

GENÈVE, SUISSE
GENEVA, SWITZERLAND

*Natacha RAPHOZ
Département Matériaux SciGMa - ISTG
Rapport de stage 1999*

**ETUDE DU TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE
DU CUIVRE OFE POUR LA FABRICATION DES
ABSORBEURS DE FAISCEAUX LHC**

CERN Référence Interne EST-SM-MB 99-07-21

*Année 1998-1999
6 avril - 30 juillet 1999*

Résumé :

L'objectif de ce stage est de caractériser la fabrication des absorbeurs de faisceaux du futur grand collisionneur de hadrons, le plus grand accélérateur de particules nommé LHC. Leur rôle est d'absorber tous les faisceaux restant après chaque injection dans le LHC et de les stopper en cas d'urgence.

Ils sont composés de deux demi-coquilles de cuivre OFE qui est un cuivre très pur (< 5 ppm d'oxygène), soudées sur quatre mètres de long, avec une partie centrale faite de différents matériaux (graphite, aluminium, cuivre et tungstène). Ce cuivre est issu d'une coulée continue et a subi, parmi les différents procédés mis en oeuvre, plusieurs forgeages multidirectionnels.

Pour comprendre l'effet des traitements thermomécaniques sur le cuivre, il a fallu effectuer des essais divers (de traction, de dureté, d'ultrasons) sur les échantillons témoins, et des micrographies de la structure à l'aide d'un microscope optique et d'un microscope électronique à balayage. Le but était de comprendre le comportement de ce matériau pendant la fabrication et les conséquences sur ses propriétés afin de savoir si ce matériau était adapté à son futur usage. Les questions se situaient surtout au niveau de la stabilité mécanique, de l'usinabilité et de la soudabilité des pièces. C'est pourquoi le durcissement du matériau et la recristallisation ont été deux thèmes principaux dans cette étude.

Une corrélation entre les paramètres de fabrication et les résultats expérimentaux a donc été établie pour permettre de répondre à toutes les exigences.

Mots clefs: *Cuivre OFE, traitements thermomécaniques, forgeage, recristallisation, mâcles*

Abstract

The aim of this project is the characterisation of the fabrication of the beam-stoppers (also referred to as *dumps*) for the LHC* injection line. These are used to remove the beam safely from the pre-accelerator after each injection into the LHC. They consist of two copper OFE half-cells (< 5 ppm of oxygen) welded together along four metres, with a central part made of different materials (graphite, aluminium, copper and tungsten). These dumps that have to be analysed are four metre long tubes with a weight of about two tonnes. The copper comes from a continuous casting and was subjected to several multidirectional forging operations, which were studied in detail.

Different tests (tensile testing, hardness measurements and ultrasonic inspection) were carried out on the copper OFE samples taken from the dumps as well as some structural observations (using optical and scanning electron microscopies). The aim was to understand the behaviour of this material after the application of different thermomechanical treatments and the consequences on its properties in order to know if these dumps fulfil their requirements. The principal doubts concerned the weldability, the machinability and the mechanical stability.

A link between the fabrication parameters and the experimental results has therefore been established to allow all these questions to be answered.

Keywords: *Copper OFE, mechanical treatments, forging, recrystallisation, twins*

* Large Hadron Collider, the biggest particle accelerator to be put into operation in 2005.

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier Norddeutsche Affinerie, Carlier S.A. et Aubert & Duval d'avoir fourni les blocs de cuivre originels.

Je remercie mon maître de stage Monsieur Simon MARSH qui m'a guidée tout au long de ce projet tout en me laissant la responsabilité de la démarche. Il m'a ainsi permis d'effectuer mes recherches librement en étant néanmoins toujours disponible afin de me venir en aide. Je tiens également à le remercier d'avoir organisé la visite de l'acierie Tecphy ainsi que F.M.D.L. et du détecteur DELPHI du CERN.

Je remercie Monsieur Jean-Paul BACHER, chef de la section Métallurgie, d'avoir permis que j'effectue ce stage, d'avoir toujours été présent pour répondre à mes questions et d'avoir permis la mise en contact avec les entreprises citées précédemment pour la visite.

Je remercie également mon tuteur universitaire Monsieur Jean-Jacques BLANDIN.

Je remercie toute l'équipe de l'atelier principal du CERN pour leur travail de découpe des échantillons et éprouvettes et pour leur efficacité.

Je remercie M. Thierry TARDY pour ses renseignements sur le soudage par faisceau d'électrons.

Et je tiens également à remercier :

- Monsieur René MATET pour son aide à l'atelier de polissage et au Quantimet*
- Monsieur Jean-Michel DALIN pour m'avoir permis d'assister à un contrôle par ultrasons*
- Monsieur Louis ALIU et Mademoiselle Sandra SEQUEIRA pour les essais de traction*
- Monsieur Jacques HAFFNER pour m'avoir appris à utiliser une scie circulaire*
- Monsieur Massimo FASSONNE pour son aide à propos des analyses par diffraction aux rayons X*

Toute l'équipe de la section EST-SM-MB m'a permis de travailler dans une ambiance vraiment très agréable. Je remercie toutes les personnes avec qui j'ai eu la chance d'effectuer ce stage pour leur accueil, leur gentillesse et leur attention à mon égard.

TABLE DES MATIERES

Présentation du CERN	<i>1</i>
1. Le CERN : une aventure européenne	<i>1</i>
2. La mission du CERN	<i>1</i>
 I. Introduction	 <i>3</i>
 II. Définition, rôle et aspect de l'absorbeur de faisceaux	 <i>4</i>
1. Définition et rôle	<i>4</i>
2. Aspect	<i>4</i>
3. Cahier des charges	<i>5</i>
 III. Le cuivre OFE et sa métallurgie ("Synthèse bibliographique")	 <i>6</i>
1. Cuivre OFE	<i>6</i>
2. Le forgeage	<i>7</i>
2.1. Presse hydraulique	<i>8</i>
2.2. Opération de forgeage	<i>9</i>
 IV. Fabrication	 <i>10</i>
1. Gamme de fabrication	<i>10</i>
2. Aspect de la pièce	<i>12</i>
 V. Caractérisation	 <i>14</i>
1. Contrôles par ultrasons	<i>14</i>
1.1. Mesure	<i>14</i>
1.2. Résultats	<i>14</i>
2. Préparation des échantillons et des éprouvettes	<i>15</i>
3. Essais de dureté	<i>16</i>
4. Essais de traction	<i>17</i>
4.1. Observations	<i>17</i>
4.2. Résultats	<i>18</i>
5. Métallographies. Analyse des métallographies	<i>20</i>
6. Etude de la soudabilité. Analyse de la soudabilité	<i>29</i>
6.1. Principe de la soudure par faisceau d'électrons	<i>29</i>
6.2. Observations et conclusions	<i>30</i>
 VI. Discussion	 <i>31</i>
 VII. Conclusion	 <i>36</i>
 Annexes	
Bibliographie	

Présentation du CERN

1. Le CERN : une aventure Européenne

Dans l'Europe du début des années cinquante, ravagée par la guerre, un groupe de scientifiques et de politiciens imagina une aventure nouvelle pour la science : un laboratoire scientifique européen. Pour ces hommes, il était clair qu'un établissement scientifique avait besoin d'installations d'une taille et d'une complexité dépassant les moyens individuels des nations. Unie, l'Europe reprenait dans les sciences fondamentales le rôle d'avant-garde qui avait été clairement le sien avant 1939. Dans le même temps, cette union rapprocherait des personnes de pays qui étaient encore ennemis quelques années auparavant.

En 1954, un nombre suffisant de pays avaient donné leur accord pour que puisse débiter, sur le site rural à Meyrin, près de Genève, la construction d'un accélérateur de particules : un synchro-cyclotron destiné à accélérer les protons à 600 MeV. L'aventure commençait...

Le CERN, laboratoire européen pour la physique des particules (l'acronyme provient du nom initial: Conseil Européen pour la Recherche Nucléaire), est aujourd'hui l'un des plus grands laboratoires scientifiques du monde : 10 000 personnes s'y côtoient quotidiennement.

Son financement est principalement assuré par les 20 états membres : Allemagne, Autriche, Belgique, Bulgarie, Danemark, Espagne, Finlande, France, Grèce, Hongrie, Italie, Norvège, Pays-Bas, Pologne, Portugal, Royaume-Uni, Suède, Suisse et les Républiques Tchèque et Slovaque.

2. La mission du CERN

Le CERN a pour mission la science fondamentale, plus précisément la physique des particules, et il sonde les constituants les plus intimes de la matière pour découvrir les lois qui régissent l'Univers. Pour cela, il utilise notamment la plus grande machine scientifique du monde : le collisionneur circulaire électron-positron LEP. Des faisceaux d'électrons et de positrons sont lancés en sens opposés à une vitesse proche de celle de la lumière et projetés les uns contre les autres. Quatre puissants détecteurs sont disposés sur l'anneau pour arrêter, enregistrer et analyser les fragments de matière émergeant des collisions.

Dans sa quête de l'infiniment petit, le CERN projette aujourd'hui de construire une machine en vue de provoquer des collisions frontales entre des protons à des énergies jamais atteintes à ce jour.

Ce futur grand collisionneur de hadrons LHC (Large Hadron Collider ou grand collisionneur protonique) est un accélérateur de particules, qui permettra de pénétrer encore plus profondément dans la structure de la matière et recréera les conditions qui régnaient dans l'Univers 10^{-12} secondes après le "Big-Bang", alors que la température atteignait 10^{16} degrés. Il révélera un comportement des particules fondamentales de la matière jamais étudié antérieurement.

Cette machine fabuleuse qui empruntera le tunnel du LEP, entrera en fonctionnement à l'aube du XXI^{ème} siècle (mise en service prévue pour 2005).

Il produira des collisions entre des faisceaux de protons à une énergie de 14 TeV. Des faisceaux de noyaux de plomb seront aussi accélérés et projetés les uns contre les autres avec une énergie de collision de 1150 TeV.

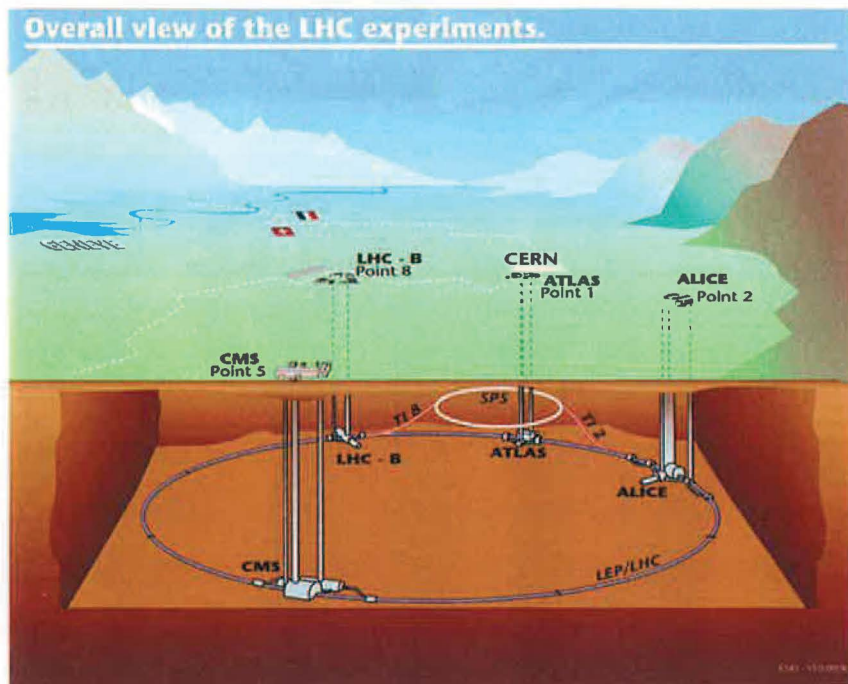
Parce que notre compréhension actuelle de l'univers reste incomplète, le LHC est indispensable à la résolution de nombreuses énigmes.

La question de la masse est une des plus troublantes. Pourquoi les particules élémentaires ont-elles une masse et pourquoi celle-ci est différente d'un type de particules à l'autre ? La découverte, à l'aide du LHC, du boson de Higgs donnera la réponse tant attendue.

De même, les particules supersymétriques devraient être mises en évidence grâce au LHC et en comparant ce dernier avec un miroir matière-antimatière, il pourra être prouvé que l'antimatière n'est pas le reflet exact de la matière.

Il fonctionnera grâce à la supraconductivité qui permettra d'obtenir des champs magnétiques très intenses afin de maintenir les faisceaux sur leur trajectoire. Le LHC fonctionnera à environ 300 °C au-dessous de la température ambiante, soit encore moins que dans le cosmos. Avec ses 27 kms de circonférence (installations du LEP), il sera la plus grande installation supraconductrice et cryogénique du monde. Etant donné qu'il accélérera deux faisceaux circulant en sens opposés dans le même cryostat, il peut être considéré comme deux accélérateurs en un seul.

Le LHC aura non seulement l'énergie la plus élevée de tous les accélérateurs du monde mais aussi les faisceaux les plus intenses. Deux énormes détecteurs ATLAS et CMS auront pour but d'étudier les collisions de protons au LHC. Et quand celui-ci commencera à produire des collisions entre les noyaux de plomb, le détecteur ALICE sera prêt à enregistrer ce qui se passera.



Accélérateurs:

- SPS Super Proton Synchrotron de 450 GeV
- LEP Large Electron-Positron Collider (grand collisionneur électrons-positrons) de 94+94 GeV
- LHC Large Hadron Collider (grand collisionneur de hadrons) de 7+7 TeV

Détecteurs:

- ATLAS
- CMS
- ALICE
- LHC-B

Lignes d'injection (cf annexe A):

- TI2
- TI8

Figure 1. Vue générale des expériences du LHC

I. Introduction

Un accélérateur existant, le Super Proton Synchrotron (SPS), sera le pré-injecteur pour le LHC, accélérant les protons de 26 GeV/c à 450 GeV/c avant de les envoyer dans le LHC via les tunnels de transfert TI2 et TI8. De nombreux changements doivent être effectués dans le SPS existant afin qu'il puisse délivrer l'éclat suffisant des rayons protoniques, exigé par le LHC. Les absorbeurs de faisceaux, ainsi que de multiples parties préexistantes, devront donc également être modifiées.

Cette étude se propose donc d'analyser le traitement thermomécanique du cuivre OFE (Oxygen Free Electronic) pour la mise en application de trois absorbeurs de faisceaux.

Ainsi grâce à différents tests et analyses micrographiques effectués dans les laboratoires de la section Métallurgie de la division EST - Groupe SM du CERN, l'adéquation des ces absorbeurs sera étudiée en détail et, afin d'améliorer la structure, d'éventuelles propositions de traitement du cuivre OFE seront exposées.

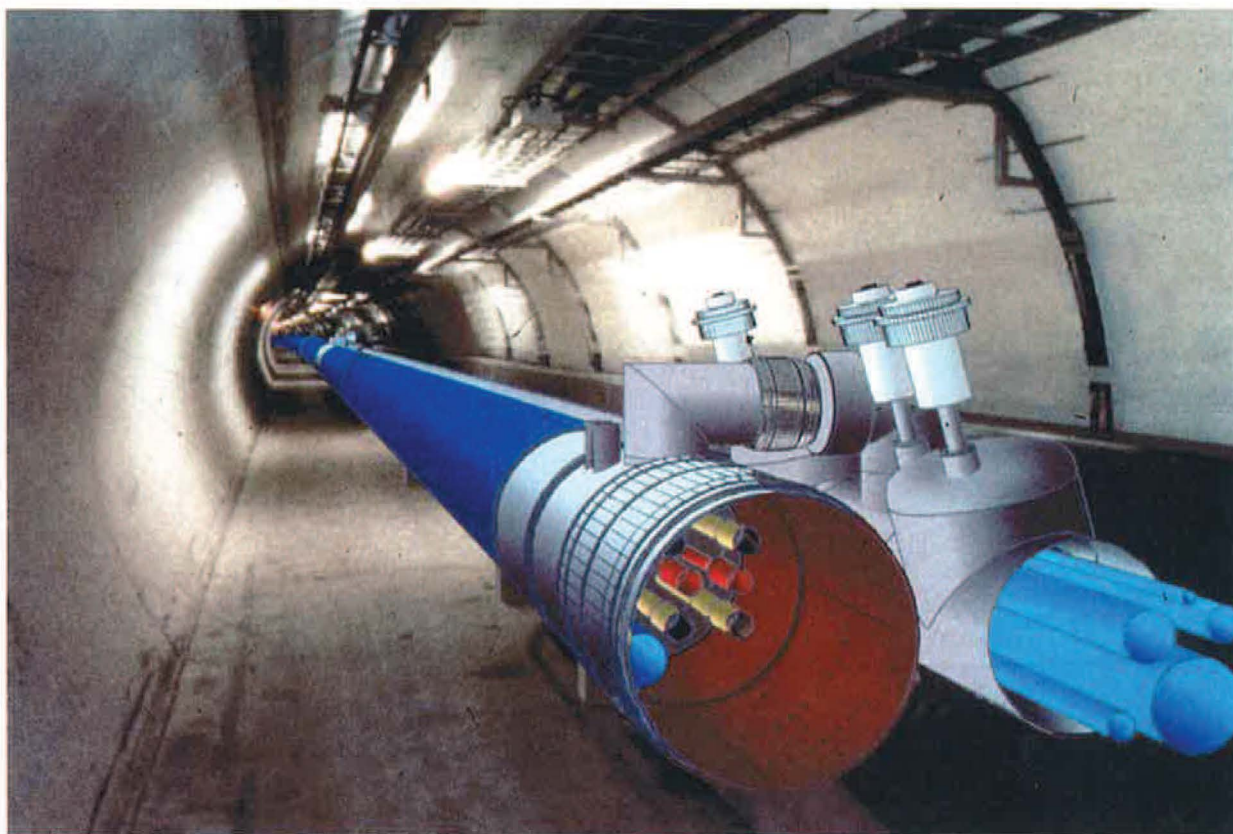


Figure 2. LHC dans le tunnel actuel du LEP

II. Définition, rôle et aspect de l'absorbeur de faisceaux

1. Définition et rôle

L'absorbeur de faisceaux est un assemblage de deux demies coquilles de cuivre OFE destinées à absorber tout faisceau restant après la dernière extraction de particules du SPS ou injection dans le LHC.

Il est automatiquement déclenché à la fin de chaque cycle du SPS et en cas d'urgence, comme par exemple des pertes inacceptables de faisceaux dans l'anneau. De plus, il peut être délibérément mis en route pour des raisons opérationnelles. Le système est constitué d'une paire d'aimants qui dévient le faisceau circulant vers un absorbeur construit autour de la chambre à vide. Deux types d'absorbeurs sont donc installés : l'un (TIDH) pour absorber le faisceau à faible moment (< 30 GeV/c) et l'autre (TIDV), de 4300 mm de long et 400mm de diamètre, utilisé au-dessus de 100 GeV/c. Des simulations ont montré que les rayons du LHC dans le SPS causaient une augmentation de température inacceptable (due à la grande énergie mise en jeu) et des tensions thermiques dans le bloc absorbeur TIDV. Afin d'éviter ces problèmes, le noyau, constitué auparavant d'aluminium/cuivre et entouré d'une structure de cuivre, doit être remplacé par un noyau de graphite, d'aluminium, de cuivre et de tungstène, permettant l'absorption des différents types de faisceaux sans risque d'élévation trop importante de la température.

2. Aspect

Partie supérieure
en cuivre OFE

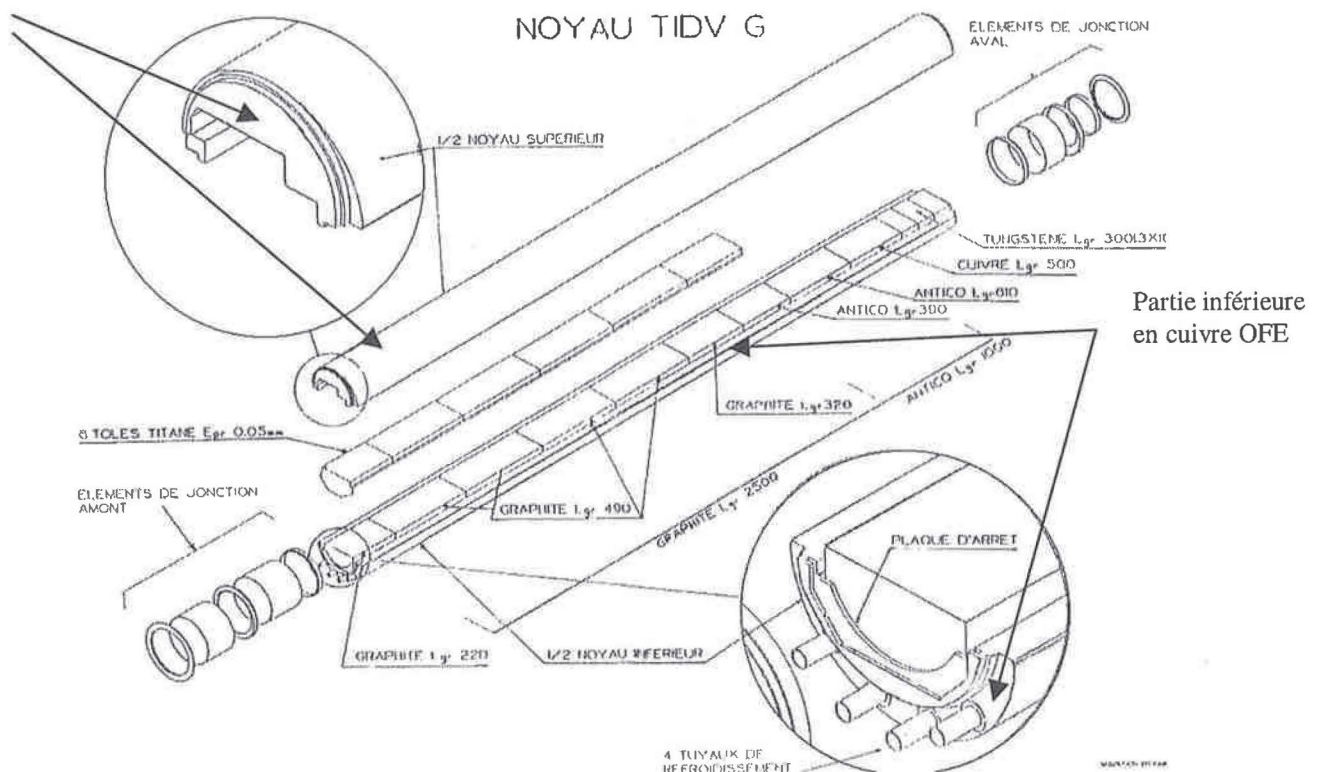


Figure 3. Bloc absorbeur TIDV

3. Cahier des charges

La technique de fabrication des absorbeurs de faisceaux dépend de nombreux paramètres définis par le cahier des charges .

Les exigences, afin d'obtenir le bon fonctionnement des absorbeurs, étaient les suivantes :

- ◆ Deux demi-coquilles en cuivre avec soudure longitudinale i.e. pas de soudure transverse, pour former une enceinte autour du noyau
- ◆ Bonne usinabilité et bonne stabilité mécanique nécessaires au fraisage interne de la pièce (asymétrique) et au forage des trous (utiles au passage de l'eau pour le refroidissement de la pièce)
- ◆ Bonne étanchéité à l'ultravide $\Rightarrow$ bonne soudabilité

En outre, de manière à ce que la pièce ne se torde pas lors de l'usinage, le facteur *stabilité mécanique* est primordial. Il est donc clair qu'il a fallu obtenir la dureté appropriée (état 1/2 dur) afin d'acquérir les conditions optimales d'usinabilité .

Pour cela tous les paramètres et les caractéristiques du cuivre OFE doivent être pris en compte.

III. Le cuivre OFE et sa métallurgie (Synthèse bibliographique)

1. Le cuivre OFE

Le cuivre OFE a donc été choisi pour son adaptation particulière aux exigences du cahier des charges.

Il a été produit sans alliage métallique ni agents de désoxidation métalloïde ^[1]. L'oxygène a été tenu à l'écart (sous atmosphère inerte) jusqu'à sa solidification.

Grâce à sa haute pureté et sa texture recristallisée, son utilisation est parfaite sous ultravide (caractéristique de dégazage du cuivre OFE) ^[2] : la qualité Cu-OFE offre la meilleure tenue aux vides poussés.

Sa composition chimique est tenue de respecter la norme ASTM B170 et F68 :

- ◆ Teneur minimale en cuivre de 99.99%
- ◆ Teneur en oxygène inférieure à 5 ppm afin d'atteindre la conductivité désirée même aux températures cryogéniques.

Ces résultats (cf Annexe B) ont été obtenus grâce à un raffinage électrolytique et à une atmosphère réductrice entourant toutes les opérations effectuées.

Ses propriétés, très utiles aux exigences lui étant imposées, sont les suivantes ^[3]:

- ◆ Haute conductivité électrique (101% IACS à l'état recuit à 20°C) nécessaire à la continuité des faisceaux (faisceau image)
- ◆ Haute conductivité thermique (400 W / m.K) nécessaire au refroidissement de la pièce par l'écoulement d'eau
- ◆ Bonne usinabilité (mais faible à l'état recuit). En effet, excellente malléabilité à l'origine, due à l'absence de perturbations dans la structure
- ◆ Excellente résistance à la corrosion nécessaire au passage de l'eau dans les tuyaux de refroidissement
- ◆ Bonne résistance à l'hydrogène (selon la norme ASTM F 68-82, il doit supporter au moins dix fléchissements avant de céder)

Quelques informations supplémentaires :

Température de fusion = 1084 °C

Température de recristallisation $\approx$ 200 °C

Masse volumique à 20 °C = 8.94 kg/dm³

Température de travail à chaud 750-950°C

Bonne formabilité à chaud

Excellente formabilité à froid ^[4]

2. Le forgeage

Le forgeage libre a plusieurs utilités (déformation physique et structurale). Tout d'abord, il sert à former la pièce, puis fermer les défauts. Mais il sert aussi à casser la structure afin qu'elle soit plus fine (structure homogène des grains de taille relativement petite), donc avec des propriétés mécaniques plus élevées et à durcir la pièce. A chaud, le recuit établira un équilibre entre dureté et malléabilité. La déformation qui accompagne le forgeage a des conséquences très intéressantes.

En ce qui concerne l'effet durcissant d'une déformation appliquée avant le recuit ^[5], il a été prouvé que plus cette prédéformation est grande, plus le durcissement est important. Dans le cas présent, même si la pièce n'est *pas* déformée *avant* le recuit, les analogies qui peuvent être établies sont utiles. Cette déformation a de multiples effets. En effet, la taille des grains recristallisés est affectée par le taux de déformation appliquée ^[6].

Et la dureté croît avec la diminution de la taille de grains ou avec celle de la température de forgeage ^[7].

Ainsi tous les phénomènes interagissent subtilement afin de procurer les propriétés optimales.

Le forgeage a un rôle métallurgique fondamental^[8].

Voici quatre principaux avantages :

- ◆ une grande souplesse pour produire des formes diverses et une gamme de masses étendue pour la pièce forgée
- ◆ une mise en oeuvre rapide sans forcément création d'outillages (donc il est bien adapté aux pièces unitaires ou de faibles séries)
- ◆ la solution pour réaliser de grosses pièces au-dessus de 15 tonnes
- ◆ avec les presses modernes à programmes informatisés et manipulateur intégré, la possibilité de réaliser des pièces de série précises

Les paramètres importants pour les engins de forgeage sont :

- ◆ la force maximale disponible
- ◆ la vitesse de pénétration de l'enclume, qui détermine le temps de contact
- ◆ le nombre de coups par minute qui détermine la productivité de l'engin et qui a une grande importance sur les économies de chauffage

Il existe plusieurs types de machines à forger : les appareils travaillant par percussion (marteaux-pilons par exemple) et ceux travaillant par pression (presses à forger). La presse est mieux adaptée aux travaux sur sections importantes pour lesquelles les refroidissements sont relativement peu à craindre et pour des changements de sections importants.

Au contraire, le pilon l'emporte pour les pièces de faibles dimensions susceptibles de refroidissements rapides et pour les travaux de faibles amplitudes comme ceux de finition, accomplis dans des temps plus courts.

Ainsi, dans le cas présent, le forgeage libre a été effectué par une presse hydraulique.

2.1. Presse hydraulique

Les parties constitutives de la presse utilisée sont schématisées et photographiées ci dessous.

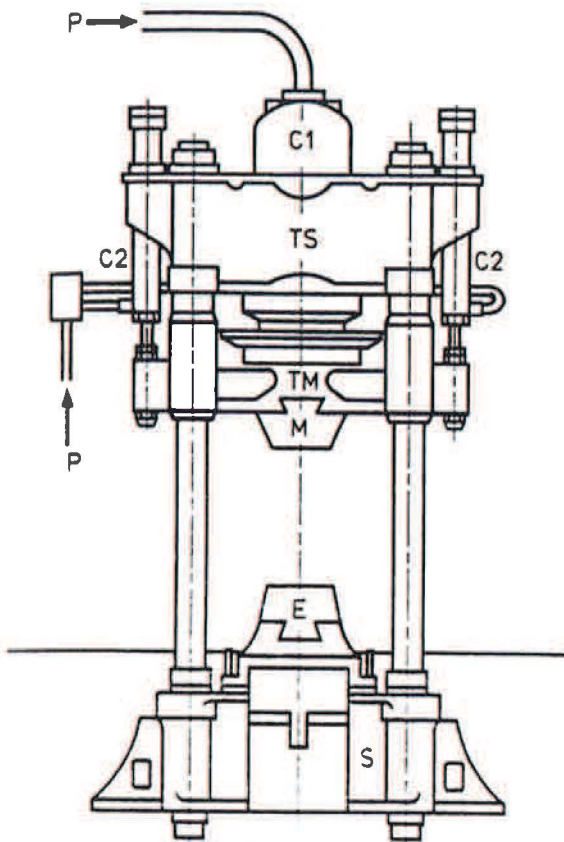


Figure 4. Presse hydraulique

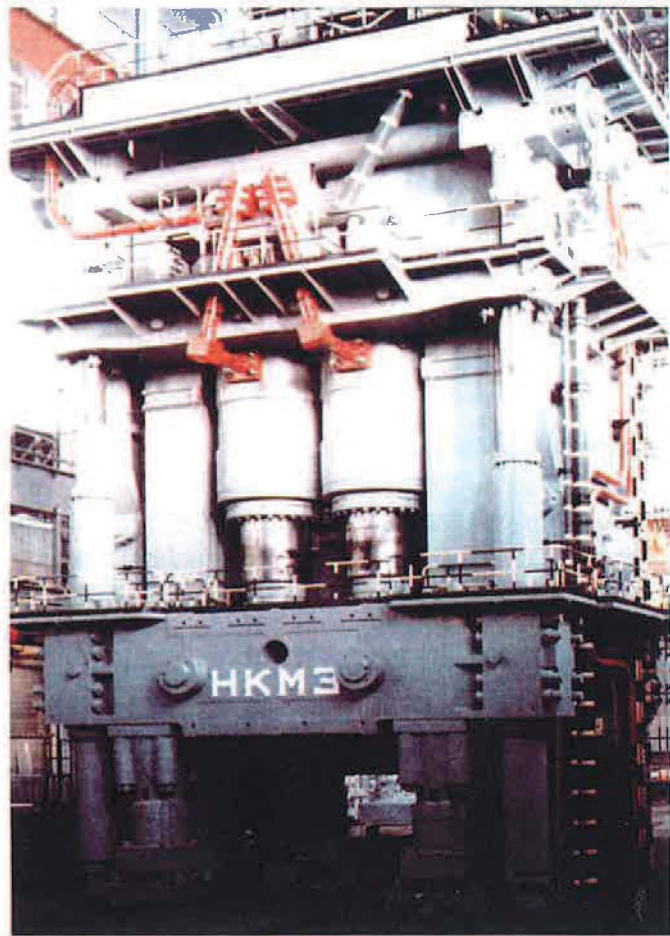


Figure 5. Presse de forge libre

C1	cylindre d'appui	P	pression
C2	cylindres releveurs	S	sommier
E	enclume	TM	traverse mobile
M	marteau	TS	traverse supérieure fixe

Les parties constitutives d'une presse sont les suivantes :

- Le *cadre* qui maintient la totalité des efforts exercés.
- La *traverse mobile*, destinée à recevoir les outillages supérieurs, transmet les efforts fournis par les pistons.
- Les *cylindres* : un ou plusieurs cylindres hydrauliques transmettent le mouvement à la traverse.
- Les *supports d'outillage* qui peuvent être fixes, mobiles ou tournants.
- La station de pompage avec les conduites d'amenée et de contrôle.

La presse doit être puissante, rigide, stable et rapide.

Avec les presses à forger, on utilise l'effet statique de la force de pression, les efforts étant supportés par la presse elle-même. La course de compression provenant d'un piston hydraulique est précédée d'une approche rapide.

La presse utilisée atteint la force de 4500 tf (tonnes force ou 45 MN) mais il existe des presses plus puissantes, destinées normalement au matriçage, qui peuvent atteindre 65000 tf. La vitesse de forgeage varie entre 0.02 et 0.3 m/s.

Etant donné que les pièces sont massives, la pression n'augmentant que faiblement, la presse permet un façonnage continu et régulier qui limite les déchirures du métal, réduit au minimum les vibrations, ménage les fondations, les outillages, les engins de travail et permet une ambiance sans bruit, plus favorable qu'avec un pilon.

2.2. Opération de forgeage

Cette opération nécessite un chauffage à haute température, cela impose des conditions sévères aux matériaux utilisés dans la construction des fours et une attention particulière aux pertes en énergie thermique. Le chauffage étant un facteur important du prix et de la qualité d'une pièce de forge, un intérêt particulier est porté sur le choix des fours (type, conception et mode de chauffage). Le four utilisé ici est un four à gaz.

Le forgeage doit être effectué à des températures $\geq 0.7 T_f$ pour que les pièces recristallisent pendant leur déformation et conservent ainsi une certaine malléabilité. C'est la base des procédés industriels de travail à chaud dans lesquels les billettes reçoivent des déformations massives. Pour éviter des instabilités de tensions qui résulteraient de l'absence de travail durcissant, la plupart des procédés de travail à chaud utilise des forces compressives comme le forgeage dans le cas présent.

Les opérations de forgeage durent ici une quinzaine de minutes parce que le temps nécessaire pour la recristallisation met une limite à la vitesse de l'opération de travail à chaud à n'importe quelle température et les opérations très rapides doivent être effectuées à des températures plus hautes.

La limite supérieure de la température est atteinte quand la fusion commence, habituellement une fusion locale de régions impures aux joints de grains qui fait que les grains se désagrègent : c'est le *Hot Shortness* ou *rétrécissement à chaud* (cf Chapitre V.5). Les métaux purs comme le cuivre OFE sont plus faciles à travailler à chaud que les alliages (pour lesquels la marge de travail entre la température de solidus et celle de recristallisation est plus étroite). Dans le cas du cuivre OFE, la température de forgeage à chaud ne doit donc pas être trop élevée afin qu'il y ait tout de même un phénomène d'écrouissage. Mais elle ne doit pas être trop petite non plus pour que la force appliquée soit suffisante à la déformation et qu'il n'y ait pas de fissuration. La température des pièces se situe ainsi entre 600°C et 800°C dans un environnement ambiant voyant diminuer la température au fur et à mesure de l'opération.

IV. Fabrication

1. Gamme de fabrication (voir annexe C pour détail des opérations)

Le produit de départ est une billette de 410 mm de diamètre issue d'une coulée continue donc soumise à une solidification primaire. Il faudra alors la rendre homogène, structurée et compacte grâce à des traitements thermomécaniques utilisés pour transformer la pièce. En effet, à l'issue d'une coulée continue les grains sont généralement de grosse taille et des porosités ainsi que des retassures peuvent être présentes.

Après avoir été produites en coulée continue par Norddeutsche Affinerie à Hambourg, les billettes concernées ont subi une série d'opérations chez Aubert & Duval sous le contrôle de Carlier S.A. selon une gamme de fabrication visant à leur donner la forme et les caractéristiques voulues par le demandeur.

Six extrémités de billette ont été prélevées sur les trois pièces issues de la coulée continue T8 et deux extrémités proviennent de la coulée T21. Il y a trois pièces supérieures, trois pièces inférieures forées des deux côtés (quatre trous) pour le passage de l'eau nécessaire au refroidissement et un prototype.

Coulée	Longueur de la billette à la sortie de la coulée [mm]	Nom de l'extrémité de la billette étudiée	
T8	2610	A1-A2	} Pièces supérieures
T8	2610	B1-B2	
T8	2610	C1-C2	
T8	2190	D1-D2	} Pièces inférieures
T8	2190	E1-E2	
T8	2190	F1-F2	
T21	1710	Prototype	

Tableau 1. Coulée et longueur de la billette - Nom de l'extrémité analysée

Après le prélèvement des plaquettes servant à l'analyse de la structure, les pièces ont subi différentes opérations détaillées en annexe B:

- ♦ fraisage
- ♦ chauffage en atmosphère réductrice (recuit de 8 heures nécessaire pour travailler le cuivre par la suite)
- ♦ ébauchage à chaud (refoulement et réétirage)
- ♦ tournage
- ♦ meulage
- ♦ chauffage de 800°C à 600°C
- ♦ ébauchage à chaud
- ♦ chauffage
- ♦ forgeage à la température ambiante avec un maximum de 350°C suivi d'un autre forgeage à chaud

- ♦ un étirage (très faible pourcentage) en étampe à froid

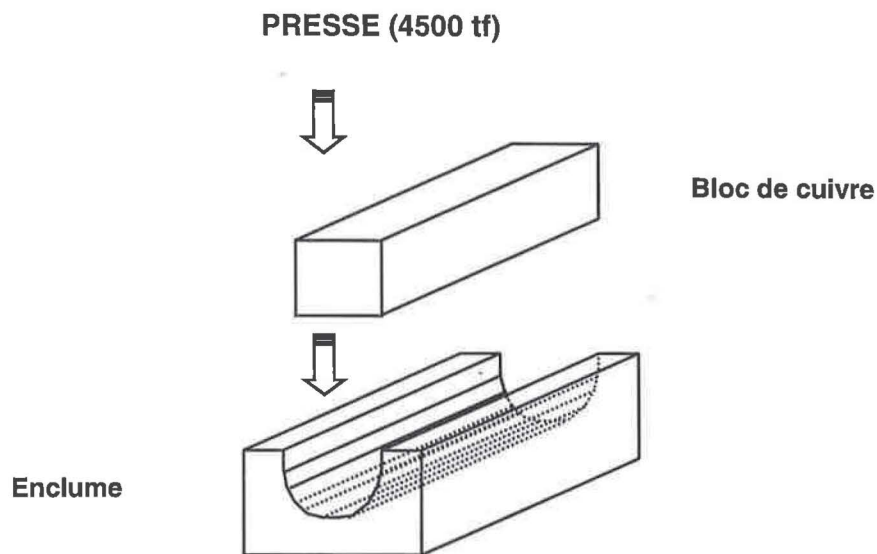


Figure 6. Etirage en étampe

- ♦ un redressage à froid
- ♦ et l'usinage.

La dernière opération de forgeage du prototype a été effectuée à froid afin de mettre en place la gamme de forgeage la plus adaptée, mais la limite de la puissance de la forge a rapidement été atteinte. C'est pourquoi la déformation à chaud a été choisie comme meilleur moyen de déformation des autres pièces.

Toutes ces opérations se sont déroulées dans un intervalle de trois mois.

Les pièces sortant du four ont subi des forgeages multidirectionnels avec une presse de 4500 tonnes. Les forgeages successifs, de 15 minutes chacun, contiennent un refoulement puis un étirage dans le sens transverse suivis d'un refoulement et d'un réétirage dans le sens longitudinal servant à donner à la pièce une forme libre de toute contrainte interne et à éliminer les défauts. En effet, en ce qui concerne les oxydes, tout réseau de phases insolubles comme Cu_2O est disloqué par déformation plastique et il en résulte une répartition fine et homogène. La température de forgeage atteint un maximum de 800°C et un minimum de 600°C dû au refroidissement à l'air.

Il s'en suit un étirage en étampe effectué à froid afin de donner la forme finale et le maximum d'écrouissage puis l'usinage (contour à facettes utile aux contrôles à ultrasons).

2. Aspect de la pièce

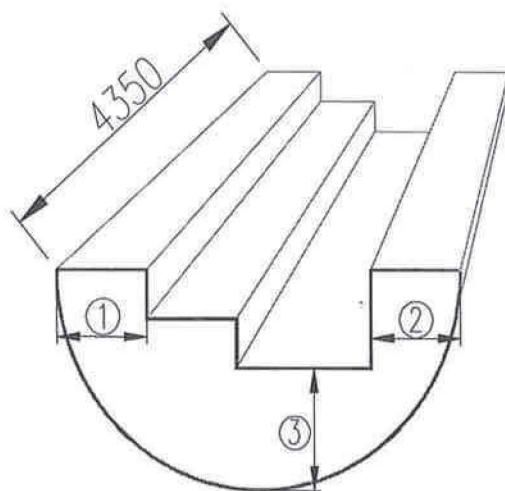


Figure 7. Pièce supérieure

- ① : 70 mm
- ② : 70 mm
- ③ : 150 mm

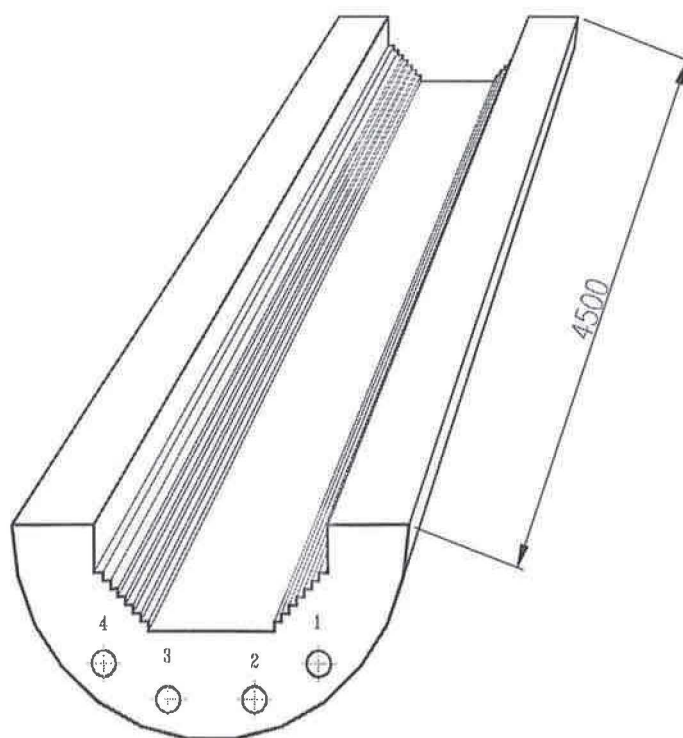


Figure 8. Pièce inférieure

①, ②, ③ et ④ : 4 trous de 20 mm utiles au refroidissement de la pièce

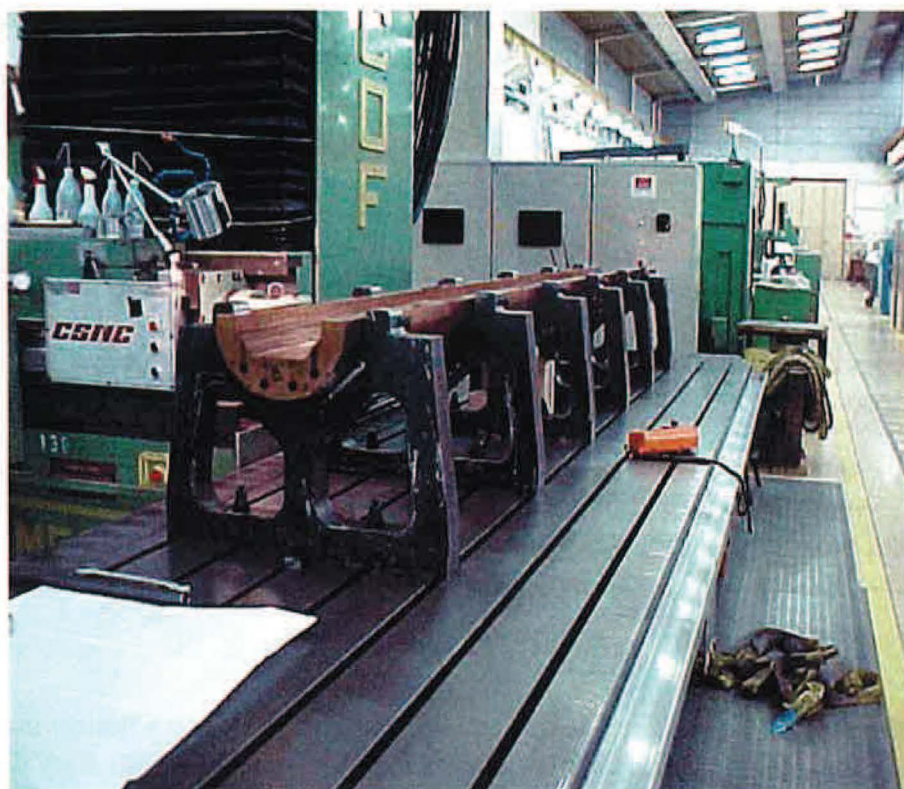


Figure 9. Partie inférieure d'un absorbeur de faisceaux

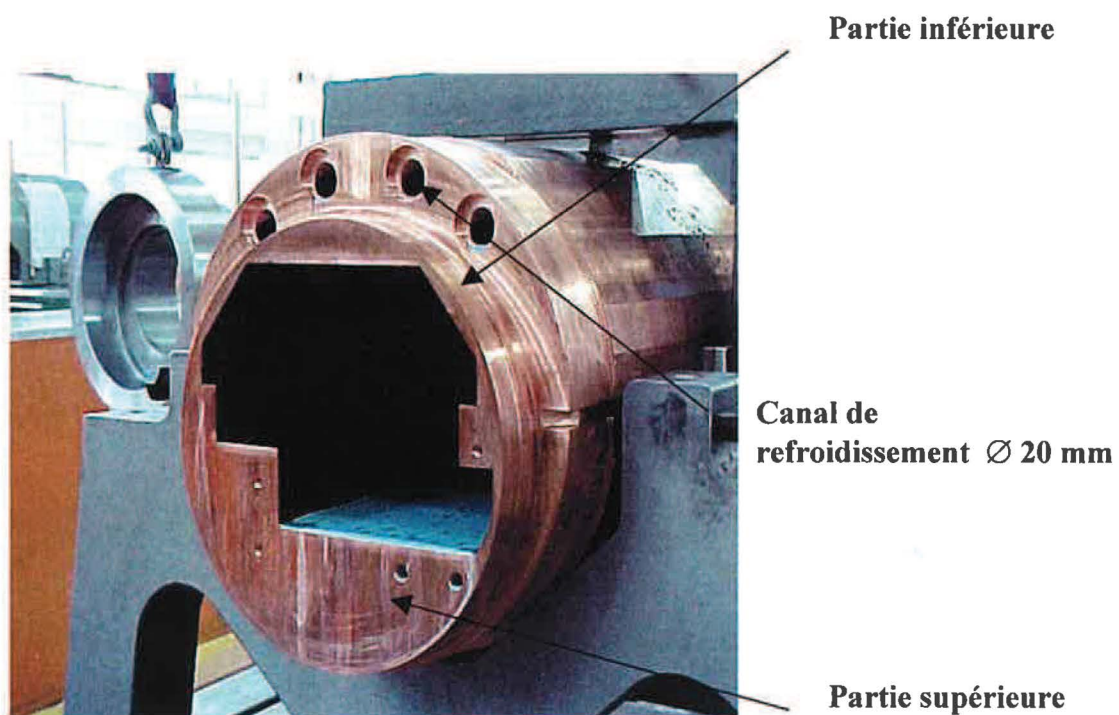


Figure 10. Assemblage des parties supérieure et inférieure

V. Caractérisation

1. Contrôles par ultrasons

1.1. Mesure

L'homogénéité des pièces a été inspectée par ultrasons afin de détecter les erreurs éventuelles de continuité. Même si ces tests de compacité constituent le principal intérêt de la mesure, ces ultrasons ont aussi servi à déterminer la position exacte des trous de forage. La connaissance de leur emplacement était surtout utile à l'usinage afin de ne pas percer le canal durant l'opération. Il a permis de connaître l'épaisseur de matériau présent entre le trou et la surface usinée.

Le but étant d'utiliser la fréquence la plus grande afin de détecter les plus petits défauts, la spécification CERN (N° 2001-Ed.3-07.07.99) conseillait d'utiliser une fréquence de 4 MHz au moins, mais comme une haute fréquence ne pouvait pas passer, ceci étant probablement dû à une structure peu fine, il a été préférable d'effectuer les mesures avec 2 MHz (cf annexe D).

1.2. Résultats

Les examens ultrasonores effectués sur le prototype révèle une compacité assez homogène : mini 20%, maxi 60% (≈ 8 dB de différence) alors que les autres pièces ne sont pas homogènes sur la longueur. La déformation du prototype est probablement plus uniforme que celle effectuée pour les autres.

Le nombre de pics sur le graphe suivant témoigne de l'hétérogénéité des pièces sur la longueur^[9]. Chaque pic est la preuve de la présence d'une discontinuité dans la structure du matériau, ces discontinuités sont dues à la structure et non aux défauts tels que les retassures, porosités ...

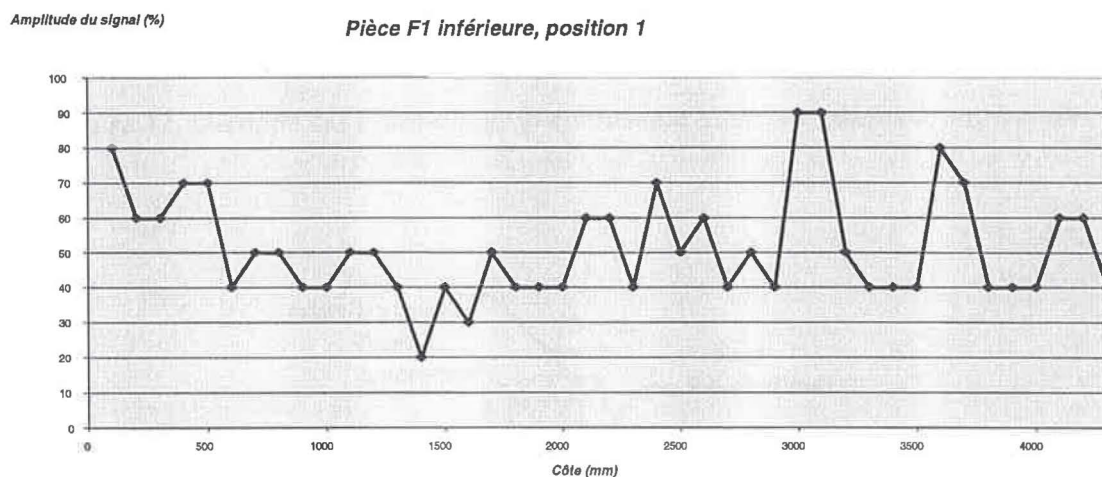


Figure 11. Mesure de l'amortissement du signal ultrasonore sur pièce F1 ébauchée

2. Préparation des échantillons et éprouvettes

L'emplacement des échantillons et des éprouvettes a été choisi de telle sorte qu'une *étude statistique* soit effectuée i.e. en prélevant les échantillons dans les endroits caractéristiques (couronne et centre) de la pièce afin de limiter les découpes et les analyses.

Six échantillons ont donc été prélevés dans chaque billette à l'extrémité de chaque pièce forgée (voir figure 12) et ont été observés dans les sens transverse, longitudinal et court-transverse afin d'avoir une vue générale de la structure. Pour les pièces inférieures, des échantillons situés aux alentours des trous prévus pour le refroidissement ont aussi été observés.

Trois éprouvettes pour les essais de traction ont également été prélevées dans le sens transverse.

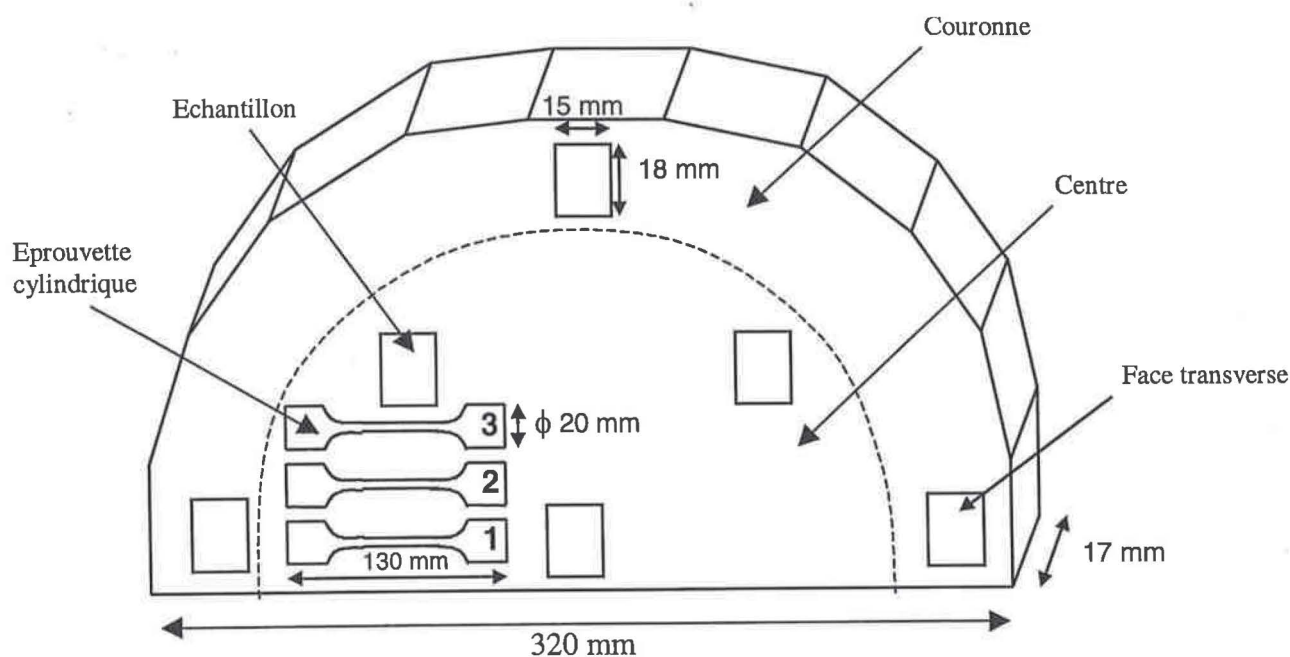


Figure 12. Découpe des échantillons et éprouvettes dans une plaquette supérieure

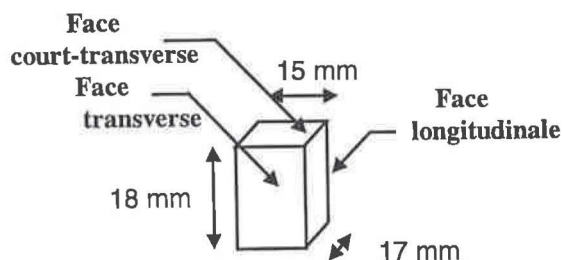


Figure 13. Différentes faces observées de l'échantillon

3. Essais de dureté

Des essais de dureté Vickers ont été effectués sur différents échantillons : deux échantillons provenant des pièces inférieures, E1E2 et D1D2, deux provenant des pièces supérieures, A1 et B1B2, et deux appartenant au prototype. Les tests de dureté ont été effectués en parallèle sur les faces transverses et longitudinales afin d'étudier l'homogénéité des résultats quelle que soit la direction d'observation. Le forgeage étant multidirectionnel, les résultats sont pratiquement identiques. La dureté se situe entre 95 H_V et 105 H_V.

Ce cuivre est donc un cuivre dans l'état ½ dur.

De même, la dureté des pièces supérieures est la même que celle des pièces inférieures. Donc l'homogénéité selon les pièces est également vérifiée.

Dans le centre de la pièce la moyenne des essais de dureté est d'environ 103 H_V pour une force de 10 kP (kilopoints) et dans la couronne, la dureté est de 97 H_V. Mais cette différence est trop petite dans l'erreur de mesure pour être prise en compte. Donc à cause de sa valeur non significative, elle ne peut pas être expliquée par le fait que le recuit est peut-être plus important dans la peau que dans le coeur car elle aurait ainsi diminué la dureté dans la couronne.

	Dureté[Hv]	Dureté moyenne[Hv]
A1	102.7	102.4
	102.2	
	102.2	
B1B2	104.6	105.6
	104.6	
	107.7	
D1D2	99.8	99.5
	98.5	
	100.3	
E1E2	106.6	103.9
	98	
	108.2	
	102.7	
Prototype	98.5	101.6
	102.2	
	104.6	
	102.2	
	100.8	
	101.2	

Tableau 2. Mesures de dureté Vickers

4. Essais de traction

Une série de tractions sur les douze éprouvettes cylindriques découpées dans les quatre pièces concernées i.e. A1, B1B2, D1D2 et le prototype ont donc été effectuées à température ambiante.

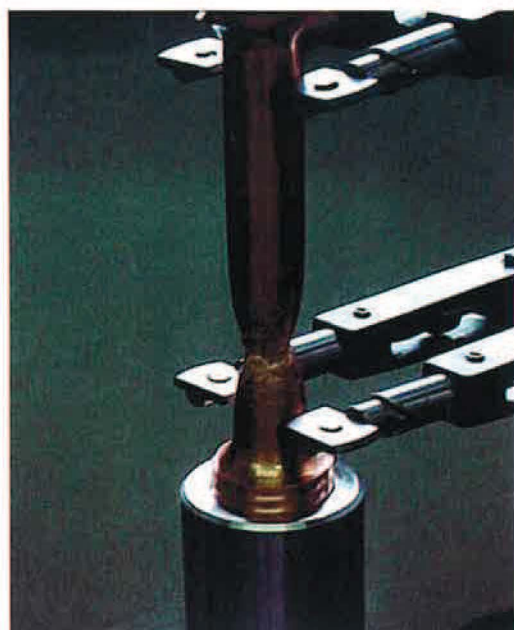


Figure 14. Essai de traction

4.1. Observations

L'allure d'une courbe typique du Cuivre OFE est représentée sur la figure 15 ci-dessous.

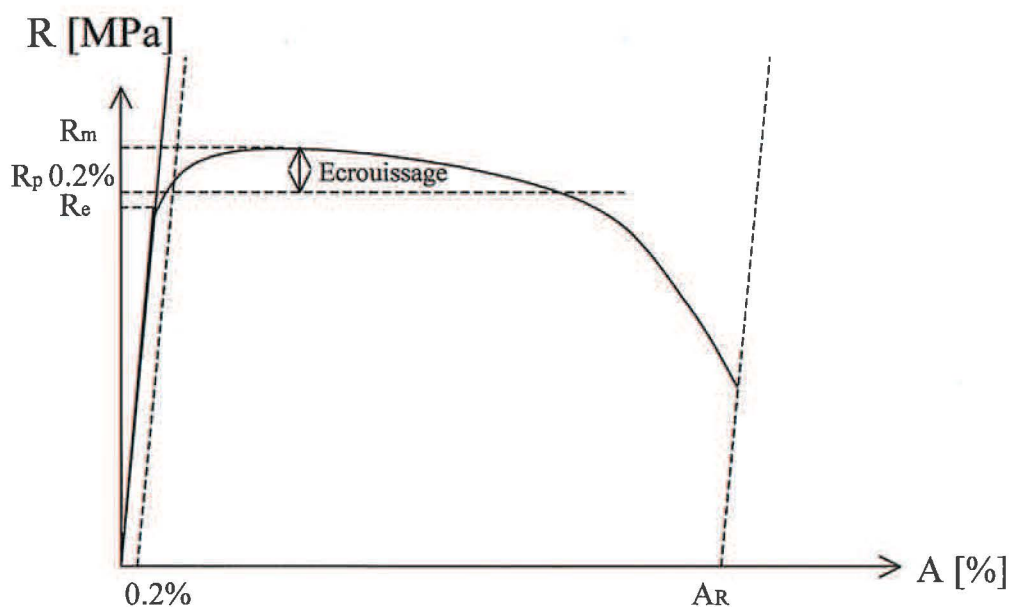


Figure 15. Allure de la courbe Contrainte-Allongement à température ambiante

avec R , contrainte en MPa

A , allongement en %

A_R , allongement à la rupture

R_m , résistance à la traction

$R_{p0.2\%}$, limite élastique conventionnelle, contrainte pour laquelle $A_p = 0.2\%$

R_e , limite élastique

4.2. Résultats

Voir tableau ci-dessous (valeurs moyennes) et Annexe E pour résultats détaillés .

	Moyenne R_p 0.2% (MPa)	Moyenne R_m (MPa)	Moyenne A (%)
Prototype	310	320	17
Pièces supérieures A1 B1B2	280 270	290 280	21 19
Pièce inférieure D1D2	260	280	21

Tableau 3. Propriétés mécaniques à 293 K des éprouvettes prélevées dans billettes

La spécification du magasin CERN (Référence No.2001 Ed.3 7.7.99) en ce qui concerne les propriétés mécaniques du Cuivre OFE, à l'état recuit, est la suivante :

R_p 0.2% = 200-240 MPa

R_m = 240-280 MPa

A > 25%

D'après les caractéristiques établies par le Centre d'information du cuivre^[10], les résultats confirment l'état ½ dur du Cuivre OFE défini au chapitre V.3. La seule valeur ne correspondant pas précisément est celle de l'allongement, qui devrait être d'environ 14% d'après ces données, et non d'une vingtaine. Mais les caractéristiques mécaniques ne dépendent pas de la nuance considérée, elles sont surtout influencées par l'écrouissage. Et, pour nos applications, étant donné que les pièces ne subissent pas de déformation plastique, les 25% d'allongement minimum demandés ne sont pas forcément nécessaires.

Il est clair que les résultats, homogènes, sont conformes à cette spécification excepté le prototype qui, lui, a subi un forgeage à froid permettant la comparaison avec une opération à chaud.

Les paramètres R_m et R_p 0.2% du prototype sont plus grands que ceux des autres pièces forgées à chaud. Et l'allongement A est plus petit. Ces résultats sont la preuve que dans ce cas, le phénomène de recristallisation est moins important puisque son rôle est justement de diminuer R_m et R_p 0.2% (donc l'écrouissage) et d'augmenter A qui mesure la ductilité. Le prototype, à cause de son forgeage à froid suivi d'une mise en étampe, est moins malléable, car moins recuit, il est donc très écroui (constat par métallographies).

La conclusion générale est la suivante : A est suffisamment petit et R_p et R_m sont assez proches pour dire que la plasticité est réduite. La déformation lors des procédés de mise en forme est donc facilitée et les déformations permanentes peuvent ainsi être évitées.

Etude fractographique par Microscopie Electronique à Balayage (M.E.B.) :

Il s'agit d'une rupture de type ductile liée essentiellement à la présence d'inclusions. La déformation plastique macroscopique est importante (consommation d'énergie élevée). Il y a déformation autour des inclusions, formation de microcavités appelées *cupules*, allongement de ces microcavités dans le sens de la déformation et coalescence de celles-ci par striction ou cisaillement provoquant ainsi la rupture finale.

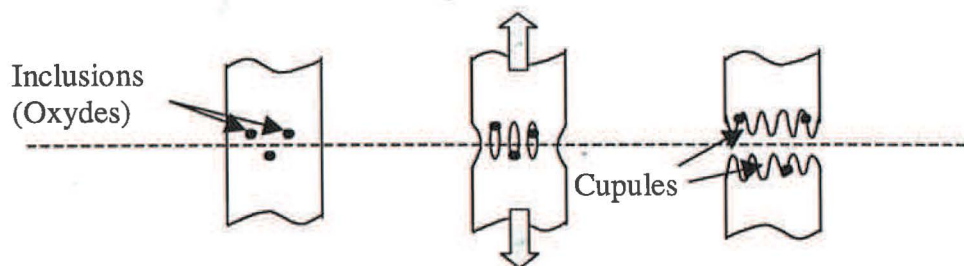


Figure 16. Formation de cupules

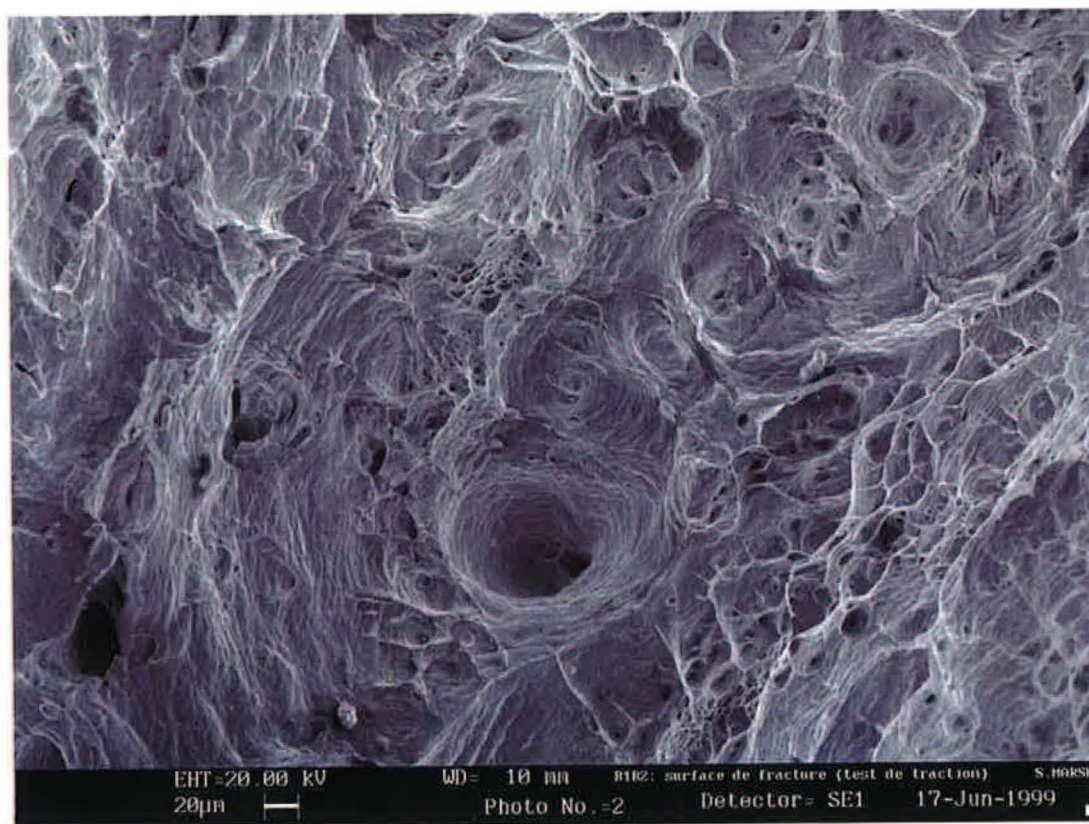


Figure 17. (MEB). Texture fibreuse et présence de cupules dans un échantillon de cuivre OFE

Les cupules équiaxes observées et la texture fibreuse entourant ces dernières sont une preuve de la grande ductilité du matériau. Au fond des trous formés par les cupules se trouvent généralement les oxydes. Il y a eu fracture au niveau des mâcles, des joints de grains ou des fautes d'empilement. Le phénomène de striction est bien visible, même à l'oeil nu, à cause de la taille des grains. C'est l'effet « peau d'orange ».

D'ailleurs les dimensions des cupules allant de 20 μm à 100 μm sont plus grandes que dans le schéma habituel, à cause de la taille des grains déjà exagérée.

5. Métallographies

Les échantillons ont été attaqués à l'acide nitrique concentré à 50 %.

Les micrographies effectuées grâce à un microscope optique (Quantimet LEICA Q600) ont constitué un paramètre très important dans la caractérisation des absorbeurs de faisceaux.

Pour les pièces inférieures, la structure proche des trous a également été observée afin de savoir si elle n'a pas été influencée par l'augmentation de température lors du forage.

Les observations sont les suivantes :

a) *Peu d'inclusions* : type B(oxydes), classe 1 selon la norme ASTM F68-93

La taille des oxydes ne dépasse pas 5 μm de diamètre.

b) *Pas de décohésion, ni de fissuration, ni de porosité*

c) *Pas eu d'influence du forage* des trous pour le refroidissement des pièces sur la structure.

Seul un éventuel adoucissement local dû au recuit local, entraîné par le forage, pourrait être attendu (non confirmé).

d) *Structure hétérogène*

La taille des grains allant de quelques dizaines de microns à 2 mm, l'hétérogénéité est indéniable. La présence de petits grains, situés parfois à l'intérieur de grains plus gros, mais le plus souvent observés aux joints de grains sont la preuve d'une recristallisation certaine. En effet, la germination se fait prioritairement à cet endroit là.

De plus, l'inhomogénéité de la distribution de la taille de grains peut être un témoignage d'une déformation non-uniforme.

La structure du prototype est aussi hétérogène que celle des autres pièces en ce qui concerne les échantillons observés (i.e. situés aux extrémités de la pièce).



Figure 18. Hétérogénéité de la structure

e) Taille de grains hors norme ASTM E112-96

Comme observé précédemment, la taille des grains (dans les trois directions d'observation) varie de quelques dizaines de microns à 2 mm parfois. Dans les cas où les grains sont très gros, ils sont généralement allongés, leur largeur ne dépassant pas 500 μm .

La longueur moyenne des grains est de 700 μm environ et leur largeur moyenne varie de 200 μm à 700 μm suivant leur forme allongée ou équiaxiale. La taille est donc nettement supérieure aux 100 μm escomptés.

Le nombre de grains de longueur supérieure à 1000 μm et de largeur avoisinant les 500 μm est plus important dans la couronne que dans le coeur. Cela peut être expliqué par le recuit dû à l'élévation de température à la surface pendant le forgeage à chaud. En effet, durant le forgeage, les frottements entre la matière et les outils dus aux opérations effectuées ainsi que l'écrouissage plus important, subi par la peau, produisent une réaction exothermique à la surface. La température ambiante d'environ 20 °C ne suffit pas à rétablir un équilibre avec le coeur et c'est pourquoi la vitesse de forgeage est alors ajustée afin d'essayer de compenser cette exothermie (mais la vitesse ne doit pas être trop rapide pour que les transformations aient le temps de s'établir).

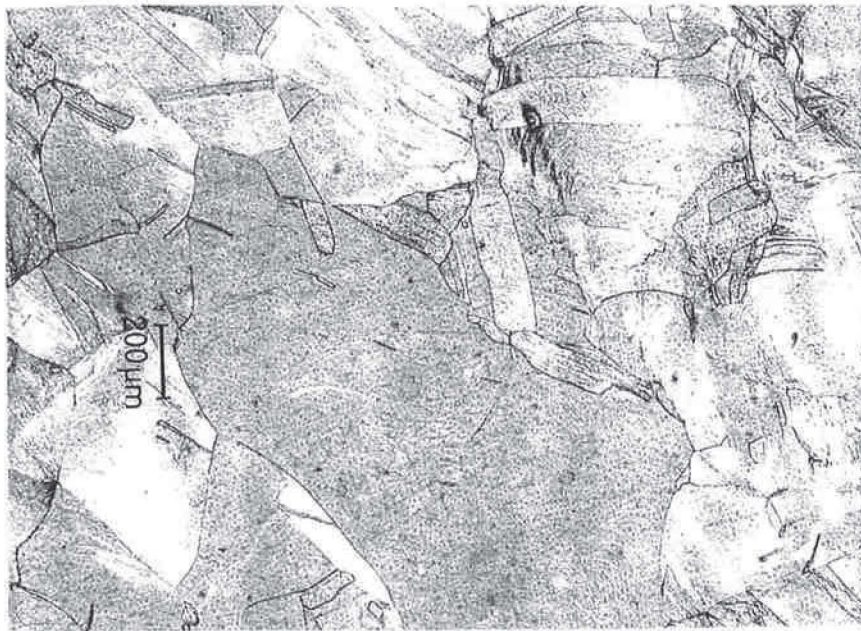


Figure 19. Taille de grains hors norme

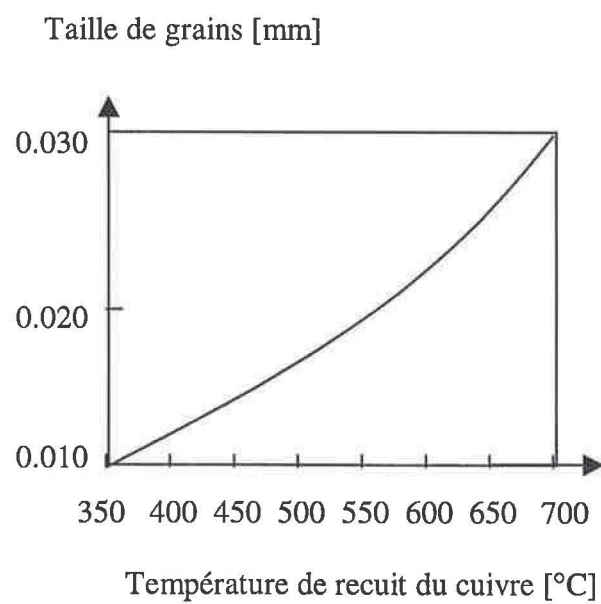


Figure 20. Taille de grains en fonction de la température de recuit du cuivre^[11]

f) *Forme des grains :*

D'après une observation des faces transverses :

- Dans la couronne, les grains sont allongés (facteur de forme 1:2)
- Au centre, les grains sont équiaxes (facteur de forme 1:1)

La forme allongée des grains situés dans la couronne s'explique par la mise en étampe des billettes qui a induit une déformation des grains plus prononcée aux environs de la surface qu'au coeur de la pièce.

En outre, la forme allongée de certains gros grains situés ailleurs dans les échantillons (i.e. pas dans la couronne) vient du fait que le forgeage n'a pas été uniforme dans toutes les directions. Ces grains recristallisés ont grossi et ont été déformés.

Quelle que soit la direction d'observation, il semble qu'il n'y ait pas spécialement de forme préférentielle des grains selon les axes des échantillons, la distribution des formes paraît donc aléatoire confirmant ainsi une certaine hétérogénéité de la structure.



Figure 21. Grains allongés



Figure 22. Grains équiaxes

g) *Mâcles*



Figure 23. Mâcles

Le mûclage est trûs prûsent dans cette structure.

Il s'agit d'un mode de dûformation plastique qui correspond pour le cristal à une translation de plans parallûlement les uns par rapport aux autres de telle sorte que le cristal dûformû soit symûtrique au cristal non dûformû.

Le mûclage se produit dans une direction dûfinie sur un plan cristallographique spûcifique à chaque structure cristalline. Le mûclage n'est pas un mûcanisme de dûformation dominant dans les mûtaux qui possûdent de nombreux systûmes de glissement, il apparaît plutût quand les systûmes de glissement sont restreints ou quand l'effort de cisaillement critique augmente. C'est pourquoi à hauts taux de dûformation, de nombreuses mûcles peuvent apparaître dans des structures comme les structures cubiques à faces centrûes (cfc).

Le cuivre OFE possûde une telle structure cfc dans laquelle usuellement il n'y a pas de mûclage par dûformation mûcanique^[12], il s'agirait donc principalement de *mûcles de recuit* dues ûgalement à une dûformation induite, mais liûe à un recuit. Elles ont ûtû reconnues grûce à leur forme et leurs dimensions. Elles sont plus larges et avec des cûtûs plus droits que celles de dûformation.

Et mûme si des mûcles de dûformation ont ûtû observûes dans du cuivre (et du laiton dont le comportement peut se comparer à celui du cuivre) dûformû par traction à une tempûrature de 4 K et par choc, sous effet d'une charge, la plupart des mûcles observûes dans les ûchantillons provenant des absorbeurs de faisceaux sont certainement des mûcles de recuit.

Le systûme de mûclage pour une structure cfc est le suivant :

Plan de mûcle {111} Direction de mûcle $\langle 112 \rangle$ Taux de mûclage 0.707

Il doit ûtre notû que le mûclage differt du glissement pour plusieurs raisons. Dans le glissement, l'orientation du cristal au-dessus et au-dessous du plan de glissement est la mûme aprûs la dûformation qu'avant alors que le mûclage aboutit à une diffûrence d'orientation à travers le plan de mûcles. Le glissement se produit sur des plans de progression relativement larges mais, dans les rûgions mûclûes, chaque plan atomique est concernû dans la dûformation.

h) Bandes de glissement

De nombreuses preuves de l'ûcrouissage subi par les piûces sont observûes au microscope. En effet, mûme si les mûcles sont plus nombreuses que les bandes de glissement, leur prûsence est indûniable.

L'ûcrouissage notoire constatû dans le prototype est dû à la mise en ûtampe d'un bloc forgû à froid : moins de recuit $\Rightarrow$ moins de mallûabilitû $\Rightarrow$ augmentation de l'ûcrouissage $\Rightarrow$ augmentation du nombre de bandes de glissement. En effet, les micrographies du prototype rûvûlent un taux de bandes de glissement bien supûrieur aux autres piûces forgûes à chaud avant la mise en ûtampe.

Les directions de glissement sont les directions denses des rûseaux cristallins ($\langle 110 \rangle$ pour le cfc) car elles correspondent aux distances interatomiques les plus courtes. Les plans de glissement ({111} pour le cfc) sont ûgalement les plus denses du rûseau, car d'une part ces plans contiennent en gûnûral les directions denses, et d'autre part ces plans sont au point de vue gûomûtrique plus « lisses » et plus ûloignûs (glissement plus facile).

Un systûme de glissement particulier participe à la dûformation lorsqu'ûst atteinte une valeur critique de la cission τ caractûristique du matûriau et de la tempûrature.

Si un monocristal est soumis à une traction uniaxiale, la cission selon une direction de glissement dans un plan de glissement est dûfinie par τ (de mûme pour un polycristal).

Il y a glissement lorsque la contrainte appliquée atteint cette valeur critique τ :

$$\tau = \frac{F}{S_0} \cos \alpha \cos \theta$$

Plus un métal est pur, plus τ est petite et plus la limite élastique est faible.

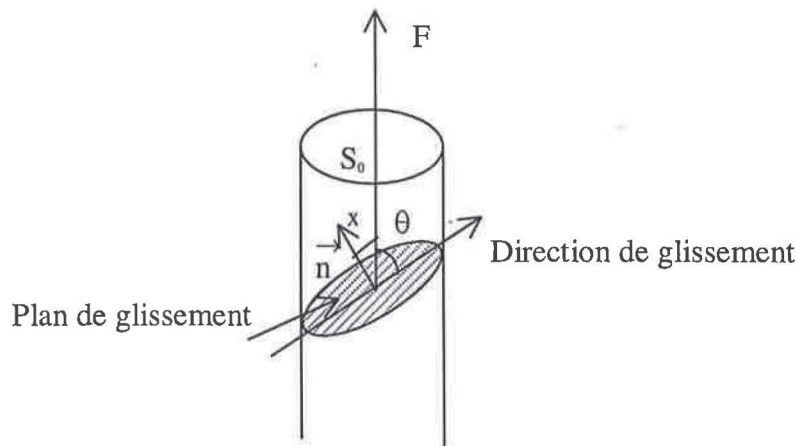


Figure 24. Orientation d'un système de glissement

Dans le cas présent, les bandes de glissement ont souvent toutes la même orientation dans un même échantillon, elles sont souvent dans le sens de la longueur du grain avec une inclinaison de 45° avec l'axe. Ce pourrait être une preuve de la déformation dans une direction privilégiée au lieu d'être uniforme dans toutes les directions.

Il faut encore noter qu'au début de l'étirement, le cuivre est très malléable mais qu'au fur et à mesure, il est plus difficile à déformer. En effet, les plans de glissement initiaux introduisent des directions privilégiées de glissement qui interfèrent. La propagation des dislocations s'en trouve bloquée : c'est le *durcissement par écrouissage* dont il sera question chapitre VI.



Figure 25. Bandes de glissement

i) *Orientation préférentielle des grains*

Un métal qui a subi une importante déformation va développer une *orientation préférentielle ou texture*, dans laquelle certains plans cristallographiques ont tendance à s'orienter d'une manière spécifique dans la direction de la déformation maximale.

Les micrographies des échantillons de la couronne montrent une direction particulière des grains de forme allongée, la déformation en étampe en est certainement la cause.

La direction $\langle 111 \rangle$ est la principale orientation observée. Le type de texture développée dépend du nombre et du type de systèmes de glissement et des contraintes principales. D'autres facteurs peuvent être importants : la température de déformation et la texture initiale (dont la direction principale est $\langle 111 \rangle$ pour le cuivre). La température liée à la déformation est suffisamment élevée pour que le phénomène de recristallisation apparaisse durant le forgeage : il peut donc s'agir d'une texture de recristallisation ou de recuit. Puisque l'existence de la texture de recristallisation dépend de l'orientation préférentielle des noyaux des grains recristallisés, la texture résultante est très dépendante de celle produite par la déformation. Seuls les joints de grains avec un grand angle ont la liberté de glisser dans toutes les directions à travers les grains voisins ce qui produit un changement radical d'orientation quand une structure est recristallisée. Dans les structures cfc comme le cuivre, les joints de grains sont particulièrement mobiles. Quand le métal est recristallisé, il change d'orientation à l'aide d'une rotation d'environ 38° par rapport à $\langle 111 \rangle$ ^[13].

Quand un polycristal est plastiquement déformé, les contraintes mutuelles des grains voisins créent un glissement multiple ; des rotations de réseaux se développent pour de petites déformations de telle sorte que la recristallisation devient possible.

L'orientation préférentielle a été déterminée grâce à la diffraction par rayons X.

L'allure des pics obtenus est représentée sur le graphe suivant avec la direction $\langle 111 \rangle$ nettement prioritaire (cf Annexe F pour compléments).

D:\data\fassone\Natacha\E1E2(1).RAW - File: Cu OFE3.RAW - Type: 2Th/Th locked - Start: 40.000 ° - End: 150.000 ° - Step: 0.010 ° - Step tir
 Operations: Y Scale Add 83.333 | Fourier 20.000 x 1 | Import
 D:\data\fassone\Natacha\prototype.RAW - File: Cu OFE4.RAW - Type: 2Th/Th locked - Start: 40.000 ° - End: 150.000 ° - Step: 0.010 ° - Step t
 Operations: Y Scale Add -83.333 | Fourier 20.000 x 1 | Import
 D:\data\fassone\Natacha\prototype.RAW - File: Cu OFE.RAW - Type: 2Th/Th locked - Start: 40.000 ° - End: 150.000 ° - Step: 0.010 ° - Step tir
 Operations: Y Scale Add 291.667 | Fourier 20.000 x 1 | Import
 04-0836 (*) - Copper, syn - Cu - Y: 37.52 % - d x by: 1.000 - WL: 1.54056

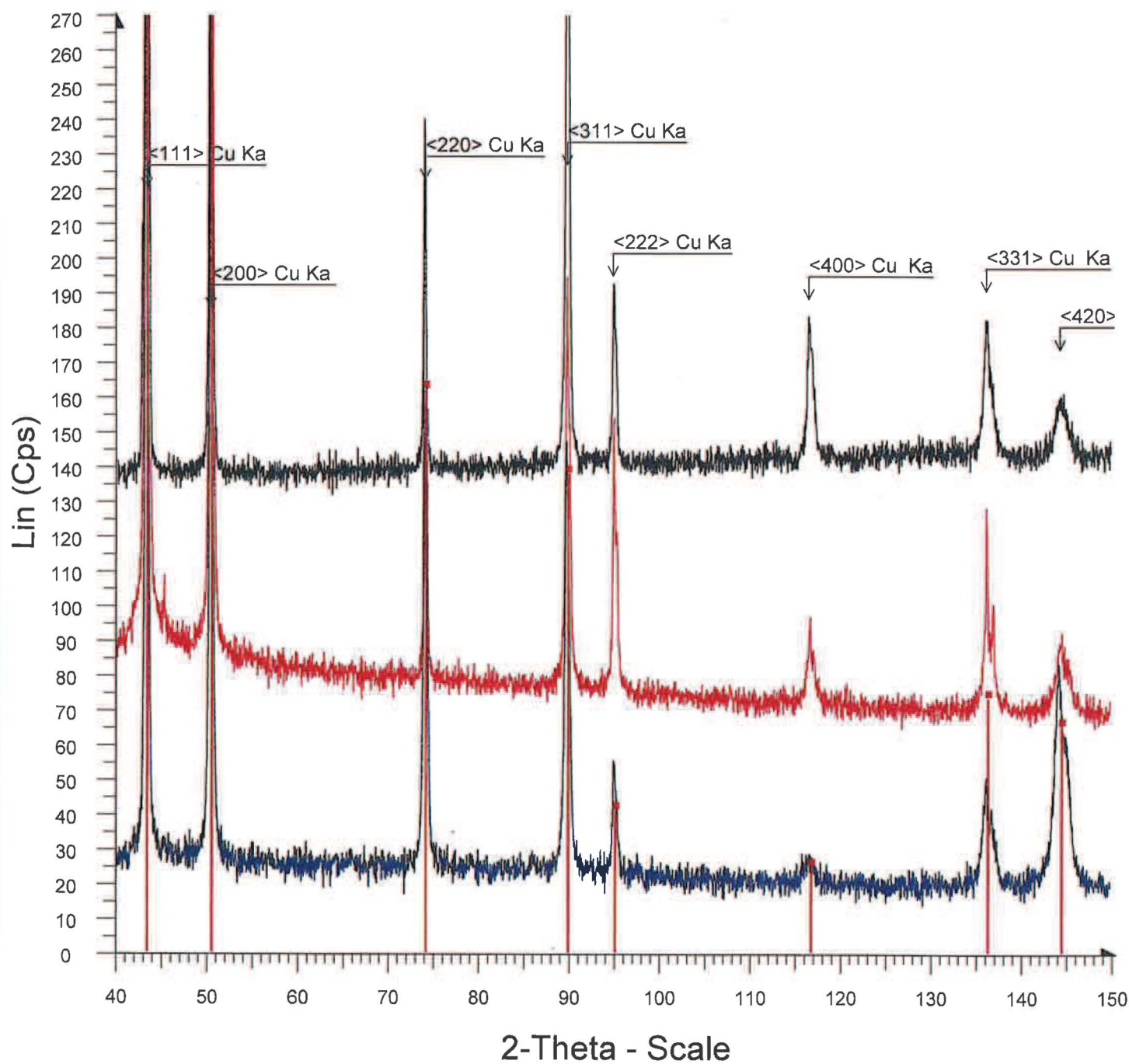


Figure 26. Orientation préférentielle (Diffractomètre Siemens D5000)

6. Etude de la soudabilité

Les demi-coquilles de cuivre vont être assemblées par soudage selon leur longueur avec une pénétration de 10 mm pour assurer la fermeture du système et l'étanchéité.

6.1. Principe de la soudure par faisceau d'électrons

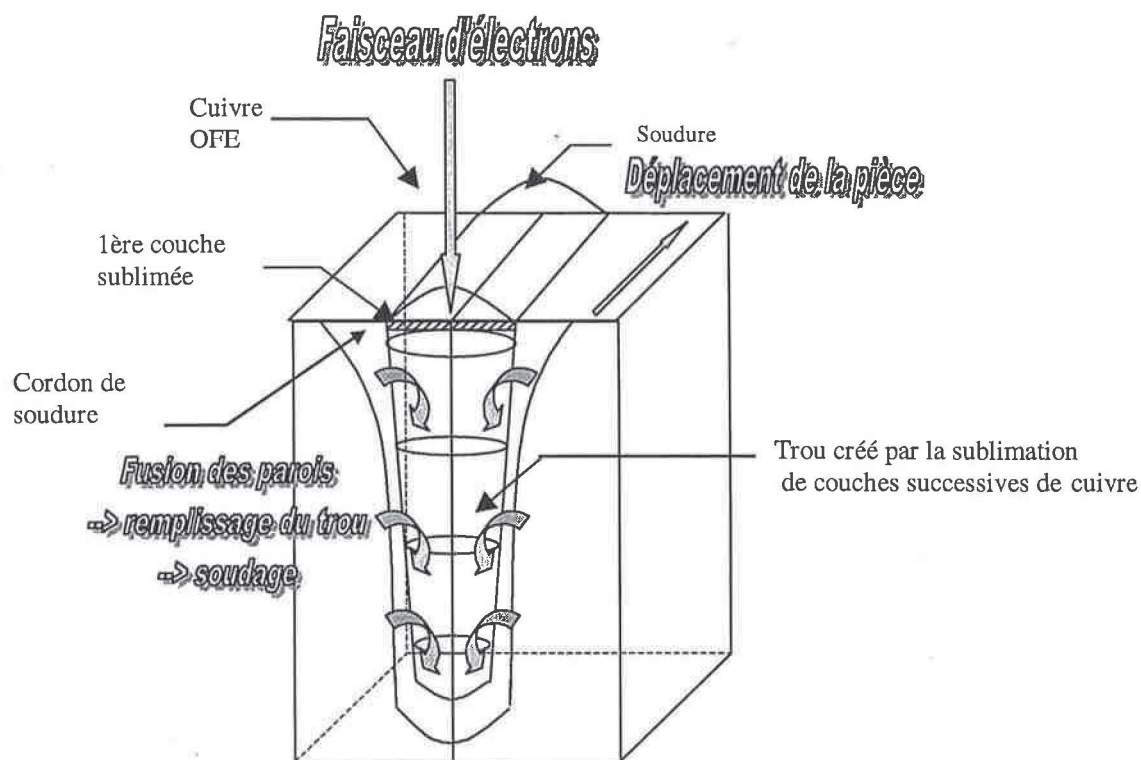


Figure 27. Soudure par faisceau d'électrons

Le canon à électrons fournit un faisceau d'une intensité de 30 kW dans un diamètre de 0,4 mm environ (cf paramètres en Annexe G).

La température de sublimation du cuivre étant atteinte, les premières couches disparaissent, créant un trou dont les parois fondent sous l'effet de la température légèrement inférieure ($T_f = 1084\text{ °C}$). La matière fondue comble le trou lors du déplacement de la pièce le long de l'axe commun entre les deux parties. C'est la technique dite de *key-hole*. Toutes les opérations sont effectuées sous vide, il n'y a donc pas d'oxydation et le cycle de soudure est très rapide (fusion puis refroidissement pratiquement immédiat).

6.2. Observations et conclusions

Le cuivre en général n'est pas très facile à souder, principalement à cause de sa haute conductivité thermique comme pour le cuivre OFE, mais grâce à sa grande pureté, il est plus facile à souder que le cuivre OF qui possède 10 ppm d'O₂.

En outre, les procédés de soudage se sont considérablement améliorés avec le temps et les problèmes sont devenus plus faciles à résoudre. Par exemple la soudure par faisceau d'électrons évite la fragilisation par l'hydrogène et la porosité macroscopique.

Une soudure sur 10 mm par faisceau d'électrons a été effectuée sur un échantillon de cuivre OFE prévu pour les absorbeurs de faisceaux afin d'étudier la soudabilité du matériau et donc de régler les paramètres de soudage.

Quelques porosités sont observées mais leur présence est certainement due à l'absence de brossage avant montage.

En outre, après consultation de la norme internationale ISO 6520 « Classification des défauts dans les soudures par fusion des métaux, avec commentaires explicatifs », il n'y a ni fissuration, ni cavité, ni défaut de forme et la pénétration est très bonne. L'aspect du cordon de soudure est donc correct. De plus, la structure de grains étant plus fine dans le cordon de soudure (grains de 100 µm sur 30 µm dans le centre de la soudure) que dans le métal de base (1000 µm sur 1000 µm), on peut donc affirmer que la soudabilité est bonne. En effet, le cycle thermique étant très court (vitesse de soudage de 12 mm/s $\Rightarrow$ très rapide), les grains, recristallisés à partir des germes de la soudure, n'ont pas le temps de croître et ils restent ainsi petits (cf Rapport technique en Annexe H). Donc, même si la conductivité thermique est grande et la température due au faisceau très haute (environ 2000 °C), la Zone Affectée Thermiquement (Z.A.T.) est très fine, voire inexistante. En effet, à 2 ou 3 cm de la soudure la température est descendue à 150 °C pendant le soudage^[14]. Il n'y a alors pas de phénomène de recristallisation à cet endroit, même s'il est proche de l'impact du faisceau d'électrons. Cela est dû au fait que, le faisceau étant très localisé, l'intensité du faisceau est focalisée dans l'axe de la soudure et peu de métal est mis en fusion donc la haute température ne se propage presque pas et la recristallisation se trouve ainsi réduite aux alentours.

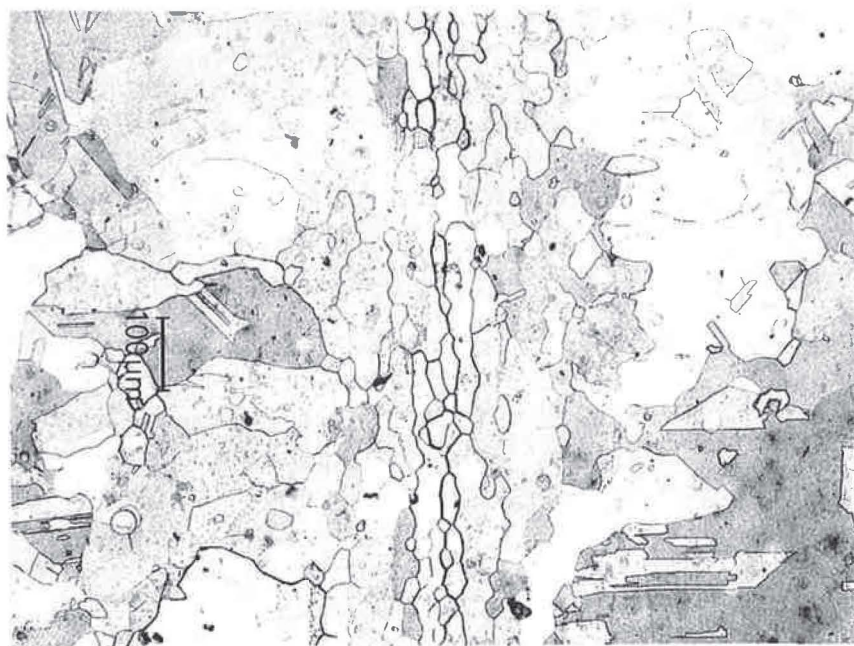


Figure 28. Cordon de soudure

VI. Discussion

L'usinabilité fut un aspect important lors de cette étude, elle est bien entendu liée à la dureté du matériau. Le durcissement peut impliquer deux procédés.

Tout d'abord, d'une manière générale, la gêne mutuelle des grains qui sont orientés différemment dans les polycristaux peut entraîner un certain durcissement.

Mais en ce qui concerne l'effet des joints de grains sur le durcissement, le raisonnement est le suivant. La déformation plastique se propage d'un grain à un autre pour une valeur critique de la cisssion qui est liée à la dimension moyenne d du grain ; la limite élastique est globalement décrite par la relation de Hall-Petch :

$$\sigma_y = \sigma_I + k_y d^{-\frac{1}{2}}$$

avec k_y et σ_I , limite élastique intrinsèque, constantes

σ_y , limite élastique

d , taille de grains

Cette loi montre qu'à un affinement du grain correspond une augmentation de la limite élastique (i.e. un durcissement) or, la taille moyenne des grains est d'environ 700 μm , dimension qui ne peut être considérée comme « petite ». Les joints de grains qui sont sensés constituer un obstacle au mouvement des dislocations sont si éloignés qu'ils ont plus de mal à imposer leur pouvoir.

Donc l'importance donnée à l'effet des joints de grains sur le durcissement sera négligée et c'est l'effet des dislocations elles-mêmes qui va être primordial. En effet, les pièces ont été déformées au-delà de la limite élastique du cuivre OFE, la résistance élastique a augmenté : c'est l'effet de *consolidation* qui est un durcissement dû à l'interaction des dislocations entre elles. La contrainte nécessaire pour produire une déformation plastique dans un matériau durci par consolidation est :

$$\sigma = 0.2Gb \sqrt{\rho}$$

avec G , module de cisaillement

b , longueur du vecteur de Burgers

et ρ , densité des dislocations

Il s'ensuit que si la densité des dislocations ρ varie linéairement avec la déformation ou l'allongement, la courbe Force-Allongement est parabolique et c'est ce qui a été constaté grâce aux essais de traction.

Par contre, l'élévation de température conjuguée à cette déformation durant le forgeage à chaud va permettre aux dislocations de se réarranger (dislocations de même signe), voire s'annihiler (élimination des dislocations de signe opposé par recuit), ce qui entraîne un abaissement progressif de la limite élastique : c'est le phénomène de *restauration* qui précède la recristallisation (formation de nouveaux grains et abaissement brusque de la limite élastique du matériau). D'où l'apparition d'un adoucissement qui limitera le durcissement.

En conclusion, le durcissement dû aux joints de grains n'est pas significatif car la taille des grains est beaucoup trop grande. Donc, c'est le durcissement dû aux dislocations qui contribue aux bonnes propriétés mécaniques (bonne tenue) du Cuivre OFE pour les absorbeurs de faisceaux et la grande taille des grains n'a pas d'influence sur ces propriétés.

Et le durcissement dû aux dislocations a pu être atténué par le recuit de la pièce lors du forgeage à chaud.

Généralement, la présence de mâcles de recuit (comme c'est le cas ici) est une bonne indication que le métal a subi une déformation mécanique *avant le recuit* puisqu'il est probable qu'elles grossissent à partir de noyaux de mâcles produites durant la déformation. Ainsi les mâcles de recuit

proviennent du recuit subi lors du forgeage à chaud. Elles peuvent se former dans un temps aussi court que quelques microsecondes et dans certains cas, un "clic" durant la formation des mâcles peut se faire entendre.

Le contour des mâcles est attaqué à la même vitesse que les joints de grains indiquant qu'elles sont aussi de grande énergie.

Etant donnée la température des pièces lors du forgeage, il est certain qu'elles ont subi un certain recuit durant cette opération. Et ce sont les dislocations, sites de haute énergie comme les joints de grains, créées par cette déformation (malgré un certain taux de disparition par le recuit) qui ont permis la recristallisation.

Généralement, la recristallisation est un « ramollissement » radical survenant lorsque des métaux travaillés à froid sont chauffés à une température d'environ $0.3 T_f$ (pour les métaux très purs) ^[13]. Ici, les pièces sont travaillées directement à chaud, sans déformation préalable à froid, pour ne pas risquer de créer des fissures et à cause du côté massif des pièces et de la forte pression que cela nécessiterait. La température de fusion T_f du cuivre étant de 1084°C , celle de recristallisation devrait être d'environ 325°C , mais d'après Norddeutsche Affinerie ^[1] celle-ci est de 200°C sachant que cela dépend de la durée d'exposition à la chaleur.

Quand des métaux sont travaillés à des températures supérieures à environ $0.7 T_f$ i.e. environ 760°C dans le cas présent, ils recristallisent pendant qu'ils sont déformés et restent ainsi aussi doux qu'ils l'étaient. C'est la base de la déformation à chaud utilisée dans l'industrie pour des déformations massives. Et c'est ce qui s'est passé pour les absorbeurs de faisceaux.

Le but d'un recuit est d'adoucir un matériau durci par déformation sans produire une taille de grains grossière. Ici le rôle du recuit précédent le forgeage est simplement de préparer la pièce à être déformée (elle sera plus malléable à chaud) mais celui subi durant le forgeage aura plusieurs effets.

La température et le temps de recuit doivent être choisis avec précaution. Le temps requis pour la recristallisation impose une limite à la vitesse de forgeage à chaud et une température plus élevée en cas d'opération rapide.

Le recuit est basé sur la recristallisation (cf figure 29).

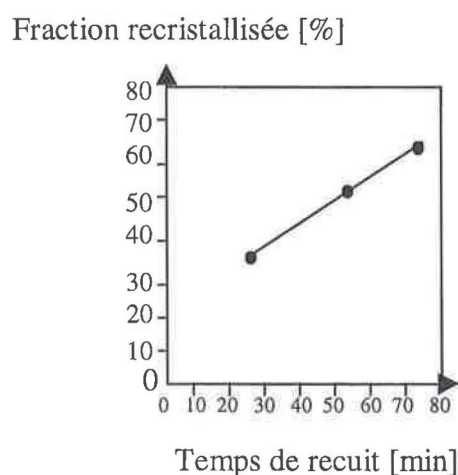


Figure 29. Fraction recristallisée en fonction du temps de recuit (la recristallisation est liée au recuit)

L'évolution de la recristallisation en fonction des conditions de recuit est une donnée très importante.

Lorsque la température est suffisante, de nouveaux grains plus parfaits apparaissent dans le métal écroui, à partir de germes situés dans les zones de perturbation importante. La recristallisation est un procédé de germination et croissance. La vitesse de germination augmente beaucoup plus vite avec la déformation que celle de croissance des grains.

La condition requise pour la germination est un degré local de déformation le plus haut i.e. joints de grains, bandes de déformation, grosses inclusions (dans le cas présent leur taille est de quelques microns maximum), intersections de mâcles et surfaces libres. Les joints de grains avec de grands angles et avec relativement peu d'impuretés sont les sites les plus communs.

Dans un premier temps, les grains se développent jusqu'à ce qu'ils se rejoignent. C'est la recristallisation primaire, laquelle correspond à un adoucissement rapide (chute de la résistance à la traction R_m , de la limite élastique R_p et de la dureté Vickers et remontée de l'allongement à la rupture $A\%$).

Si le traitement est poursuivi (par exemple en augmentant la température pour un temps donné), il y a obtention d'une croissance homogène des grains correspondant à un adoucissement encore plus important quoique moins rapide. Le métal retrouve alors les caractéristiques qu'il possédait avant la transformation. Tel est le cas des recuits intermédiaires.

Si la température continue d'augmenter, il y aura une croissance exagérée des grains qui provoquera une détérioration de l'allongement à la rupture.

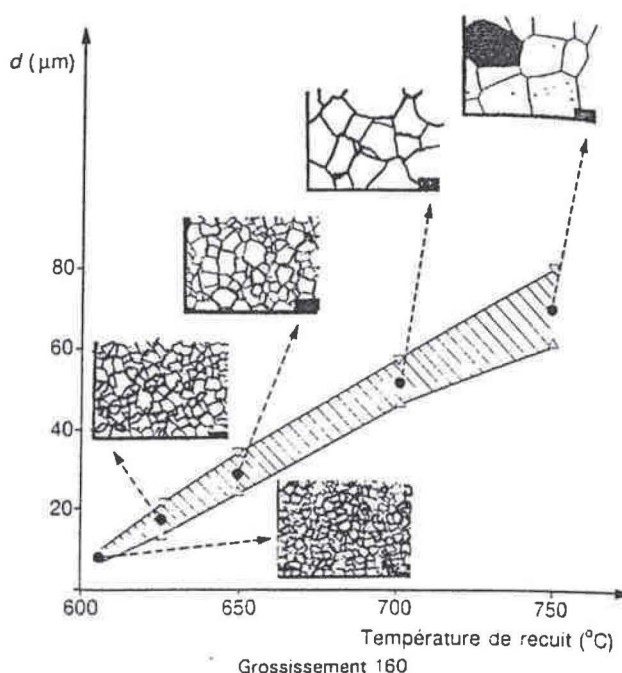


Figure 30. Evolution de la taille des grains recrystallisés en fonction de la température de recuit

Pendant le forgeage, la déformation à chaud s'effectue en trois étapes successives de 15 minutes à une température se situant entre 800 et 600 $^{\circ}C$. Théoriquement la limite supérieure se situe *au moins* aux alentours de 1084 - 50 $^{\circ}C$ i.e. 1034 $^{\circ}C$ (donc à une température bien plus élevée que 800 $^{\circ}C$) et particulièrement dans les opérations rapides où la chaleur de la déformation plastique peut augmenter la température pendant le travail^[13]. Mais cette limite supérieure, atteinte quand des régions impures fondent aux joints de grains en causant ainsi une « chute » des grains, est bien trop grande pour les traitements thermiques concernés.

Dans le cas présent, la température de 800°C et la durée du recuit de huit heures semblent déjà exagérées. En effet, les grains ont grossi pendant le recuit atteignant ainsi une taille conséquente. L'opération de forgeage n'a pas été capable de réduire cette structure grossière. En effet, des grains de grosse taille et de forme allongée (autre la couronne à cause de l'étirage en étampe) sont observés, c'est à dire que le forgeage ne semble pas avoir été suffisant, ni uniforme.

Ensuite pendant le forgeage, les grains recristallisés ont eux-mêmes grossi jusqu'à 2 mm. La peur de ne pas pouvoir déformer suffisamment les pièces (étant donné les difficultés rencontrées avec le prototype) et la crainte des criques, qui pouvaient se propager très vite, ont été à l'origine du choix de cette gamme de température qui n'a pas maîtrisé la taille des grains. Or, un chauffage à une température inférieure ou d'une durée moins longue aurait sans doute suffi à la déformation des pièces (étant donnée la malléabilité du cuivre OFE même à froid). Mais à une température encore inférieure, il aurait été nécessaire d'utiliser une presse d'une force encore plus élevée.

Dans le cas de déformation avant recuit, la déformation plastique imposée au métal a un important effet sur la taille de grains recristallisés ^[13].

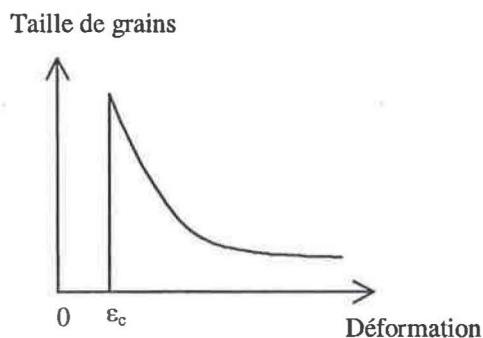


Figure 31. Effet de déformation plastique sur une taille de grains recristallisés à température constante

Ici la déformation est simultanée au recuit mais le principe de l'apparition de zones de perturbation permettant la recristallisation est le même.

Pour obtenir une structure fine, la déformation critique ϵ_c (cf fig. 32), au-dessous de laquelle il n'y a pas de recristallisation, doit être dépassée mais c'est difficile si la déformation du métal n'est pas uniforme. Des zones avec une structure grossière de grains peuvent apparaître dans des régions situées entre des parties déformées et non-déformées du matériau. En conséquence, outre le recuit précédent le forgeage, celui que subissent les pièces pendant le travail à chaud n'est pas négligeable et cette déformation parallèle a certainement un effet sur la taille des grains observés. En effet, les discontinuités observées grâce aux ultrasons sur la longueur des absorbeurs peuvent donc être dues à la non-uniformité de la déformation pendant le forgeage.

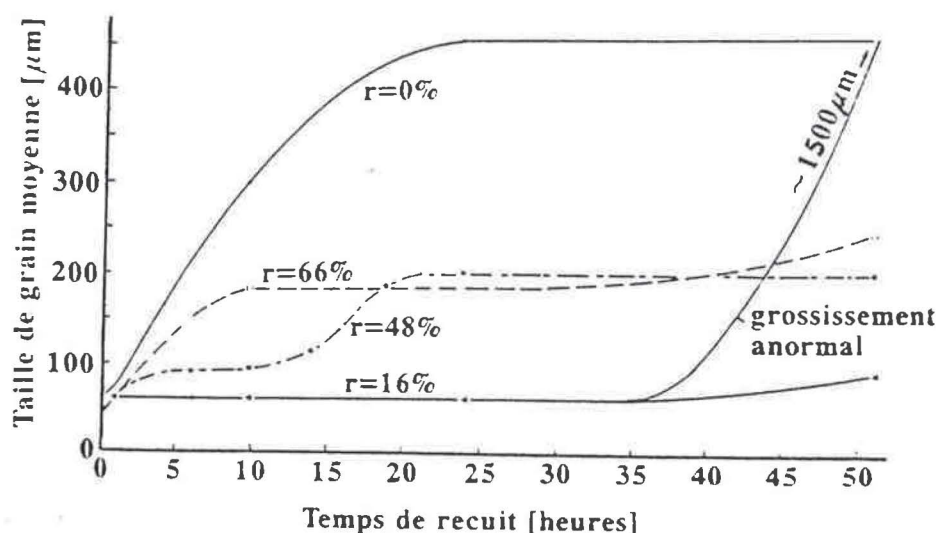


Figure 32. Influence du taux de déformation sur le grossissement de grains d'un Cu-OF à 720°C ^[15]

Bien que de nombreuses recherches montrent que la recristallisation précédant le grossissement de grains, efface toute antériorité par l'élimination des dislocations, certaines, exécutées sur un Cu-OF prouvent que ce n'est pas le cas ^[15].

Le grossissement de grains est généralement caractérisé par une loi de croissance du type

$$D^n - D_0^n = Kt$$

où D représente la taille de grain, D_0 la taille de grain initiale, K une constante et n un exposant dont la valeur la plus courante est 2, voire 3.

Or, l'étendue de la gamme des valeurs de n données dans la littérature est surprenante donc la difficulté de favoriser une théorie aux dépens d'une autre ne permet pas de caractériser la cinétique par cette loi de croissance avec un exposant n de valeur univoque. De plus, plusieurs mécanismes interviennent lors du recuit mais leur nombre est incertain.

En somme, en ce qui concerne le grossissement des grains il faut tenir compte de différents paramètres ^[15] :

- ♦ il importe de caractériser le matériau par l'histoire qu'il a subie (en particulier le taux de déformation)
- ♦ la texture paraît jouer un rôle primordial dans le comportement vis à vis du grossissement de grains, l'énergie des joints de grains dépendant de la désorientation entre les grains et de l'orientation du joint
- ♦ la force motrice provoquant le grossissement de grains doit être la diminution de l'énergie libre interfaciale, tandis que la réduction de la courbure apparaît comme une condition nécessaire pour l'activation de mécanisme de migration du joint (et donc du grossissement de grains) et comme une force motrice en soi
- ♦ un de ces mécanismes provoque la croissance brusque de certains grains présentant ainsi plusieurs similitudes avec une croissance de grains anormale. Dans le cas présent, étant donné que des grains de 1500 μm côtoient des grains de 50 μm, il pourrait s'agir du même phénomène.
- ♦ la taille initiale des grains modifierait également la résistance au grossissement des grains. En effet, il y a une mémoire de la pièce et la taille des grains des pièces d'origine avant forgeage atteignait jusqu'à 15 mm. Il est donc probable que cela ait aussi influencé les dimensions finales des grains recristallisés.

VII. CONCLUSION

Les diverses mesures effectuées ont permis de bien définir les propriétés du cuivre OFE utilisé. La bonne usinabilité de ces pièces asymétriques a été vérifiée sans peine par les personnes qui ont travaillé à la fabrication de ces absorbeurs dans les ateliers.

Quant à la soudabilité, la présence d'une structure fine dans le cordon de soudure semble rassurante quant à l'étanchéité à l'ultravide.

Les conditions auxquelles seront soumis ces absorbeurs de faisceaux ne devraient donc pas mettre en danger leur bon fonctionnement. L'eau circulant dans les quatre conduits (corrosion) et l'ultravide (étanchéité) ne devrait donc pas mettre en doute les bonnes propriétés de ces pièces.

Il a pu être noté que la taille exagérée des grains n'a semblé, en aucun cas, nuire à la bonne tenue des pièces, alors que généralement une recristallisation trop poussée nuit aux bonnes propriétés mécaniques. Le durcissement par dislocations serait donc *le seul* responsable de la stabilité mécanique de ces pièces.

La taille exagérée des grains ne devrait pas mettre en danger l'étanchéité des pièces. En effet, la cohésion est bonne donc la structure est compacte et le matériau est très pur, ainsi aucune conséquence ne devrait être observée sur l'étanchéité. Mais il est vrai que des dimensions inférieures auraient tout de même été préférables d'un point de vue métallurgique.

Ainsi, il aurait peut-être été préférable de chauffer les pièces à une température inférieure et/ou moins longtemps afin que les grains ne grossissent pas trop avant le forgeage et après la recristallisation, afin de réduire la taille des grains. Néanmoins la limite de la presse a vite été atteinte lors de la mise en étampe d'une pièce forgée à froid (prototype), c'est pourquoi une pièce forgée à chaud fut nécessaire.

A part une amélioration de l'homogénéité sur la longueur (raisonnement non confirmé par cette étude) du prototype, il semble qu'il n'y ait pas de différence entre les pièces. En effet, la taille des grains du prototype n'a pas diminué, la seule différence observée grâce aux micrographies et due au changement des propriétés mécaniques, fut un écrouissage important.

Etant donné que les propriétés mécaniques actuelles sont bonnes, un traitement postérieur ne semble pas nécessaire et encore moins judicieux. Les absorbeurs de faisceaux semble donc prêts à être mis en place.

ANNEXES

ANNEXE A

Ligne d'injection des positrons entre l'accélérateur SPS et l'anneau du LEP

ANNEXE B

Certificats Matière

ANNEXE C

Gamme de forgeage

ANNEXE D

Contrôles par ultrasons

ANNEXE E

Essais de traction

ANNEXE F

Orientation préférentielle

ANNEXE G

Paramètres de soudage

ANNEXE H

Rapport technique

Soudabilité du cuivre OFE par faisceau d'électrons

ANNEXE A

Certificats Matière

NORDDEUTSCHE AFFINERIE

AKTIENGESELLSCHAFT

NORDDEUTSCHE AFFINERIE · Postfach 10 48 40 · D-20033 Hamburg

Saar-Metallwerke GmbH
Am Römerkastell 3

66121 Saarbrücken 3

Fax Nr.: 0681/6006149

Hovestrasse 50
D-20539 Hamburg
Telefon 040/78 83-0
Telefax 040/78 83-22 55
Telex 214 332-0
Internet: www.affinerie-hamburg.com
Abteilungs-Fax 040/78 83-36 02

Landeszentralbank Hamburg
BLZ 200 000 00 Kto. 200 077 24
Deutsche Bank Hamburg
BLZ 200 700 00 Kto. 05 087 05
Dresdner Bank Hamburg
BLZ 200 800 00 Kto. 9 363 038
Postbank Hamburg
BLZ 200 100 20 Kto. 166 75-204

Unser Zeichen
Durchwahl
Datum

Röt
7883-3290
04.11.98

Order No.:
Date of delivery: 04.11.98
Quality : NA-OF01 (OFE)
Specification: ASTM B170
Marking : red dot and
black cross

Dimension: B410
Quantity : 8 pieces
Cast No. and Billets No.:
3 x 2610 mm length = 3075 kg (T 8)
3 x 2190 mm length = 2580 kg (T 8)
1 x 2070 mm length = 2436 kg (T21)
1 x 1710 mm length = 2012 kg (T21)
Cast No. and Billet No.:
T8/15-17 (2x), T21/1.2 (2x)

Inspection certificate 3.1.B acc. to EN 10 204

The above mentioned copper billets correspond to a copper
OF Grade 1 (C101 00) according to ASTM B 170:

Electrical Conductivity : $\geq$ 58.6 m/ Ω * mm² (101.0 % IACS)

Chemical Purity (Cu + O₂) : $\geq$ 99.99 %

Embrittlement test : $\geq$ 10 reverse bends

...

Chemical Analysis [ppm]

Cast

No.	Pb	Bi	As	Sb	Sn	Cr	Co	Zn	Mn	Fe	Ni	Ag	Se	Te	S
T 8	<1	<1	1	1	<1	<1	<1	<1	<0,5	<2	<2	10	<1	<1	4
T 21	1	<1	<1	1	<1	<1	<1	<1	<0,5	2	<1	13	<1	<1	3

Electrical Conductivity, Phosphorus and Oxygen Content, Density

Cast No.	Billet No.	Electr. Cond. [m/Ω mm ²]	P [ppm]	O ₂ [ppm]	Density [g/cm ³]
T 8	15	59.2	2	2	8.92
	16	59.2	<1	1	8.92
	17	59.1	1	1	8.92
T 21	1.2	59.0	2	2	8.92

The requirements are met.

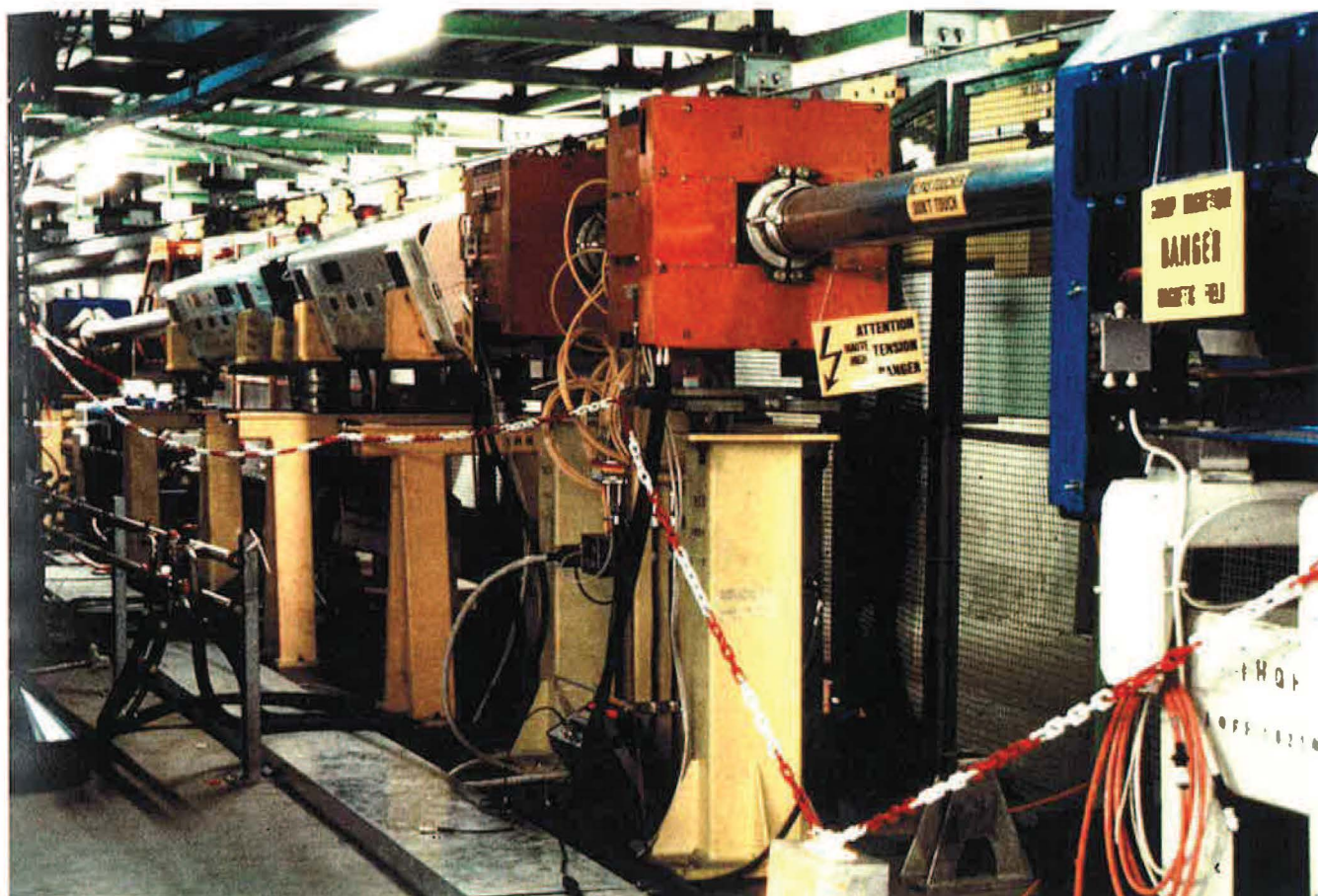
The aforesaid data are given for purposes of technical description only and do not constitute guaranteed properties in legal terms.

NORDDEUTSCHE AFFINERIE
Aktiengesellschaft
Quality Control Department

Matthiä
 Dr. Matthiä

ANNEXE B

Ligne d'injection des positrons entre l'accélérateur SPS et l'anneau du LEP



ANNEXE C

Gamme de forgeage

TELECOPIE

Date : 27/04/99

Page : Page 1

■ MESSAGE DE - FROM :

AUBERT & DUVAL

B.P1 - 63770 LES ANCIZES
FRANCE

Téléphone : 04.73.86.04.21

Fax central : 04.73.86.79.39

Expéditeur - Sent by : M. NICOLAS

Fax expéditeur : 04.73.86.32.03

■ A - TO:

Société - Compagny : CARLIER SA

Pays - Country : _____

Télécopie - Fax n° : 03.85.80.34.04

À l'attention de - Attn. : M. CARLIER

Copie/ Please copy : _____

V/Réf. :

N/Réf. :

Objet : **Affaire CuC2 CERN**

Suite à votre demande, veuillez trouver ci-joint :

- La gamme prévue initialement (Voir notre fax JPN/ES du 11 septembre 1998).
- Les gammes réalisées sur chaque pièce avec les plans.

Un exemplaire de ces documents suit par courrier.

Veuillez agréer, Monsieur, nos sincères salutations.

M. NICOLAS



AUBERT & DUVAL
B.P1 -63770 LES ANCIZES

Objet :

Projet de gamme de transformation de cuivre Cu C2 à la presse de 4500 Tonnes.

Produit de départ:

Billette *dia* 410 x 2450 kg de coulée continue

1er forgeage:

Température 800°C atmosphère réductrice
Refoulement sur un outillage tronconique de diamètre moyen 520 mm
Refoulement libre jusqu'au diamètre 600 au milieu
Réétirage en *dia* 550 x 1100 environ
Température de fin de chaud 600 °C mini

Ecroutage:

Ecroutage à *dia* 530 x 1 100

2ème forgeage:

Température 800 °C atmosphère réductrice
Refoulement
Etirage en carré coins arrondis de 450 en sens travers
Refoulement
Etirage en méplat coins arrondis de 330 x 280 dans le sens long de la billette initiale
Température de fin de chaude 600 °C mini

3ème forgeage:

Température ambiante
Etirage entre tas plats en méplats coins arrondis de 330 x 190
Température maxi 350 °C à contrôler au pyromètre optique basse température.
Réduction de 20 %

Etirage sur outillage spécifique:

Etampe inférieure *dia* 330
Tas plats supérieur suivant croquis .
Redressage à froid.

Usinage:

Usinage suivant profil du croquis

Facettes de 40 mm réservant 3 mm au rayon minimum par rapport au profil fini

Epaisseur moyenne enlevée 5 mm

Contrôles:

Contrôle ultra-son par contact (Critères à définir par le CERN)

Contrôle de dureté 1 point par mètre (à confirmer)

Contrôle par ressuage

Essai préliminaire:

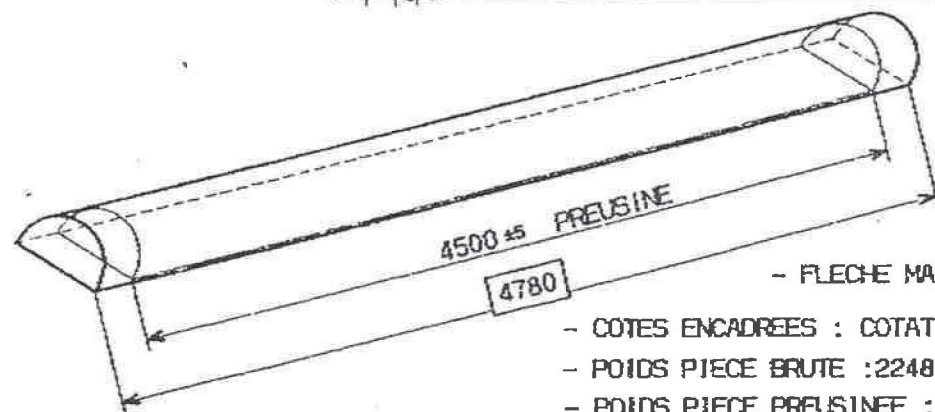
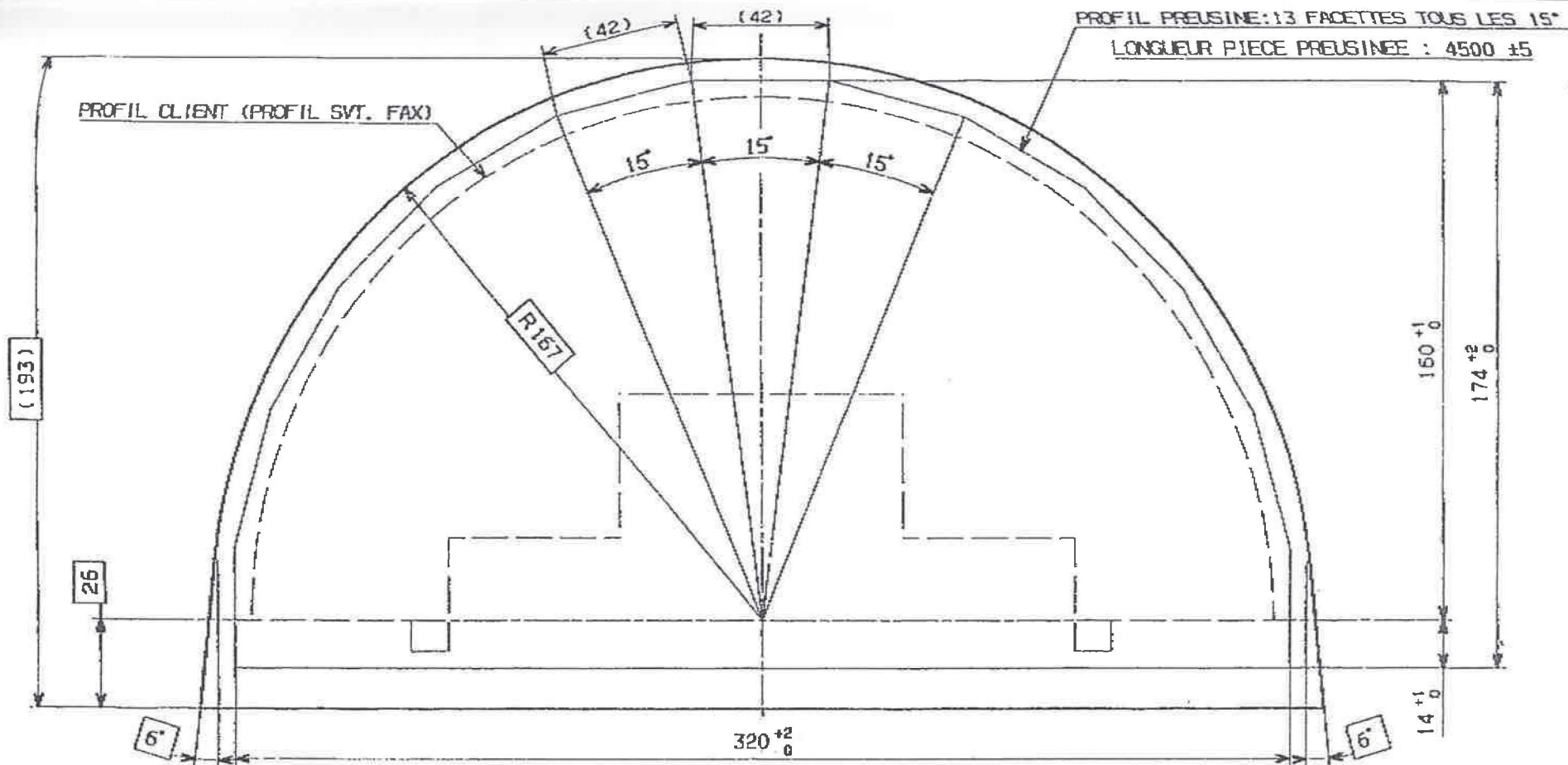
Concernant le lopin d'essai, nous pouvons reproduire les mêmes séquences sur un lopin de longueur initiale 1200 (1450 kg).

L'écrouissage final étant réalisé dans les mêmes sections que sur les pièces.

Méthode

Opération	Produits à Obtenir + Consignes	Poids unit.	Date Réa.
PRELEVEMENT (FSGPS)	1 PLAQUETTE 17 MM A CHAQUE EXTREMITES =====		4/12/98
	A REPERER A1-B1-C1 ET A2-B2-C2 ET CONSERVER LE POINCON DU CERN SUR SCIE MISLER OU RES - RECUPERER LES COPEAUX A PART - BIEN D'EQUERRE -		
	1 R 410 X 2550 3020		
	Repère : A1-A2		
	1 R 410 X 2550 3020		
	Repère : B1-B2		
	1 R 410 X 2550 3020		
	Repère : C1-C2		
	2 R 410 X 20 23		AFFECTE
	Cde 101293/01/02		
	Repère : A1-A2		
	2 R 410 X 20 23		AFFECTE
	Cde 101293/01/02		
	Repère : B1-B2		
	2 R 410 X 20 23		AFFECTE
	Cde 101293/01/02		
	Repère : C1-C2		
FRAISAGE	DRESSAGE DES FACES RECUPERER LES COPEAUX POUR EVITER TOUTE POLLUTION		12/01/99
	1 R 410 X 2530 2990		
	Repère : A1-A2		
	1 R 410 X 2530 2990		
	Repère : B1-B2		
	1 R 410 X 2530 2990		
	Repère : C1-C2		
CHAUFFAGE	TEMP. 800°C ATMOSPHERE REDUCTRICE FDC. 600°C MINI		
EBAUCHAGE	REFT. EN SOUFLE FOM 104 - H = 1600 MM REFT LIBRE H = 1150 MM REETIRAGE DIA 550 MM		14/01/99
	1 R 550 X 1390 2960		
	Repère : A1-A2		
	1 R 550 X 1390 2960		
	Repère : B1-B2		
	1 R 550 X 1390 2960		
	Repère : C1-C2		
TOURNAGE	RECUPERER LES COPEAUX AFIN D'EVITER TOUTE POLLUTION ECROUTAGE MINI METAL SAIN TRACE DE BRUT ADMISE AVEC REPARATION LOCALE DRESSAGE DES FACES ET CHANFREINAGE REPORTER LES REPERES		25/01/99
	1 R 540 X 1370 2810		
	Repère : A1-A2		
	1 R 540 X 1370 2810		
	Repère : B1-B2		
	1 R 540 X 1370 2810		
	Repère : C1-C2		
MEULAGE EB (FME)			5/02/99

CHAUFFAGE	TEMP. 900°C ATMOSPHERE REDUCTRICE FDC. 600°C MINI		
EBAUCHAGE	REFT H = 900 MM REFT CAA 470 X 1350 SENS TRAVERS REFT H = 900 MM REFT P 320 X 250 ANGLES ABATTUS EN SENS LONG DU LINOT INITIAL 1 P 320 X 250 X 3880 2780 Repère : A1-A2 1 P 320 X 250 X 3880 2780 Repère : B1-B2 1 P 320 X 250 X 3880 2780 Repère : C1-C2		8/02/99
CHAUFFAGE	FORG. A L'AMBIANTE TEMP. MAXI 350°C A CONT. AVEC PYROMETRE		
FORGEAGE	ETAMPE INF. OUT FOM 104 TAS PLAT SUP. FOM 104 LONGUEUR PIECE 5800 MM 1 EF 2730 Repère : A1-A2 1 EF 2730 Repère : B1-B2 1 EF 2730 Repère : C1-C2		8/02/99
REDRESSAGE (F45R)	A FROID		8/02/99
SCIAGE (USG)	SUIVANT PLAN : Z 31492C EBOUTAGE LONG. 4550 MM 1 EF 2140 Repère : A1-A2 1 EF 2140 Repère : B1-B2 1 EF 2140 Repère : C1-C2		18/02/99
S.TR.USI.	SUIVANT PLAN : Z 31492C 1 EF 1807 Repère : A1-A2 1 EF 1807 Repère : B1-B2 1 EF 1807 Repère : C1-C2		5/03/99
ULTRA SONS (USCM1)	par contact, critères à définir par le CERN.		9/03/99



- FLECHE MAXI : 3mm

- COTES ENCADREES : COTATION DU BRUT
- POIDS PIECE BRUTE : 2248 kg
- POIDS PIECE PREUSINEE : 1807 kg

INDICE	NATURE DE LA MODIFICATION	DATE	SIGNATURE
C	MODIF. PROFILS PREUSINE ET BRUT SUITE A MODIF DU CLIENT	18/12/98	RABAT.F
B	MODIF. PROFILS PREUSINE ET BRUT SUITE A MODIF DU CLIENT	16/12/98	RABAT.F

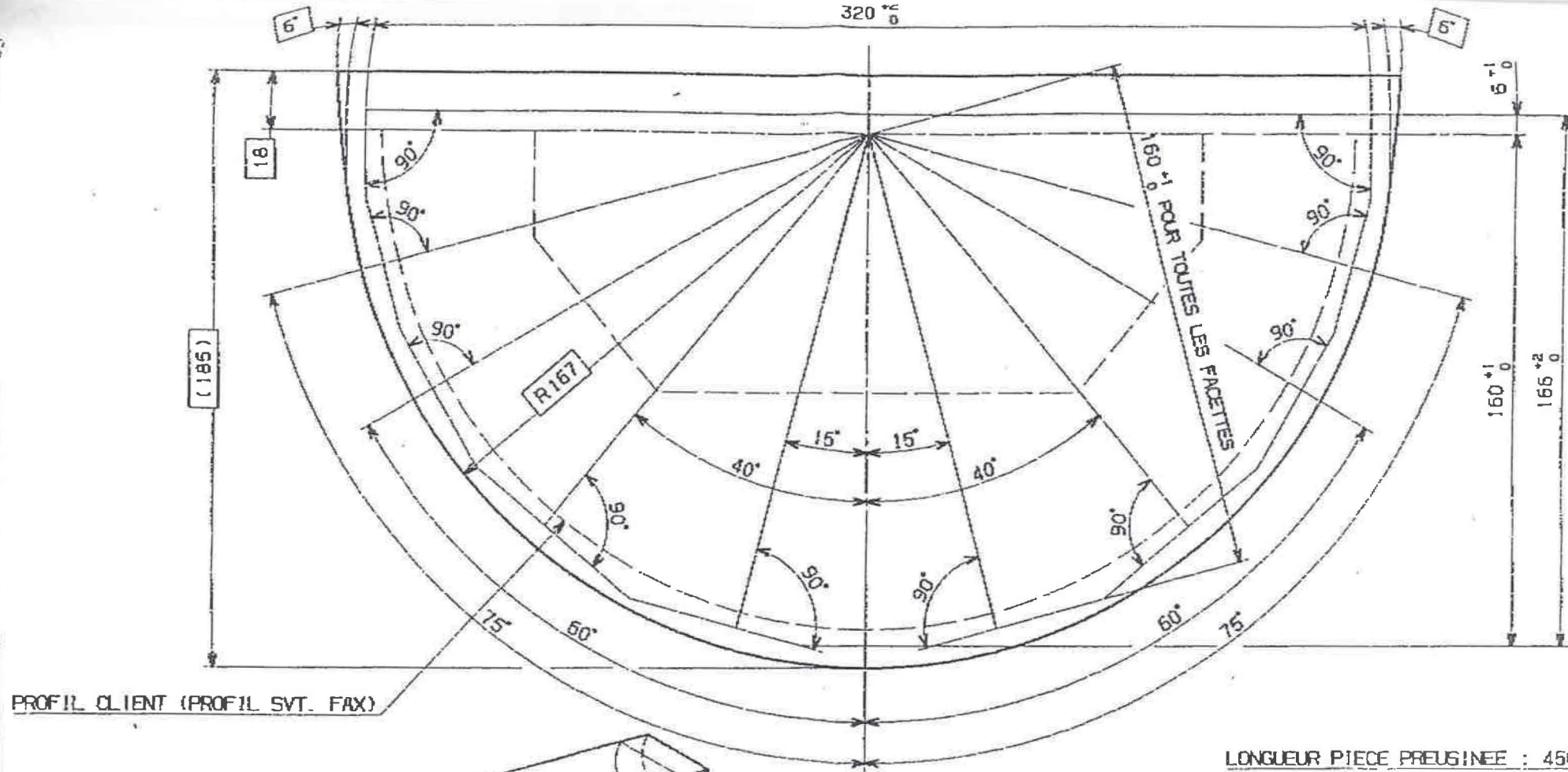
COE N°	DATE	COE N°	DATE	COE N°	DATE	COE N°	DATE
TOUTE MODIFICATION DOIT ETRE EFFECTUEE PAR SYSTEME CAO							
AUBERT & DUVAL				1/2 ROND EN CUIVRE - REP. 1			
DESSINE PAR RABAT.F		DATE 30/10/98		ECHELLE 0.75		PROFILS BRUT, PREUSINE ET FINI	
VERIFIE PAR FR						FCM N° 104	
VERIFIE PAR QA/SN							
REPERE DE CLASSEMENT Z31492.C				PLAN CLIENT			
POIDS : D-8.94				N° CROQUIS : FAX DU 17/12/98			

Gamme de fabrication réalisée. Rep 2.

Méthode

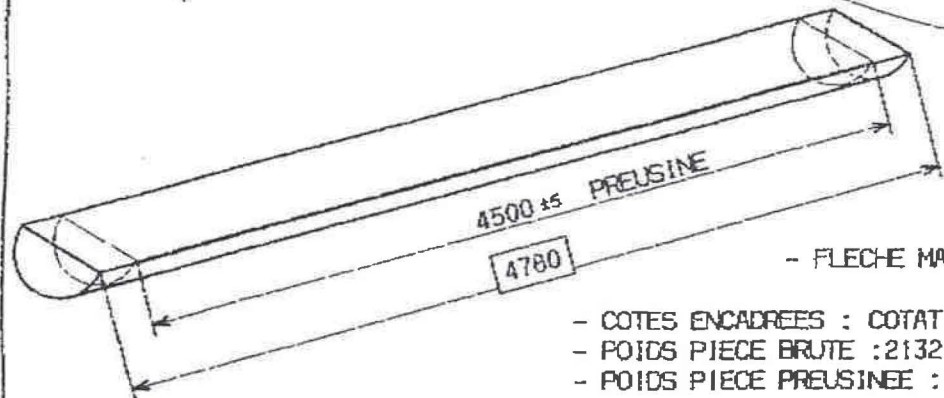
Opération	Produits à Obtenir + Consignes	Poids unit.	Date Réa.
PRELEVEMENT (FSGPS)	1 PLAQUETTE 17 MM A CHAQUE EXTREMITES A REPERER D1-E1-F1 ET D2-E2-F2 ET CONSERVER LE POINCON DU CERN SUR SCIE MISLER OU RES - RECUPERER LES COPEAUX A PART - BIEN D'EQUERRE - 1 R 410 X 2120 2510 Repère : D1-D2 1 R 410 X 2120 2510 Repère : E1-E2 1 R 410 X 2120 2510 Repère : F1-F2 2 R 410 X 20 23 AFFECTE Cde 101293/01/02 Repère : D1-D2 2 R 410 X 20 23 AFFECTE Cde 101293/01/02 Repère : E1-E2 2 R 410 X 20 23 AFFECTE Cde 101293/01/02 Repère : F1-F2		4/12/98
FRAISAGE	DRESSAGE DES FACES RECUPERER LES COPEAUX POUR EVITER TOUTE POLLUTION 1 R 410 X 2100 2480 Repère : D1-D2 1 R 410 X 2100 2480 Repère : E1-E2 1 R 410 X 2100 2480 Repère : F1-F2		12/01/99
CHAUFFAGE	TEMP. 800°C ATMOSPHERE REDUCTRICE FDC. 600°C MINI		
EBAUCHAGE	REFT. EN SOUFLE FOM 104 - H = 1400 MM PREVOIR UN BOUCHON SUP DE 100 MM REFT LIBRE H = 950 MM REETIRAGE DIA 550 MM 1 R 550 X 1150 2450 Repère : D1-D2 1 R 550 X 1150 2450 Repère : E1-E2 1 R 550 X 1150 2450 Repère : F1-F2		14/01/99
TOURNAGE	RECUPERER LES COPEAUX AFIN D'EVITER TOUTE POLLUTION ECROUTAGE MINI METAL SAIN TRACE DE BRUT ADMISE AVEC REPARATION LOCALE DRESSAGE DES FACES ET CHANFREINAGE REPORTER LES REPERES 1 R 540 X 1130 2320 Repère : D1-D2 1 R 540 X 1130 2320 Repère : E1-E2 1 R 540 X 1130 2320 Repère : F1-F2		25/01/99
MEULAGE EB (FME)			5/02/99

CHAUFFAGE	TEMP. 800°C ATMOSPHERE REDUCTRICE FDC. 600°C MINI		
EBAUCHAGE	REFT H = 700 MM REET CAA 460 X 1150 SENS TRAVERS REFT H = 700 MM REET P 320 X 250 ANGLES ABATTUS EN SENS LONG DU LINOT INITIAL 1 P 320 X 250 X 3180 2280 Repère : D1-D2 1 P 320 X 250 X 3180 2280 Repère : E1-E2 1 P 320 X 250 X 3180 2280 Repère : F1-F2		8/02/99
CHAUFFAGE	FORG. A L'AMBIANTE TEMP. MAXI 350°C A CONT. AVEC PYROMETRE		
FORGEAGE	ETAMPE INF. OUT FOM 104 TAS PLAT SUP. FOM 104 LONGUEUR PIECE 5000 MM 1 EF 2250 Repère : D1-D2 1 EF 2250 Repère : E1-E2 1 EF 2250 Repère : F1-F2		8/02/99
REDRESSAGE (F45R)	A FROID		8/02/99
SCIAGE (USG)	SUIVANT PLAN : Z 31493D EBOUTAGE LONG. 4550 MM 1 EF 2030 Repère : D1-D2 1 EF 2030 Repère : E1-E2 1 EF 2030 Repère : F1-F2		18/02/99
S.TR.USI.	SUIVANT PLAN : Z 31493D 1 EF 1704 Repère : D1-D2 1 EF 1704 Repère : E1-E2 1 EF 1704 Repère : F1-F2		5/03/99
ULTRA SONS (USCM1)	par contact criteres a definir par CERN		9/03/99



PROFIL CLIENT (PROFIL SVT. FAX)

LONGUEUR PIECE PREUSINEE : 4500 ± 5



- FLECHE MAXI : 3mm

- COTES ENCADREES : COTATION DU BRUT
- POIDS PIECE BRUTE : 2132 kg
- POIDS PIECE PREUSINEE : 1710 kg

INDICE	NATURE DE LA MODIFICATION	DATE	SIGNATURE
D	MODIF. PROFIL PREUSINE SUITE A DEMANDE DU CLIENT	8/2/99	RABAT.F
C	MODIF. PROFILS PREUSINE ET BRUT SUITE A MODIF DU CLIENT	18/12/98	RABAT.F
B	MODIF. PROFILS PREUSINE ET BRUT SUITE A MODIF DU CLIENT	16/12/98	RABAT.F

CDE N°	DATE	CDE N°	DATE	CDE N°	DATE	CDE N°	DATE
TOUTE MODIFICATION DOIT ETRE EFFECTUEE PAR SYSTEME CAO							
AUBERT & DUVAL				1/2 ROND EN CUIVRE - REP.:			
DESSINE PAR RABAT.F		DATE 30/10/98		ECHELLE 0.75		PROFILS BRUT, PREUSINE ET FINI	
VERIFIE PAR FR						FOM N° 104	
VERIFIE PAR QV/SK							
REPERE DE CLASSEMENT Z31493.D				PLAN CLIENT			
POIDS : D-8.94				N° CROQUIS : FAX DU 17/12/98			

COMPTE RENDU DE FORGEAGE

— PIECES VITALES —

PROCEDURE ANC 45

Nuance	Méthode de fabrication	Numéro de commande	Numéro de plan Ancizes	Gamme FO ou INTERFORGE	Outil	Four	Temps de maintien 1ère pièce	Date	VISA DES RESPONSABLES	
									FORGE	QA
UC2	ANC8	101230.01 -01			4500T	FD16		8.02.89		

AN DE CHARGEMENT:

F1

E1

D1

Rep côté Porte

CHAUFFAGE

Température: 800°

Maintien 1ère pièce: 84

Four N°: FD16

Température out : sup : inf :

Opérateur Pièce	Heure de défournement	Température de défournement	Temps four --> outil	Température début Forgeage	Température fin Forgeage	Heure de Remise au Feu	Observations
D1	8400			773°	629°	8417	(Tous cerc 300/400)
E1	8418			774°	680°	8423	Ref 14800 + étirage 1460 AA (presque octogone) sans trous
F1	8430			772°	671°	8444	+ 2x 1460 puis nettoyage des bords les cerc 3460

[illegible]

Nuance	Méthode de fabrication	Numéro de commande	Numéro de plan Ancizes	Gamme FO ou INTERFORGE	Outil	Four	Temps de maintien 1ère pièce	Date	VISA DES RESPONSABLES	
									FORGE	QA
02.	ANC 8.	101291.01.01			4500T	FD 15		08.02.99		

N DE CHARGEMENT:

CHAUFFAGE

Température: 800°

Maintien 1ère pièce: 8^h

Four N°: FD 15.

C1

B1

A1

Rep côte porte

Température out : sup : inf :

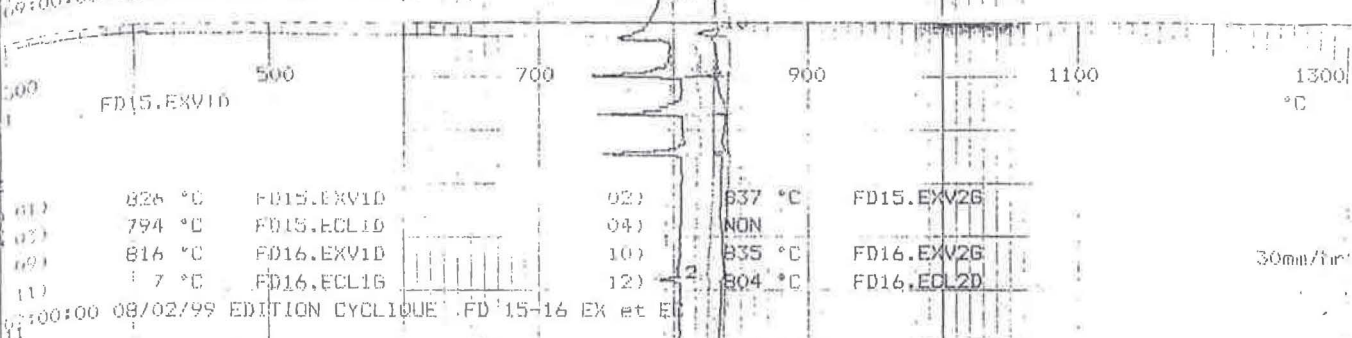
Opère Pièce	Heure de défournement	Température de défournement	Temps four --> outil	Température début Forgeage	Température fin Forgeage	Heure de Remise au Feu	Observations
445	A1			753°	658°	9H11. Houlage	(Tas surré 300/400) Ref H600. + étrépage φ 460 ^{DA}
31.	9H13			755°	660°	9H27.	(pièce octogone) sans travail
21.	9H29.			745°	653°		+ Ref H600 puis rectroge Koulage en carré de 2 H60

[illegible]

01) 872 °C FD15.EXV1D
03) 41 °C FD15.ECL1D
09) 817 °C FD16.EXV1D
11) 8 °C FD16.ECL1D
08/02/99 EDITION CYCLIQUE FD 15-16 EX et EC

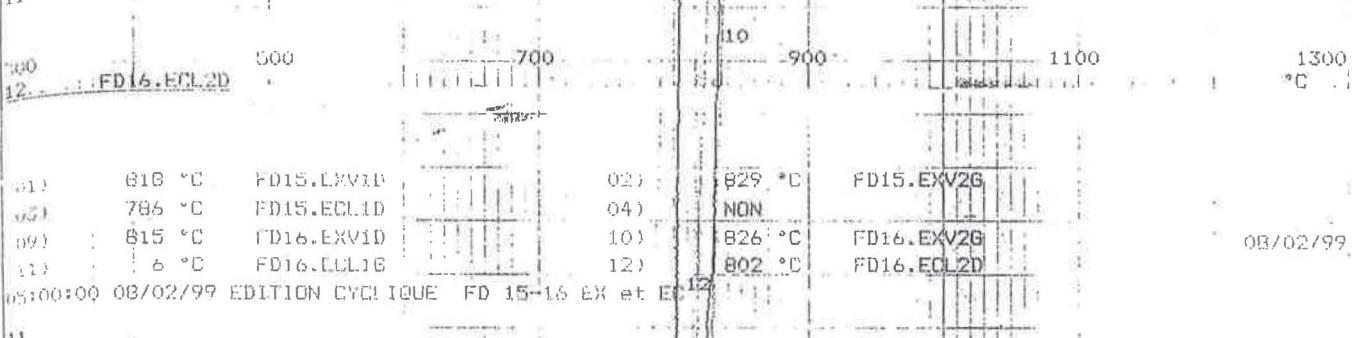
02) 839 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 831 °C FD16.EXV2G
12) 789 °C FD16.ECL2D

09:20:00



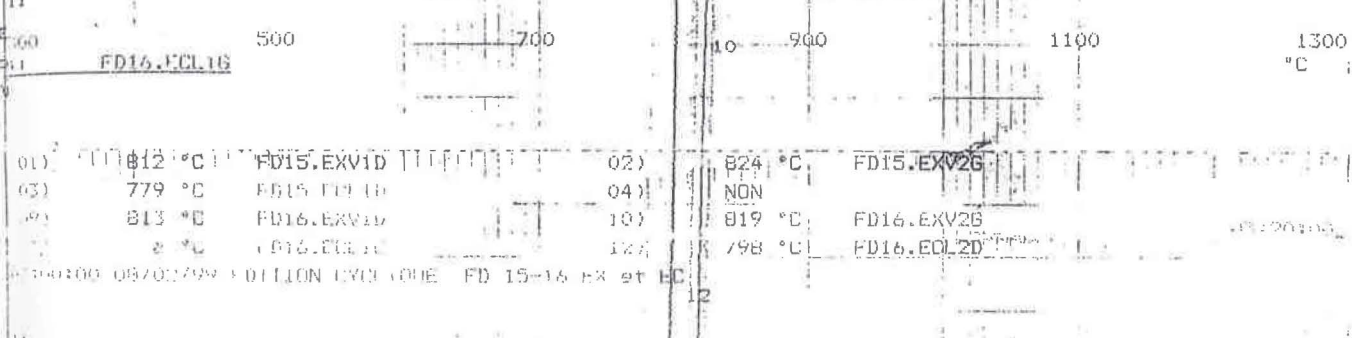
02) 837 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 835 °C FD16.EXV2G
12) 804 °C FD16.ECL2D

30mm/hr



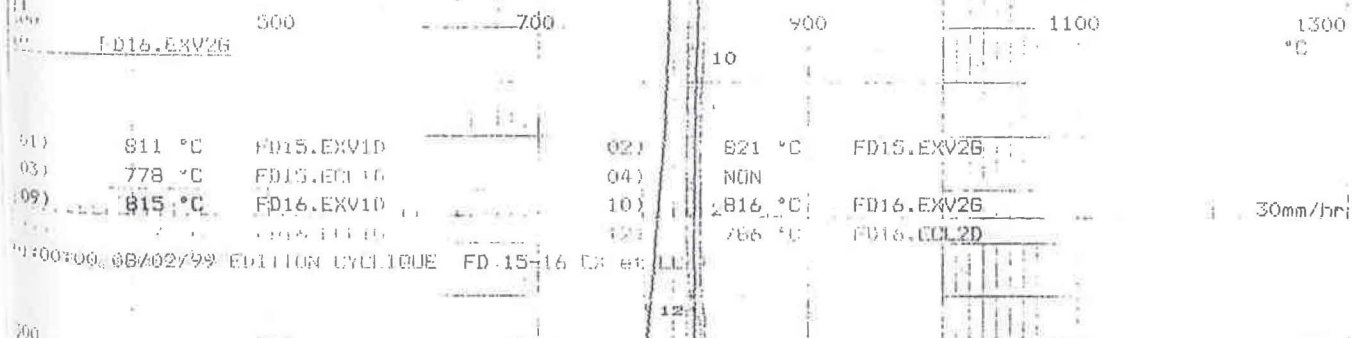
02) 829 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 826 °C FD16.EXV2G
12) 802 °C FD16.ECL2D

08/02/99



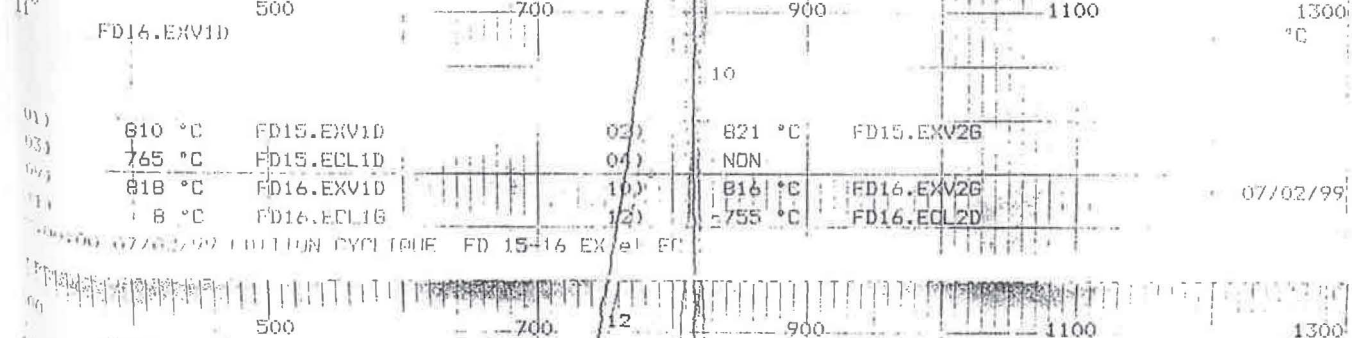
02) 824 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 819 °C FD16.EXV2G
12) 798 °C FD16.ECL2D

09:20:00



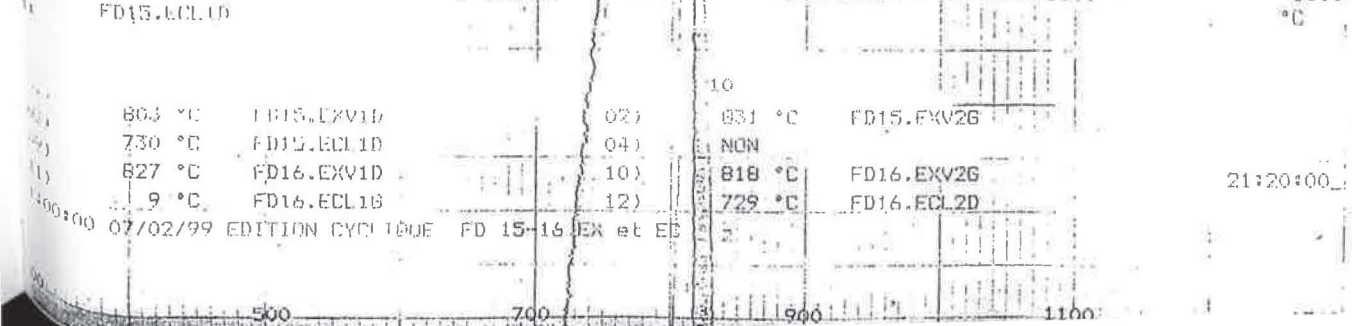
02) 821 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 816 °C FD16.EXV2G
12) 786 °C FD16.ECL2D

30mm/hr



02) 821 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 816 °C FD16.EXV2G
12) 755 °C FD16.ECL2D

07/02/99



02) 831 °C FD15.EXV2G
04) NON
10) 818 °C FD16.EXV2G
12) 725 °C FD16.ECL2D

21:20:00

Menu 31 06

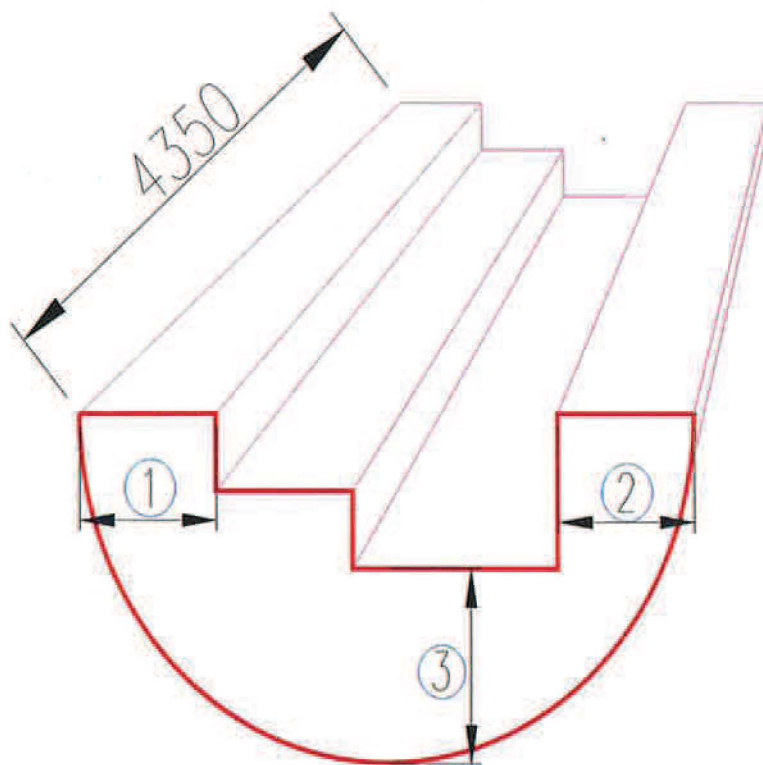
STATISTIQUES CLIENT / METAUX / POIDS DE 1997 A 1999

CERN		APE :												
*NOM DU METAL		* TOTAL PDS * JANV. * FEVR.* MARS * AVRIL * MAI * JUIN * JUIL.* AOÛT * SEPT. * OCT. * NOV. * DEC. *												
* ANNEE		* * * * * * * * * * * * * *												
TA6V	1997	14	0	14	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
CUC2	1998	3690	0	0	0	0	0	322	2351	0	633	138	47	196
TA6V	1998	3	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0	2	0
	1999	6	0	0	6	0	0	0	0	0	0	0	0	0
CUC2	1999	21859	288	0	21348	223	0	0	0	0	0	0	0	0
TOTAL GENERAL:		25573	288	14	21354	223	0	322	2352	0	633	138	49	196

ANNEXE D

Contrôles par ultrasons

Schéma de la pièce et emplacements des mesures



Les mesures d'atténuation du signal ultrasonore ont été réalisées tous les 100mm dans chacune des positions indiquées sur le schéma ci-dessus. La côte 0 est située sur la face visible sur ce même schéma.

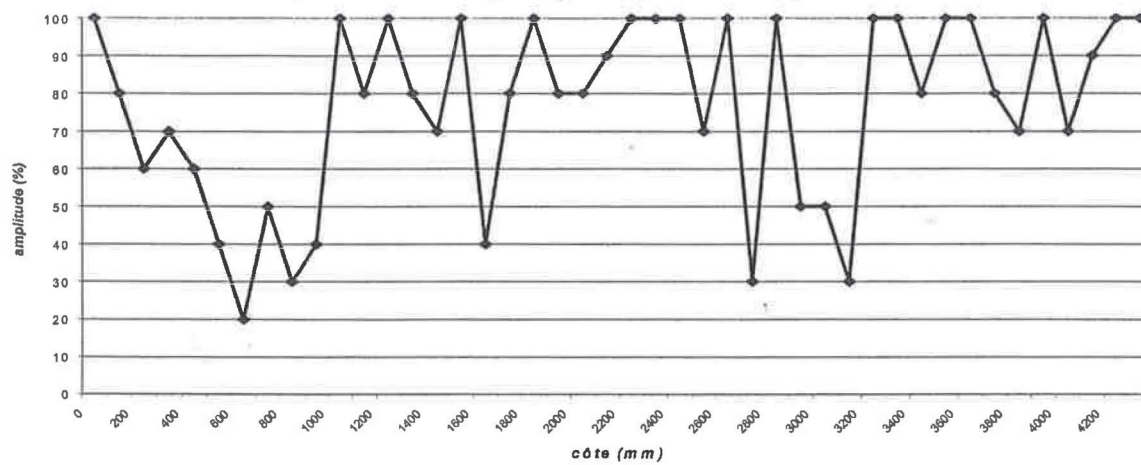
Pour les mesures, le signal est calibré à 80% de la hauteur de l'écran de l'oscilloscope. Une variation de 20% de hauteur d'écran correspond à un saut de 2 dB.

Mesure de l'amortissement du signal ultrasonore

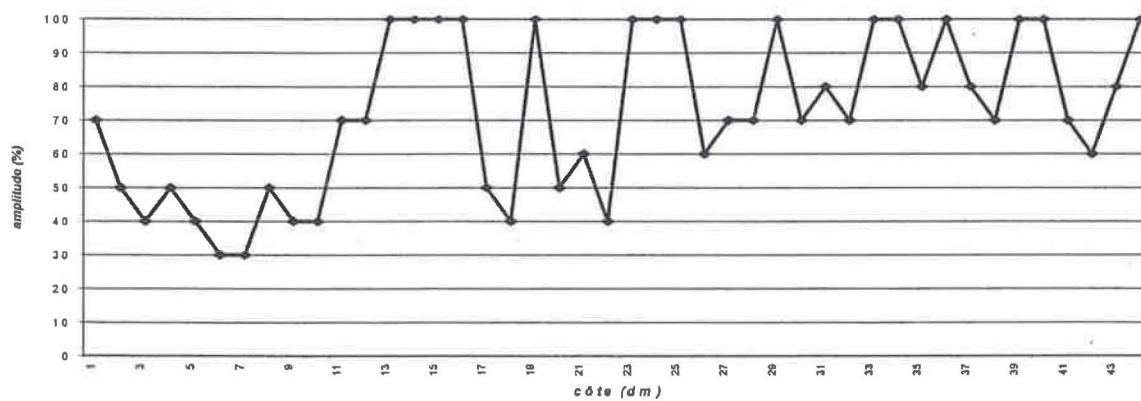
côte	Position 1	Position 2	Position 3	Position 1	position 2	Position 3	Position 1	position 2	Position 3
0	100	70	0	10	70	40	40	60	40
100	80	50	5	70	20	50	40	50	30
200	60	40	20	80	100	5	70	60	20
300	70	50	10	-20	20	10	60	50	30
400	60	40	50	80	-30	10	80	70	40
500	40	30	10	-20	60	20	40	60	50
600	20	30	30	80	100	-100	70	100	30
700	50	50	10	-20	60	-40	50	80	20
800	30	40	0	30	30	-55	40	40	40
900	40	40	60	30	30	-55	60	70	40
1000	100	70	60	40	20	10	70	100	30
1100	80	70	20	70	30	-55	50	60	30
1200	100	100	20	-15	-10	10	60	70	40
1300	80	100	30	40	10	5	60	30	70
1400	70	100	70	20	20	5	80	50	20
1500	100	100	40	40	30	20	60	60	50
1600	40	50	40	30	30	40	60	50	60
1700	80	40	40	40	40	-40	80	60	20
1800	100	100	100	70	70	20	80	30	10
1900	80	50	30	40	60	30	40	50	30
2000	80	60	20	20	20	20	40	60	50
2100	90	40	60	20	40	20	70	60	20
2200	100	100	100	20	30	20	90	60	10
2300	100	100	40	40	40	30	40	30	30
2400	100	100	60	50	30	60	40	50	40
2500	70	60	50	5	10	10	70	60	20
2600	100	70	40	40	40	60	60	30	20
2700	30	70	40	40	50	10	70	40	20
2800	100	100	100	30	30	60	70	30	20
2900	50	70	100	30	30	30	140	100	60
3000	50	80	30	10	50	50	90	90	40
3100	30	70	50	20	40	40	60	50	30
3200	100	100	100	30	10	20	40	50	30
3300	100	100	100	5	20	-30	30	50	40
3400	80	80	20	20	20	90	40	40	30
3500	100	100	30	40	50	90	80	50	10
3600	100	80	100	80	80	70	40	40	30
3700	80	70	60	20	20	-70	90	10	20
3800	70	100	60	20	30	20	40	60	40
3900	100	100	40	20	20	70	40	50	10
4000	70	70	100	20	10	50	40	40	20
4100	90	60	100	30	60	10	40	40	20
4200	100	80	100	40	40	10	40	40	20
4300	100	100	60	60	40	40	40	40	20
	Pièce A1				Pièce C1C2		Pièce B1B2		

Pièce A1(2MHz, 40dB, signal à 80% de la hauteur d'écran):

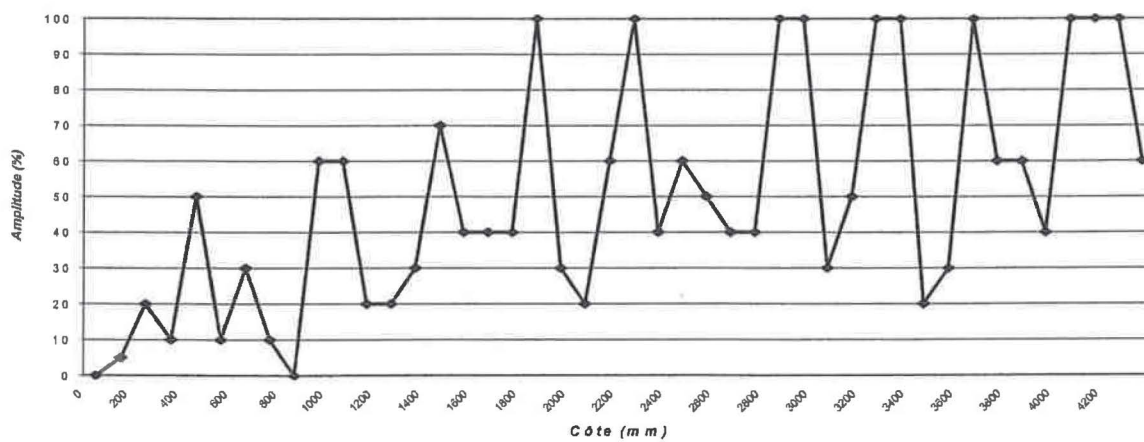
Amplitude du signal U.S, pièce A1, position 1



Amplitude du signal U.S, pièce A1, position 2

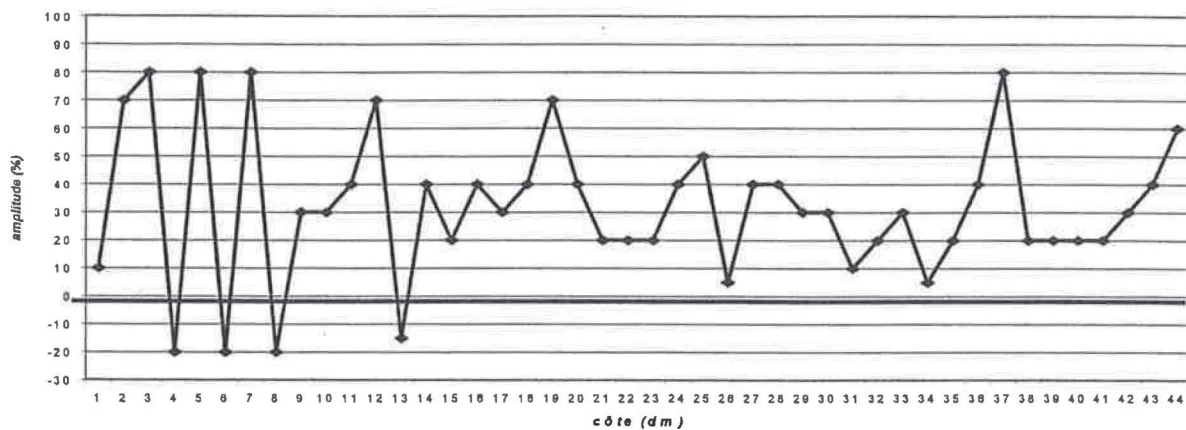


Amplitude du signal U.S, pièce A1, position 3

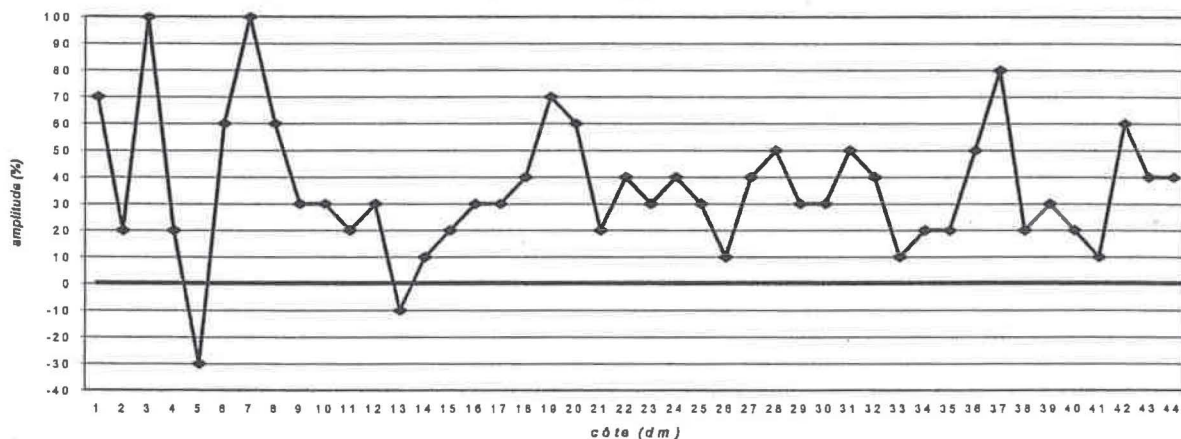


Pièce C1C2 (2MHz, 34dB, signal à 80% de la hauteur d'écran):

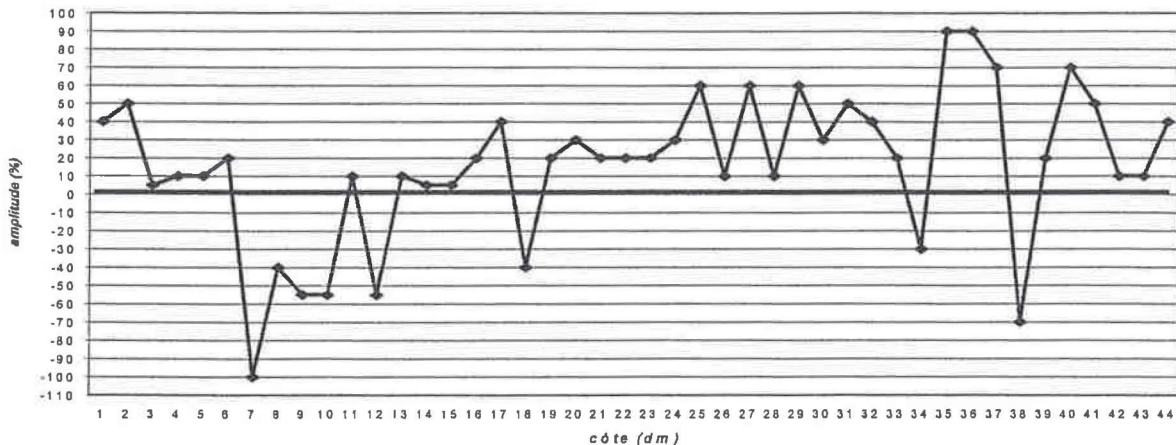
Amplitude du signal U.S, pièce C1C2, position 1



Amplitude du signal U.S, pièce C1C2, position 2

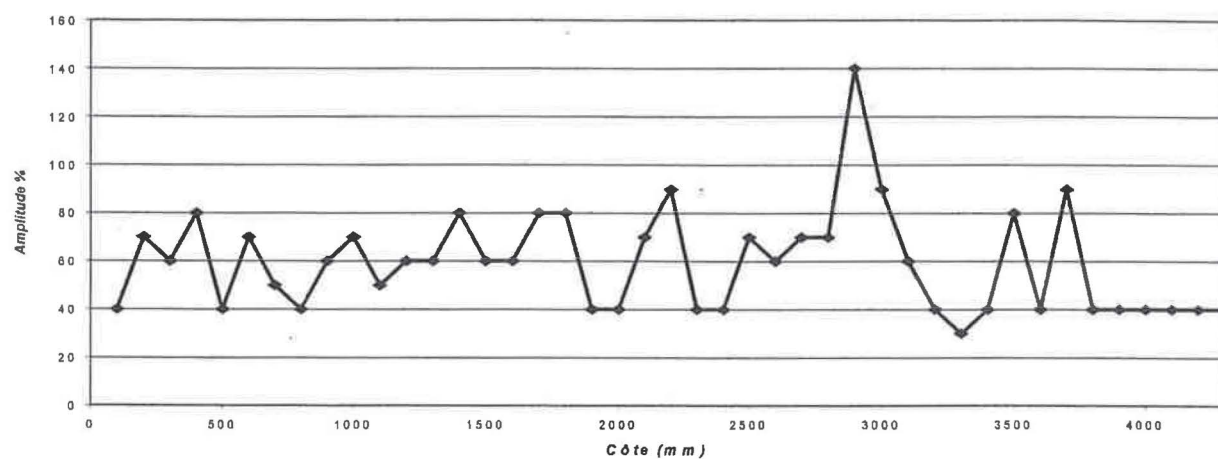


Amplitude du signal U.S, pièce C1C2, position 3

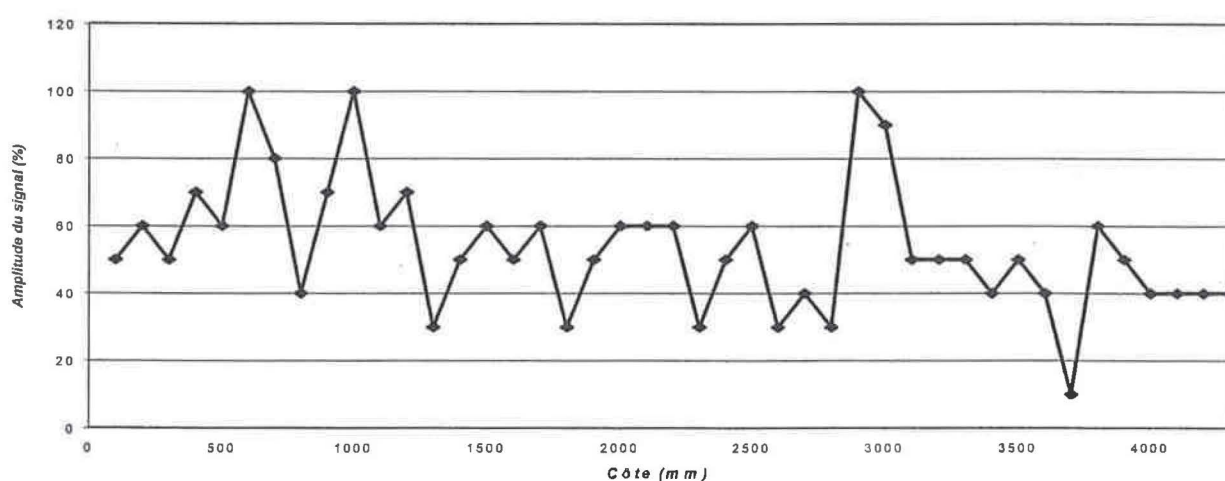


Pièce B1B2 (2MHz, 72dB, signal à 80% de la hauteur d'écran):

Pièce B1B2, position 1



Pièce B1B2, position 2



Pièce B1B2, position 3

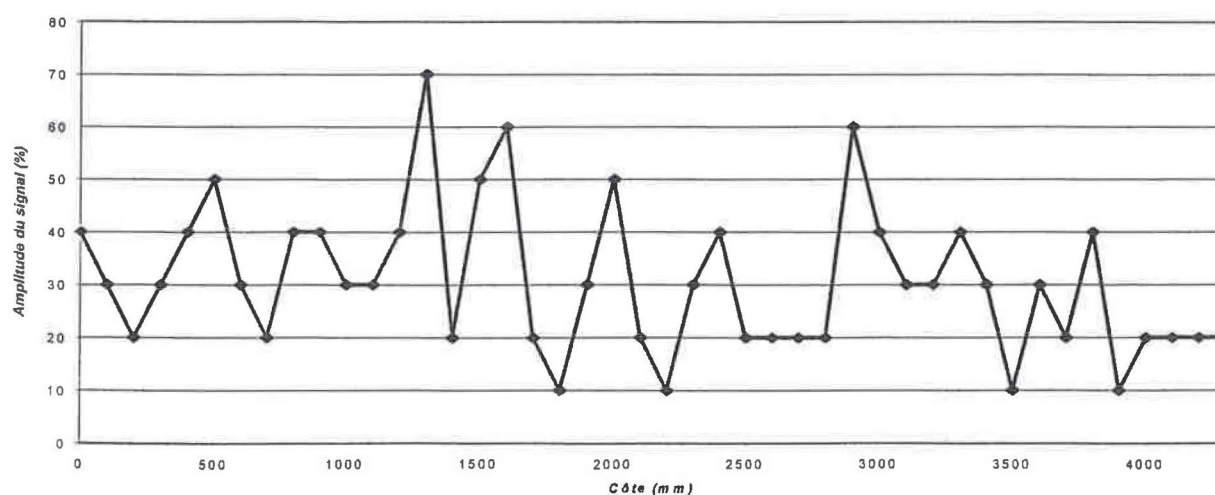
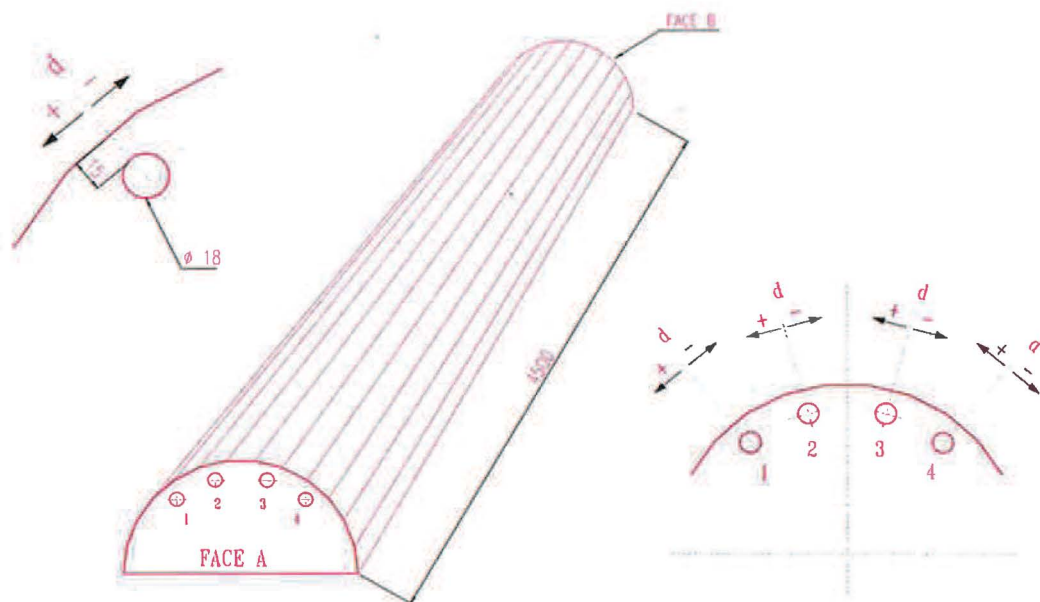
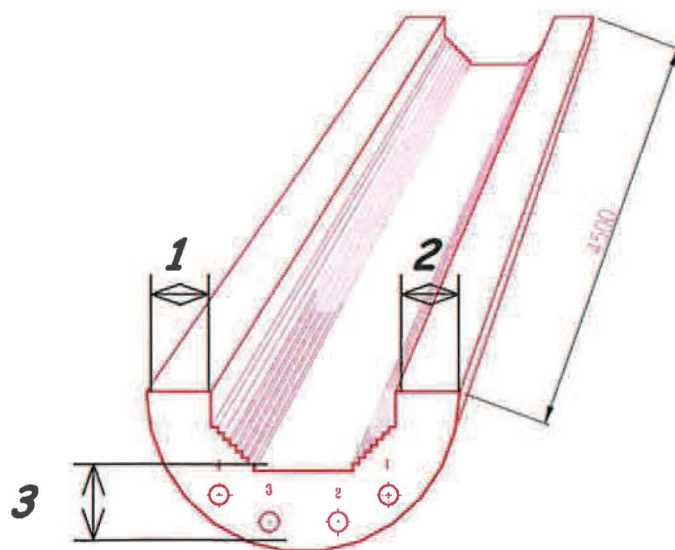


Schéma de la pièce inférieure

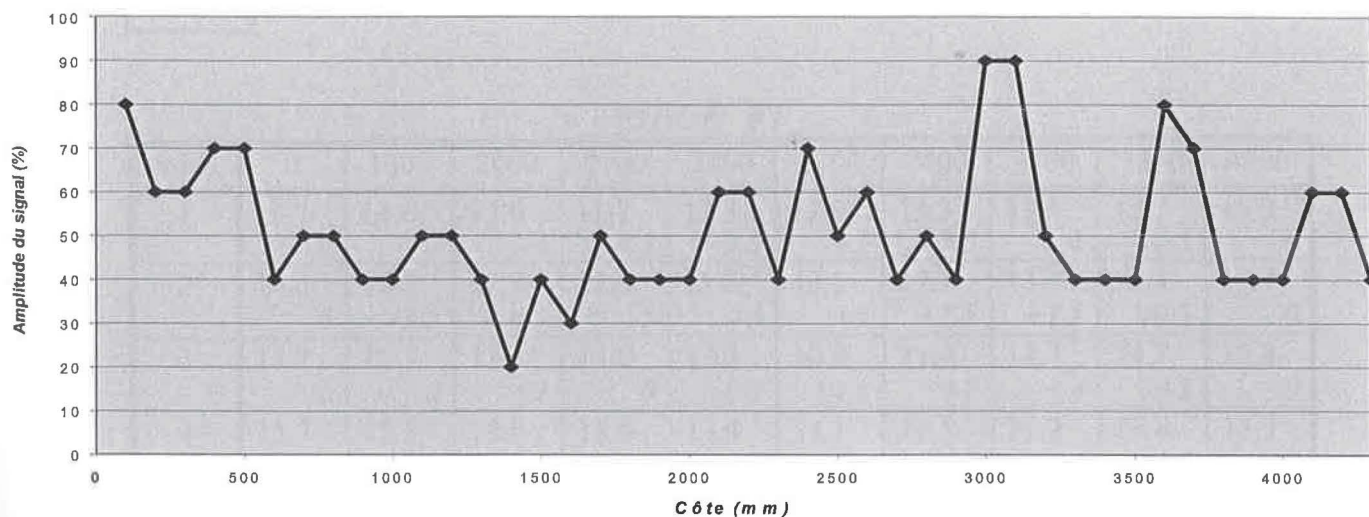


Pièce ébauchée: positionnement des mesures d'atténuation du signal ultrasonore

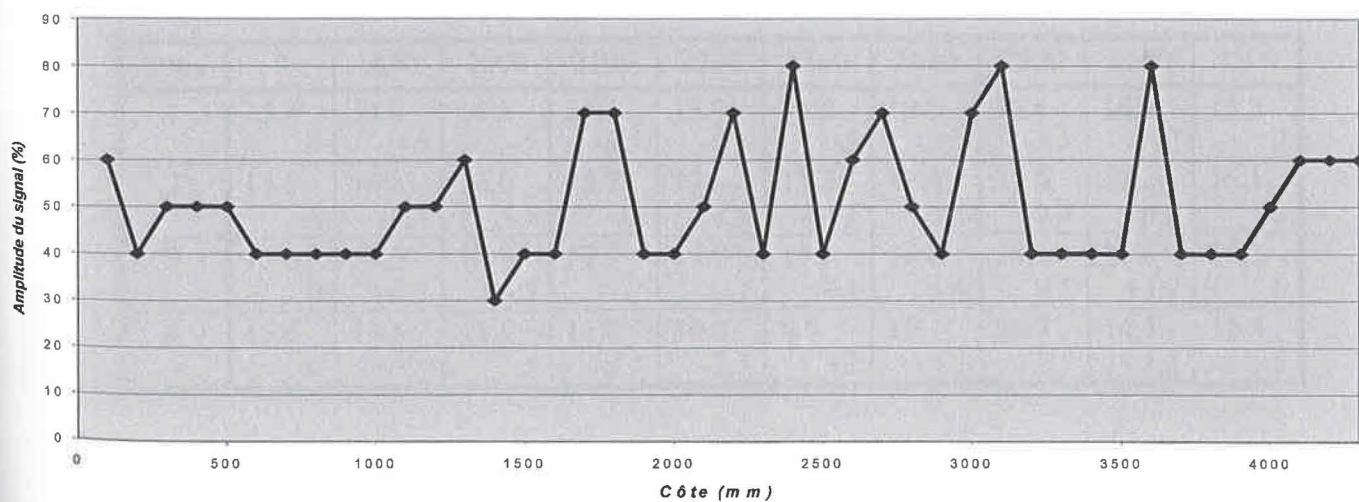


Mesure de l'amortissement du signal ultrasonore sur pièce F1 ébauchée

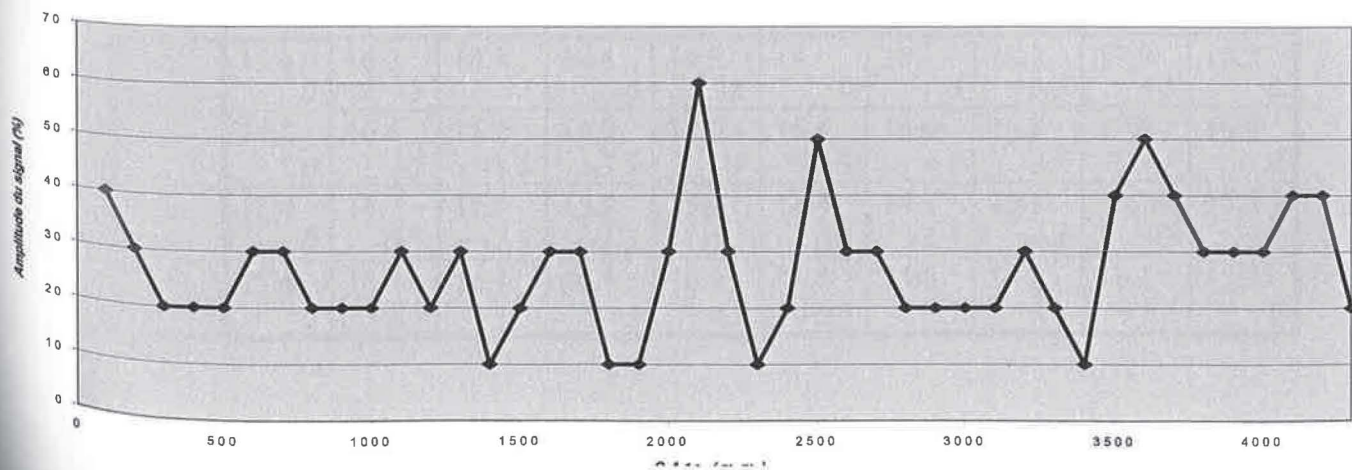
Pièce F1 inférieure, position 1



Pièce F1 inférieure, position 2



Pièce F1 inférieure, position 3



Mesure de l'emplacement des trous

(appareil Krautkrämer Branson CL 304)

Afin d'adapter les paramètres d'usinage, il a fallu déterminer l'emplacement des trous forés.

X

d

X = côte entre la face de la pièce et la circonférence du trou,

d = côte entre l'axe théorique et l'axe réel (voir schéma)

PIECE F1

trous	0	1000	2000	2100	2200	2300	2400	2500	3500	4500
1	15.7 0	14.6 0	12.0 -4	11.7 -4.5	11.3 +2.5	12.9 +1	13.3 +0.5	13.6 -1	15.7 -0.5	15.9 0
2	15.6 0	14.7 -3.5	12.3 -4.5	12.0 -5	11.5 -6	12.3 +3	12.7 +1.5	13.1 +1.5	15.3 -0.5	15.7 0
3	15.7 0	15.3 0	13.3 +1	13.0 0	12.8 -0.5	10.9 +4.5	11.4 +7	11.7 +4	14.7 +3	15.8 0
4	15.7 0	15.5 +2	13.8 +0.5	13.6 +0.5	13.4 +1.5	11.1 +4	11.5 +5	11.9 +6	14.8 +2.5	15.9 0

PIECE D1 D2

trous	0	1000	2000	2100	2200	2300	2400	2500	3500	4500
1	15.8 0	14.4 -6	14.5 -5	14.5 -3.5	13.9 -4.5	13.9 -5	16.0 -2.5	16.4 -2.5	16.8 -2	15.2 0
2	15.5 0	16.8 -0.5	16.0 -5.5	15.7 -5	13.5 -4.5	17.2 +1	17.4 -0.5	17.6 -0.5	17.2 -0.5	15.1 0
3	15.6 0	17.5 +0.5	17.9 +0.5	17.7 -1	17.7 -1	15.8 +5	16.1 +4	16.3 +5	16.8 +3.5	15.2 0
4	15.6 0	14.6 +0.5	11.4 -1.5	11.0 -3.5	10.5 -2.5	9.5 +3	10 +3	10.7 +2.5	14.5 +1.5	15.4 0

PIECE E1 E2

trous	0	1000	2000	2100	2200	2300	2400	2500	3500	4500
1	15.4 0	16.2 -2	14.8 -7	14.6 -6	14.3 -6	18 0	18 0	18.2 +0.5	17.9 +1	16.3 0
2	15.2 0	16.4 -2	15.2 -3.5	14.9 -3.5	14.6 -5	16.4 +3	16.6 +3	16.8 +3	17.4 +1	16.0 0
3	15.4 0	16.7 -0.5	16.9 -2.5	15.7 -1.5	15.4 -2	14.4 +3	14.7 +3.5	15.1 +4	16.7 +2	15.8 0
4	15.4 0	16.9 +3.5	16.4 +1.5	16.4 +3	16.1 +2	13.5 +6.5	13.8 +7	14.2 +7	16.1 +5.5	15.75 0

· ANNEXE E

Essais de traction

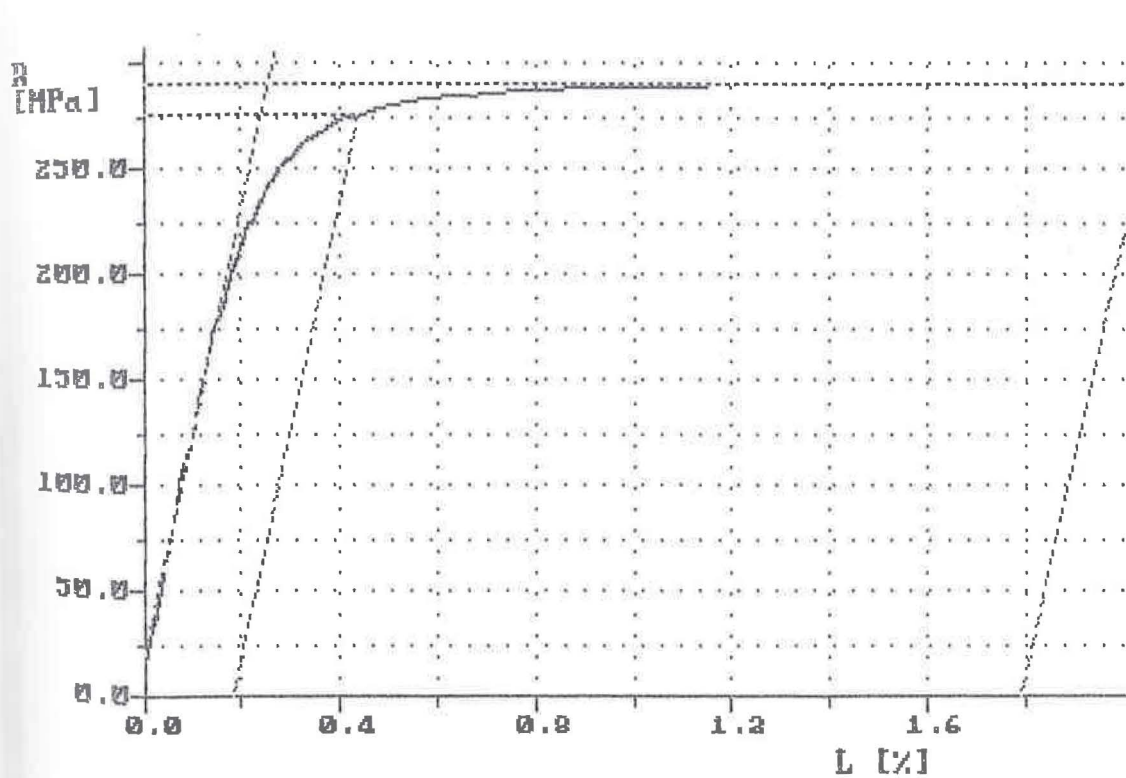
Date : 27.04.99
Temps : 13:49:37

CERN - EST/SM/MB.

CHEF DE SECTION: BACHER JP
REQUERANT: NATACHA.
TRAVAIL EFFECTUE PAR: NATACHA+LOUIS.

Numéro de serie..... : OFE 10
Nom d'essai..... : TRACTION.CUIVRE
Commentaire..... : PROGRAMME UTS.CUIVRE OFE.
Vr : 10.000 N/mm²s
Va1 : 15.000 S-%/min
Va2 : 20.000 S-%/min
Ev/Sv : 124000.0 MPa
Evaluation avec..... : Emod Module E calculé
Mode de calcul... : régression

Indicatif éprouvette.. : 10



Fm : 32837.17 N
Rm : 290.344 MPa
Emod : 106800.9 MPa
Ag : 1.810 %
A : 20.103 %
Rp 02 : 276.220 MPa

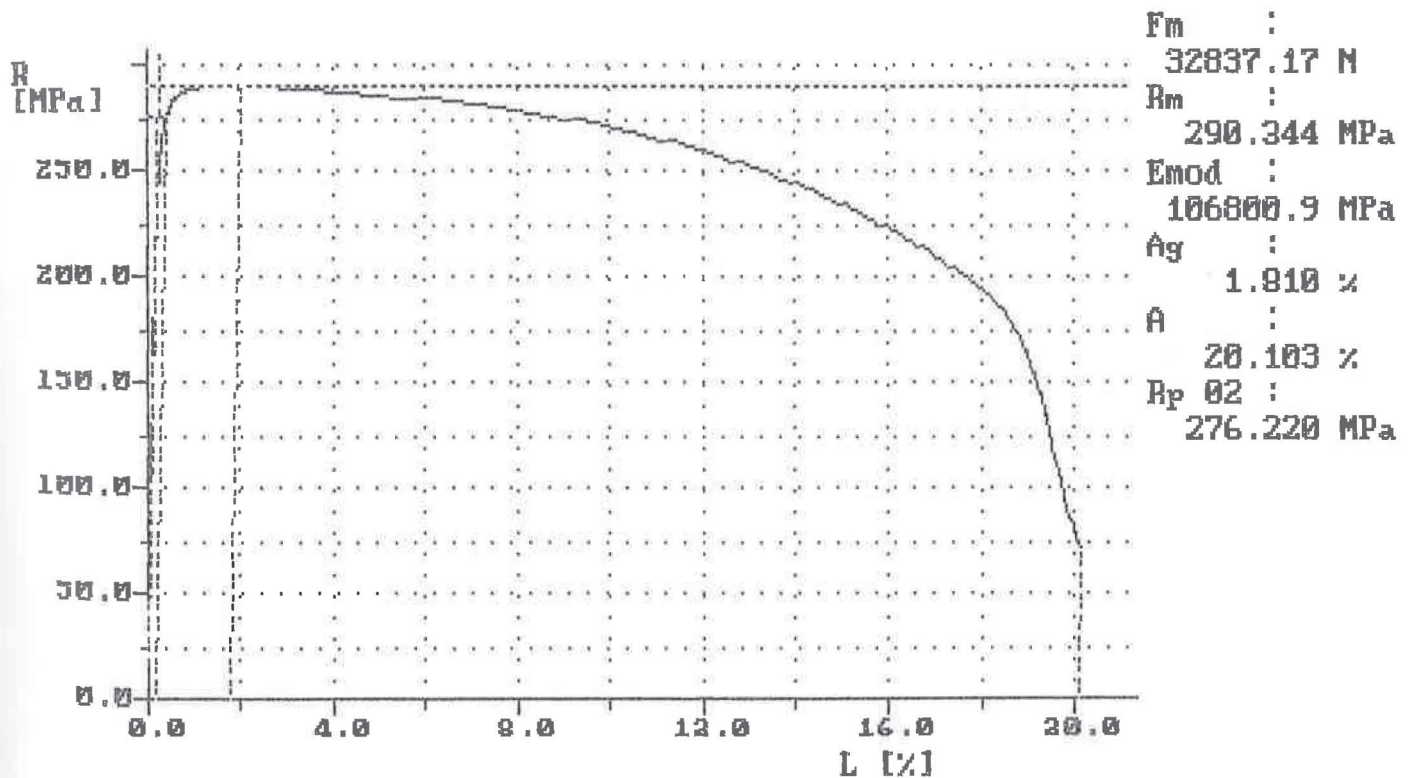
Date : 27.04.99
Temps : 13:50:18

CERN - EST/SM/MB.

CHEF DE SECTION: BACHER JP
REQUERANT: NATACHA.
TRAVAIL EFFECTUE PAR: NATACHA+LOUIS.

Numéro de serie..... : OFE 10
Nom d'essai..... : TRACTION.CUIVRE
Commentaire..... : PROGRAMME UTS.CUIVRE OFE.
Vr : 10.000 N/mm²s
Va1 : 15.000 S-%/min
Va2 : 20.000 S-%/min
Ev/Sv : 124000.0 MPa
Evaluation avec..... : Emod Module E calculé
Mode de calcul..... : régression

Indicatif éprouvette.. : 10



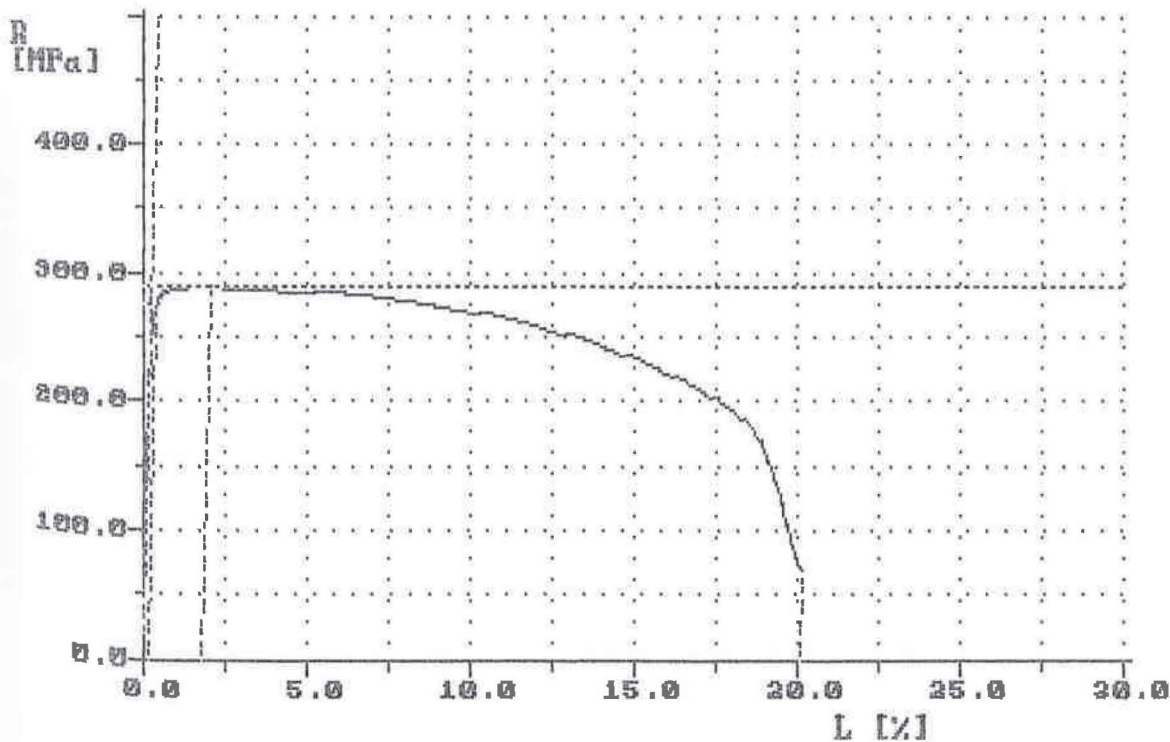
Date : 27.04.99
Temps : 13:55:19

CERN - EST/SM/MB.

CHEF DE SECTION: BACHER JP
REQUERANT: NATACHA.
TRAVAIL EFFECTUE PAR: NATACHA+LOUIS.

Numéro de serie..... : OFE 10
Nom d'essai..... : TRACTION.CUIVRE
Commentaire..... : PROGRAMME UTS.CUIVRE OFE.
Vr : 10.000 N/mm²s
Va1 : 15.000 S-%/min
Va2 : 20.000 S-%/min
Ev/Sv : 124000.0 MPa
Evaluation avec..... : Emod Module E calculé
Mode de calcul... : régression

Pk	: 10	Valeurs de référence	
L0erm	: 50.000 mm		
Fm	: 32837.17 N		
Rm	: 290.344 MPa		
Emod	: 106800.9 MPa	75.000 MPa	150.000 MPa
S0	: 113.097 mm ²		
Ag	: 1.810 %		
A	: 20.103 %		
Rp 02	: 276.220 MPa	0.200 %	



ANNEXE F

Orientation préférentielle

Pattern : 4-836

Radiation = 1.540560

Quality : High

Cu

Copper, syn / Copper

Lattice : Cubic

Mol. weight = 63.55

S.G. : Fm3m (225)

Volume [CD] = 47.24

a = 3.61500

Alpha = 90.00

Dx = 8.935

b = 3.61500

Beta = 90.00

Dm = 8.950

c = 3.61500

Gamma = 90.00

a/b = 1.00000

Z = 4

c/b = 1.00000

MELTING POINT : 1083 deg.

COLOR : Reddish

SAMPLE SOURCE OR LOCALITY : Sample from metallurgical laboratory of NBS.

SAMPLE PREPARATION : It had been heated in an H₂ atmosphere at 300 C.

TEMP. OF DATA COLLECTION : Pattern at 26 C.

GENERAL COMMENTS : Impurities from 0.001-0.01%, Ag, Al, Bi, Fe, Si, Zn.

GENERAL COMMENTS : Merck Index, 8th Ed., p. 284.

GENERAL COMMENTS : Opaque mineral optical data on specimen from unspecified locality, R_{3R}%=60.65, Disp.=Std., VHN100=96-104, Ref.: IMA Commission on Ore Microscopy QDF.

GENERAL COMMENTS : Measured density and color from Dana's System of Mineralogy, 7th Ed., 1 99.

CAS: 7440-50-8

*Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539, volume 1, page 15, (1953) primary reference : Swanson, Tatge.

Radiation : CuK α 1

Filter : Beta

Lambda : 1.54050

d-sp : Not given

SS/FOM : F8= 89(0.0112,0)

2th	l	h	k	l
43.297	100	1	1	1
50.433	46	2	0	0
74.130	20	2	2	0
89.931	17	3	1	1
95.139	5	2	2	2
116.918	3	4	0	0
136.507	9	3	3	1
144.714	8	4	2	0

ANNEXE G

Paramètres de soudage

Job Title: TIDV Beam Dump Essai Cuivre

Job number: 9901574

Date: 18/5/99

General

CNC Prg: NONE

Drawing No:

NONE

Workpiece

Material: Copper OFE

Thickness [mm]:

10

Welding Parameters

Penetration [mm]: 10

Range:

3

Acc voltage [kV]: 60

Cathode diam. [mm]:

3

Beam current [mA]: 120

Cathode current [A]:

39.3

Power [W]: 7200.0

Work distance [mm]:

350

Focus I [mA]: 900

Focus II [mA]: 460

Beam Path Parameters

Pulse time [%]: 0

Beam path freq.[Hz]:

0

Pulse freq [Hz]: 0

Path X:

0

Geometry:

Path Y:

0

Advance Parameters

Adv speed lin. [mm/s]: 12

Circumference[mm]:

0

Adv speed CNC [m/min]: 0.72

Adv speed rotary [mm/s]:

0

Diameter [mm]: 0

Welding time [s]:

0

Slope Parameters

Up slope [mm]: 5

Down slope[mm]:

5

Up slope time [s]: 0.42

Down slope time [s]:

0.42

Up slope [deg]: 0

Down slope [deg]:

0

Tacking Parameters

Acc. volt. [kV]: 60

Adv. speed [mm/s]:

12

Beam cur. [mA]: 50

Current [mA]:

0

Focus I [mA]: 900

Up slope [mm]:

5

Focus II [mA]: 460

Down slope [mm]:

5

Work dist. [mm]: 350

Comments

General: Essai bord à bord sur bloc forgé 01-180599-OFE.txt

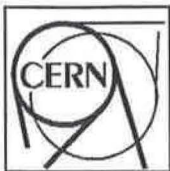
Tacking: 2 pts

Welding: Bon comportement. Soudure calme.

Joint: Dégraissage (+ de 1 mois) Pas de brossage avant montage.

ANNEXE H

Rapport technique *Soudabilité du cuivre OFE par faisceau d'électrons*



GENÈVE, SUISSE
GENEVA, SWITZERLAND

Metallurgy and Brazing Section

EST/SM/MB	Report	18.05.99
Requested by: M. Tardy Thierry		
Analyse d'un cordon de soudure par faisceau d'électrons sur du Cuivre OFE (Dumps)		
1. Introduction Analyse en coupe transverse d'un cordon de soudure par faisceau d'électrons à l'aide de métallographies.		
2. Materials Cuivre OFE (pour absorbeurs de faisceaux LHC).		
3. Tests and results Voir les différentes micrographies . • Peu d'inclusions (au niveau de la soudure et de la zone non affectée): type B , classe 1. • Après attaque à l'acide nitrique à 50 % : Cordon de soudure : ♦ Présence de quelques porosités ($\phi \approx 25 \mu\text{m}$) au niveau de l'axe de la soudure probablement dues à l'absence de brossage (annexe 1) ♦ Pas de fissuration ♦ Pas de défauts de forme ♦ Pas de cavités ♦ Bonne pénétration ♦ Petits grains à l'intérieur de la racine (micrographie n°4) ♦ Dimensions du cordon de soudure en V: - Longueur de la couronne à la racine $\approx 7800 \mu\text{m}$ - Longueur de la racine $\approx 1500 \mu\text{m}$ - Zone de diffusion après la racine (longueur $\approx 800 \mu\text{m}$) avec petits grains de $30 \mu\text{m}$ - Ratio largeur cordon / longueur cordon ≈ 0.5 → Longueur du cordon de soudure $\approx 10 \text{ mm}$ - Largeur au niveau de la couronne $\approx 6000 \mu\text{m}$ - Largeur à mi-longueur de la soudure $\approx 5000 \mu\text{m}$ - Largeur au début de la racine $\approx 2000 \mu\text{m}$ ♦ Aspect des grains au niveau de l'axe de la soudure: - Classe 1:2 dans l'axe de la soudure (micrographie n°5)		

- Grains allongés dont la longueur et la largeur diminuent à l'approche de la racine tendant vers 1:1 :
 - Couronne : 220 μm de long et 70 μm de large
 - Centre de la soudure : 100 μm de long et 30 μm de large
 - Racine : 30 μm de long et 15 μm de large environ

- ◆ Mâcles
- ◆ Pas de bandes de glissement
- ◆ Pas d'orientation particulière des grains
- ◆ Deux sous-zones (largeurs mesurées à mi-longueur de la soudure):
 - une de 1000 μm environ avec une taille de grains moyenne de 100 μm sur 100 μm classés 1:1 et quelques grains de 900 μm sur 900 μm accolés à l'axe de la soudure
 - une autre de 1300 μm avec recristallisation (grains de 30 μm mêlés à certains de 200 μm)

Zone affectée thermiquement : pratiquement inexistante

Métal de base :

Voir micrographie n°7

- ◆ Pas de zone de transition : apparition directe de gros grains
- ◆ Bandes de glissement orientées dans la direction de la longueur de la soudure (micrographie n°6)
 - ◆ Gros grains orientés dans la direction de la longueur de la soudure
 - Longueur $\approx$ 1000 – 1500 μm
 - Largeur $\approx$ 500 – 1000
 - Contour imprécis
 - Gros grains hors norme et quelques petits d'environ 300 μm de long et de large

4. Conclusion

- porosités probablement dues à l'absence de brossage
- aspect correct du cordon de soudure
- structure de grains plus fine dans la soudure que dans le métal de base

→ opposé du schéma habituel . Explication : Vitesse de soudage très grande (12 mm/s) $\Rightarrow$ cycle thermique court $\Rightarrow$ temps insuffisant pour la croissance des grains qui restent petits

Author:
N. Raphoz



Work carried out by:
N. Raphoz



Controlled by:
S.Marsh / EST-SM

S. R. Marsh

Micrographie n°1



Cu OFE

G= x 16

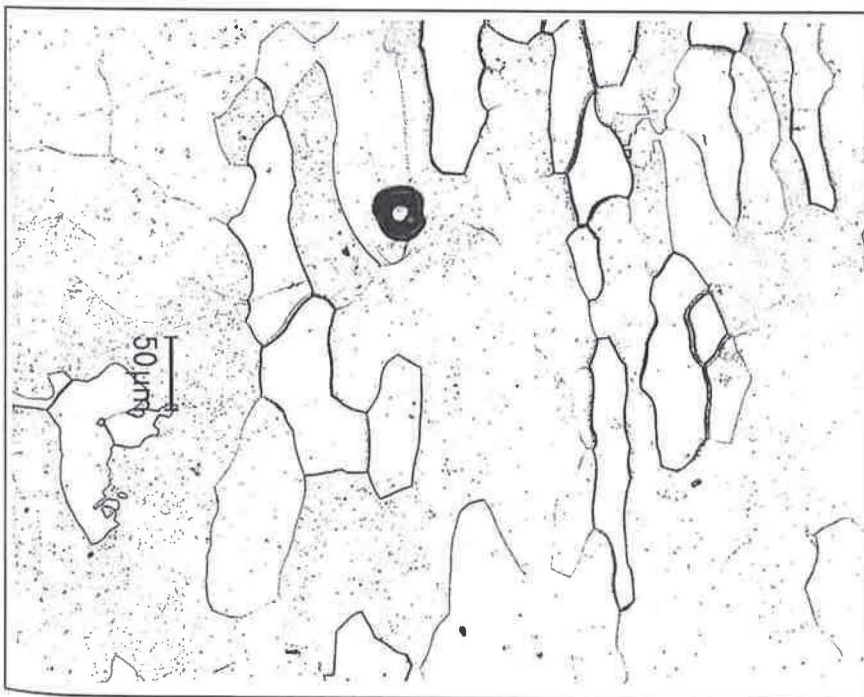
Aspect du cordon de soudure

Commentaires :

2 sous-zones

ZAT très fine

Micrographie n°2



Cu OFE

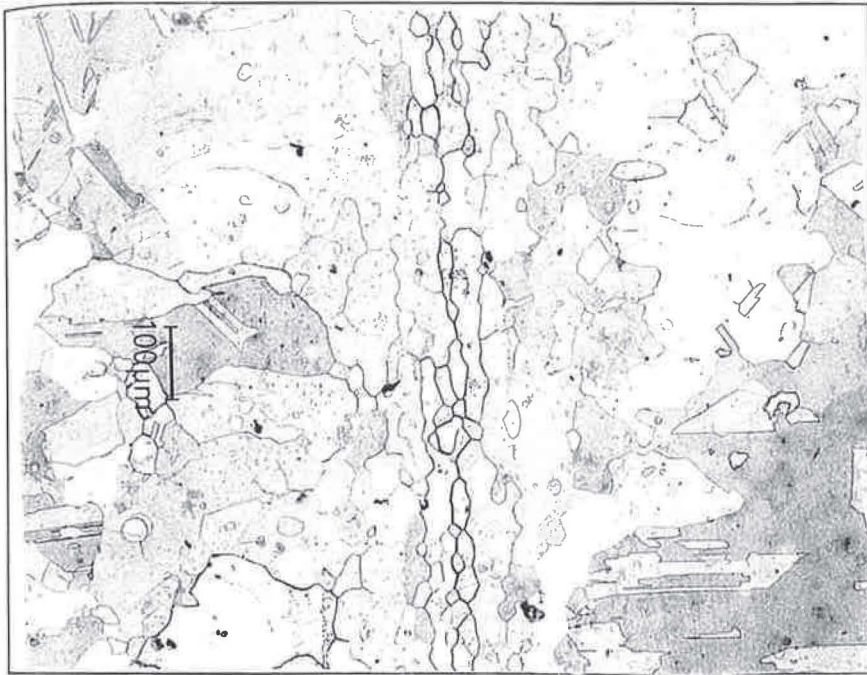
G= x 200

Au voisinage de l'axe de
la soudure

Commentaires :

Porosités Ø 25 µm

Micrographie n°3



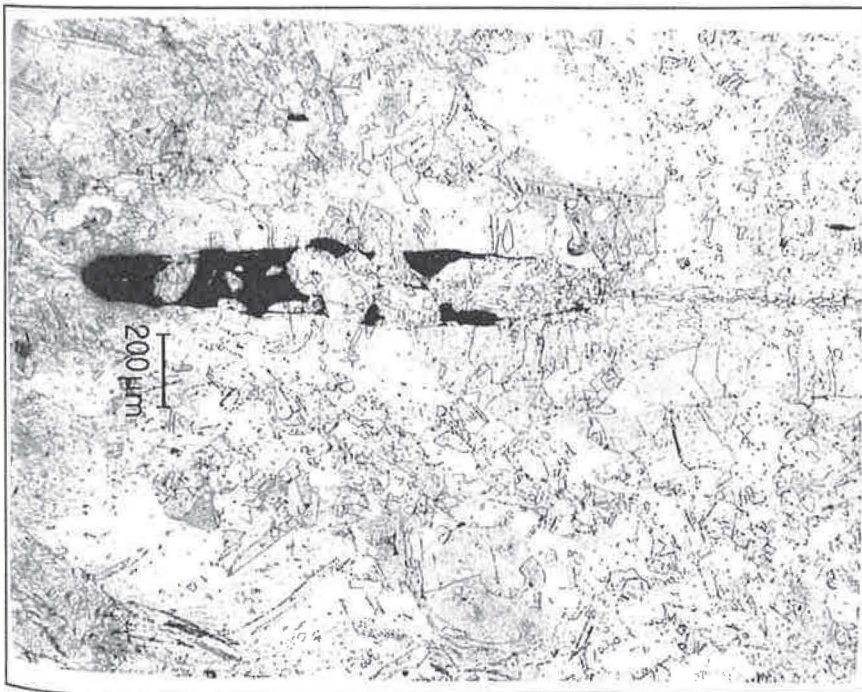
Cu OFE

G= x100

**Aspect du cordon de soudure
à mi-chemin entre la racine
et la couronne**

**Commentaires :
Hétérogénéité de taille de grains**

Micrographie n°4



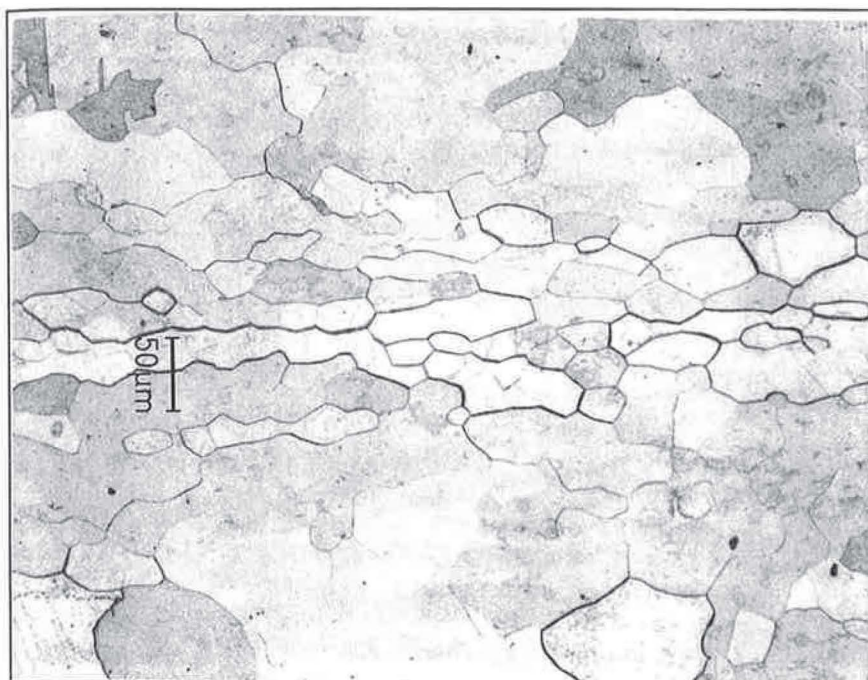
Cu OFE

G= x 50

Aspect de la racine

**Commentaires :
Petits grains d'environ 30 µm**

Micrographie n°5



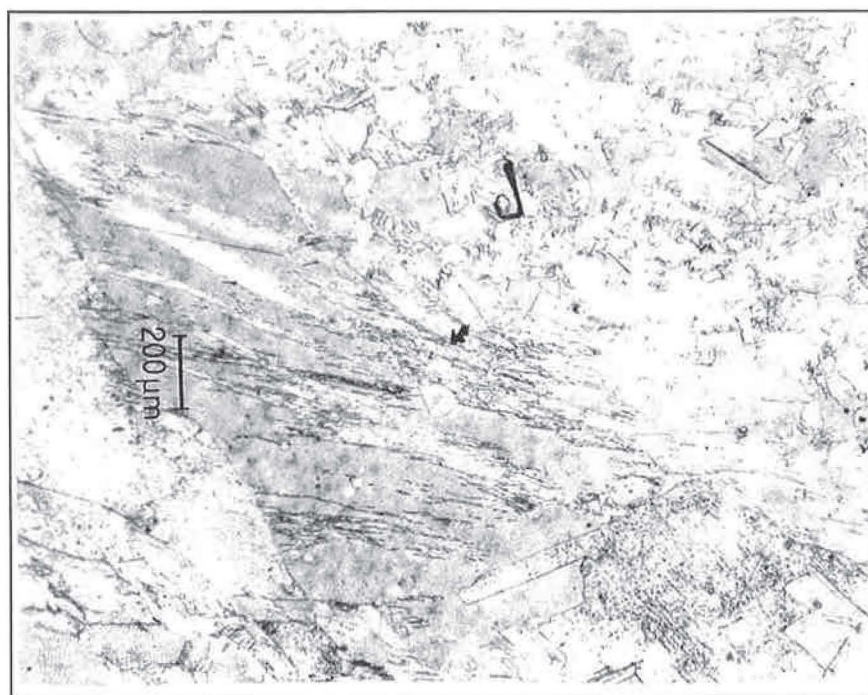
Cu OFE

G= x 200

Aspect de l'axe de la soudure

**Commentaires :
Grains de classe 1:2**

Micrographie n°6



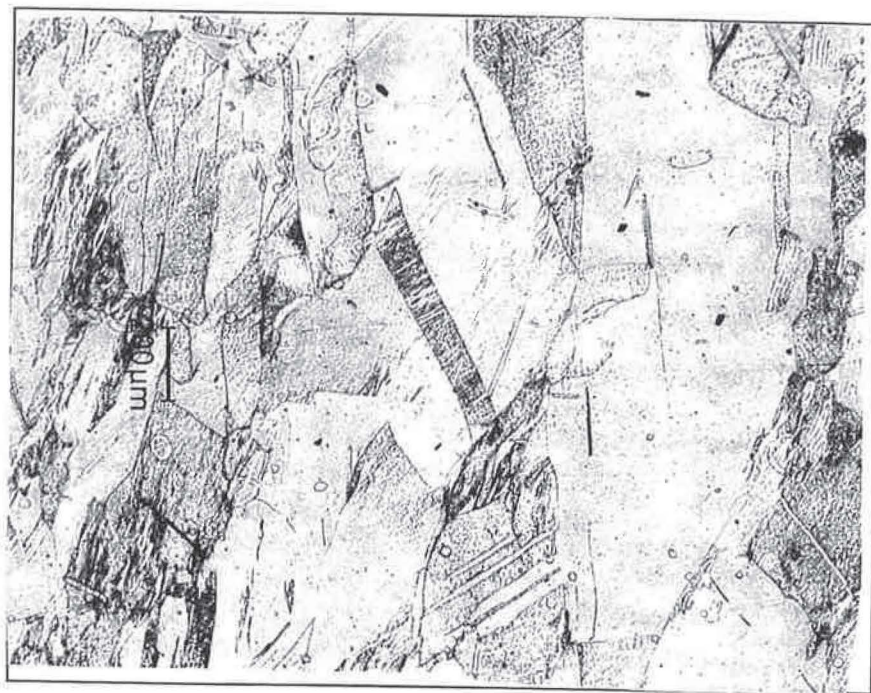
Cu OFE

G= x 50

**Passage du cordon de soudure
au métal de base**

**Commentaires :
Pratiquement pas de ZAT
(apparition de très gros grains)
Zone d'écrouissage**

Micrographie n°7



Cu OFE

G= x 50

Structure du métal de base

Commentaires :

Bandes de glissement

Gros grains hors norme

Mâcles

Bibliographie

- [1] Jens Jacobsen, *Courrier électronique*, Norddeutsche Affinerie, Juin 1999
- [2] Akihito Kuroseka & Osamu Nakao, Toshiaki Yoshikawa & Maseo Ueki, *J.Vac.Sci.Technol.A* 10(6), Nov/Dec 1992
- [3] Hannu Rajainmäki, Asko Helenius, Pekka Karhumäki and Ian Campbell, *Performance and properties of oxygen-free copper, Copper-Energy Efficiency / High Conductivity*, U.K., 1993
- [4] Centre d'information Cuivre, Laitons, Alliages, *Oxygen-free copper*, 1968
- [5] Lech Dietrich & Z.L.Kowalewski, *Development of anisotropic properties in Copper due to different types of prestraining*, Bulletin of the Polish Academy of Sciences, Technical Sciences, Vol.45, No.2, 1997
- [6] Craig Witman, Craig Lopatin, Paul Perron & Jon Swensen, *Strain rate dependency of copper recrystallization*, Shock compression of condensed matter, 1991
- [7] G.R.Shaik & W.W.Milligan, *Consolidation of nanostructured Metal Powders by rapid forging : Processing, Modelling & Subsequent Mechanical Behavior*, Metallurgical & Materials transactions A
- [8] Gilles Pomey, *Mise en forme des métaux*, Techniques de l'ingénieur M3, France, 1991
- [9] F.Arnold & J.M.Dalin, *Contrôles par ultrasons*, 1999
- [10] Centre d'information du Cuivre, *Les propriétés du cuivre et de ses alliages*, Paris, 1992
- [11] F.Springer & M.Randomski, *In Situ Recrystallization of Copper Studied by Individual Grain Orientation Measurement in the SEM*, Materials Science Forum Vols. 273-275 pp.497-502, Switzerland, Trans Tech Publications, 1998
- [12] George E.Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Mac Graw-Hill Book Company, 1988
- [13] Alan Cottrell, *An Introduction to Metallurgy*, Second edition S.I. Units, 1975
- [14] Thierry Tardy, *Soudage par faisceau d'électrons*, Communication privée, Mai 1999
- [15] P.Pouly, W.G.Form, *Etude sur l'influence de l'histoire sur la résistance au grossissement de grains dans un Cu-OF (première et deuxième partie)*, Institut de Métallurgie Structurale de l'Université de Neuchâtel, 1992
- [16] Jean Barralis, Gérard Maeder, *Elaboration, structures-Propriétés, normalisation, Précis de Métallurgie*, AFNOR, Nathan, 1997
- [17] Comte P., *Thèse de doctorat*, Institut de Métallurgie Structurale de l'Université de Neuchâtel, 1975
- [18] D.A.Porter, K.E. Easterling, *Phase Transformations in metals and Alloys*, Van Nostrand Reinhold(UK) Co.Ltd., 1981
- [19] Charles Barrett & T.B.Massalski, *Structure of Metals*, 3rd revised edition, *Crystallographic Methods, Principles and Data*, International Series on Materials Science and Technology, Volume 35, 1980
- [20] European Laboratory for Particles Physics or CERN, *SPS as LHC accelerators*, Réseau internet
- [21] Publications CERN, *LHC, le grand collisionneur de hadrons*, janvier 1997
- [22] Travaux pratiques de Métallurgie, *T.P. Défauts et déformation plastique du cuivre*, Nov.1998
- [23] *Spécification Bar Copper OFE N° 2001 - Ed.3 - 07.07.1999*
- [24] *Standard Specification for Oxygen-free Copper in wrought forms for electron devices*, Designation F 68-82
- [25] Norme internationale ISO 6520, *Classification des défauts dans les soudures par fusion des métaux, avec commentaires explicatifs*, première édition- 1982-12-01