du cylindre.}$$

Cette formule donne la valeur approchée de la longueur du contact entre le métal et le cylindre.

Il s'en suit que pour une même réduction sur des cylindres de diamètres différents, les surfaces de contact de deux bandes de même largeur sont dans le rapport $\sqrt{R' / R}$. Donc l'effort de laminage est proportionnel au diamètre des cylindres du laminoir.

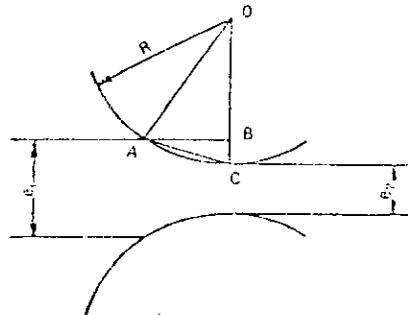


Fig.4 : Paramètres géométriques d'une ébauche laminée.

III.4/ Résistance à la déformation du matériau à laminier :

La force nécessaire pour déformer une bande de métal par laminage doit vaincre deux composantes distinctes :

- La résistance à la déformation homogène offerte par le métal lui-même.
- L'effet des forces de frottement qui agissent le long des surfaces en contact du métal et des cylindres de travail.

Ainsi, il est évident que plus la résistance du métal à la déformation est grande, plus l'effort de laminage est élevé.

III.5/ Taux de déformation et température de laminage :

Le laminage est une déformation permanente. Le taux de réduction imposé au métal est donc supérieur à sa propre limite élastique tout en restant, bien entendu, inférieur à sa propre charge de rupture. Une élévation de la température augmente la limite élastique et diminue la charge à la rupture.

La variation possible du taux de réduction se resserre donc quand la température s'élève. Le métal sera d'autant plus facile à laminier que son allongement unitaire sera plus grand, sous faible charge et dans une zone de température étendue.

Dans le cas du laminage à froid, le métal s'écrouit. La résistance à la rupture augmente. La limite élastique se rapproche de la résistance à la rupture. L'allongement unitaire diminue. Il est alors probable que le taux de réduction imposé au métal dépasse sa résistance à la rupture. Il devient indispensable que l'allongement unitaire correspondant n'ait pas le temps de prendre sa valeur maximale. Cette condition est réalisable en diminuant le temps de passage d'une section entre les cylindres, c'est à dire en augmentant la vitesse de laminage.

IV/ Ecrouissage, texture :

L'écrouissage permet d'obtenir les propriétés mécaniques convenables. Dans une approximation isotrope, il est très facile à calculer en laminage à froid, par l'intermédiaire de la déformation généralisée :

$$\bar{\epsilon} = 2/\sqrt{3} \ln(h_1 / h_2)$$

Par la déformation plastique se créent des orientations préférentielles des grains (texture), qui confèrent au produit des propriétés mécaniques anisotropes ou en laminage à chaud, il est certainement très secondaire en laminage à froid, où l'écoulement a peu de liberté.

V/ Calcul des efforts de laminage :

L'analyse générale du système laminoir-produit est extrêmement difficile du fait de la complexité de l'ensemble des équations aux dérivées partielles qu'il faut résoudre.

Des méthodes d'approche ont été mises au point dans le but de remédier à cette difficulté d'étudier les phénomènes du système laminoir-produit. En ce qui concerne les efforts et les couples en laminage, il a été établi assez vite des modèles empiriques fondés sur des méthodes classiques de résolution des équations de la plasticité.

Une des méthodes est la méthode des tranches qui se base sur le découpage de l'emprise en tranches verticales d'épaisseur infinitésimale dx.

V.1./ Hypothèses :

La méthode des tranches fait les hypothèses suivantes [20]:

a) Les axes principaux des contraintes sont :

OX : Direction du laminage

OY : Direction transversale

OZ : Droite joignant les axes des cylindres

Donc le tenseur des contraintes s'écrit sous la forme :

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

Il n'y a pas de cisaillement ni de déformation interne.

b) La déformation est plane, c'est à dire qu'il n'y a pas d'élargissement.

L'approximation rigide plastique montre que :

$$\sigma_{yy} = \frac{1}{2}(\sigma_{xx} + \sigma_{zz}) \quad (1)$$

c) Le comportement est rigide plastique (pas d'élasticité), et régi par le critère de « Von Mises » qui stipule :

« Pour qu'un corps soumis à des contraintes soit en déformation plastique, il faut que les composantes de σ vérifient l'équation suivante » :

$$g(\sigma) = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{xz}^2)^2$$

$$= 2\sigma_0^2 \bar{\varepsilon} \quad (2)$$

où :

$$\begin{cases} \sigma_0: \text{contrainte d'écoulement} \\ \bar{\varepsilon}: \text{déformation} \end{cases}$$

Le critère moyennant les hypothèses précédentes s'écrit :

$$\sigma_{xx} - \sigma_{zz} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \quad (3)$$

d) Les contraintes et les déformations sont homogènes en Z et Y, c'est à dire que σ_{xx} et σ_{zz} ne dépendent que de X.

e) On néglige les forces de masse (g) et d'inertie (γ).

Si on reporte ces hypothèses dans les équations d'équilibre suivantes :

$$\frac{d\sigma_{xx}}{dx} + \frac{d\sigma_{xy}}{dy} + \frac{d\sigma_{xz}}{dz} = -\rho(g_x - \gamma_x)$$

$$\frac{d\sigma_{xy}}{dx} + \frac{d\sigma_{yy}}{dy} + \frac{d\sigma_{yz}}{dz} = -\rho(g_y - \gamma_y)$$

$$\frac{d\sigma_{xz}}{dx} + \frac{d\sigma_{yz}}{dy} + \frac{d\sigma_{zz}}{dz} = -\rho(g_z - \gamma_z)$$

On obtient :

$$\frac{d\sigma_{xx}}{dx} = 0 \Rightarrow \sigma_{xx} = \text{Cste} \quad (4)$$

L'absence de cisaillement interne ne doit pas nous faire oublier qu'il existe à la surface une force de cisaillement, le frottement.

Cela revient à dire que σ_{xz} varie, mais discontinuement avec Z :

$$\sigma_{xz} = \tau \text{ (cission de frottement) en } Z = \pm \frac{h}{2}$$

$$\sigma_{xz} = 0 \quad -\frac{h}{2} < Z < \frac{h}{2}$$

Dans cette méthode, on considère une tranche verticale dans laquelle du fait des hypothèses précédentes, les contraintes sont constantes.

En écrivant l'équation d'équilibre qui donne l'inventaire de toutes les forces appliquées à cette tranche. La résolution de cette équation donne une des contraintes σ_{xx} ou σ_{zz} .

Le critère de plasticité permet d'en déduire la seconde et la relation (1) permet de calculer σ_{yy} .

Enfin, l'effort et le moment de laminage sont obtenus par l'intégration :

$$F = \int_0^L \sigma_{zz} \frac{dx}{\cos \theta}$$

$$M = \int_0^L \tau R \frac{dx}{\cos \theta} \text{ où } \begin{cases} \tau : \text{cission de frottement} \\ R : \text{rayon du cylindre.} \end{cases}$$

V.2/ Mise en équations de la méthode des tranches :

Dans la **figure.5**, on représente les différentes forces qui agissent sur une tranche de métal $[x, x+dx]$, l'équation d'équilibre de cette tranche en projection sur l'axe OX donne [21]:

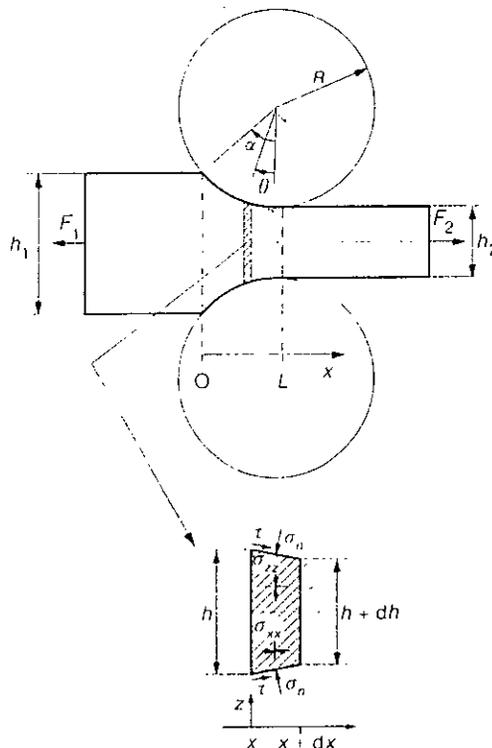


Fig.5 : Schéma bidimensionnel du laminage. Méthodes des tranches.

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} \cdot b \cdot dh + 2\tau \cos \theta \cdot b \cdot \frac{dx}{\cos \theta} - 2\sigma_n \sin \theta \cdot b \cdot \frac{dx}{\cos \theta} &= 0 \\ \Rightarrow \sigma_{xx} \cdot dh + 2(\tau \cos \theta - \sigma_n \sin \theta) \frac{dx}{\cos \theta} &= 0 \\ \Rightarrow \sigma_{xx} \cdot dh = 2(\sigma_n \sin \theta - \tau \cos \theta) \frac{dx}{\cos \theta} \\ \Rightarrow d(h\sigma_{xx}) = 2(\sigma_n \sin \theta - \tau \cos \theta) \frac{dx}{\cos \theta} \quad (5) \end{aligned}$$

Dans cette méthode, on a l'hypothèse d'un frottement de Coulomb :

$|\tau| = f|\sigma_n|$ où f : Coefficient de frottement.

L'équation (5) devient :

$$\begin{aligned} d(h\sigma_{xx}) &= 2(\sigma_n \sin \theta - f\sigma_n \cos \theta) \frac{dx}{\cos \theta} \\ \Rightarrow \frac{d(h\sigma_{xx})}{dx} &= 2\sigma_n (\operatorname{tg}\theta - f) \quad (6) \end{aligned}$$

De même on obtient :

$$\frac{d(h\sigma_{xx})}{dx} = -2\sigma_{zz}(\theta - f) \Rightarrow \frac{hd\sigma_{xx}}{Rd\theta} = -2\sigma_{zz}(\theta - f)$$

De même en projection verticale (OZ), l'équilibre s'écrit :

$$\begin{aligned} -\sigma_{zz} \cdot b \cdot dx - \sigma \sin b\theta \frac{dx}{\cos \theta} - \sigma_n \cos b\theta \frac{dx}{\cos \theta} &= 0 \\ \Rightarrow \sigma_n &= -\frac{\sigma_{zz}}{1 + f \cdot \operatorname{tg}\theta} \quad (7) \end{aligned}$$

Le critère de plasticité permet d'écrire :

$$\sigma_{zz} = \sigma_{xx} - \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

En remplaçant σ_n et σ_{zz} par leur expression, l'équation (6) devient alors :

$$\frac{d(h\sigma_{xx})}{dx} = -2\left(\sigma_{xx} - \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}}\right) \frac{\operatorname{tg}\theta - f}{1 + f \cdot \operatorname{tg}\theta} \quad (8)$$

Cette équation est valable dans la zone de retard, par contre dans la zone d'avance après le point neutre f change de signe et on obtient :

$$\frac{d(h\sigma_{xx})}{dx} = -2\left(\sigma_{xx} - \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}}\right) \frac{\operatorname{tg}\theta + f}{1 - f \cdot \operatorname{tg}\theta} \quad (9)$$

avec $h = h_2 + 2R(1 - \cos \theta)$

En général, l'angle d'attaque qui montre l'emprise du métal par les cylindres est petit :

$\alpha = \sqrt{\frac{\Delta h}{R}}$, en ce qui concerne le laminage à froid c'est toujours le cas.

Dans l'hypothèse des petits angles :

$$|\sigma_{zz}| \approx |\sigma_n|$$

donc l'équation (8) devient :

$$\frac{d(h\sigma_{xx})}{dx} = -2\sigma_{zz}(tg\theta - f)$$

Comme « θ » est petit alors :

$$\begin{cases} tg\theta \approx \sin\theta \approx \theta \\ 1 - \cos\theta \approx \frac{\theta^2}{2} \Rightarrow h = h_2 + R\theta^2 \end{cases}$$

On obtient donc :

$$\begin{aligned} \frac{d(h\sigma_{xx})}{dx} &= -2\sigma_{zz}(\theta - f) \Rightarrow \frac{hd\sigma_{xx}}{Rd\theta} = -2\sigma_{zz}(\theta - f) \\ \Rightarrow \frac{d}{d\theta} \left[\sigma_{zz} + \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \right] &= \frac{2R(\theta - f)}{h_2 + R\theta^2} \\ \Rightarrow \frac{d}{d\theta} \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \left[\frac{\sigma_{zz}}{2\sigma_0} + 1 \right] &= -\frac{2R(\theta - f)}{h_2 + R\theta^2} \\ \Rightarrow \frac{\frac{d}{d\theta} \left(\frac{\sigma_{zz}}{2\sigma_0} \right)}{\frac{\sigma_{zz}}{2\sigma_0}} &= -\frac{2R(\theta - f)}{h_2 + R\theta^2} \quad (10) \end{aligned}$$

En intégrant on obtient :

$$\frac{\sigma_{zz}}{2\sigma_0} = -\beta \frac{h}{R} \exp \left[-2 + \sqrt{\frac{R}{h_2}} \operatorname{arctg} \left(\theta \sqrt{\frac{R}{h_2}} \right) \right] \quad (11)$$

où : β constante d'intégration.

En tenant compte de la zone de retard et d'avance, on obtient deux contraintes : (σ_{zz}^- (retard), σ_{zz}^+ (avance)).

$$\sigma_{zz}^- = -\frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \left[\frac{h}{h_1} \left(1 - \frac{T_1}{\frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}}} \right) \exp \left[2f \sqrt{\frac{R}{h_2}} \left[-\arctg\left(\theta \sqrt{\frac{R}{h_2}}\right) + \arctg\left(\alpha \sqrt{\frac{R}{h_2}}\right) \right] \right] \right]_{\theta_N}^{\alpha}$$

$$\Rightarrow \sigma_{zz}^- = -\frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{1}{h_1} \left[(h_2 + R\alpha^2) - (h_2 + R\theta_N^2) \exp \left(2f \sqrt{\frac{R}{h_2}} \left(-\arctg\left(\theta_N \sqrt{\frac{R}{h_2}}\right) + \arctg\left(\alpha \sqrt{\frac{R}{h_2}}\right) \right) \right) \right] \quad (12)$$

$$\sigma_{zz}^+ = -\frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \left[\frac{h}{h_2} \left(1 - \frac{T_2}{\frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}}} \right) \exp 2f \left[\sqrt{\frac{R}{h_2}} \arctg\left(\theta \sqrt{\frac{R}{h_2}}\right) \right] \right]_0^{\theta_N}$$

$$\Rightarrow \sigma_{zz}^+ = -\frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{1}{h_2} \left[(h_2 + R\theta_N^2) \exp 2f \sqrt{\frac{R}{h_2}} \arctg\left(\theta_N \sqrt{\frac{R}{h_2}}\right) - h_2 \right] \quad (13)$$

où : θ_N : angle neutre.

A l'intersection de σ_{zz}^+ et σ_{zz}^- , $\theta = \theta_N$ tel que :

$$2 \sqrt{\frac{R}{h_2}} \arctg\left(\sqrt{\frac{R}{h_2}} \theta_N\right) = \sqrt{\frac{R}{h_2}} \arctg\left(\frac{R}{h_2} \alpha\right) - \frac{1}{2f} \text{Ln}\left(\frac{h_1}{h_2}\right).$$

Pour calculer l'effort de laminage, on prend :

$$\sigma_{zz} = \min(\sigma_{zz}^-, \sigma_{zz}^+)$$

tel que :

$$F = \int_0^L \sigma_{zz} \frac{dx}{\cos\theta} \quad \begin{cases} \theta = \alpha \text{ pour } x = 0 \\ \theta = 0 \text{ pour } x = L \end{cases}$$

Le moment de laminage est alors :

$$M_{lam} = \int_0^L \tau R \frac{dx}{\cos\theta} \quad \text{avec } \tau = f\sigma_{zz}$$

où :

$$f = Kg \left[0,07 - \frac{0,1v^2}{2(1+v) + 3v^2} \right] \quad Kg:: \text{Coefficient de graissage}$$

alors : (voir annexe 1)

$$M_{lam} = \int_0^L f\sigma_{zz} R \frac{dx}{\cos\theta} = \left[f\sigma_{zz} R^2 \text{Ln} \frac{1 + \text{tg} \frac{\theta}{2}}{1 - \text{tg} \frac{\theta}{2}} \right]_{\alpha}^0 \quad (14)$$

CHAPITRE IV

PRESENTATION DU LAMINOIR

Présentation du laminoir

I./ Introduction :

Notre travail pratique, consiste en une conception et réalisation des différentes pièces d'un laminoir de laboratoire.

Pour illustrer notre machine, et dans le but d'une bonne description, nous représentons les différentes parties du laminoir dans un dessin d'ensemble à la page (34).

II./ Description du laminoir :

Pour une meilleure approche et une bonne compréhension de l'utilité des différentes parties de la machine, nous présentons notre laminoir en quatre zones :

- Zone I : Cage de travail.
- Zone II : Zone de transmission.
- Zone III : Zone de réduction.
- Zone IV : Moteur.

II.1/ Zone I :

Elle représente la partie de travail, dans laquelle la déformation des matériaux à laminier est assurée, et cela grâce aux cylindres de travail qui reposent sur des bâtis.

II.1.1/ Cylindres de travail :

II.1.1.1/ Mode opératoire :

Nous avons utilisé un lingot plein de 70 mm de diamètre, découpé à l'aide d'une scie mécanique puis usiné avec un tour du type [Ramo : T36ET].

II.1.1.2/ Description :

Les cylindres de travail sont pleins, ils assurent la réduction de l'épaisseur du matériau à laminier, leur surface étant en contact direct avec ce matériau fait que les cylindres sont les premiers éléments du laminoir qui subissent les efforts de laminage.

Ceci dit, le choix du matériau qui constitue les cylindres doit posséder des propriétés mécaniques qui assurent une résistance à la déformation à chaud et à froid.

Dans notre cas, le matériau disponible pour l'usinage des cylindres est un acier mi-dur, il comporte quelques propriétés mécaniques satisfaisantes pour le laminage à froid des non ferreux.

Les dimensions des cylindres de travail sont définies à la page (35).

Le diamètre des cylindres est proportionnel à la taille moyenne du laminoir, tout en assurant l'entraînement du métal lors du laminage.

II.1.2/ Bâtis :

II.1.2.1/ Mode opératoire :

Nous avons réalisé les deux bâtis en usinant deux pièces récupérées du magasin « Dept mécanique », avec une fraiseuse du type [Gambin S.1].

II.1.2.2/ Description :

Les bâtis sont des pièces d'appuis, ils supportent le poids des deux cylindres de travail, ainsi qu'une partie de l'effort exercé lors du laminage.

Ils sont en fonte , et assurent une bonne rigidité de la cage de travail. Il est connu, que tout les bâtis des machines outils (tour, fraiseuse,...etc.) sont en fonte.

Pour porter les deux cylindres de travail, nous avons usiné une lunette et un trou sur les deux bâtis. La lunette permet au cylindre mobile de se déplacer. Elle comporte une pièce en bronze qui porte le cylindre, et permet de régler l'écartement de celui-ci par rapport au deuxième cylindre fixe porté par une bague en bronze, par un système d'engrenages. Le choix du bronze se justifie par sa grande résistance mécanique, notamment à la fatigue et au frottement .

L'écartement total entre les deux cylindres de travail permis est de quatre centimètres.

Les cotations des bâtis, de la pièce en bronze qui porte le cylindre mobile, son système vis-écrou et la bague qui porte le cylindre fixe, ainsi que le dessin de définition du montage d'engrenages, qui assure l'écartement des deux cylindres de travail sont définis aux pages (36, 37, 38&39).

II.2 / Zone II :

C'est la zone de transmission du mouvement de rotation de la boîte réductrice vers les cylindres de travail. Elle comporte les allonges et la boîte à pignons.

II.2.1/ Boîte à pignons :

II.2.1.1/ Mode opératoire :

Nous avons récupéré une pompe à l'huile du magasin « Département Mécanique » qu'on a transformé et adapté à notre laminoir en usinant les axes qui portent les deux pignons à l'aide d'un tour mécanique.

On a usiné une rainure sur un des deux pignons par électroérosion au HCR « DRARIA » pour qu'il devienne solidaire à son axe.

II.2.1.2/ Description :

La boîte à pignons comporte deux pignons identiques, en acier traité portés chacun par un axe en acier mi-dur.

Les deux pignons solidaires à leur axe grâce à une clavette, tournent en sens inverse et permettent la transmission du mouvement de rotation aux cylindres de travail.

La lubrification des pignons est assurée par de la graisse, et l'ensemble axes-pignons est montée dans une boîte en fonte rigide posée et vissée sur une table en acier.

Les axes sont représentées à la page (40 & 41).

II.2.2/ Allonges :

II.2.2.1 / Mode opératoire :

On a usiné :

8 fourches, 4 croisillons et 16 entretoises à l'aide d'un tour mécanique et d'une fraiseuse

II.2.2.2/ Description :

Les deux allonges sont chacune composées de tubes galvanisés, et de deux joints de cardan.

Le joint de cardan en acier mi-dur est monté à partir de deux fourches, d'un croisillon et de quatre entretoises définis aux pages (42 & 43, 44).

Le mécanisme permet le déplacement angulaire relatif de deux arbres dont les axes géométriques concourent en un même point, il permet donc le mouvement dans tous les sens.

Les fourches du joint de cardans, sont solidaires aux tubes galvanisés grâce à un soudage à l'arc électrique

II.3 / Zone III :

La zone de réduction de la vitesse comporte une boîte réductrice, un axe de transmission et un joint d'Oldham

II.3.1/ Mode opératoire :

Dans la zone de réduction les pièces usinées sont :

- Un axe de transmission réalisé au tour mécanique et fini à la fraiseuse .
- Un joint d'Oldham usiné au tour puis fini à la fraiseuse de dimensions :
($l_i = 40\text{mm}$, $d_i = 20\text{mm}$).
- Un cylindre creux usiné au tour, et percé à la perceuse verticale.

II.3. 2 / Description :

La zone de réduction assure une diminution de la vitesse de rotation développée par le moteur grâce à une boîte réductrice du type (Richards 1/360) ayant un indice de réduction $i = 1/360$, et cela dans le but d'augmenter le couple de laminoage.

La transmission du mouvement de rotation, de la boîte réductrice vers la boîte à pignons s'effectue par un arbre cannelé* en acier mi-dur défini à la page (45), relié à l'axe de la boîte à pignons par un joint d'Aldham en acier mi-dur défini à la page (46&47), dont le rôle consiste à assurer la transmission de rotation en cas de non coaxialité des deux arbres.

Pour permettre la transmission du mouvement de rotation de la boîte réductrice dont l'axe est vertical vers la boîte à pignons dont l'axe est horizontal, de simples modifications ont été apportées au niveau du réducteur ; nous avons donc monté un système de deux pignons coniques, l'un solidaire à l'axe de sortie de la boîte réductrice, l'autre solidaire à l'arbre cannelé* porté par deux bagues en bronze qui reposent sur un support cylindrique monté sur le réducteur par six vis.

Les dimensions des bagues, ainsi qu'un dessin de définition représentant ce montage sont donnés à la page (48&49).

II.4/ Zone IV :

Cette partie du dispositif comprend le moteur et la transmission vers la boîte réductrice.

II.4.1/ Mode opératoire :

Les usinages effectués sont :

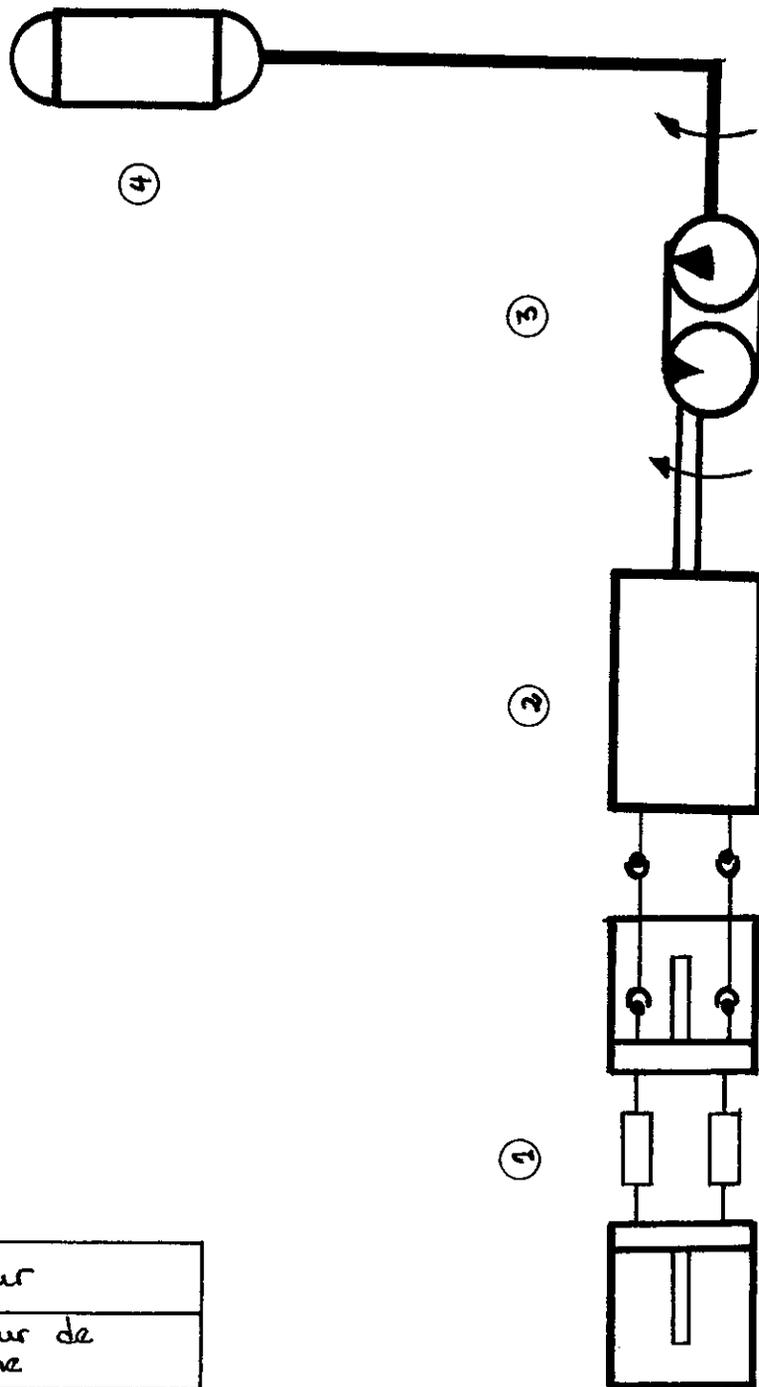
- Une pièce d'accouplement moteur-boîte réductrice en aluminium usinée au tour mécanique et finie à la fraiseuse.
- Un joint d'Oldham, usiné au tour puis fini à la fraiseuse de dimension : ($l_i = 25\&40\text{mm}$; $d_i = 11\&15\text{mm}$).

II.4.2 / Description :

Le moteur est de marque (Leroy Somer) triphasé, il développe une puissance de 558,14 w. Il peut atteindre 3 000 trs/min. Son variateur de vitesse, est de marque (Motovario) du type TKF /5 et permet de varier la vitesse du moteur de $380 \div 2\ 000$ trs/min grâce à un volant mécanique.

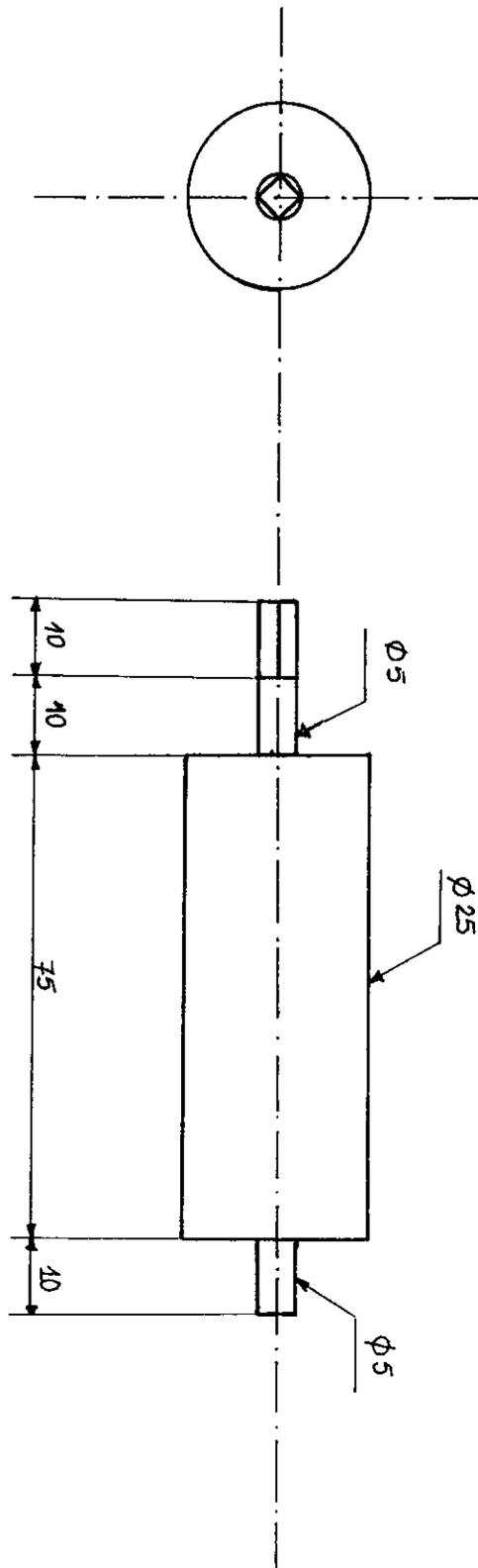
La transmission du mouvement de rotation du moteur vers l'axe entrant de la boîte réductrice est assurée par un joint d'Oldham en acier mi- dur.

Le moteur est rendu solidaire à la boîte réductrice par l'intermédiaire de la pièce en Aluminium définie à la page (50), elle minimise les vibrations du moteur. Le choix s'est porté sur l'Aluminium pour diminuer le poids de la pièce car elle est massive. Sur cette pièce d'accouplement, nous avons usiné quatre lunettes pour permettre un montage facile du joint d'Aldham.

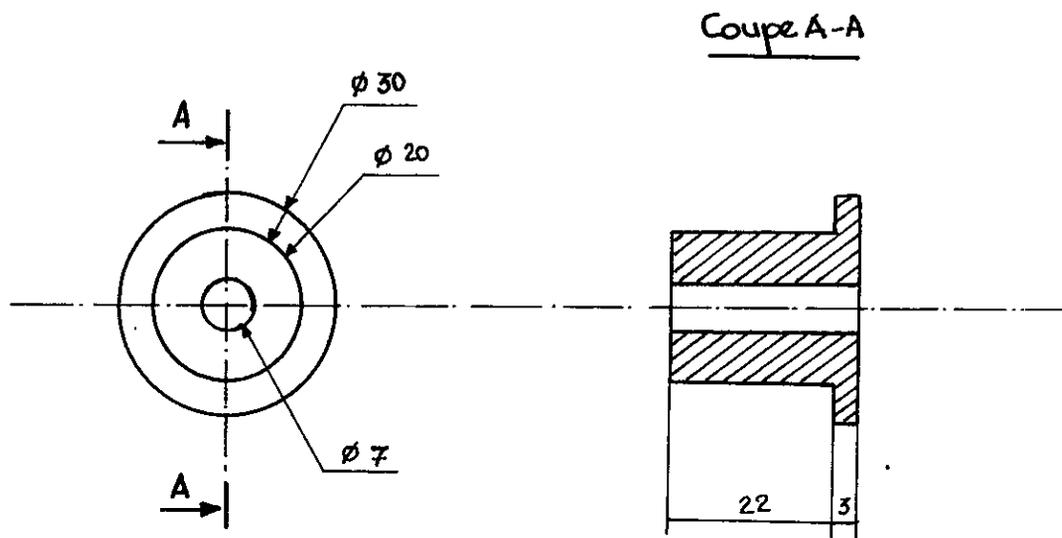


4	Moteur
3	Variateur de marche
2	Boite a Pignons
1	Cage de travail
Repère	Designation

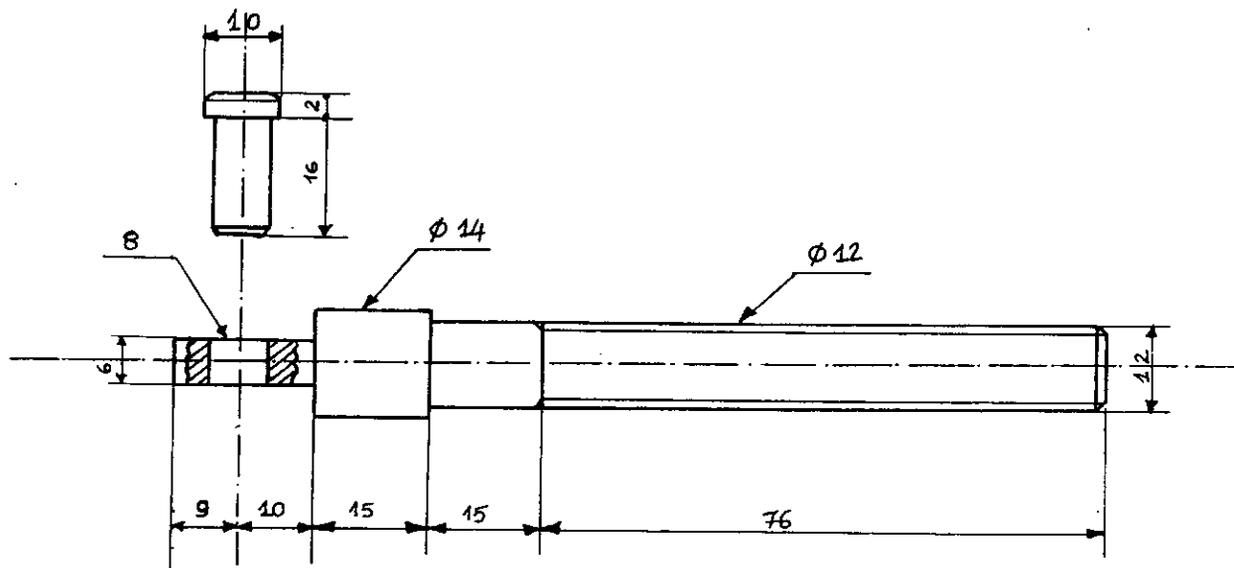
ECH :	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
 	SCHEMA DE DEFINITION	SCHEMA N° : 1
Format : A4		Nbre : 1



ECH : 1/2	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
 	CYLINDRE DE TRAVAIL	SCHEMA N° : 2
Format : A4		Nbre : 2

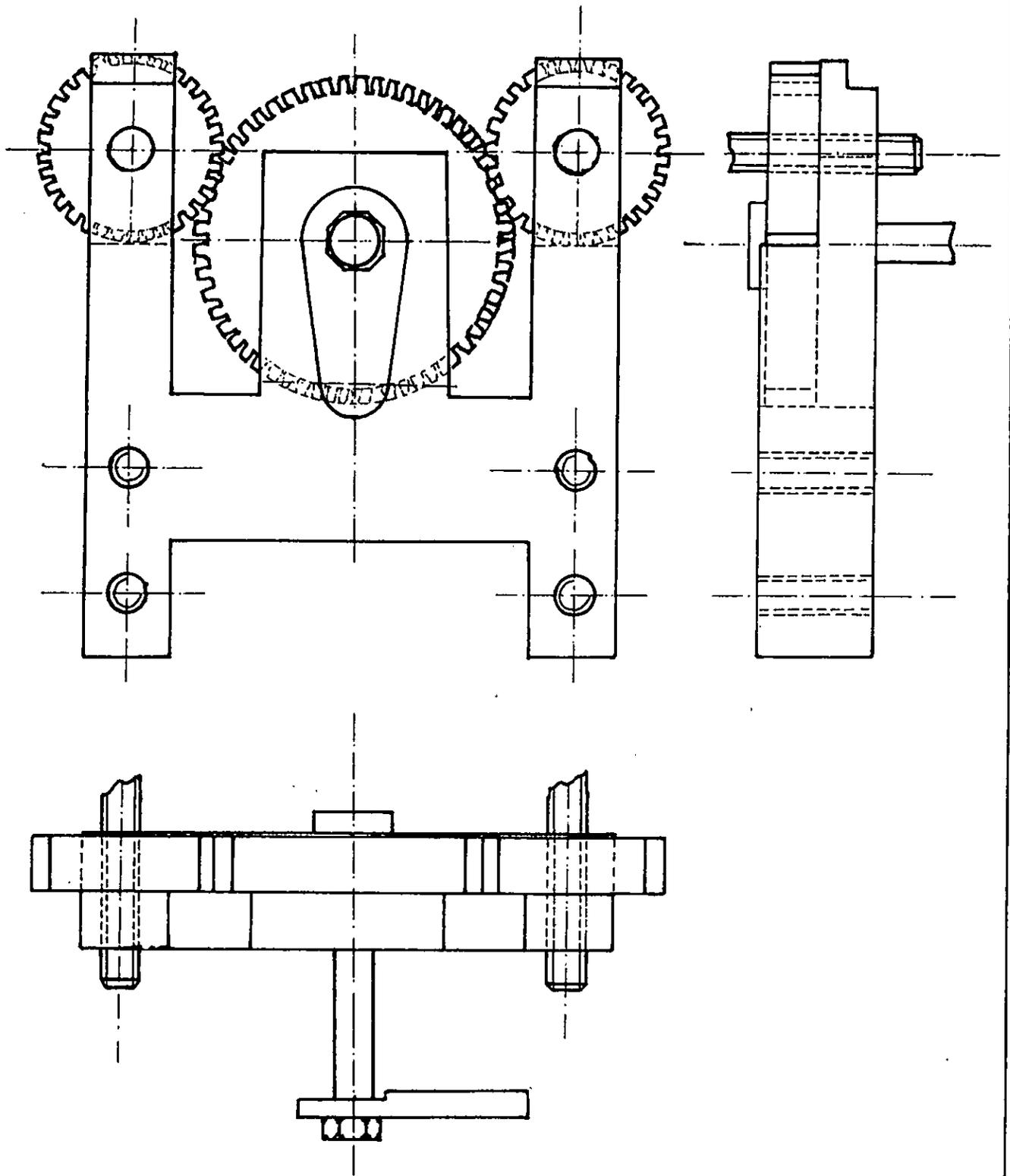


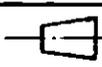
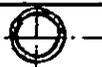
①

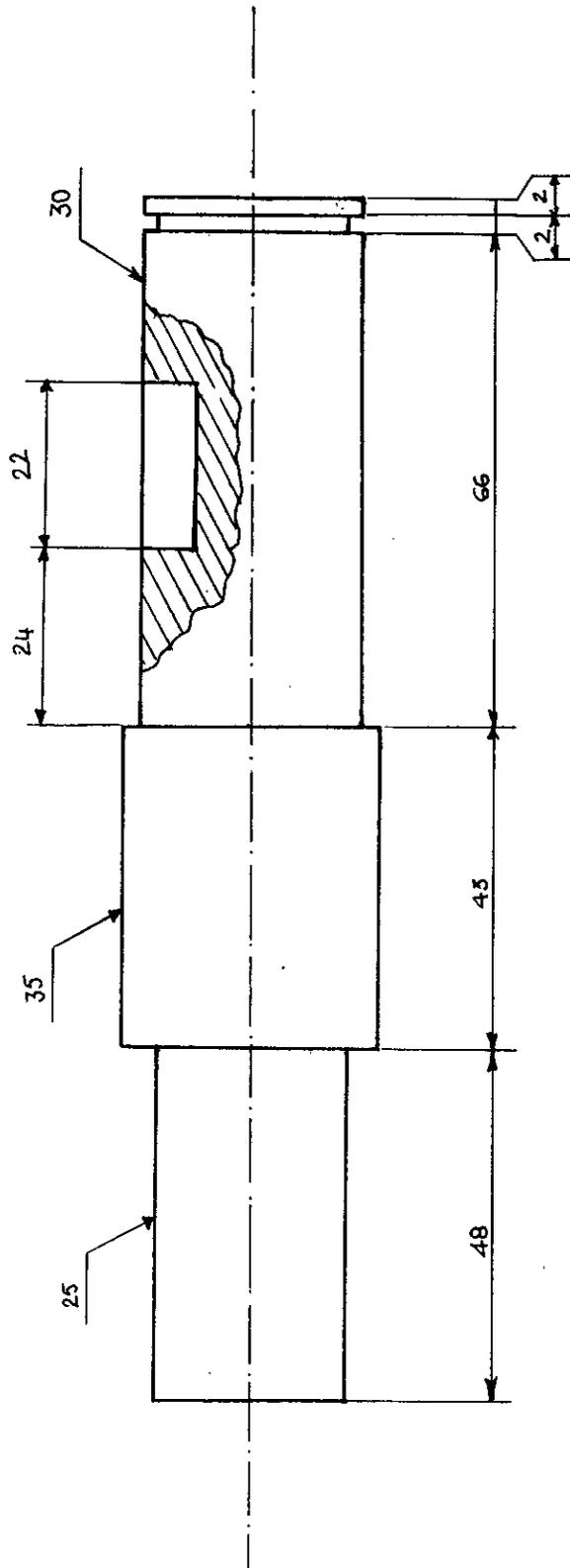


②

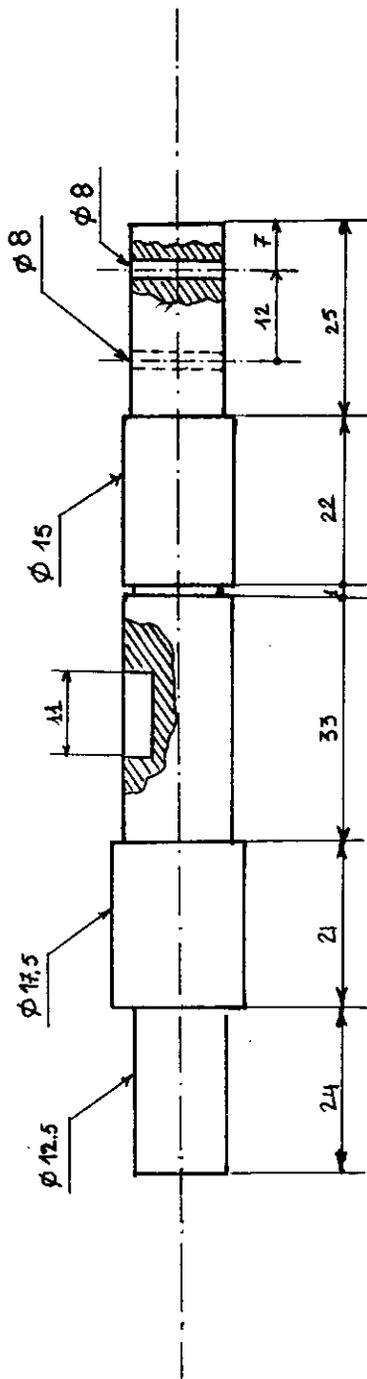
ECH : 1	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOY - 97
	1 - BAGUES DU BATI	SCHEMA N° : 5
Format : A4	2 - SYSTEME VIS - ECROU	Nbre : 1 - 2 2 - 2

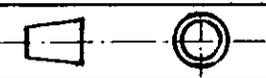


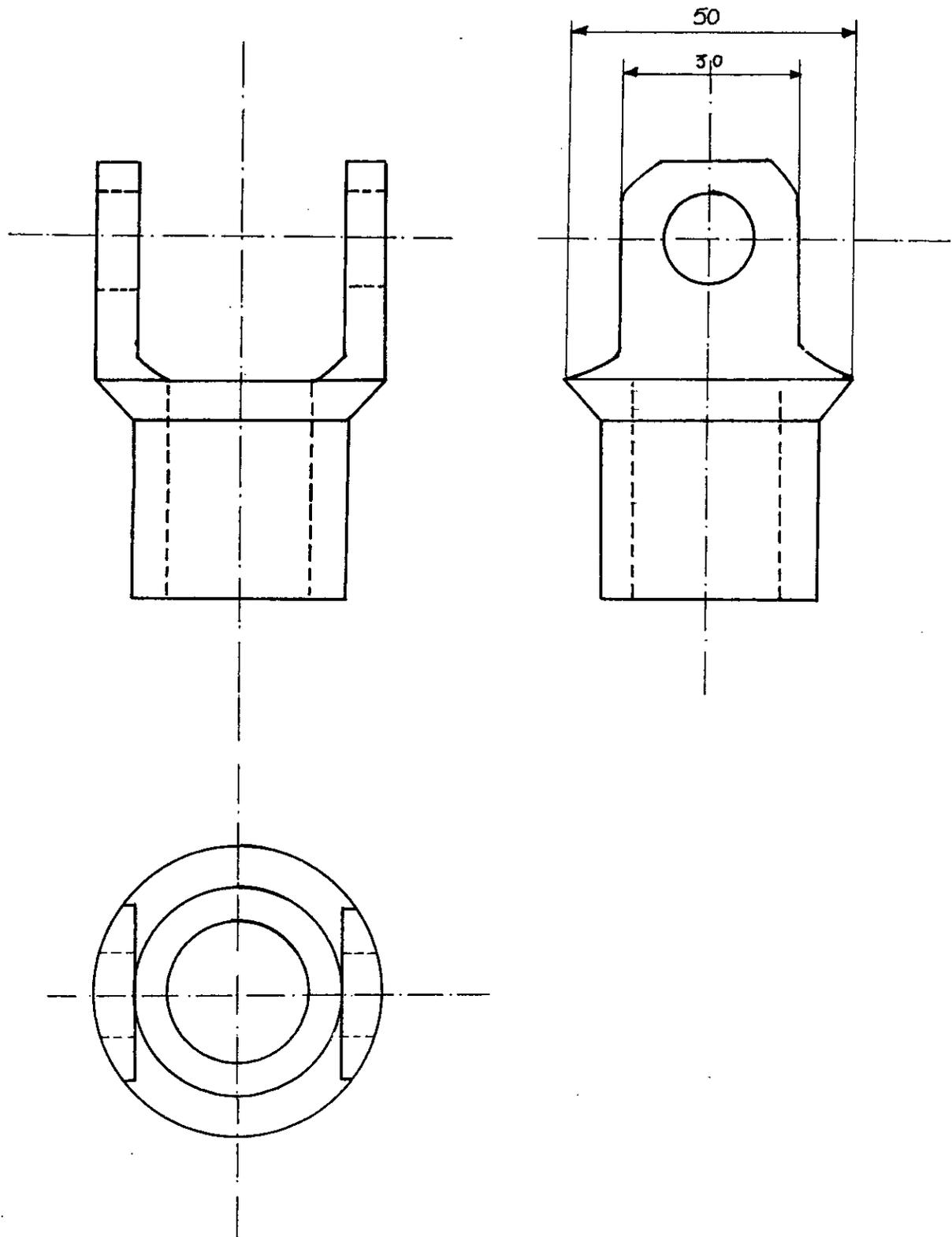
ECH: 1/2	E.N.P. - Dpt: METALLURGIE	NOV_97
 	SYSTEME DE REGLAGE DE	SCHEMA N°: 6
Format: A4	L'ECARTEMENT DES CYLINDRES	Nbre: 1



ECH : 1	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV 97
 	AXE BOITE A PIGNONS	SCHEMA N° : 7
Format : A4		Nbre : 1



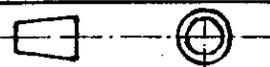
ECH: 1/2	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
	AXE BOITE A PIGNONS	SCHEMA N° : 8
Format : A4		Nbre : 1



ECH : 1

ENP - Dpt : METALLURGIE

Nov : 97

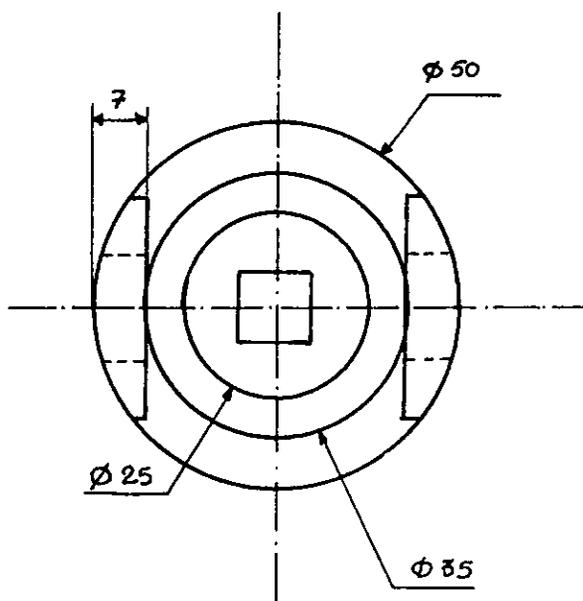
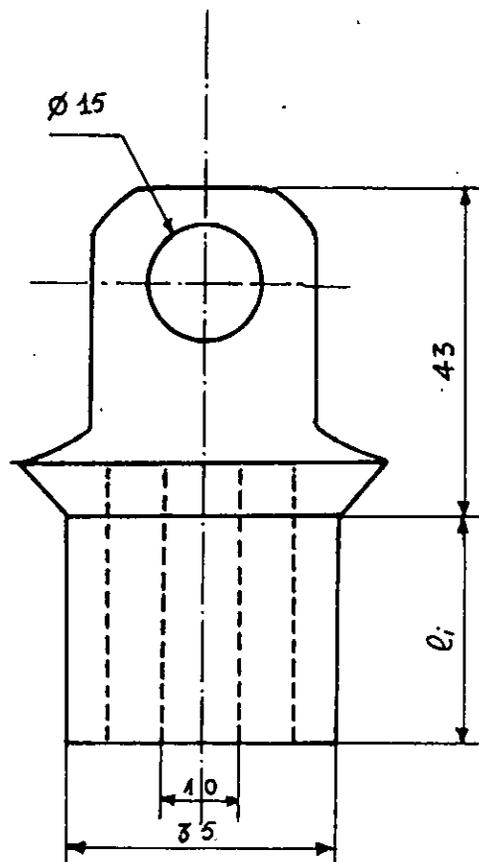
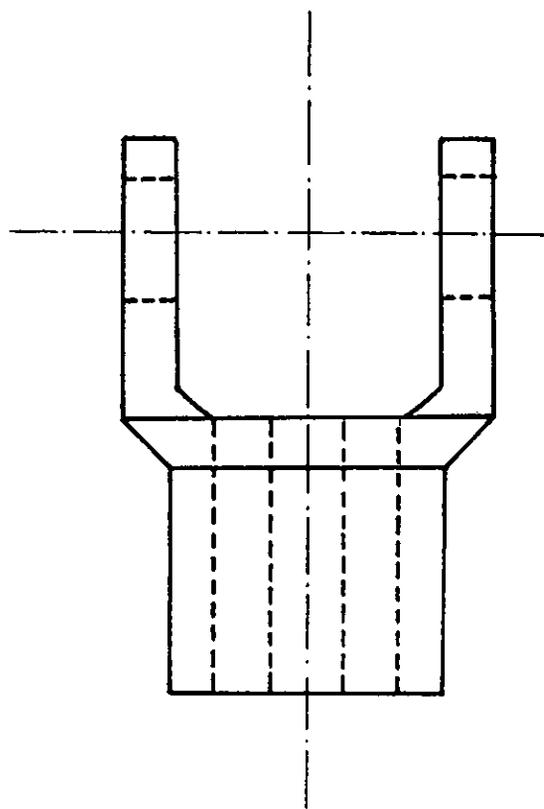


FOURCHE DU JOINT DE CARDAN

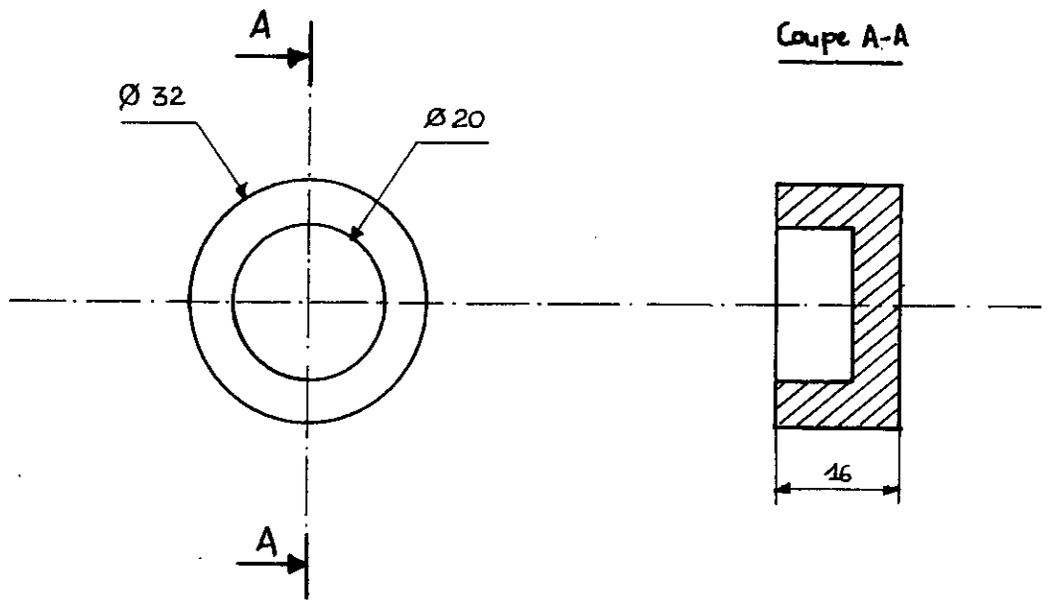
SCHEMA N° : 9

Format : A4

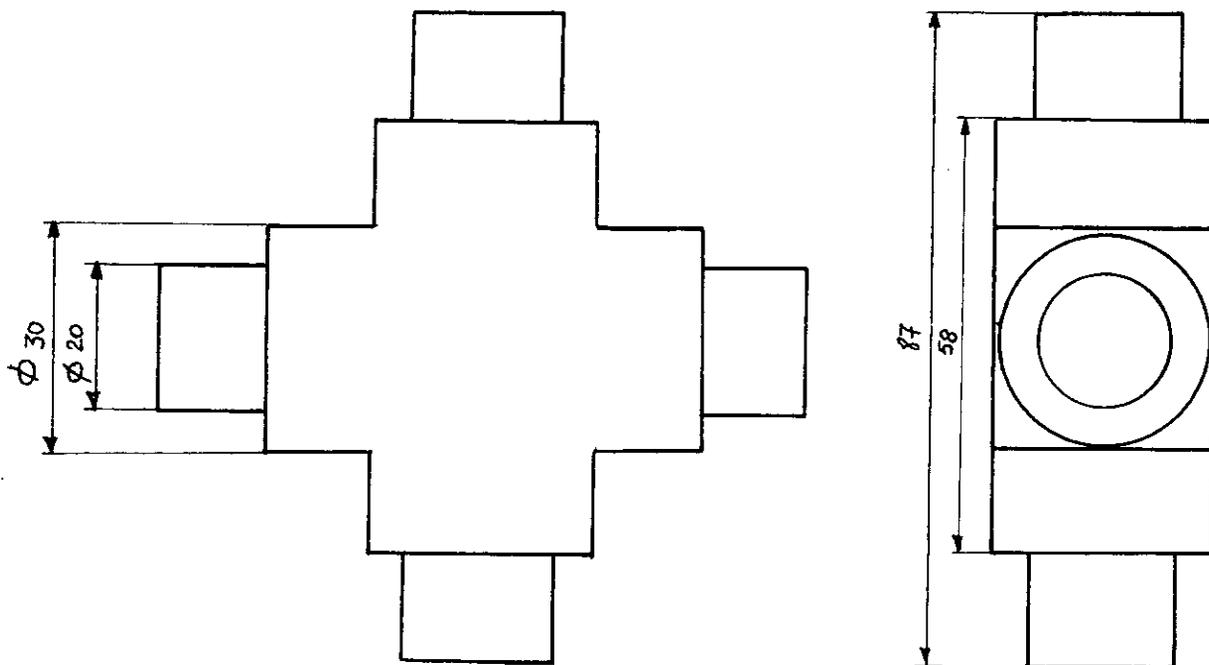
Nbre : 6



ECH : 1	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV 97
	FOURCHE DU JOINT DE CARDAN	SCHEMA N° : 10
Format : A4		Nbre : 2

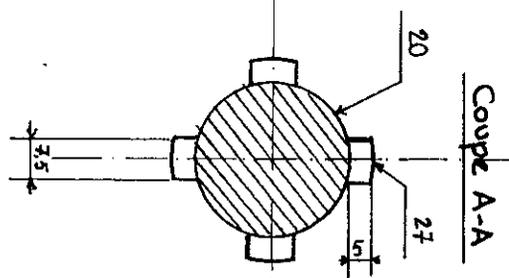
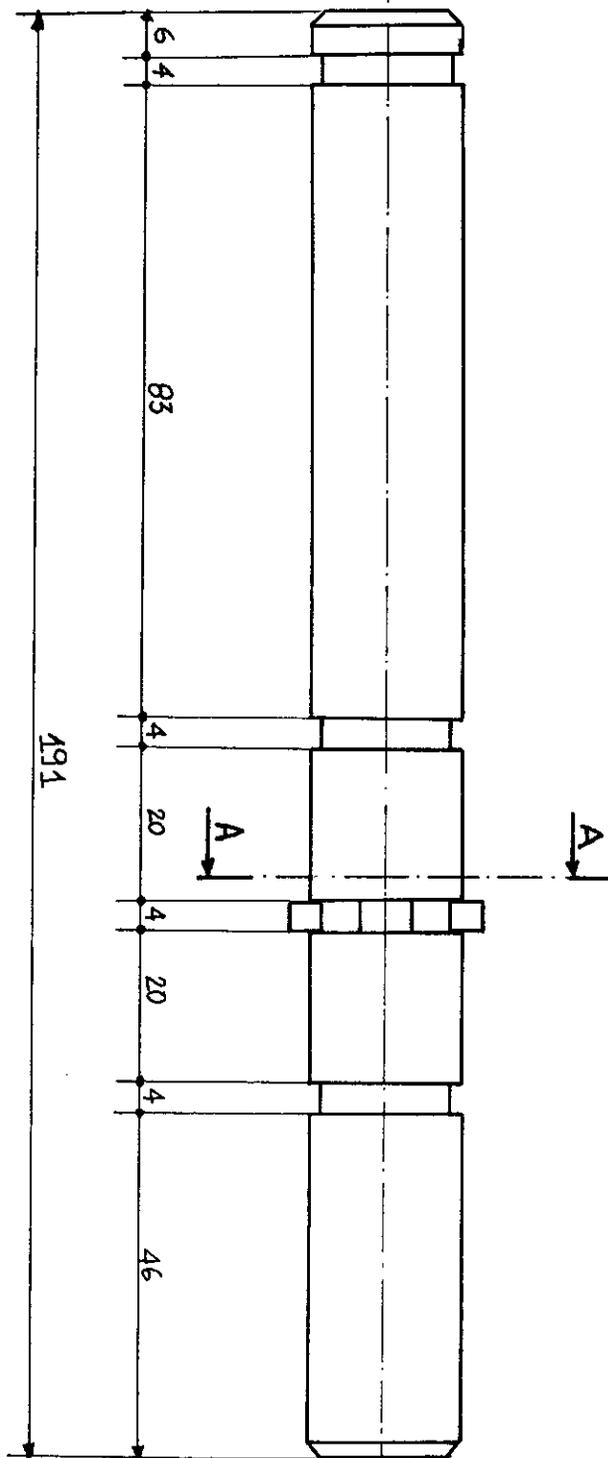


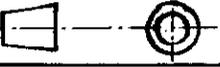
①

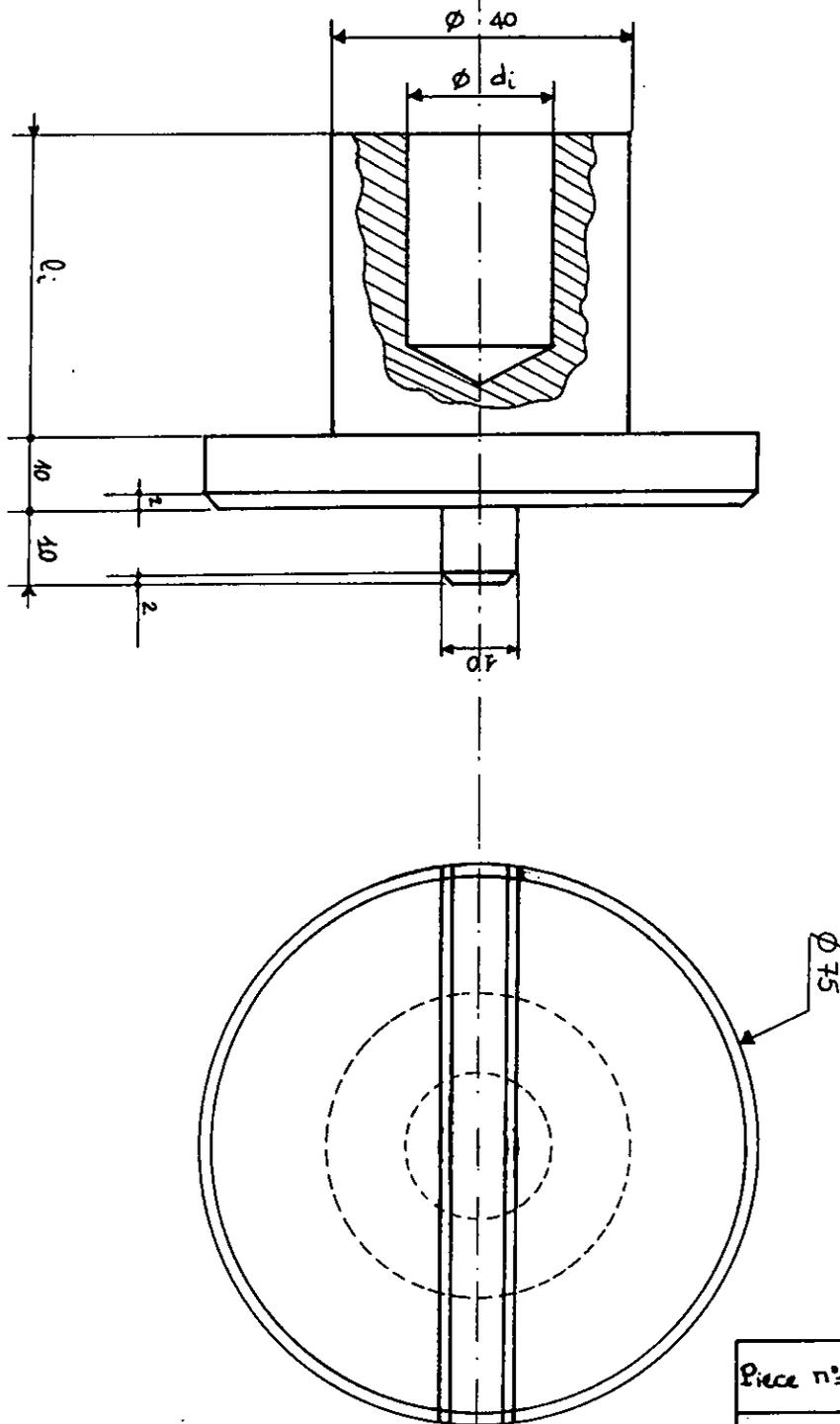


②

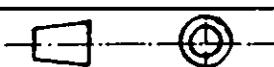
ECH : 2/1	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOY 97
	1 - ENTRETOISE	SCHEMA N° 11
Format : A4	2 - CROISILLON	1 - 16 Nbre : 2 - 4

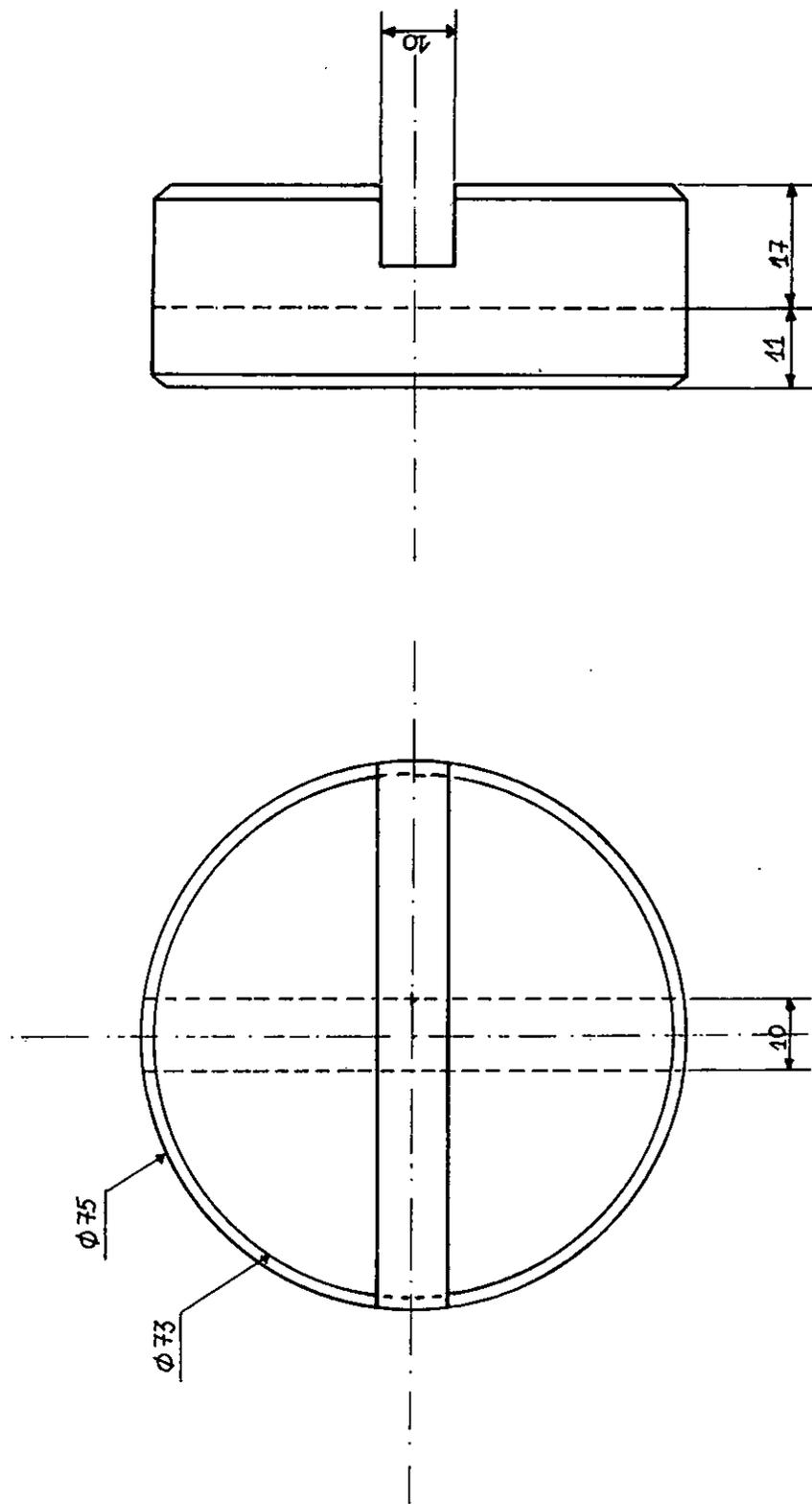


ECH : 3/4	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
	AXE CANNELE - BOITE REDUCTRICE	SCHEMA N°:12
Format : A4		Nbre : 1



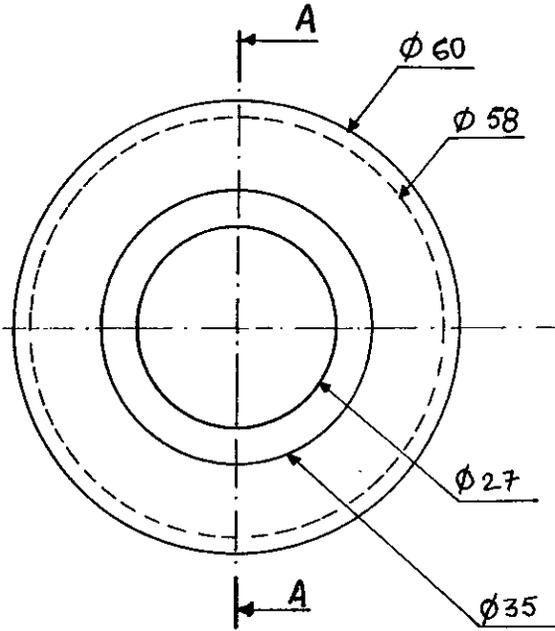
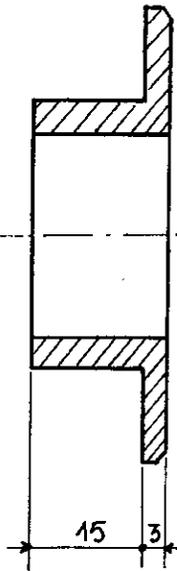
Piece n°	l_i	d_i
1	25	11
2	40	15
3	40	20
4	40	20

ECH : 1	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
	PIECE MALE DU JOINT D'ALDHAM	SCHEMA N° : 13
Format : A4		Nbre : 4



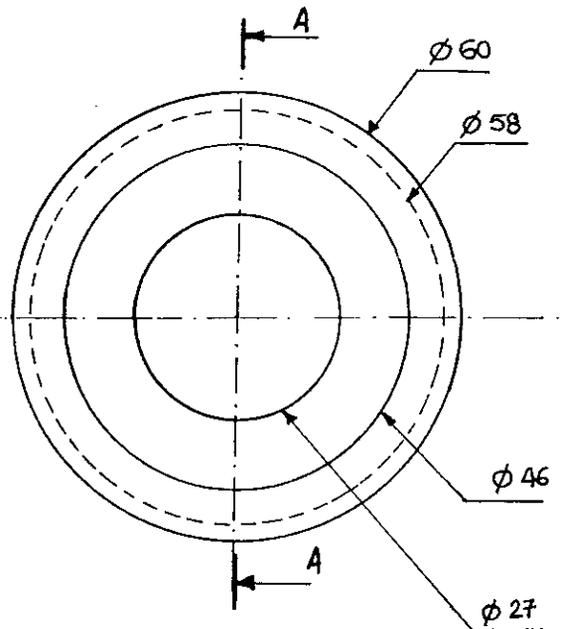
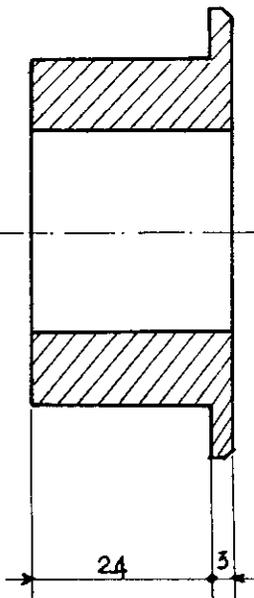
ECH : 1	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV 97
	PIECE FEMELLE DU JOINT D'ALDHAM	SCHEMAN° : 14
Format : A4		Nbre : 2

Coupe A-A



①

Coupe A-A

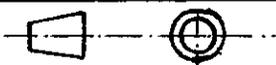


②

ECH : 1

ENP - Dpt : METALLURGIE

Nov 97



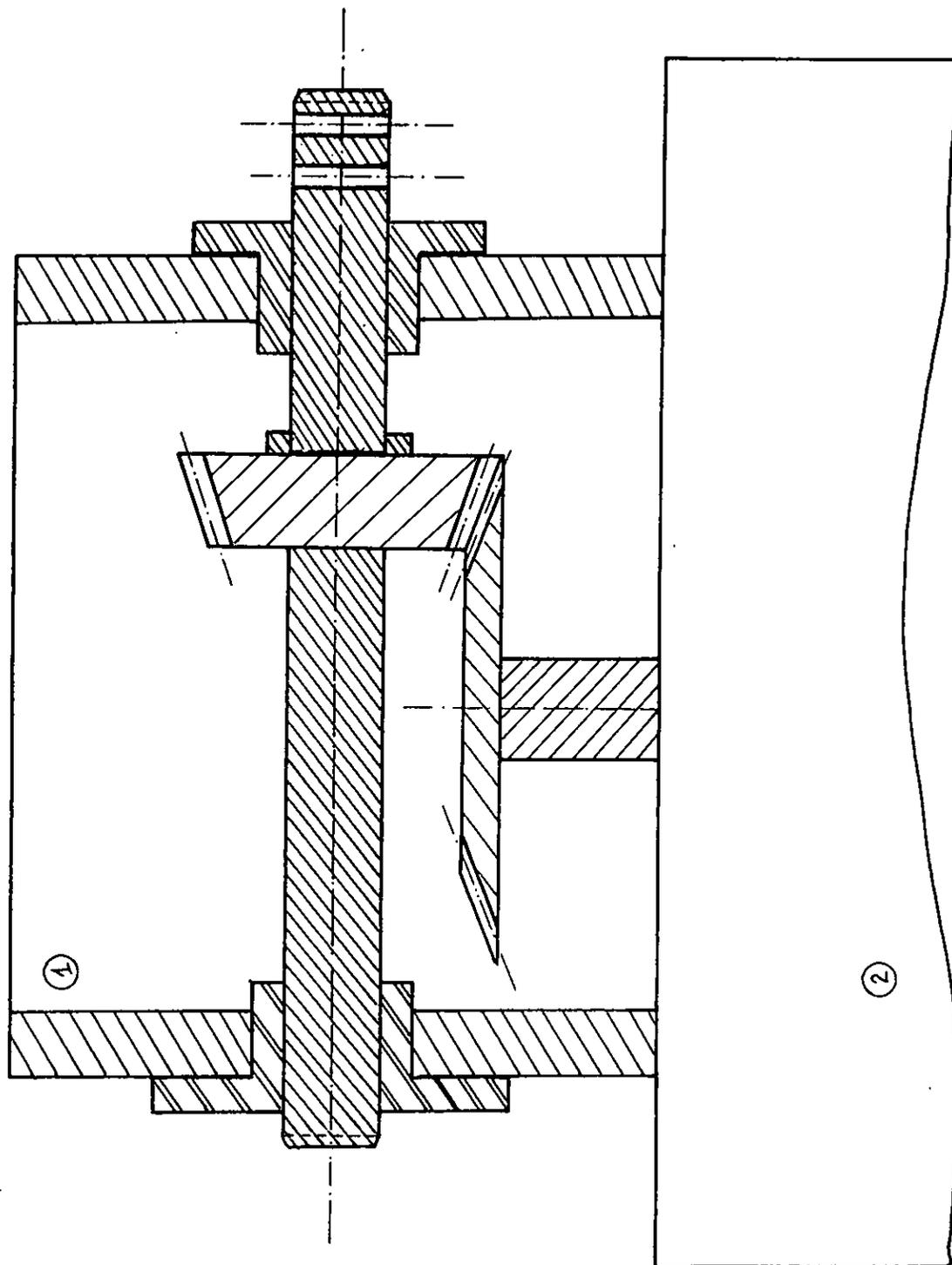
1. BAGUES PORTANT AXE BOITE

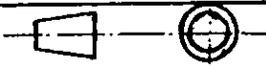
SCHEMA N° 15

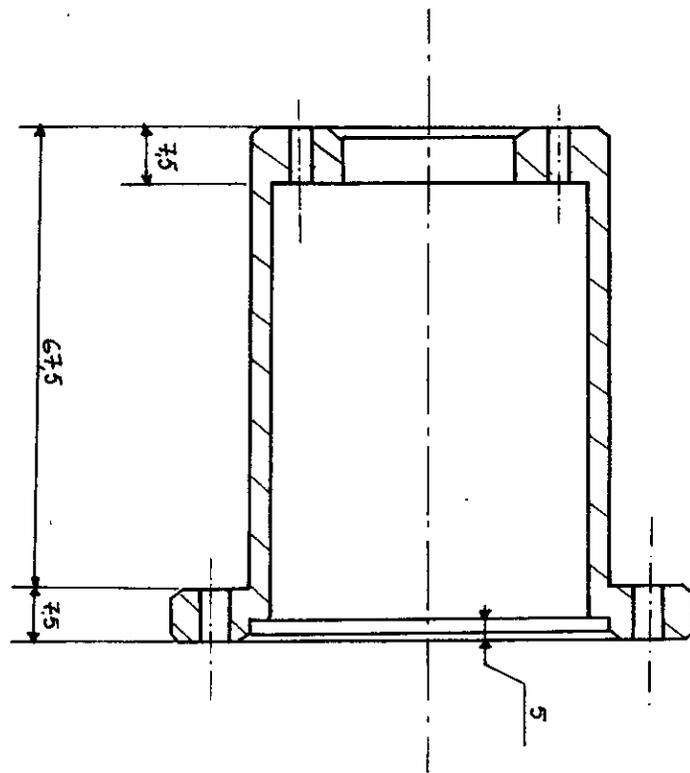
Format : A4

2. REDUCTRICE

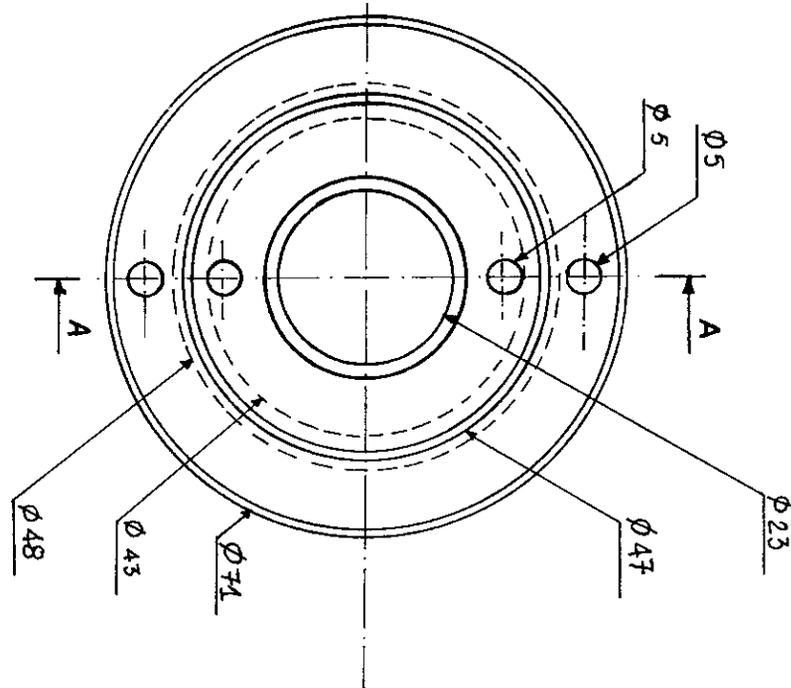
Nbre : 1



ECH :	E.N.P - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
	1. SYSTEME DE TRANSMISSION	SCHEMA N° : 16
Format : A4	2. BOITE REDUCTRICE	Nbre : 1



Coupe-AA



ECH : 1/2	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV - 97
	PIECE D'ACCOUPLLEMENT	SCHEMAN°:17
Format : A4		Nbre : 1

CHAPITRE V

ETUDE METALLOGRAPHIQUE

Etude métallographique

I/ Introduction :

Nous proposons une étude métallographique des différents matériaux disponible, utilisés lors de l'usinage des pièces du laminoir. Cette étude métallographique, comprend une observation des microstructures, une caractérisation chimique.

II/ Examen métallographique :

Les échantillons sont découpés à la scie manuelle, ils ensuite enrobés à chaud dans une résine, puis on les polit en deux étapes :

- Pré-polissage :

Les échantillons enrobés sont polis avec du papier abrasif de granulométrie : 120,220,320,600,1000 sur une polisseuse mécanique.

- Polissage de finition :

Le polissage de finition est effectués pour éliminer toute trace de pré-polissage. Pour cela, on utilise deux solutions d'alumine (0,5 et 5 μ m), ensuite on rince les échantillons à l'eau, puis on les nettoie dans un bain ultra son, enfin on les sèche.

Après ces deux étapes, les échantillons sont prêts pour l'observation au microscope.

II.1/ Equipements :

Un microscope optique (Metallux3) de Leika.

III/ Caractérisation chimique :

La caractérisation chimique des échantillons a été faite au laboratoire des rayons X du « Haut Commissariat à la recherche », par la méthode de fluorescence X. Les échantillons ont été prélevés au laboratoire du département de métallurgie sous forme circulaire (diamètre = 3 centimètres), ou rectangulaire (diagonale = 3 centimètres).

Les résultats obtenus sont sous forme de fiches techniques (tableaux I&II).

IV/ Résultats :

Après analyse métallographique et caractérisation chimique, nous interprétons les résultats comme suit :

Les échantillons prélevés représentent un balayage des différentes plages d'un même échantillon à de multiples grossissements.

Les photos (1, 2, 3&4), représentent un acier mi-dur. On remarque des cristallites de ferrite relativement gros, des îlots de perlite constitués de plusieurs grains de perlite dont les lamelles de cémentite sont disposés suivant des directions différentes. La perlite est séparée de la ferrite par une frontière de forme géométrique simple.

L'analyse chimique, et la comparaison de nos micrographies avec d'autres micrographies de l'atlas de métallographie, nous a permis de conclure sur l'identification de notre acier comme étant un XC42.

Les photos (5,6,7&8), représentent un bronze. On remarque une structure dendritique brut de coulée.

La caractérisation chimique, nous a permis de savoir que l'alliage est ternaire (Cu :86,2%, Sn : 5,7% , Zn : 2,16%), en consultant le diagramme ternaire Cu-Sn-Zn [22], nous concluons sur l'existence d'une seule phase α .

C'est donc un alliage monophasé α .

Les photos (9,10,11&12), représentent une fonte. La caractérisation chimique n'ayant pas été faite faute de moyen, ne permet pas d'être affirmatif sur l'identification. La comparaison à d'autres micrographies existantes dans l'Atlas de métallographie a permis une identification approximative des différentes phases de cette fonte. C'est donc une fonte grise à graphite nodulaire de matrice perlitique, on remarque aussi l'existence de carbures aux joints de grains.

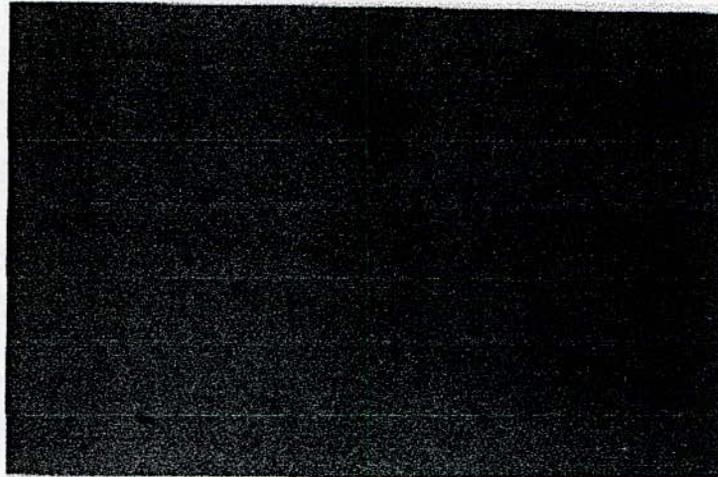


Photo n°1 : XC42 sans attaque

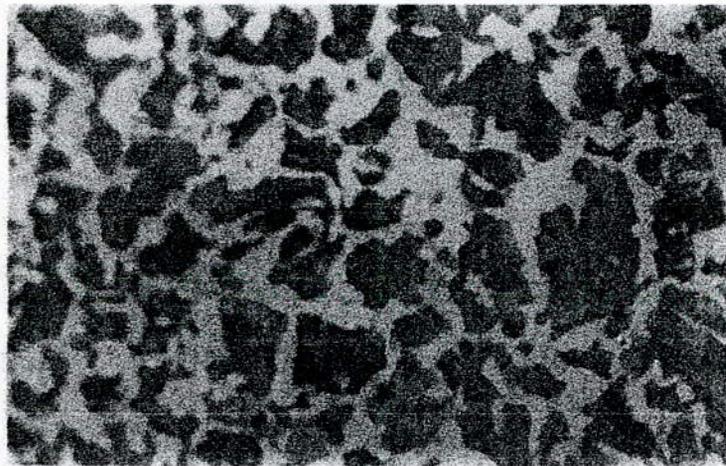


Photo n°2 : XC42 Grossissement 500
Attaque chimique : Nital 2%

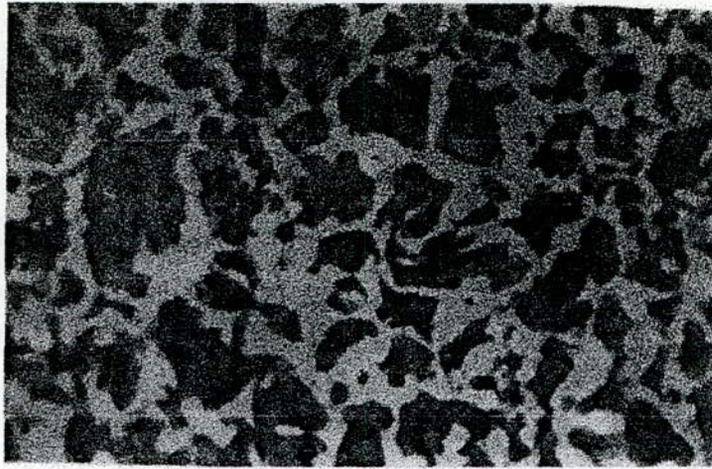


Photo n°3 : XC42 Grossissement 500

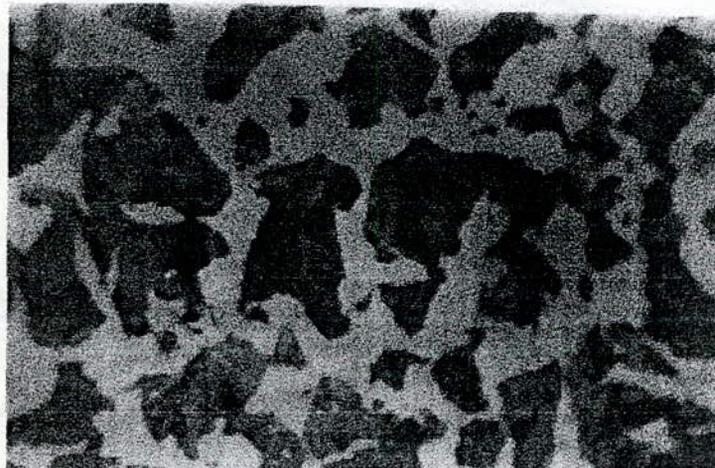


Photo n° 4 : XC 42 Grossissement 1000

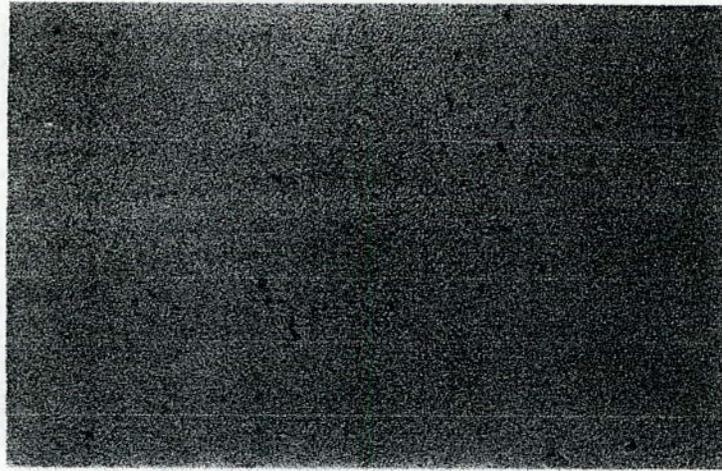


photo n°5 : Bronze sans attaque

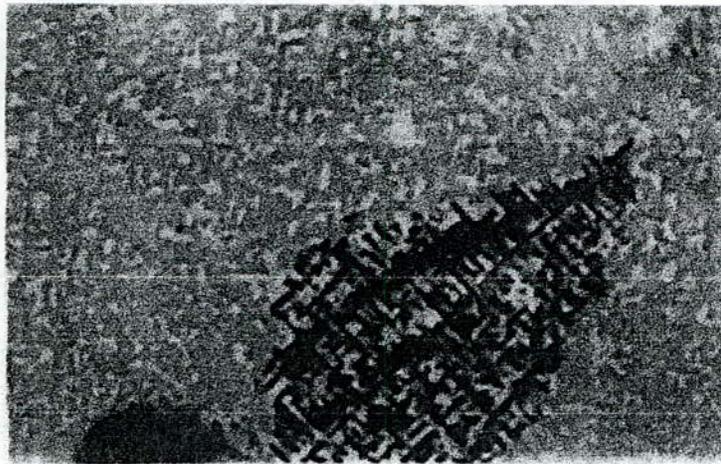


Photo n°6 : Bronze Grossissement 200

*Attaque chimique : 5g FeCl₃
50ml HCl.
100ml H₂O*

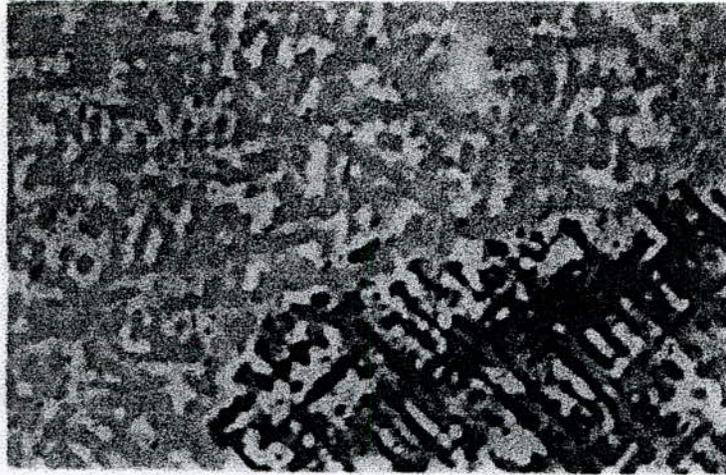


Photo n° 7 : Bronze Grossissement 500



Photo n°8 : Bronze Grossissement 1000

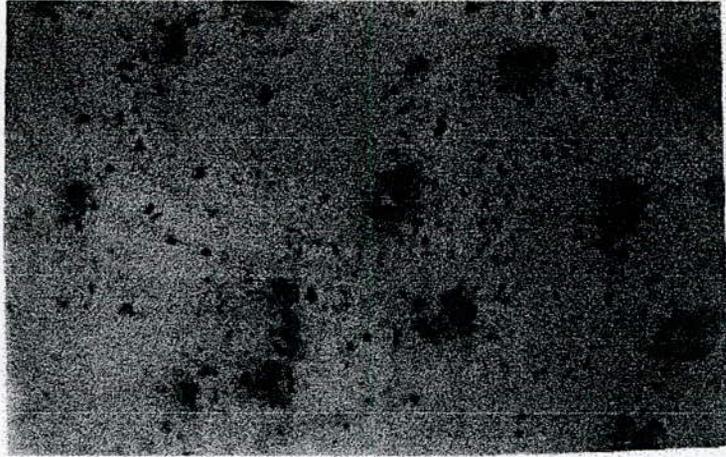


Photo n°9 : Fonte sans attaque

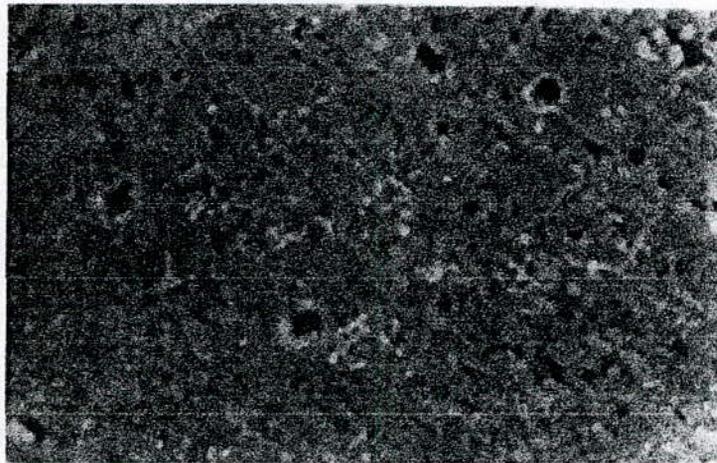


Photo n°10 : Fonte Grossissement 200
Attaque chimique : Nital 2 %.

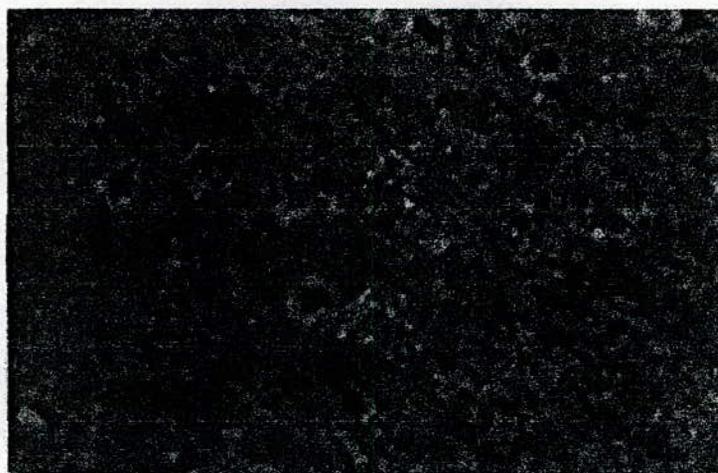


Photo n°11: Fonte Grossissement 200

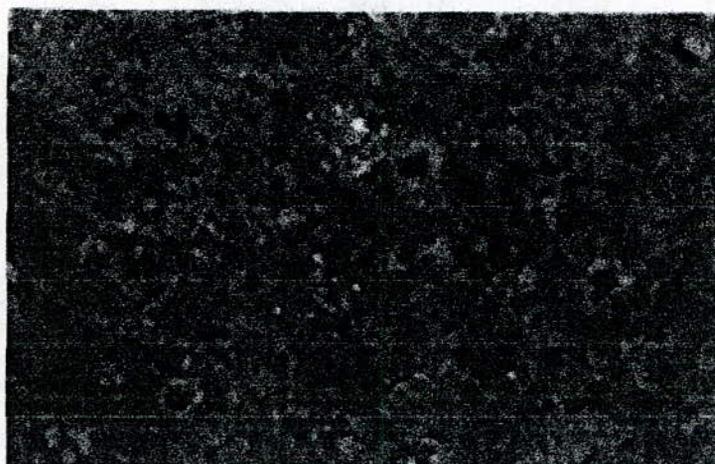


Photo n°12 : Fonte Grossissement 200

Tableau n°I : Composition chimique du bronze.

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Sodium	11	Na	<	
Magnésium	12	Mg	0,14	0,04
Aluminium	13	Al	<	
Silicium	14	Si	0,53	0,03
Phosphore	15	P	0,005	0,002
Soufre	16	S	0,081	0,007
Selenium	16	Se		
Chlore	17	Cl	0,128	0,010
Argon	18	Ar	<	
Potassium	19	K	0,055	0,0005
Calcium	20	Ca	0,16	0,001
Scandium	21	Sc		
Titan	22	Ti	2,09	0,007
Vanadium	23	V	<	
Chrome	24	Cr	0,007	0,002
Manganèse	25	Mn	0,004	0,002
Fer	26	Fe	0,20	0,010
Cobalt	27	Co	<2e	
Nickel	28	Ni	0,126	0,010
Cuivre	29	Cu	86,2	0,2
Zinc	30	Zn	2,16	0,07
Gallium	31	Ga	0,045	0,006
Germanium	32	Ge	<2e	
Arsenic	33	As	0,023	0,008
Sélénium	34	Se	<	
Brome	35	Br	<	
Rubidium	37	Rb	<	
Strontium	38	Sr	<2e	
Yttrium	39	Y	<	
Zirconium	40	Zr	<	
Niobium	41	Nb	0,045	0,017
Molybdène	42	Mo	<2e	
Ruthénium	44	Ru	<	
Rhodium	45	Rh	<	
Palladium	46	Pd	<	
Argent	47	Ag	<2e	
Cadmium	48	Cd	<	

Indium	49	In	<2e	
Etain	50	Sn	5,7	0,1
Antimoine	51	Sb	0,098	0,008
Tellure	52	Te	<	
Iode	53	I	<2e	
Césium	55	Cs	<	
Baryum	56	Ba	<	
Lutécium	71	Lu	0,03	0,12
Hafnium	72	Hf	0,61	0,28
Tantale	73	Ta	<	
Tungstène	74	W	<	

Rhénium	75	Re	<	
Osmium	76	Os	<	
Iridium	77	Ir	<2e	
Platine	78	Pt	0,019	0,009
Or	79	Au	<	
Mercure	80	Hg	0,012	0,005
Thallium	81	Tl	<	
Plomb	82	Pb	1,44	0,05
Bismuth	83	Bi	<	
Thorium	90	Th	<	
Uranium	92	U	<	

- Eléments légers -

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Béryllium	4	Be		
Bore	5	B		
Carbone	6	C		
Azote	7	N		
Oxygène	8	O		
Fluor	9	F		

- Eléments nobles -

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Ruthénium	44	Ru	<	
Rhodium	45	Rh	<	
Palladium	46	Pd	<	
Argent	47	Ag	<2e	
Rhénium	75	Re	<	
Osmium	76	Os	<	

Iridium	77	Ir	<2e	
Platine	78	Pt	0,019	0,009
Or	79	Au	<	

- Lanthanides -

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Lanthane	57	La	<	
Cérium	58	Ce	<2e	
Praséodyme	59	Pr	<	
Néodyme	60	Nd	<2e	
Samarium	62	Sm	<	
Europium	63	Eu	<	
Gadolinium	64	Gd	<2e	
Terbium	65	Tb	<2e	
Dysprosium	66	Dy	<	
Holmium	67	Ho	<	
Erbium	68	Er	0,014	0,007
Thulium	69	Tm	<2e	
Ytterbium	70	Yb	<2e	
Lutécium	71	Lu	<	

< signifie que la concentration est inférieure à 10 ppm

<2e signifie que la concentration est inférieure à deux fois l'erreur standard

Tableau n°II : Composition chimique de l'acier mi dur.

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Sodium	11	Na	<	
Magnésium	12	Mg	<	
Aluminium	13	Al	<	
Silicium	14	Si	0,32	0,02
Phosphore	15	P	0,003	0,001
Soufre	16	S	0,031	0,003
Selenium	16	Se		
Chlore	17	Cl	0,026	0,002
Argon	18	Ar	<	
Potassium	19	K	0,018	0,002
Calcium	20	Ca	0,089	0,007

Scandium	21	Sc		
Titan	22	Ti	<2e	0,007
Vanadium	23	V	<	
Chrome	24	Cr	0,043	0,004
Manganèse	25	Mn	0,63	0,03
Fer	26	Fe	97,7	0,6
Cobalt	27	Co	0,019	0,009
Nickel	28	Ni	0,055	0,007
Cuivre	29	Cu	0,088	0,007
Zinc	30	Zn	<2e	
Gallium	31	Ga	0,018	0,004
Germanium	32	Ge	<2e	
Arsenic	33	As	0,030	0,006
Sélénium	34	Se	<	
Brome	35	Br	<	
Rubidium	37	Rb	<	
Strontium	38	Sr	<	
Yttrium	39	Y	<	
Zirconium	40	Zr	<	
Niobium	41	Nb	<	
Molybdène	42	Mo	<	
Ruthénium	44	Ru	<2e	
Rhodium	45	Rh	<	
Palladium	46	Pd	<	
Argent	47	Ag	<	
Cadmium	48	Cd	<	

Indium	49	In	<	
Etain	50	Sn	0,013	0,004
Antimoine	51	Sb	<2e	
Tellure	52	Te	<	
Iode	53	I	<2e	
Césium	55	Cs	<	
Baryum	56	Ba	<	
Lutécium	71	Lu	0,09	0,27
Hafnium	72	Hf	0,10	0,01
Tantale	73	Ta	<2e	
Tungstène	74	W	<	

Rhénium	75	Re	<	
Osmium	76	Os	<	
Iridium	77	Ir	0,034	0,008

Platine	78	Pt	0,012	0,005
Or	79	Au	<	
Mercure	80	Hg	0,006	0,003
Thallium	81	Tl	<	
Plomb	82	Pb	<2e	0,05
Bismuth	83	Bi	<	
Thorium	90	Th	<	
Uranium	92	U	<2e	

- Eléments légers -

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Béryllium	4	Be		
Bore	5	B		
Carbone	6	C	0,42	0,0032
Azote	7	N		
Oxygène	8	O		
Fluor	9	F		

- Eléments nobles -

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Ruthénium	44	Ru	<2e	
Rhodium	45	Rh	<	
Palladium	46	Pd	<	
Argent	47	Ag	<	
Rhénium	75	Re	<	
Osmium	76	Os	<	
Iridium	77	Ir	<0,034	0,008
Platine	78	Pt	0,012	0,005
Or	79	Au	<	

- Lanthanides -

Elément	Nombre atomique Z	Symbole	% Massique	Erreur standard
Lanthane	57	La	<	
Cérium	58	Ce	0,012	0,004
Praséodyme	59	Pr	<2e	
Néodyme	60	Nd	0,005	0,002
Samarium	62	Sm	<	
Europium	63	Eu	<	
Gadolinium	64	Gd	<	
Terbium	65	Tb	<2e	
Dysprosium	66	Dy	<	

Holmium	67	Ho	<2e	
Erbium	68	Er	<2e	0,007
Thulium	69	Tm	<2e	
Ytterbium	70	Yb	<	
Lutécium	71	Lu	<2e	

CHAPITRE VI

CALCUL ENERGETIQUE DU LAMINOIR

Calcul énergétique du laminoir

I/ Introduction :

Dans cette partie, on va calculer la puissance ainsi que le moment de couple développés par le laminoir, dans le but de déterminer la capacité de ce dernier à laminer un matériau.

A fin de connaître l'aptitude de notre laminoir à déformer un métal donné, il faut comparer le moment développé par le laminoir, au moment résistant du métal à laminer (moment de laminage), qui a déjà été donné par l'équation (14).

On dira que le laminage de ce métal est possible dans le cas où son moment résistant est inférieur au moment développé par le laminoir au niveau de la cage de travail. Mais il ne faut pas oublier de vérifier que l'effort de laminage, qui est lié au métal à laminer, ne déforme plastiquement les outils de travail (cylindres). Pour éviter que cela ne se produise il faut que la *contrainte* d'écoulement (limite élastique) du matériau des cylindres soit supérieure à la *contrainte* d'écoulement du matériau à laminer. Il faut vérifier, que le moment résistant n'endommage les parties les plus sollicitées du laminoir. Cette vérification sera possible grâce au calcul à la résistance des pièces les plus sollicitées par l'effort de laminage.

En résumé, pour pouvoir laminer un métal donné avec notre laminoir il faut que :

- La limite élastique de ce métal soit inférieure à celle du métal des cylindres de travail.
- Le moment résistant du métal à laminer soit inférieur au moment développé au niveau des cylindres de travail.
- Le calcul à la résistance, qu'on va donner par la suite, prouve que les dimensions des pièces les plus sollicitées du laminoir vont pouvoir supporter le moment résistant, sans pour autant être *cisaillées*.

II/ Puissance et moment du laminoir :

La puissance du laminoir lui est conférée par le moteur électrique .Ce moteur fournit une puissance mécanique appelée puissance active, elle est donnée par la relation suivante:[23]

$$P_{active} = \sqrt{3}.U.I.\cos\varphi \quad (15) \quad \text{où : } P : \text{puissance du moteur}$$

U : tension

I : intensité du courant

$\cos\varphi$: facteur de puissance de moteur

Le moment moteur n'est pas le même dans les différentes zones du laminoir , par des calculs, (voir annexe 2) on a trouvé que la valeur du moment moteur varie d'une zone à une autre. Cela est dû aux variations des dimensions des différentes pièces mécaniques de la machine (diamètres : des pignons, vis sans fin etc...).

Après le calcul, on obtient les résultats suivants :

$M_1 = 14,04 \text{ N.m}$ où : M_1 : « moment moteur » à l'entrée de la boite réductrice.

$M_2 = 5054,55 \text{ Nm}$ où : M_2 : « moment moteur » à la sortie de la boite réductrice.

$M_3 = 3610,29 \text{ Nm}$ où : M_3 : « moment moteur » à l'entrée de la boite à pignons.

$M_4 = 1805,14 \text{ Nm}$ où : M_4 : « moment moteur » à la sortie de la boite à pignons transmis aux cylindres de travail.

III/ Calcul à la résistance des principales pièces sollicitées du laminoir :

Dans cette partie, on calcule le moment résistant maximal que peut supporter chaque pièce sollicitée du laminoir (voir annexe 3). Ce moment résistant est fonction du moment de laminage, qui dépend du matériau à laminier et de ces dimensions. Donc, à partir de ces calculs à la résistance, on va déterminer un seuil maximal au delà duquel le laminoir ne pourra plus assurer sa fonction de laminage des matériaux.

Sachant que l'acier utilisé pour l'usinage de ces principales pièces , est un acier mi-dur de nuance XC 42, dont la valeur de sa limite élastique est $\sigma_0 = 30 \text{ kgf/mm}^2$,sachant aussi les différentes dimensions de chaque pièce et le moment moteur appliqué à chaque pièce, nous pouvons déterminer le

moment résistant maximal que peut supporté chaque pièce. Ce moment résistant varie lui aussi d'une zone à l'autre du laminoir.

III.1/Calcul à la résistance de la clavette (Liaison moteur-joint d'Oldham) :

Le moment appliqué sur la clavette est :

$$M = M_1 - M_{r_1} \quad (16)$$

où : M_1 : « moment moteur » à l'entrée du réducteur.

M_{r_1} : moment résistant » à l'entrée du réducteur.

$$\text{Avec : } M_{r_1} = \frac{28}{3600} M_{lam} \quad (17)$$

où : M_{lam} : moment de laminage.

D'après la figure (1), le moment appliqué sur la clavette est :

$$M = F \cdot R + F \cdot R \Rightarrow F = \frac{M}{D}$$

$$\Rightarrow F = \frac{M_1 - M_{r_1}}{D}$$

Après le calcul, on obtient :

$$F = 1276,36 - 90,9 M_{r_1}$$

Pour que la clavette résiste à l'effort de laminage, il faut que :

$$\frac{F}{S} < \sigma_0 \quad \text{telle que : } S = b \cdot l \quad \text{où : } b : \text{largeur de la clavette.}$$

l : longueur de la clavette.

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$1276,36 - 90,9 M_{r_1} < 32340$$

Ce qui donne :

$$M_{r_1} < 341,73 \text{ N.m}$$

A partir de l'équation (17), on obtient le résultat suivant :

$$M_{lam} < 43936,71 \text{ N.m.}$$

En considérant seulement la résistance à la rupture de la clavette de l'arbre du moteur, il faut que le moment de laminage ne dépasse pas 43936,71N.m.

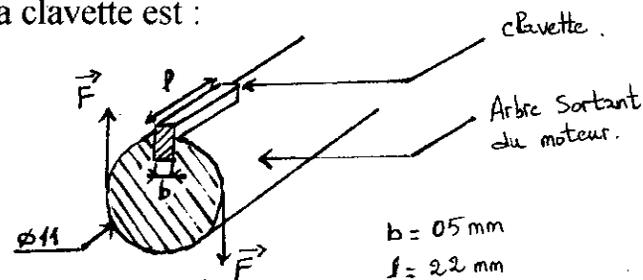


Fig.1 : clavette de l'arbre du moteur.

moment résistant maximal que peut supporter chaque pièce. Ce moment résistant varie lui aussi d'une zone à l'autre du laminoir.

III.1/Calcul à la résistance de la clavette (Liaison moteur-joint d'Oldham) :

Le moment appliqué sur la clavette est :

$$M = M_1 - M_{r1} \quad (16)$$

où : M_1 : « moment moteur » à l'entrée du réducteur.

M_{r1} : moment résistant » à l'entrée du réducteur.

Avec : $M_{r1} = \frac{28}{3600} M_{lam} \quad (17)$

où : M_{lam} : moment de laminage.

D'après la figure (1), le moment appliqué sur la clavette est :

$$M = F \cdot R + F \cdot R \Rightarrow F = \frac{M}{D}$$

$$\Rightarrow F = \frac{M_1 - M_{r1}}{D}$$

Après le calcul, on obtient :

$$F = 1276,36 - 90,9 M_{r1}$$

Pour que la clavette résiste à l'effort de laminage, il faut que :

$$\frac{F}{S} < \sigma_0 \quad \text{telle que : } S = b \cdot l \quad \text{où : } b : \text{largeur de la clavette.}$$

l : longueur de la clavette.

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$1276,36 - 90,9 M_{r1} < 32340$$

Ce qui donne :

$$M_{r1} < 341,73 \text{ N.m}$$

A partir de l'équation (17), on obtient le résultat suivant :

$$M_{lam} < 43936,71 \text{ N.m.}$$

En considérant seulement la résistance à la rupture de la clavette de l'arbre du moteur, il faut que le moment de laminage ne dépasse pas 43936,71N.m.

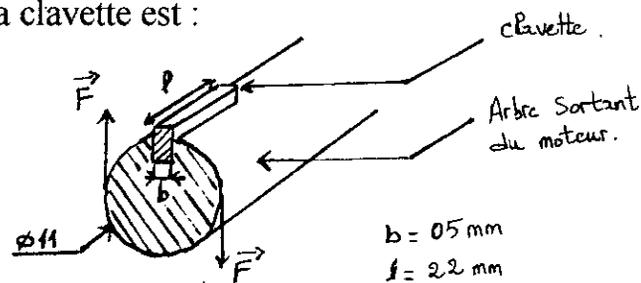


Fig.1 : clavette de l'arbre du moteur.

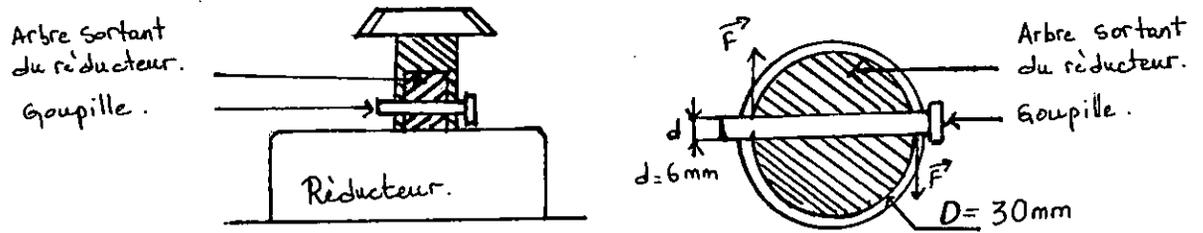


Fig.3 : Assemblage goupille-arbre.

En remplaçant M et D on obtient :

$$F = 168485 - 33,33 \cdot M_{r2}$$

Pour que la goupille résiste, il faut que :

$$\frac{F}{S} < \sigma_0 \quad \text{telle que : } S = 2S_0, \text{ avec } S_0 : \text{section normale de la goupille.}$$

$$S_0 = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \quad \text{où : } d : \text{diamètre de la goupille.}$$

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$168485 - 33,33 \cdot M_{r2} < 16616,88$$

Ce qui donne :

$$M_{r2} < 4556,49 \text{ N.m.}$$

A partir de l'équation (18), on obtient :

$$M_{lam} < 1627,32 \text{ N.m.}$$

III.4/ Calcul à la résistance de la denture de l'arbre cannelé :

Le moment auquel est soumis cet arbre est :

$$M = M_3 - M_{r3} \quad (19)$$

tel que : M_3 : moment moteur à l'entrée de la boîte à pignons.

M_{r3} : moment résistant à l'entrée de la boîte à pignons.

$$M_{r3} = 2 \cdot M_{lam}$$

D'après la figure (4), on a :

$$M = F \cdot D \Rightarrow F = M/D$$

où D : diamètre de l'arbre cannelé.

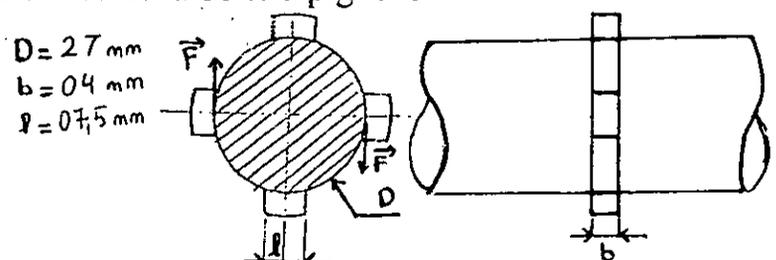


Fig.4 : cannelure

En remplaçant M et D , on obtient :

$$F = 133714,44 - 37,07 \cdot M_{r3}$$

Pour que la goupille résiste, il faut que :

$\frac{F}{S} < \sigma_0$ telle que : $S = 4S_0$, avec S_0 : section normale de la cannelure..

$S_0 = b.l$ où b et l : coté de la cannelure.

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$133714,44 - 37,07. M_{r3} < 35280$$

Ce qui donne :

$$M_{r3} < 2658,23 \text{ N.m.}$$

A partir de l'équation (19), on obtient :

$$M_{lam} < 1329,11 \text{ N.m.}$$

III.5/ Calcul à la résistance des vis d'assemblage arbre cannelé-joint d'Oldham :

Le moment auquel sont soumis les vis est le même que celui de l'équation (19).

D'après la figure (5), on a :

$$M = F . D \Rightarrow F = M/D$$

où D : diamètre de l'arbre cannelé.

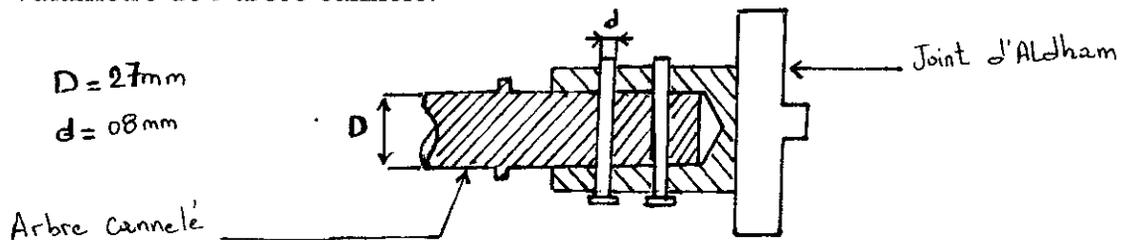


Fig.5: Assemblage arbre cannelé-joint d'Oldham .

En remplaçant M et D , on obtient :

$$F = 133714,44 - 37,07. M_{r3}$$

Pour que les deux vis résistent, il faut que :

$$\frac{F}{S} < \sigma_0 \quad \text{telle que : } S = 4S_0$$

$S_0 = \Pi.d^2/4$ où : d : diamètre de la vis.

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$133714,44 - 37,07. M_{r3} < 59082,24$$

Ce qui donne :

$$M_{r3} < 2015,45 \text{ N.m}$$

A partir de l'équation (19), on obtient :

$$M_{lam} < 1007,72 \text{ N.m.}$$

III.6/ Calcul à la résistance des vis d'assemblage joint d'Oldham-axe boîte à pignons :

Le moment appliqué est toujours le même que celui de l'équation (19).
D'après la figure (6), on a :

$$M = F . D \Rightarrow F = M/D$$

où D : diamètre de l'axe de la boîte à pignons :

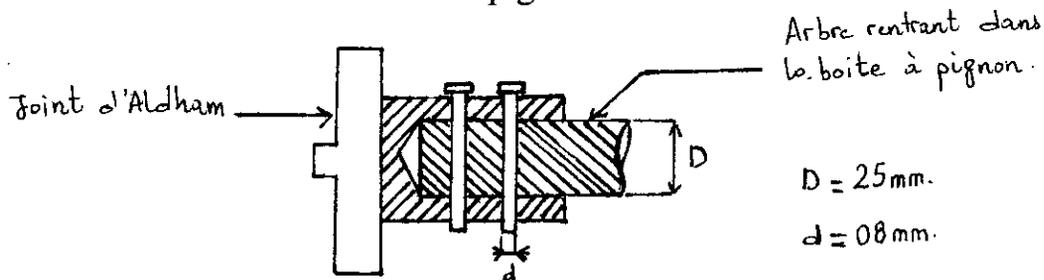


Fig.6: Assemblage axe boîte à pignons - joint d'Oldham.

En remplaçant M et D , on obtient :

$$F = 144411,6 - 40. M_{r3}$$

Pour que les deux vis résistent, il faut que :

$$\frac{F}{S} < \sigma_0 \quad \text{telle que : } S = 4S_0$$

$$S_0 = \frac{\pi . d^2}{4} \quad \text{où : } d : \text{ diamètre de la vis.}$$

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$144411,6 - 40. M_{r3} < 59082,24$$

Ce qui donne :

$$M_{r3} < 2133,23 \text{ N.m}$$

A partir de l'équation (19), on obtient :

$$M_{lam} < 1066,61 \text{ N.m.}$$

III.7/ Calcul à la résistance des croisillons du joint de cardan :

Le moment exercé sur les croisillons est :

$$M = M_4 - M_{r4} \quad \text{telle que : } M_{r4} = M_{lam}$$

D'après la figure (6), on a :

$$M = F \cdot D \Rightarrow F = M/D$$

où D : longueur du croisillon.

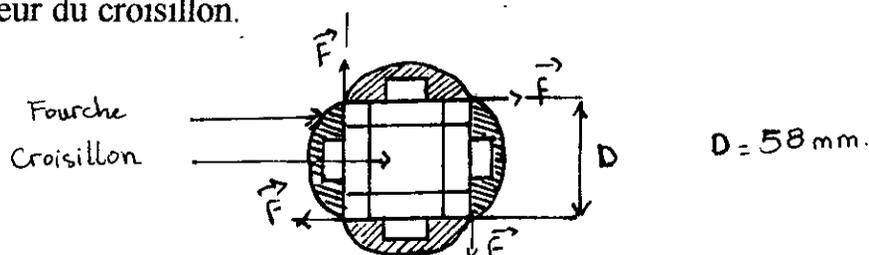


Fig.7: Croisillon du joint de cardan.

En remplaçant M et D , on obtient :

$$F = 31123,10 - 17,24 \cdot M_{lam}$$

Pour que le croisillon résiste, il faut que :

$$\frac{F}{S} < \sigma_0 \quad \text{telle que : } S = 4S_0$$

$$S_0 = \Pi \cdot d^2/4 \quad \text{où : } d : \text{diamètre du croisillon.}$$

En remplaçant chaque terme par sa valeur numérique, on obtient :

$$31123,107 + 17,24 \cdot M_{lam} < 369264$$

Ce qui donne :

$$M_{lam} < 19613,741 \text{ N.m}$$

IV/ Discussions des résultats :

Pour discuter ces résultats, il faut tout d'abord préciser que le moment qui ne provoquerait pas la rupture d'aucune des pièces usinées, doit satisfaire la condition liée à la pièce la plus sensible, et qu'on identifie par le moment de laminage limite le plus petit.

Ainsi, le moment limite calculé à partir des dimensions des différentes pièces, et pour lequel aucune des pièces ne casse est :

$$M_{lam} = 1007,72 \text{ N.m}$$

V / Calcul des moments de laminage par un logiciel :

Dans le but de remédier aux problèmes de calcul complexe du moment de laminage, nous avons adopté une technique de calcul très simple à partir d'un logiciel informatique. Nous joignons à notre thèse une disquette informatique à partir de laquelle des données initiales sont introduites, le calcul du moment de laminage est donné instantanément.

Les données initiales qu'il faut introduire se résume à :

H_1 : épaisseur initiale de l'ébauche à laminier, [mm].

H_2 : épaisseur finale de l'ébauche à laminier, [mm].

R : rayon des cylindres de travail, [mm].

V : vitesse de rotation des cylindres de travail, [m/s].

σ_0 : limite élastique du métal à laminier, [N/m²].

Pour concrétiser ce calcul, des exemples de réduction d'ébauches sont présentés sous forme de tableaux :

- Cas de l'Aluminium à 99,5%, $\sigma_0 = 125000000 \text{ N/m}^2$, $H_1 = 5 \text{ mm}$,
 $R = 26 \text{ mm}$, $v = 0,021 \text{ m/s}$, $f = 0,11$.

$H_2(\text{mm})$	4,5	3,5	3	2,5
$\alpha(\text{radian})$	0,14	0,24	0,28	0,31
$\theta_N(\text{radian})$	0,026	-0,003	-0,017	-0,03
$\sigma_{ZZ}^+ (\text{N/m}^2)$	5130980,57	-410278,81	-5451992,84	-11170221,84
$\sigma_{ZZ}^- (\text{N/m}^2)$	-1663556	-4337520,3	-6975165,97	-8347889,65
$\sigma_{ZZ} (\text{N/m}^2)$	5130980,57	4337520,3	6975165,97	11170221,84
$M(\text{N.m})$	53,59	78,16	147,16	261,72

- Cas du cuivre à 99,9%, $\sigma_0 = 250000000 \text{ N/m}^2$, $H_1 = 5 \text{ mm}$,
 $R = 26 \text{ mm}$, $v = 0,021 \text{ m/s}$, $f = 0,11$.

$H_2(\text{mm})$	4,5	3,5	3	2,5
$\alpha(\text{radian})$	0,14	0,24	0,28	0,31
$\theta_N(\text{radian})$	0,026	-0,003	-0,017	-0,03
$\sigma_{ZZ}^+ (\text{N/m}^2)$	-3327112	-820557,61	-13650331,94	-22340443,69
$\sigma_{ZZ}^- (\text{N/m}^2)$	-10261963,14	-8675040,59	-10903985,67	16695779,29
$\sigma_{ZZ} (\text{N/m}^2)$	10261963,14	8675040,59	13650331,94	22340443,69
$M(\text{N.m})$	107,18	156,33	294,33	523,44

Après ce calcul, nous pouvons conclure que le laminage est possible ; et ceci en comparant le moment nécessaire pour le laminage de ces ébauches de cuivre et d'Aluminium, au moment limite ($M_{lam} = 1007,72 \text{ N.m}$) qui ne provoquerait aucune rupture des pièces du laminoir.

CHAPITRE VII

ESSAIS DE LAMINAGE ET DE REALISATION DES RUBANS

I/ Essai de laminage à froid des non ferreux et de réalisation des rubans :

Les expériences effectuées, ont porté sur des essais de laminage à froid de deux alliages non ferreux, le cuivre et l'Aluminium, ainsi que sur la réalisation de rubans de l'alliage à mémoire de forme Cu-Al-Ni avec notre laminoir.

II/ Résultats et interprétations :

En ce qui concerne le laminage à froid de l'Aluminium et du cuivre, on a pu le faire sans difficultés, malgré que le taux de réduction choisi est important : (2,5mm à 1 mm soit une réduction de 60%, pour le cuivre) et (2 à 0,7mm soit une réduction de 65%, pour l'Aluminium).

Pour la réalisation des rubans à partir d'une coulée directe du four sur les cylindres de travail, on a obtenu un début de formation de ruban qui s'est interrompu à cause de la vitesse de refroidissement très rapide de l'alliage Cu-Al-Ni (solidification rapide) qui est la conséquence d'un gradient de température important entre l'alliage coulé et la surface des cylindres de travail.

Les résultats obtenus, consolident notre calcul énergétique des moments de laminage à froid du cuivre et de l'Aluminium. La réalisation des rubans n'a pas été possible, car les moyens déployés pour la coulée directe sur les cylindres de travail sont insuffisants, la vitesse des cylindres elle aussi est insuffisante.

CONCLUSION

Conclusion générale

Après avoir conçu et réalisé un laminoir de laboratoire , et au vu des résultats des essais de laminage à froid ainsi que les essais de réalisation des rubans ; on peut conclure que le laminoir peut assurer le laminage à froid des alliages non ferreux, tout en respectant les conditions imposés pour le bon déroulement du laminage de ces alliages, à savoir :

- La limite élastique du métal à laminier doit être inférieure à celle du matériau des cylindres de travail.
- Le moment résistant du métal à laminier doit être inférieur au moment développé au niveau des cylindres de travail.
- Pour ne pas causer la rupture des principales pièces sollicités, le moment de laminage ne doit pas dépasser un seuil maximal et qu'on a calculé et évalué à 1007,72N.m.

En ce qui concerne la réalisation des rubans, elle peut être obtenue par le laminoir à condition d'augmenter la vitesse de rotation des cylindres de travail, et ceci en substituant la boîte réductrice par une , ayant un indice de réduction adéquat.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] : COHEN (M.) , OLSON (G.B), CLAPP(P.C). On the classification of displacive phase transformations .Cambridge- Massachusetts (USA) , p.1-11,1979.
- [2] : GUENIN (G).Contribution à l'étude de la nucléation des transformations martensitiques thermoélastiques. Thèse d'état, p.155,1979.
- [3] : DE VOS (J.). Theoretical analysis and physical transformation model, p 511-517, 1978.
- [4] : KAUFMAN (L.),COHEN (M.). The martensitic transformation in the Iron-Nickel system, p 1393-1401,October 1956 .
- [5] : TONG(H.G),WAYMAN (C.M). Characteristic temperatures and other properties of thermoelastic martensites, Acta Met , Vol 22 , p 887-896,1974.
- [6] : COHEN (M.).Nucleation of solid - state transformations, p 171-183,1958.
- [7] : OLSON (G.B), COHEN(M.). A general mechanism of martensite nucleation, Metallurgical transformation, Vol 171, p 1897-1923, 1976.
- [8] : EASTERLING (K.E), THOLEN (A.R), The nucleation of martensite in steel , Acta Met , Vol 24, p 333-341,1976.
- [9] : GUENIN (G.), ROBIN (M.), Transformation martensitique et alliages à mémoire de forme , p 33,1983.
- [10] : COUTARDO (L.).Etude des traitements d'éducation de la stabilité et de l'origine de l'effet mémoire de forme double sens dans un alliage Cu-Zn-Al, Institut national des sciences appliquées de lyon, p 118,1988.
- [11] : ALEXANDER (W.O). Copper rich Ni-Al-Cu alloys, Journal of institute métaIs, Vol 63, p 163-188, 1938.
- [12] : VASILENKO (A.Y), SALNIKOV (V.A), KOSILOV (A.T). Composition on the region of thermoelastic phase stability in Cu-Al-Ni single cristal,Phys.metals, Vol 4, p 694-701, 1982.
- [13] : DUGGIN (M.G), RACHINGER (W.A).The nature of the martensite transformation in a Cu-Ni-Al alloy , Acta.mét , Vol 12, p 54-59, 1964.
- [14] : OTSUKA (K.), SHIMIZU (K.). Morphology and crystallography of thermoelastic Cu-Ni-Al martensite analysed by the phenomenological theory,Trans actions of the japanese institut of métal, Vol 15, p 124-130,1974.

- [15] : TDAKI (T.), SHIMIZU (K.). The review of studies on crystal structures of shape memory alloys, Mem institut, p 302-318,1984.
- [16] : JONES (H.).Rapid solidification of metals and alloys, Institute of metallurgists, p 1-13,
- [17] : GRANT(N.J). Rapid solidification technology.
- [18] : ELYES SAOUDI.Etude et modélisation du phénomène de solidification des alliages Al-Si industriels,p 27-50,1994
- [19] : LARKE (E.C). Le laminage des produits plats, p 38-195,
- [20] : BAQUE (P.), FELDER (E.), HYAFIL (J.)et D'ESCATHA(Y.).Mise en forme des métaux, calculs par la plasticité, Dunod paris, p 711, 1973.
- [21] : ALEXANDER (J), On the theory of rolling , p 535-563, Royal society (G B),1972
- [22] : PAUL PASCAL, Chimie minérale .
- [23] : LIGNON (J.), FUCHS (G.). Cours d'électricité pratique, p 274,1978.

Annexe n°1 :

$$F = \sigma_{ZZ} \cdot \int_{x=0}^{x=l} \frac{dx}{\cos \theta}$$

$$F = \sigma_{ZZ} \cdot \int_0^L \frac{R \cdot d\theta}{\cos \theta} \Rightarrow F = \sigma_{ZZ} \cdot \int_{\alpha}^0 \frac{R \cdot d\theta}{\cos \theta}$$

Car d'après la figure (5 . Chapitre III), on a :

$$x = 0 \Rightarrow \theta = \alpha$$

$$x = L \Rightarrow \theta = 0$$

Calculons $\int \frac{d\theta}{\cos \theta}$:

$$\cos \theta = \frac{1 - \operatorname{tg}^2 \frac{\theta}{2}}{1 + \operatorname{tg}^2 \frac{\theta}{2}} \quad \text{on pose : } t = \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}$$

Donc :

$$\cos \theta = \frac{1 - t^2}{1 + t^2} \quad \text{et } d\theta = \frac{2dt}{1 + t^2}$$

On obtient alors :

$$\int \frac{d\theta}{\cos \theta} = 2 \int \frac{1 + t^2}{(1 + t^2)(1 - t^2)} \cdot dt = 2 \int \frac{dt}{1 - t^2}$$

Le calcul de l'intégrale donne :

$$2 \int \frac{dt}{1 - t^2} = \ln \frac{1 + t}{1 - t} = \ln \left(\frac{1 + \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}}{1 - \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}} \right)$$

On obtient donc :

$$\int_{\alpha}^0 \frac{d\theta}{\cos \theta} = \left[\ln \left(\frac{1 + \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}}{1 - \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}} \right) \right]_{\alpha}^0$$

l'expression de F devient alors :

$$F = R \cdot \sigma_{ZZ} \cdot \left[\ln \left(\frac{1 + \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}}{1 - \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}} \right) \right]_{\alpha}^0$$

Annexe 2 :

I/ Calcul des moments moteurs dans les différentes zone du laminoir :

I.1/ Moment moteur M_1 entre la zone III ET IV :

Le couple moteur dans cette zone, est le moment développé par le moteur électrique .

$$\text{On a: } P_{\text{active}} = (3)^{1/2} \cdot \text{U.I.} \cdot \text{COS } \varphi$$

D'autre part on sait que:

$$P = \omega_1 \cdot M_1$$

$$\text{telle que: } \omega_1 = 2 \cdot \pi \cdot n_1$$

avec:

M_1 :moment moteur zone 4

ω_1 :vitesse angulaire du moteur

n_1 :vitesse du moteur en tours/ min

Donc on aura :

$$P_{\text{active}} = P$$

$$(3)^{1/2} \cdot \text{U.I.} \cdot \text{COS } \varphi = 2 \cdot \pi \cdot n_1 \cdot M_1$$

$$M_1 = ((3)^{1/2} \cdot \text{U.I.} \cdot \text{COS } \varphi) / (2 \cdot \pi \cdot n_1)$$

Sachant que:

$$U = 380\text{V} \quad I = 1,06 \text{ A} \quad \text{COS } \varphi = 0,8$$

$$n_1 = 380 \text{ tr/min} = 6,33 \text{tr/s}$$

On obtient :

$$M_1 = 14,04 \text{ N.m}$$

I.2/ Moment moteur M_2 à la sortie de la boîte réductrice :

A l'entrée de la boîte réductrice le moment moteur est M_1 , mais à la sortie de celle-ci le moment moteur change ,et devient M_2 .

La boîte réductrice a un indice de réduction qui vaut 1/360, c'est à dire:

$$(n_2 / n_1) = 1/ 360 \Rightarrow n_2 = n_1 / 360$$

avec:

n_1 : vitesse à l'entrée du réducteur (vitesse du moteur) [tr/min]

n_2 : vitesse à la sortie du réducteur

Comme pour le cas de M_1 :

$$P_{\text{active}} = 2.\pi. n_2 . M_2$$

en remplaçant n_2 par sa valeur on obtient:

$$M_2 = 360. (P_{\text{active}} / (2.\pi. n_1)) \Rightarrow M_2 = 360. M_1$$

en remplaçant M_1 par sa valeur on obtient:

$$M_2 = 5054,4 \text{ N.m}$$

I.3/ Moment moteur M_3 dans la zone III :

Le changement du moment moteur dans cette zone,est due à la variation des dimensions des deux pignons coniques, qui permettent de transformer le mouvement de rotation vertical à la sortie du réducteur en un mouvement de rotation horizontal , qui est transmis par l'arbre cannelé à la boîte à pignons.

On a:

$$(\omega_2 / \omega_3) = (N_3 / N_2)$$

avec:

ω_2 , N_2 : vitesse angulaire et nombre de dents du grand pignon conique à la sortie du réducteur .

ω_3 , N_3 : vitesse angulaire et nombre de dents du petit pignon conique qui est solidaire à l'arbre cannelé .

telle que :

$$\omega_2 = 2.\pi. n_2 \quad \text{et} \quad \omega_3 = 2.\pi. n_3$$

n_2 :vitesse à la sortie du réducteur [tr/ min]

n_3 :vitesse à l'entrée boite à pignon [tr/min]

En remplaçant ω_2 et ω_3 par leur valeur on obtient :

$$n_3 = (N_2 / N_3).n_2 \qquad N_2 = 14 , \quad N_3 = 10$$

On a toujours :

$$P_{\text{active}} = 2.\pi. n_3 . M_3 \Rightarrow M_3 = P_{\text{active}} / (2.\pi. n_3)$$

En remplaçant n_3 par son expression on obtient :

$$M_3 = (N_2 / N_3). M_2$$

Ce qui donne :

$$M_3 = 3610,29 \text{ N.m}$$

I.4/ Moment moteur M_1 dans la zone II :

Le moment moteur M_3 entrant dans la boite à pignon, va être divisé en deux ce qui nous donne:

$$M_4 = M_3 / 2$$

Donc:

$$M_4 = 1805,14 \text{ N.m}$$

ANNEXE 3:

I/ Calcul des moments résistants des différentes pièces :

Dans ce cas , on fait le chemin inverse que celui des calculs des moments moteurs. Notre point de départ c'est le moment résistant exercé par le métal à laminier sur les cylindre, en fonction de ce moment , on calcul le moment résistant pour chaque zone en allant des cylindres de travail vers le moteur.

I.1/ Moment résistant M_{r4} dans la zone I et II :

Le moment résistant dans ces deux zones est le même. C'est le moment résistant exercé par le métal à laminier sur les cylindres de travail.

$$M_{r4} = M_{lam}$$

M_{lam} : moment de laminage (moment que doit vaincre le laminoir)

I.2/ Moment résistant M_{r3} dans la zone III :

la boîte à pignon fait que le moment résistant dans la zone 3, est deux fois plus grand que celui de la zone 2 car dans cette dernière zone le moment résistant est réparti sur deux axes par contre dans la zone 3, il n'y a qu'un seul arbre pour supporté le couple résistant .

$$M_{r3} = 2 \cdot M_{r4}$$

Donc :

$$M_{r3} = 2 \cdot M_{lam}$$

I.3/ Moment résistant M_{r2} sur l'arbre sortant du réducteur :

L'assemblage des deux pignons coniques , monté sur l'arbre sortant de la boîte réductrice, fait que le moment résistant au niveau de cet arbre augmente . Cela est due à la différences des dimensions des deux pignons.

On a:

$$2 \cdot \pi \cdot n_2 \cdot M_{r2} = 2 \cdot \pi \cdot n_3 \cdot M_{r3}$$

Ce qui donne :

$$M_{r2} = (n_3 / n_2) \cdot M_{r3}$$

Comme on l'a déjà vu dans l'annexe 2, on a: $(n_3 / n_2) = (N_2 / N_3) = 14/10$
avec:

N_2, n_2 : nombre de dents et vitesse de rotation du grand pignon
(vitesse à la sortie du réducteur) [tr/min]

N_3, n_3 : nombre de dents et vitesse de rotation du petit pignon
(vitesse à l'entrée de la boîte à pignons) [tr/min]

On obtient donc :

$$M_{r2} = (14/10) \cdot M_{r3}$$

Ce qui donne en fin de compte :

$$M_{r2} = (28/10) \cdot M_{lam}$$

1.4/ Moment résistant M_{r1} dans la zone IV :

Le moment résistant dans la zone 4 va nettement diminuer ,et cela à cause de la boîte réductrice qui supporte presque la totalité du moment résistant M_{r2} .

On a:

$$2 \cdot \pi \cdot n_1 \cdot M_{r1} = 2 \cdot \pi \cdot n_2 \cdot M_{r2}$$

Ce qui donne :

$$M_{r1} = (n_2 / n_1) \cdot M_{r2}$$

Comme on l'a déjà vu dans l'annexe 2, on a: $(n_2 / n_1) = 1/360$

On obtient donc :

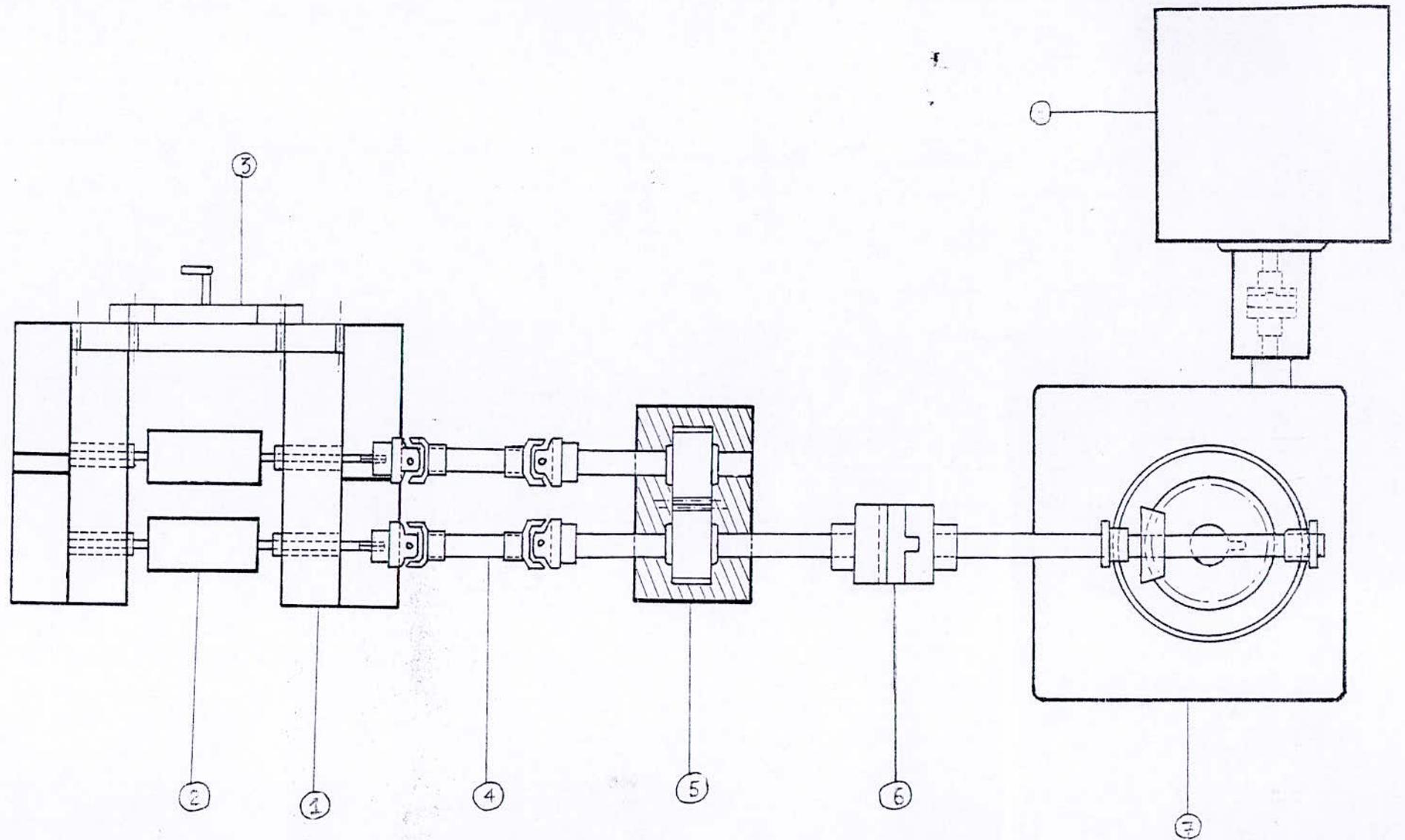
$$M_{r1} = (1/360) \cdot M_{r2}$$

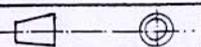
Ce qui donne à la fin, en remplaçant M_{r2} par sa valeur :

$$M_{r1} = (28/3600) \cdot M_{r2}$$

Annexe n° 04:

8	1	Moteur	
7	1	Boite reductrice	
6	2	Joint d'OLDHAM	XC 42
5	1	Boite à pignon	
4	2	Allonge	XC 42
3	1	Système de réglage	
2	2	Cylindre	XC 42
1	2	Bati	Fonte
n°	n ^{bre}	Désignation	Matière



ECH :	ENP - Dpt : METALLURGIE	NOV 97
	SCHEMA DE DEFINITION	SCHEMA N° 18
Format : A3		Nbre : 1