



Soudabilité par Faisceau d'Electrons des Aciers inoxydables spéciaux pour l'Ecran de Faisceau du LHC

S. Marque, S. Sgobba/EST-SM

Keywords: Soudabilité, LHC, Inox, Ecran faisceau, Cryogénie

Résumé

Dans le cadre de la réalisation de l'écran de faisceau du LHC, une étude de la soudabilité par Faisceau d'Electrons d'aciers inoxydables enrichis en azote a été menée. Les propriétés mécaniques et magnétiques des joints soudés par cette technique ont été évaluées aux basses températures.

La forte teneur en azote et en manganèse des trois aciers étudiés garantit une bonne stabilité austénitique. Une combinaison opportune des paramètres de soudage (vitesse, puissance, pulsation, vibration,...) permet d'éviter la précipitation de phases magnétiques (ferrite delta).

La totale absence de ferrite a pu être garantie dans le cordon de soudure pour deux nuances alors qu'elle a été fortement limitée pour la troisième.

Après soudage, l'acier doit conserver une susceptibilité magnétique inférieure à $5 \cdot 10^{-3}$, pour un champ magnétique nominal de 8.4 T, entre les températures de 5 K à 20 K. D'autre part, un bon comportement mécanique est nécessaire dans la même gamme de températures (aucune fragilité locale ne doit apparaître).

L'avantage de cette technique réside dans la possibilité d'obtenir des soudures totalement austénitiques pour deux nuances, ce qui pourrait compenser les difficultés de sa mise en oeuvre et les allongements à la rupture des joints soudés plus faibles que ceux obtenus par TIG.

1. INTRODUCTION

Nous présentons en premier lieu les résultats de l'étude de la soudabilité par Faisceau d'Electrons (FE) de plusieurs nuances d'acier inoxydable austénitique. Ce travail s'inscrit dans une étude plus générale de soudabilité d'aciers inoxydables spéciaux et suit une étude comparable de soudabilité TIG [1].

Le soudage FE est à priori une technique prometteuse puisqu'elle met en jeu de relativement faibles transferts thermiques (comme le témoigne l'absence de Zone Affectée Thermiquement (ZAT)). Nous pouvons donc espérer que toute précipitation ferritique puisse être éliminée par cette méthode.

Les propriétés mécaniques (essais de traction) et magnétiques sont évaluées. En particulier, la susceptibilité magnétique est mesurée puisque l'acier retenu pour l'écran de faisceau devra présenter, après soudage, un comportement totalement amagnétique (susceptibilité magnétique $< 5.10^{-3}$ pour un champ nominal de 8.4 T, entre 5 K et 20 K [2]).

2. ACIERS ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Trois aciers, connus pour ne pas présenter de transition ductile-fragile à basse température, sont candidats pour la réalisation de l'écran de faisceau du LHC. Leur composition est donnée dans le tableau ci-dessous (Tableau 1) :

ACIERS	Cr	Mo	Si	Ni	Mn	N	C
13RM19 (S)	18.5		0.8	7	6	0.25	0.11
UNS21904 (U)	20			7	9	0.38	0.03
X20MDW (A)	20.35	2.12	0.4	9.57	3.97	0.366	0.034

Tableau 1 : Composition des aciers à l'étude. Sandvick (S), Aubert et Duval (A), Ugine (U)

Bien que leur forte teneur en azote et en manganèse garantisse la stabilité austénitique, l'opération de soudage pourrait localement faire apparaître des phases fragilisantes (ferrite delta). De même, une transformation martensitique (éventuellement induite par une contrainte) pourrait fragiliser l'acier lors de cyclages thermiques à basse température.

Des observations microstructurales ont été employées pour révéler les phases magnétiques et/ou fragilisantes éventuellement présentes après soudage. Des contrôles radiographiques ont aussi permis de repérer les défauts éventuels de compacité.

Des essais de traction à 4.2 K ont été réalisés au CERN, des éprouvettes de section carrée (1 mm^2) et de longueur calibrée de 25 mm ont été mesurées dans un cryostat spécialement conçu. Deux capteurs LVDT (Linear Variable Differential Transformer) fixés sur la longueur calibrée de l'éprouvette permettent des mesures de grande précision de la déformation (jusqu'à 15%); l'enregistrement de la totalité de la partie plastique est assuré par un potentiomètre carbone. Les signaux analogiques des trois capteurs sont convertis par un ADC 16 bits puis traités par un logiciel développé sous LabView. La résolution en déplacement qui a pu être obtenue est inférieure à $0.2 \mu\text{m}$; les éventuels effets de flexion de l'éprouvette, dus à un mauvais alignement, sont compensés par le moyennage des signaux des deux capteurs LVDT.

Les mesures de susceptibilité magnétique ont été sous-traitées au CENG de Grenoble qui dispose d'un susceptomètre à courant alternatif. La susceptibilité a été mesurée par une méthode d'inductance mutuelle [3] sous un champ de 35 Oe en fonction de la température, entre 4.2 K et la température ambiante.

Bien que la température de l'écran de faisceau ne soit pas inférieure à 4.2 K lors du fonctionnement normal de la machine, en cas d'arrêt du faisceau de particules, il pourra se refroidir jusqu'à 1.9 K. Il est peu probable que de grands changements métallurgiques, causés par ces cyclages thermiques, apparaissent. Pour la nuance X20MDW la susceptibilité magnétique mesurée entre 1.2 K et 4.2 K n'évolue guère entre ces deux températures et est une fonction continue de la température [4].

3. RESULTATS EXPERIMENTAUX

3.1 Résultats des essais de soudage

3.1.1 IDENTIFICATION DES PARAMÈTRES CONTRÔLABLES

La précipitation de la ferrite delta est due à la permanence de l'acier à des températures élevées, la plage de stabilité de la phase delta étant comprise entre 1400°C et 1530°C.

L'appauvrissement en azote du métal de base et du métal fondu, par diffusion, peut aussi réduire la stabilité austénitique.

Les paramètres à contrôler, pour éviter un échauffement excessif du métal de base et du métal fondu, sont :

- la vitesse de soudage (v),
- la puissance transportée par le faisceau (W),
- la focalisation du faisceau (soudage en "key-hole" (focalisé ou défocalisé) ou en conduction thermique).

Le soudage en "key-hole", continu ou pulsé, consiste à "trouer" initialement la pièce à l'aide d'un faisceau d'électrons de diamètre très réduit (donc très énergétique) et ensuite à fondre par conduction une faible couronne de métal de base entourant ce faisceau (capillaire), sur toute la longueur de la soudure.

Le soudage en conduction thermique utilise un faisceau de diamètre beaucoup plus grand qui chauffe la pièce, sur une large zone, jusqu'à sa fusion. La puissance nécessaire au faisceau est, en général, plus importante qu'en "key-hole".

A chaque vitesse d'avance correspondent une puissance et une focalisation optimales du faisceau qui donnent lieu à un fin cordon.

En première approximation, nous pouvons combiner les trois paramètres cités pour obtenir une valeur de densité d'énergie (), acceptable pour chaque type d'acier, qui correspond à un cordon de taille et de pénétration optimales sans précipitation ferritique (Figure 1).

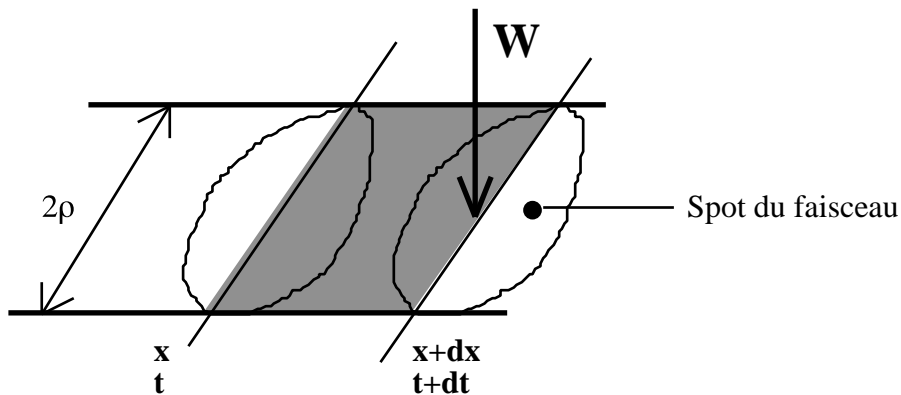


Figure 1 : Flux d'énergie.

La densité d'énergie, , est approximativement :

$$= \frac{W}{v \cdot 2} \quad (1)$$

W dépendant de la tension appliquée au canon, de l'intensité du filament et des paramètres de pulsation. 2 est le diamètre du cordon de soudure qui est mesuré après soudage et dépend essentiellement de la puissance du faisceau et de la focalisation choisie. Toutefois, pour les essais en conduction thermique, une valeur de 2 ne peut pas être bien définie car le diamètre mesuré après soudage est bien supérieur au diamètre réel du spot.

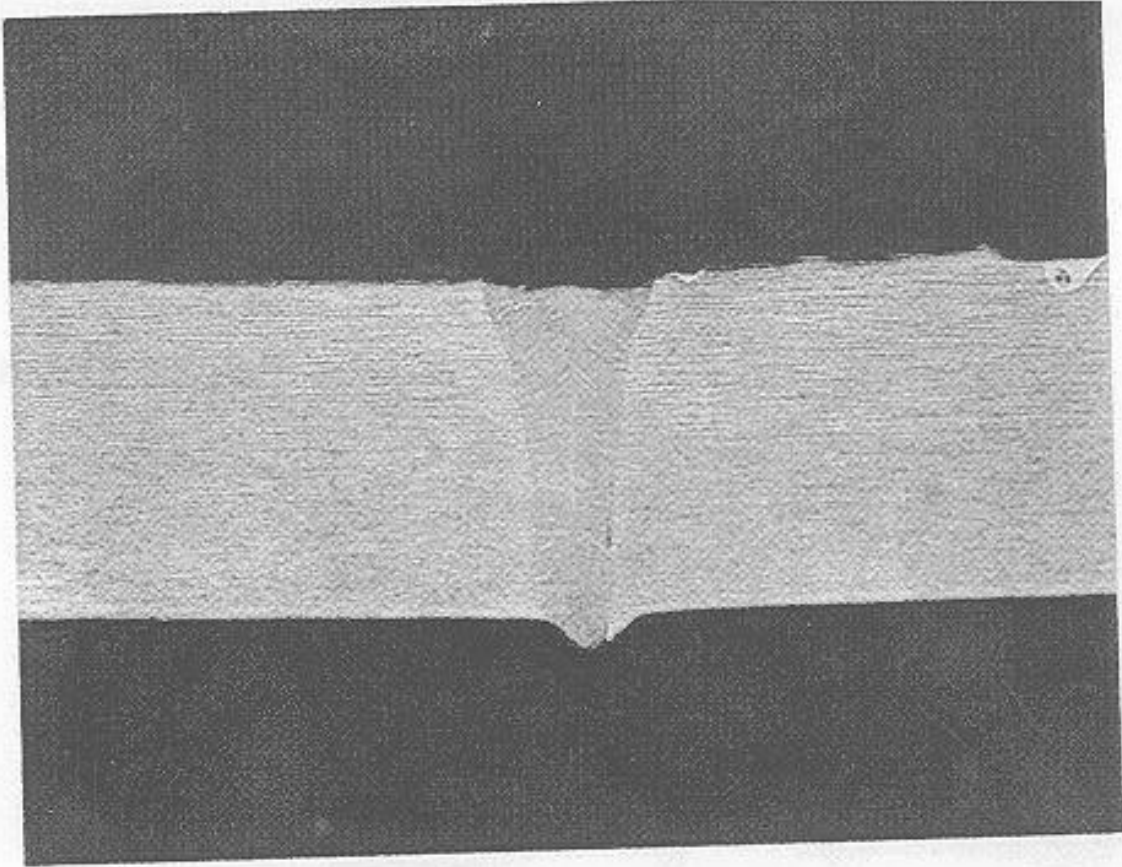
3.1.2 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX (Annexe 1)

3.1.2.1 Acier 13RM19

Pour obtenir une bonne compacité du cordon, il est nécessaire d'ajuster la puissance à la vitesse d'avance utilisée. Nous avons alors balayé de larges gammes de vitesse (1 à 2.5 m/min) et de puissance moyenne (200 à 375 W) afin d'obtenir la valeur optimale de la densité d'énergie.

D'après les observations microstructurales, il apparaît qu'une valeur de de l'ordre de 13 J/mm² en "key-hole" continu est la plus adaptée à cet acier (Photos 1).

La nuance 13RM19 étant relativement enrichie en carbone, la précipitation de carbures aux joints de grains est facilement visualisable. Elle permet de mettre en évidence une zone proche du métal de base dans laquelle la température a été suffisante pour dissoudre les carbures (Photo 1a) mais suffisamment faible pour ne pas produire une recristallisation (photo 1b) ou une précipitation de ferrite (ce n'est donc pas strictement une ZAT). La largeur de cette zone dépend de et de l'intensité de focalisation. Par comparaison, la technique TIG provoque, surtout en racine, une nette recristallisation dans la ZAT associée à une précipitation ferritique [1].



Photos 1 - échantillon S4 13RM19 ; vitesse d'avance 2.5 m/min, puissance moyenne 330 W.

1a : géométrie du cordon (G×30), 1b : structure austénitique (G×500).

3.1.2.2 Aciers X20MDW et UNS21904

Ces nuances ont un comportement semblable lors du soudage FE. Contrairement au 13RM19, le régime thermique des soudures en "key-hole" est instable, perturbé par de petites explosions (Cf. échantillons U1 à U3 et A1, A2). Nous avons remarqué une

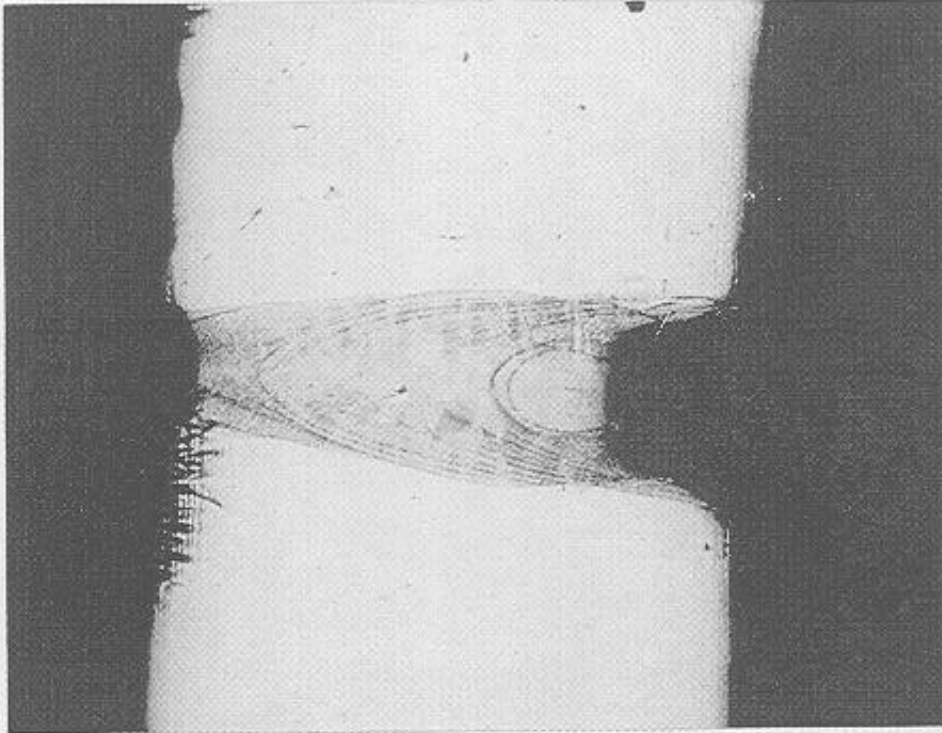


Photo 2 (échantillon A2 X20MDW G×75): manque de matière dans le cordon.

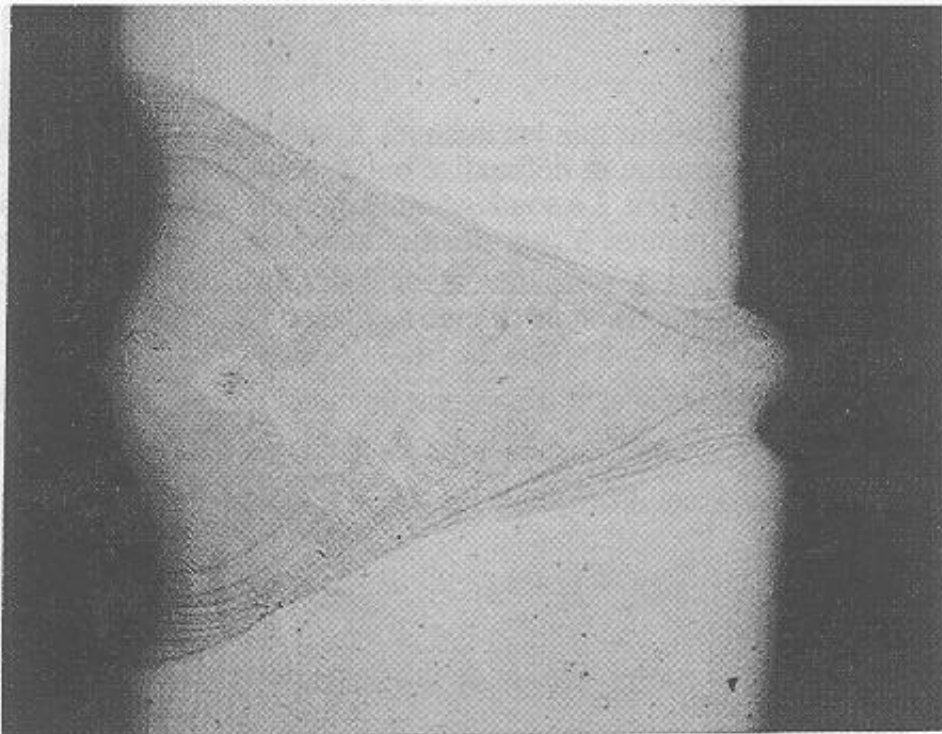


Photo 3 (échantillon A9 X20MDW G×70). fréquence de pulsation : 1000 Hz, activation du faisceau : 40%, puissance moyenne : 560 W. $\Phi = 9 \text{ J/mm}^2$. Aucune précipitation ferritique

solidification du métal fondu plus lente que pour la nuance 13RM19 qui entraîne l'effondrement du bain (Photo 2). Le mode de soudage "key-hole" continu n'est donc pas approprié pour ces nuances.

Le mode de soudage “key-hole”, défocalisé pulsé, avec point de focalisation situé au dessus de la pièce et une fréquence de pulsation élevée (1000 Hz) permet la stabilisation du bain. En effet, aucune projection n’a été observée sur les tirs A9 et U21. Une bonne qualité de soudure a pu être ainsi obtenue - Cf. échantillons A9 (photo 3) et U21 (photo 4).

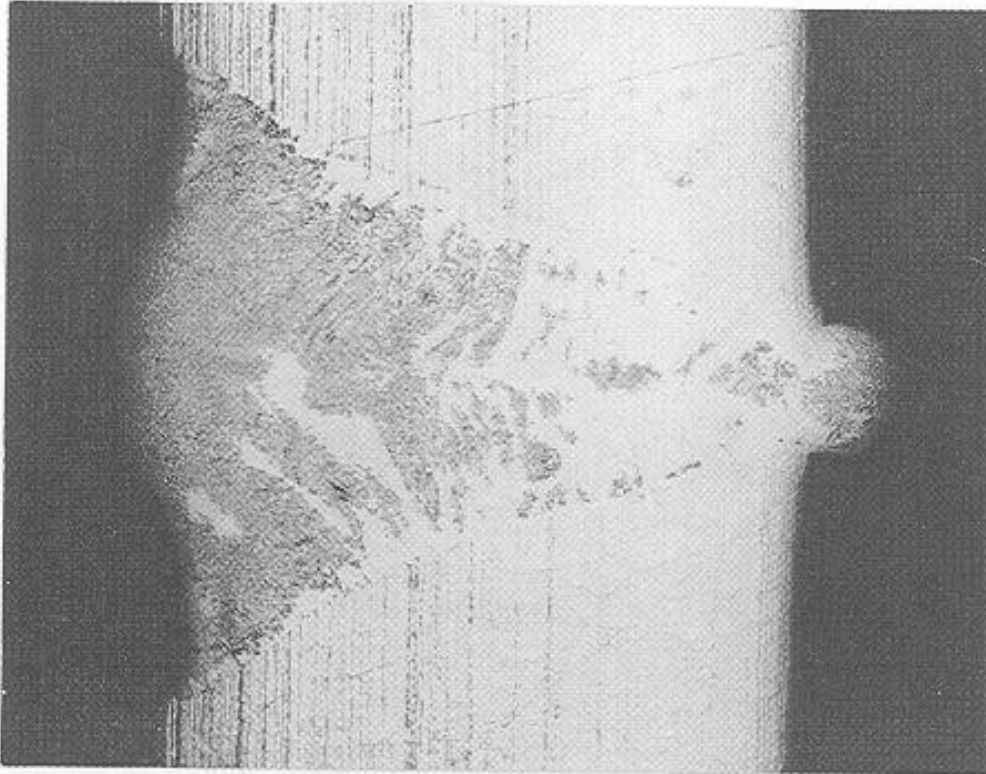


Photo 4 (échantillon U21 UNS21904 Gx70) : fréquence : 800 Hz, activation du faisceau : 45%, puissance moyenne : 560 W. $\Phi = 10.1 \text{ J/mm}^2$. La ferrite est légèrement présente en couronne.

3.1.3 DISCUSSION

Les essais présentés démontrent que les nuances 13RM19 et X20MDW peuvent être soudées en “key-hole” (continu et défocalisé pulsé, respectivement) sans qu’aucune précipitation de ferrite n’ait lieu. Le soudage en “key-hole” a la possibilité de déposer sur une surface réduite la quantité d’énergie minimale nécessaire pour fondre le métal. De plus, on bénéficie des taux de refroidissement élevés de cette méthode (10^3 à 10^5 K/s [5]) qui minimisent la déstabilisation thermique de l’acier.

Le temps critique de permanence, τ , d’un point du métal de base face au métal liquide est approximativement la somme du temps de passage du faisceau τ_f , considéré cylindrique, et du temps de solidification de la traîne τ_{sol} (Equation 2).

$$\tau = \tau_f + \tau_{sol} \quad (2)$$

τ_f dépend de la largeur du cordon (2ρ) et de la vitesse de soudage (v) selon la relation suivante :

$$\tau_f = \frac{2\rho}{v} \quad (3)$$

τ_{sol} dépend du volume de la traîne. Il a été rappelé que ce temps est négligeable pour la nuance 13RM19 par rapport aux nuances X20MDW et UNS21904.

La focalisation très fine du faisceau d'électrons ($2_{FE} \ll 2_{TIG}$) et des vitesses de soudage élevées ($v_{FE} > v_{TIG}$) aboutissent à un temps de passage (Tableau 2) du faisceau FE bien inférieur au temps de passage de l'arc TIG (Equation 3). Egalement, pour une même nuance d'acier, le temps de solidification du métal fondu est plus court en FE qu'en TIG, la traîne étant généralement plus longue en TIG.

Globalement les temps critiques de permanence sont plus faibles en FE qu'en TIG (tableau 2). Cela explique l'absence de ferrite généralement constatée dans les essais FE et sa présence en TIG.

TECHNIQUE	Vitesses de soudage (cm/min)	Largeurs du cordon (mm)	Temps de passage (ms)
TIG	6 à 125	1.2 à 3.5	130 à 3000
FE	100 à 250	0.31 à 1	7 à 40

Tableau 2 : Comparaison des temps de passage.

Cela démontre aussi pourquoi le soudage en conduction thermique, qui s'apparente au TIG, aboutit à une large précipitation ferritique dans le cordon (annexe 1).

3.2 Essais de traction

3.2.1 GÉNÉRALITÉS

Dans tous les tests, excepté le métal de base X20MDW, à températures cryogéniques se manifeste l'effet de serration qui se caractérise par des allongements rapides et des chutes de force sur la courbe de traction.

Ce phénomène est souvent associé à une précipitation de martensite dans les aciers inoxydables austénitiques à basse température. Mais, nous l'avons aussi mis en évidence sur des alliages d'aluminium (Al5083 et Al7021), du cuivre et sur des alliages Nb-Ti. Le fait que la précipitation de martensite soit à l'origine de l'effet de serration est alors controversé. Le chauffage adiabatique de l'échantillon par la chaleur produite lors de la déformation est considéré par certains auteurs [6,7] comme étant à l'origine de ce phénomène.

3.2.2 MÉTAUX DE BASE

Le tableau 3 regroupe les caractéristiques, établies sur 3 essais au minimum, des trois métaux de base à la température ambiante et à 4.2 K.

Les valeurs du module d'Young (E), de la limite élastique à 0.2% ($R_{p0.2}$) et de la contrainte à la rupture (σ_r) sont très similaires pour les trois nuances à la température de 4.2 K. $E = 190$ GPa, $R_{p0.2} = 1500$ MPa et $\sigma_r = 1900$ MPa. Seul l'allongement à la rupture (ϵ_r) les différencie (3.5% pour 13RM19, 6% pour UNS21904 et 5% pour X20MDW).

Pour plus d'informations, se reporter à la référence 8.

Nuances (Base)	T (K)	E (GPa)	Rp0.2 (MPa)	r (MPa)	r (%)
X20MDW	4.2	194 ± 8	1526 ± 22	1952	4.93
X20MDW	293	182 ± 5	477 ± 3	650	27
13RM19	4.2	189 ± 2	1550 ± 10	1875	3.49
13RM19	293	155 ± 5	735 ± 26	837	15.56
UNS21904	4.2	193 ± 5	1530 ± 10	1872	6.13
UNS21904	293	174 ± 10	436 ± 3	513	38.53

Tableau 3 : caractéristiques mécaniques comparées des trois métaux de base.

3.2.3 EPROUVETTES TRANSVERSALES (Tableau 4)

Les caractéristiques mécaniques des nuances 13RM19 et UNS21904 chutent très légèrement (-5 à 7%), la diminution des caractéristiques est plus sensible pour le X20MDW (-15% environ).

Nuances	T (K)	E (GPa)	Rp0.2 (MPa)	r (MPa)	r (%)
X20MDW	4.2	182 ± 2	1306 ± 8	1599	2.55
13RM19	4.2	193 ± 5	1473 ± 27	1714	2.03
UNS21904	4.2	193 ± 3	1415 ± 7	1771	3.23

Tableau 4 : caractéristiques mécaniques des trois métaux soudés FE à 4.2 K

Il faut constater que, globalement, les allongements à la rupture des éprouvettes soudées FE sont inférieurs à ceux des éprouvettes soudées TIG [1] et demeurent relativement faibles (2 à 3%). L'absence de ZAT, qui caractérise le procédé FE, joue sans doute un rôle. En effet, la transition franche entre le métal de base et le métal fondu n'est pas propice à une répartition homogène des contraintes, entraînant alors des concentrations de contraintes à l'interface métal de base-métal soudé qui limitent l'allongement à la rupture. L'examen des zones de rupture le confirme puisque pour les trois nuances, la rupture a lieu à cette interface.

Il faut noter que la nuance X20MDW ne présente jamais d'effet de serration sauf lorsqu'elle est soudée FE. La nuance 13RM19 montre des effets de serration dans presque toutes les éprouvettes et plus particulièrement pour celles qui proviennent du cordon de soudure FE. La nuance UNS21904 en présente très peu. **Le procédé de soudage FE favorise apparemment l'effet de serration (annexe 3).** Outre la volatilisation de certains éléments, le dégazage éventuel de l'azote, du au soudage sous vide pourrait modifier localement la composition de l'acier et sa stabilité austénitique.

3.3 Mesures de susceptibilité magnétique

3.3.1 MÉTAUX DE BASE

Les trois métaux de base présentent une susceptibilité magnétique, à 4.2 K, inférieure à la limite fixée : 5×10^{-3} (annexe 2).

Il faut cependant noter l'existence d'une température de transition antiferromagnétique (température de Néel) qui correspond expérimentalement à un pic de susceptibilité, typique des aciers inoxydables aux températures cryogéniques [9]. Il s'établit à environ 55 K pour les nuances X20MDW et UNS21904 et 90 K pour la nuance 13RM19 selon la composition de l'acier.

3.3.2 EPROUVETTES SOUDÉES

Des mesures de susceptibilité ont été faites, actuellement, seulement sur la nuance UNS21904 qui est la seule à présenter une précipitation ferritique dans le joint soudé.

La susceptibilité magnétique du joint soudé est toujours supérieure à 5×10^{-3} de 300 K à 4.2 K (annexe 2). La valeur la plus faible est de 7.7×10^{-3} à 4.2 K.

La précipitation ferritique résiduelle dans le cordon de soudure de l'UNS21904 provoque une importante augmentation de la susceptibilité. Cette nuance n'est donc pas envisageable avec le procédé FE.

4. CONCLUSION

L'UNS21904 n'est pas soudable FE car la susceptibilité magnétique dans la zone du cordon de soudure est trop élevée par rapport à la limite fixée de $5 \cdot 10^{-3}$ (50% au minimum).

Les cordons de soudure FE des deux nuances, X20MDW et 13RM19, restent austénitiques mais perdent une partie de leur allongement à la rupture (30 à 50%, respectivement), par rapport aux métaux non soudés, pour s'établir à des valeurs plutôt faibles (2% environ).

Cependant, si les contraintes dans l'écran de faisceau lors de l'exercice de la machine et pendant d'éventuels quenchs sont bien inférieures aux limites élastiques des deux nuances précitées, ces aciers soudés FE restent intéressants.

La technique FE en "key-hole" possède l'avantage de limiter la zone échauffée lors du passage du faisceau, ce qui serait bénéfique pour la couche de cuivre éventuellement déposée avant soudage. Toutefois, le procédé FE reste difficile à mettre en oeuvre pour des longueurs de 15 mètres. En effet, il faut disposer d'une enceinte de la même taille dans laquelle puisse régner un vide suffisant.

REMERCIEMENTS.

Les métallographies qui apparaissent dans ce document ont été réalisées par J. HAFFNER, les nombreux tirs FE par T. TARDY et les radiographies des échantillons soudés par C. Margaroli.
M. COUACH, CENG Grenoble, à réalisé les essais de susceptibilité magnétique.

BIBLIOGRAPHIE.

[1] J.P. BACHER and S. SGOBBA, *TIG Weldability of Special Stainless Steels for the Beam Screen of the Large Hadron Collider*, Bulletin du cercle d'études des métaux, **16** (1995) 13-1.

[2] *LHC, the Large Hadron Collider, Conceptual Design*, CERN/AC/95-05 (1995).

[3] M. COUACH, A.F. KHODER, *Ac Susceptibility Responses of Superconductors : Cryogenic Aspects, Investigation of Inhomogeneous Systems and of the Equilibrium Mixed State*, in : *Magnetic Susceptibility of Superconductors and Other Spin Systems*, R.A. Hein et al eds., Plenum Press, New York (1991).

[4] M. COUACH, communication personnelle.

[5] H. SCHULTZ, *Electron beam welding*, Abington publishing, Cambridge (1993).

[6] Z.S. BASINSKI, *The Instability of Plastic Flow of Metals at Very Low Temperatures*, Proc. R. Soc. Lon. A, **240** (1957) 229

[7] Z.S. BASINSKI, Aust. J. Phys. **13** (1960) 354

[8] P. DUCHENE, *Propriétés mécaniques à 4.2 K d'aciers inoxydables spéciaux pour le grand collisionneur protonique (LHC)*. Rapport N° 95/06/07.

[9] L.A.A. WARNES and H.W. KING, *The Low Temperature Magnetic Properties of Austenitic Fe-Cr-Ni Alloys*, Cryogenics. **16** (1976) 659-667.

ANNEXE 1

FE

Echantillon S : Sandvick U : Ugine A : Aubert et Duval	Vitesse (m/min)	Ferrite ZAT		Ferrite Cordon		Compacité	Puissance du faisceau	Diamètre 2p (mm)	Flux (J/mm ²)	Observations
		Racine	Cour.	Racine	Cour.					
SOUDAGE EN "KEY-HOLE" REGIME THERMIQUE STABLE EXISTENCE D'UNE Z.A.T. (redissolution des carbures)										
S1	2.5	non	non	non	non	mauvaise	300 W (100 Hz, 50%)			Limite pénétration
S2	2.5	non	non	non	non	mauvaise	375 W	0.43	20.9	Pénétration importante largeur ZAT 40 µm
S3	2.5	non	non	non	non	meilleure	300 W	0.93	7.7	Manque de pénétration largeur ZAT 10 µm
S4	2.5	non	non	non	non	bonne	330 W	0.6	13.2	Soudage sans protection lourde largeur ZAT 30 µm
S5	1	non	non	non	non	mauvaise	200 W			trop d'énergie, manque de pénétration
S51	1	non	non	non	non		275 W			Trop de pénétration
S6	1	non	non	non	non	bonne	240 W	0.65	23.1	pénétration correcte, largeur ZAT : 60µm
S61	1	non	non	non	non	moyenne	240 W	0.67	21.5	Pénétration trop forte, largeur ZAT 110µm Moins fécisé que S6

ANNEXE I

FE

Echantillon S : Sandvick O : Ugine A : Aubert et Duval	Vitesse (m/min)	Ferrite ZAT		Ferrite Cordon		Compacité	Puissance du faisceau	Diamètre 2 σ (mm)	Flux (J/mm ²)	Observations
		Racine	Cour.	Racine	Cour.					
SOUDAGE EN "KEY-HOLE" REGIME THERMIQUE STABLE EXISTENCE D'UNE Z.A.T. (redissolution des carbures)										
S4b	2.5	non	traces	non	oui	bonne	330 W	0.6	13.2	largeur ZAT 30 μ m
S6b	1	traces	traces	oui	oui	bonne	240 W	0.65	22.1	largeur ZAT 100 μ m
S7	1	non	non	oui goutte	non	moyenne	215 W	0.54	23.8	Cordon effondré largeur ZAT 100 μ m
S8	1	non	non	oui	oui	mauvaise soufflures	220 W vibré lt	0.65	20.3	vibration longitudinale 100 Hz, largeur ZAT 60 μ m
SOUDAGE EN CONDUCTION THERMIQUE										
S9	1.5	oui	oui	oui	oui	bonne	675 W	1.3	20.8	Ferrite dans tout le cordon.

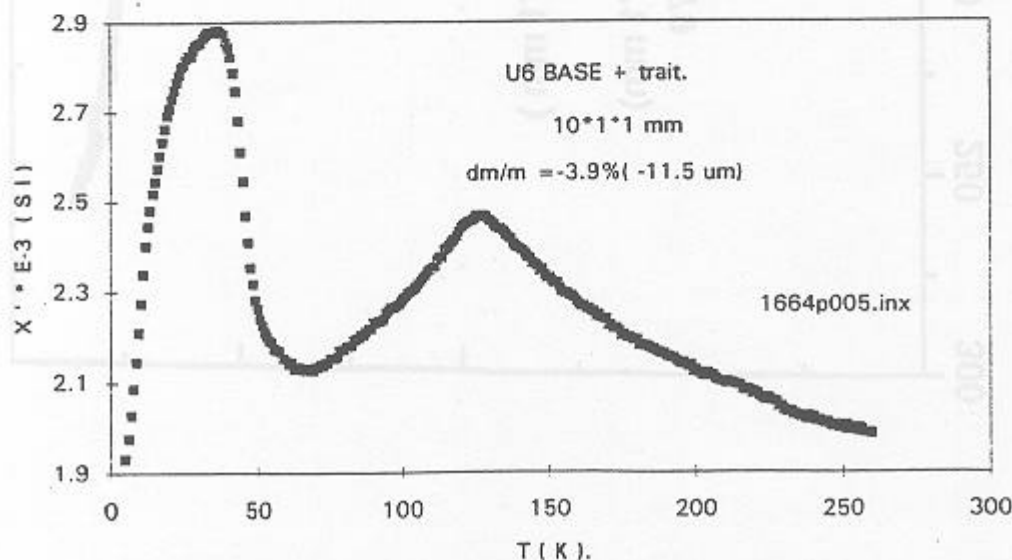
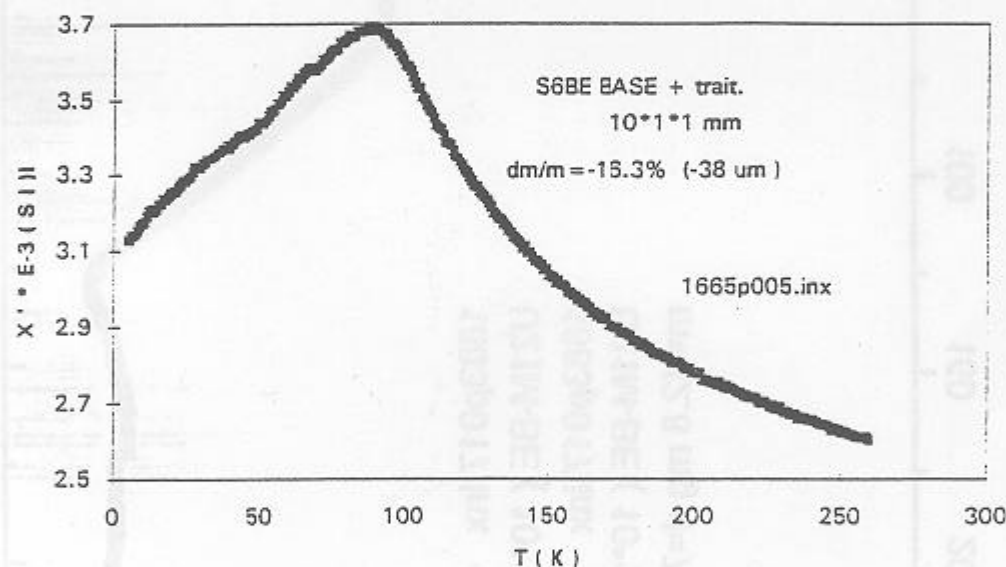
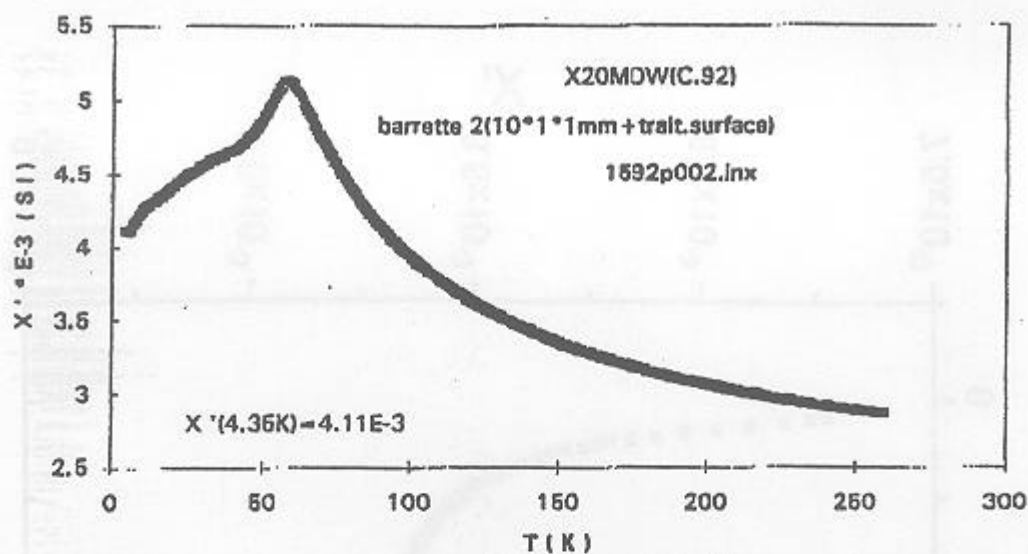
Echantillon S : Sandvick U : Ugine A : Aubert et Duval	Vitesse (m/min)	Ferrite ZAT		Ferrite Cordon		Compatibilité	Puissance du faisceau	Diamètre 2p (mm)	Flux (J/mm ²)	Observations
		Racine	Cour.	Racine	Cour.					
SOUDURE EN "KEY-HOLE" BAIN TURBULENT										
U1	2.5	non	non	non	non	mauvaise	300 W (100 Hz, 50%)	0.35	20	manque de pénétration
U2	2.5	non	non	non	non	mauvaise	337 W	0.4	20.2	Manque d'alimentation en couronne
U3	1	non	non	non	non	mauvaise	240 W			Explosions violentes,
SOUDURE EN CONDUCTION THERMIQUE (DEFOCALISATION) BAIN CALME										
U4	1.5	oui	oui	oui	oui	bonne	675 W	1.3	20.8	Mesures au début, manque de finition
U5	1.5	oui	oui	oui	oui	bonne	1200 W	1.4	34.3	Bord supérieur non fondu irrégularités du cordon
SOUDURE EN "KEY HOLE" DEFOCALISE PULSE BAIN CALME										
U6	1.5	non	non	peu	peu	moyenne	627.5 W (300 Hz, 50%)	1	12.4	cordons légèrement effondré ferrite généralisée mais pas très développée
U7	1.5	non	non	non	peu	bonne	570 W (300 Hz, 50%)	1	11.4	Moins de ferrite que U6
U21	1.5	non	non	non	peu	bonne	580 W (300 Hz, 45%)	1	10.1	ferrite au cordon

ANNEXE 1

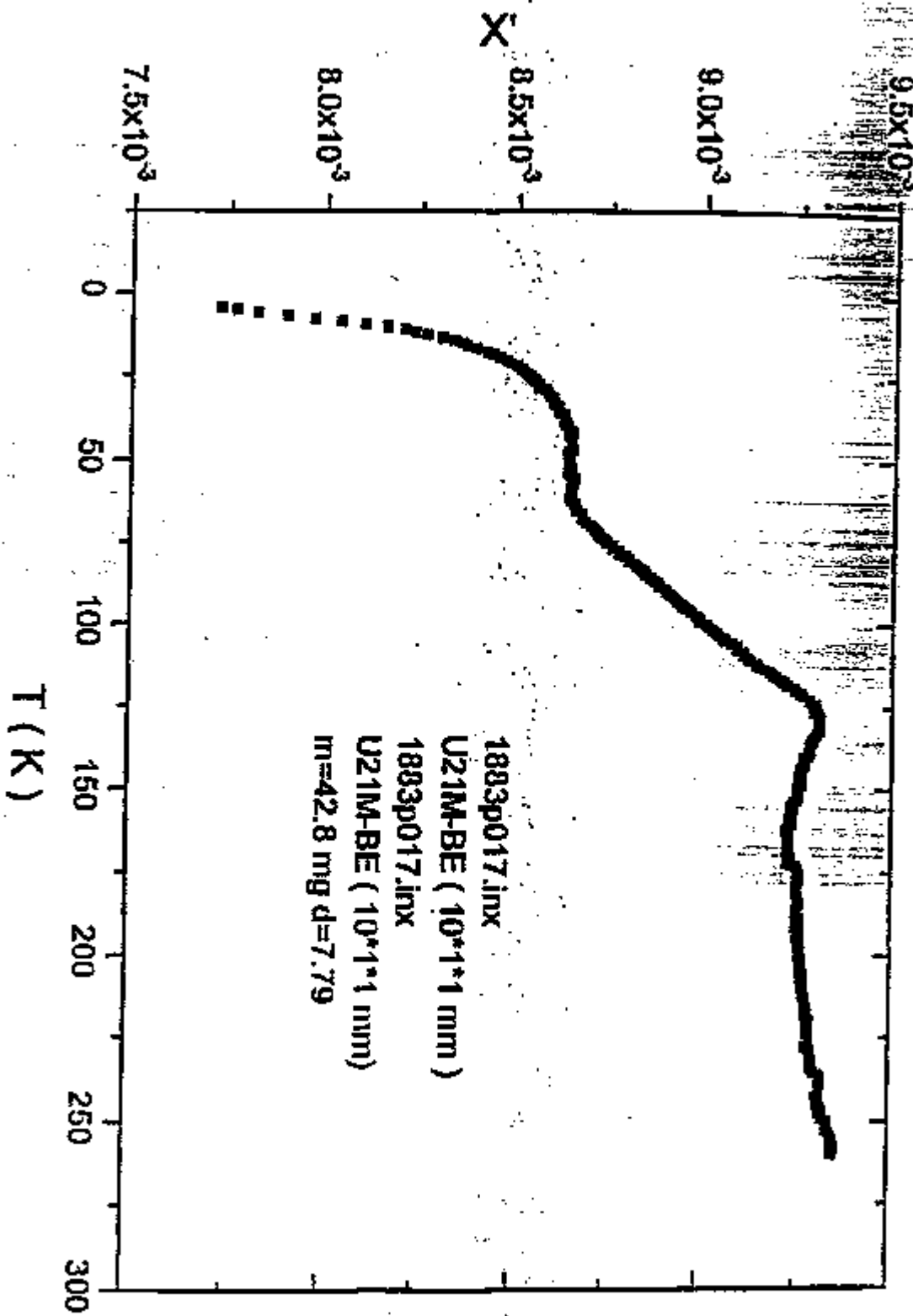
FE

Echantillon S : Sandvick U : Ugine A : Aubert et Duval	Vitesse (m/min)	Ferrite ZAT		Ferrite Cordon		Compacité	Puissance du faisceau	Diamètre 2 σ (mm)	Flux (J/mm ²)	Observations
		Racine	Cour.	Racine	Cour.					
SOUDEUSE EN "KEY-HOLE"										
RÉGIME THERMIQUE INSTABLE										
A1	2.5	non	non	non	non	mauvaise	300 W (100 Hz, 50%)	0.36	30	Trop pénétrant
A2	2.5	non	non	non	non	perdes sur l'envers	337 W	0.31	26.1	Manque d'alimentation en couronne et racine
SOUDEUSE EN CONDUCTION THERMIQUE										
RÉGIME THERMIQUE STABLE										
A3	1.5	oui	oui	oui	oui	bonne	562 W			Pas pénétré
A4	1.5	oui	oui	oui	oui	bonne	675 W	1.4	19.3	présence de curium manque d'alimentation en couronne
SOUDEUSE EN "KEY-HOLE" DEFOCALISE PULSE										
RÉGIME THERMIQUE STABLE										
A5	1.5	non	non	peu	peu	mauvaise	622.5 W (800 Hz, 50%)	0.94	13.2	ferrite présente partout en petite quantité
A7	1.5	non	non	non	peu	bonne	570 W (800 Hz, 50%)	1	11.4	Moins de ferrite qu'en A5
A9	1.5	non	non	non	non	bonne	560 W (1000 Hz, 40%)	1	9	Fait de masse de ferrite

ANNEXE 2.



Courbes de susceptibilité magnétique des trois métaux de base.

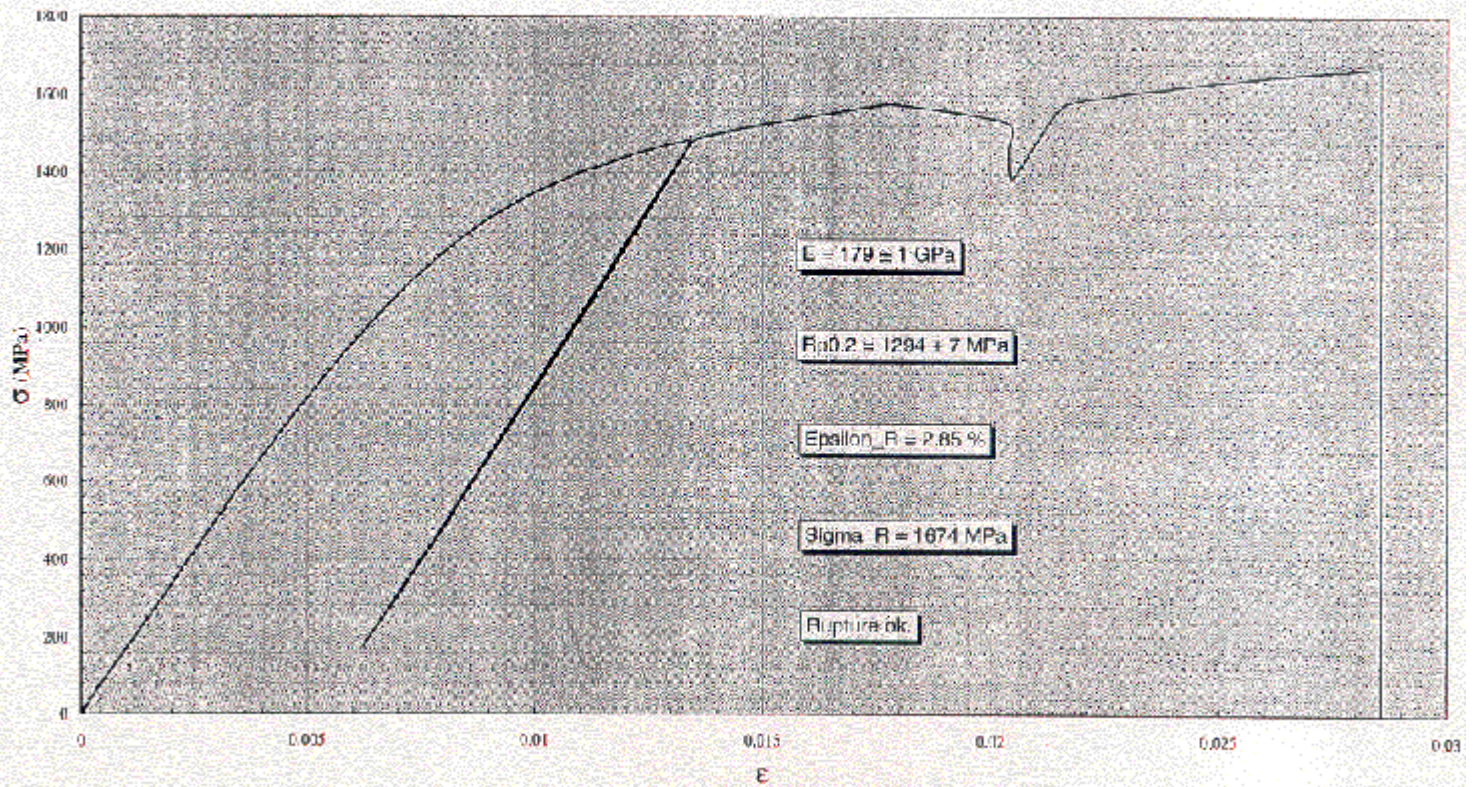


Courbe de susceptibilité de la nuance UNS21904 soudée FE.

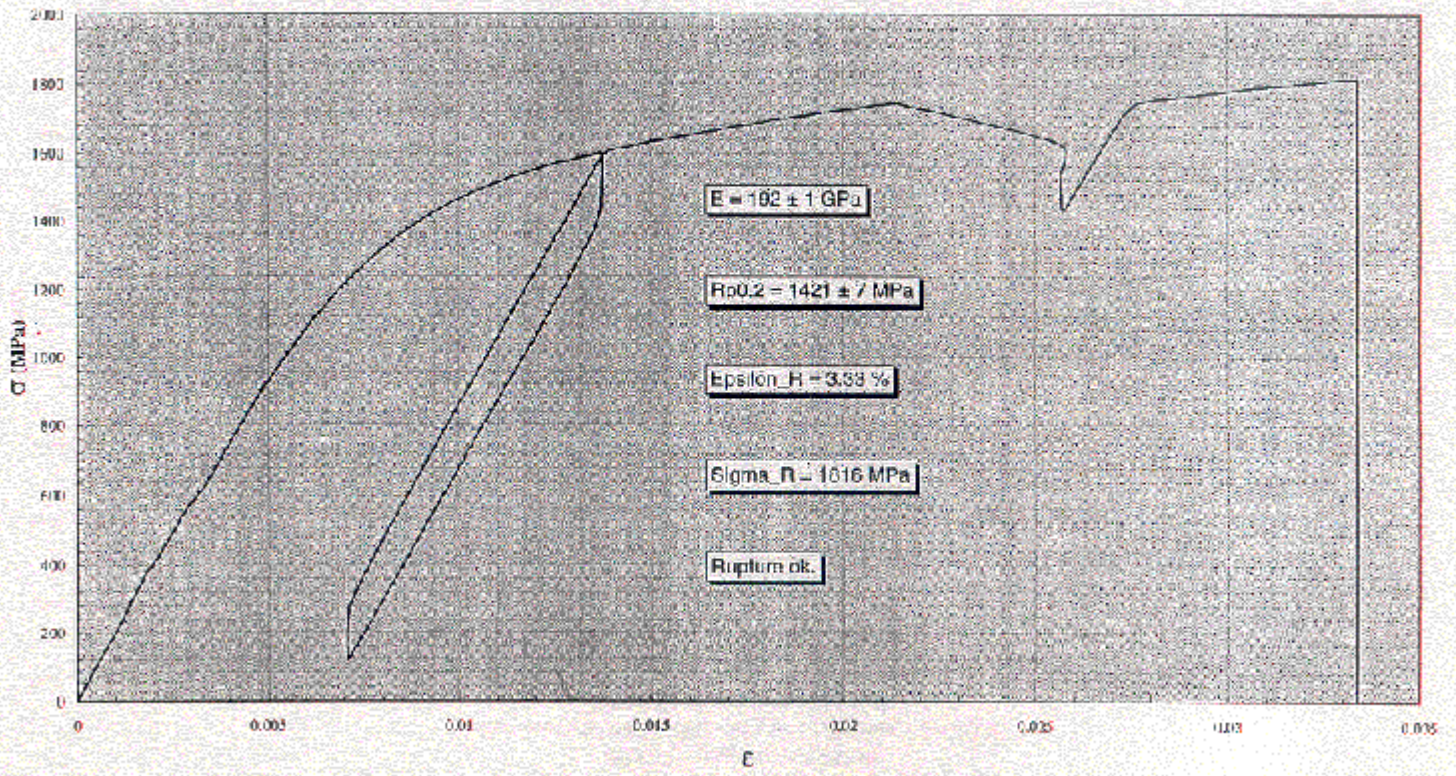
ANNEXE 3.

Courbes de traction - Effet de serration

X20MDW - soudé DE - TRANSV.
Eprouvette N° BEA8TRA4 - Section : 1.013 mm² - T = 4.2 K
Vitesse de déformation : 3.57 e⁻⁴ s⁻¹

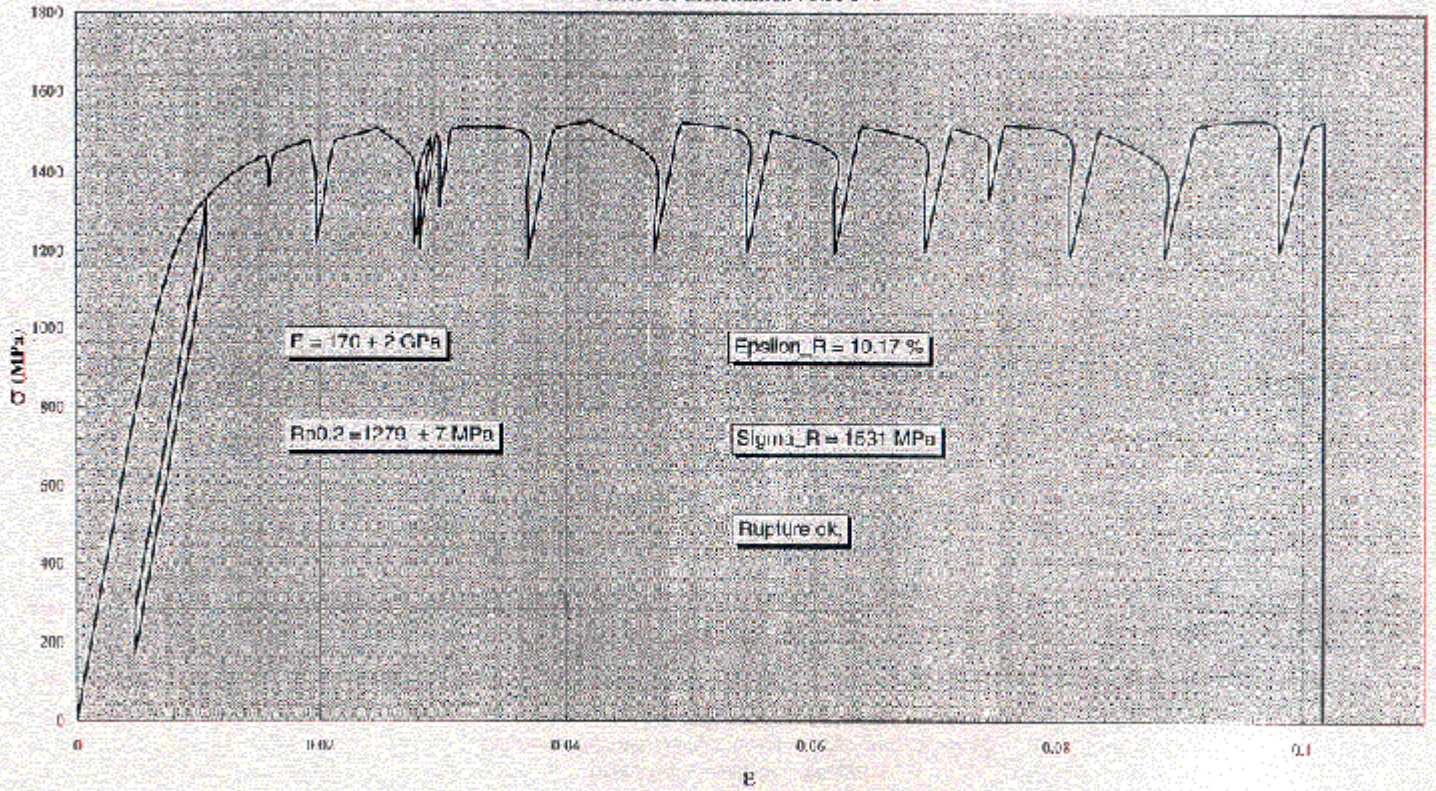


UNS 21904 - soudé BE - TRANSV.
Eprouvette N° BEU21TR2 - Section : 1,014 mm² - T = 4.2 K
Vitesse de déformation : 3.58 e⁻³ s⁻¹



12/06/95

13RM19 - soudé BE - CORDON
 Eprouvette N° BES4COR1 - Section : 1.090 mm² - T = 4.2 K
 Vitesse de déformation : 3.51 c⁰ s⁻¹



9/05/95