

FR8401843

DGRST 79-7-1095

AR 9474

DGRST Contrat n° 79.7.1095

Compte-rendu de fin de recherche

Etude des contraintes d'origine thermique
dans les zones affectées par la chaleur
lors d'une opération de soudage.



SLD

AR 9474

DGRST Contrat n° 79.7.1095
Compte-rendu de fin de recherche

Etude des contraintes d'origine thermique
dans les zones affectées par la chaleur
lors d'une opération de soudage.



FRAMATOME 1 Piece de la Coupole S2064 PARIS LA DEFENSE CEDEX 16

FRAMATOME Division des Fabrications
Etablissement de CHALON SUR SAONE - 71300 SAINT MARCEL

M. DEVAUX Jean-Claude

Etude des contraintes d'origine thermique
dans les zones affectées par la chaleur
lors d'une opération de soudage

Compte-rendu de fin d'étude d'une étude
financée par la Délégation Générale à la
Recherche Scientifique et Technique.

Action concertée = 79.7.1095

LISTE DES FIGURES

- 1 - Schéma analytique du problème général.
- 2 - Courbe schématique de dilatométrie libre.
- 3 - Plasticité de transformation.
 - 3a - Schéma du phénomène de plasticité de transformation.
 - 3b - Schéma d'une loi $\epsilon_p = f(m)$
- 4 - Cinétique de transformation pour $V_c = 15^\circ\text{C/s}$.
- 5 - Cinétique de transformation pour $V_c = 70^\circ\text{C/s}$.
- 6 - Cinétique de transformation pour $V_c = 110^\circ\text{C/s}$.
- 7 - Cinétique de transformation pour $V_c = 500^\circ\text{C/s}$.
- 8 - Comparaison de différentes cinétiques de transformation.
- 9 - Diagramme TRC de l'acier A508 classe 3 (austénitisation $900^\circ\text{C} - 1\text{h}$).
- 10 - Diagramme TRC de l'acier A508 classe 3 (austénitisation $1250^\circ\text{C} - 25\text{s}$).
- 11 - Pourcentage final (à 20°C) de transformation en fonction de la vitesse de refroidissement à 700°C (austénitisation $900^\circ\text{C} - 1\text{h}$).
- 12 - Pourcentage final de transformation en fonction de la vitesse de refroidissement à 700°C (austénitisation $1250^\circ\text{C} - 25\text{s}$).
- 13 - Diagramme de plasticité de transformation $\epsilon_p = K f(\sigma)$.
- 14 - Schéma des cycles de soudage.
- 15 - Diagramme $\epsilon_{\text{thermique}} - \theta$ pour deux vitesses de refroidissement.
- 16 - Evolution de $\sigma(\theta)$ pour deux vitesses de refroidissement.
- 17 - Evolution des phases pour une vitesse de refroidissement égale à -10°C/s .

- 18 - Evolution de $\sigma(\theta)$ avec plasticité de transformation pour $V_p = - 1^\circ\text{C/s}$.
- 19 - Evolution de $\sigma(\theta)$ avec plasticité de transformation pour $V_p = - 10^\circ\text{C/s}$.
- 20 - Barre avec ressort - Evolution de $\sigma(\theta)$ sans plasticité de transformation.
- 21 - Barre avec ressort - Evolution de $\sigma(\theta)$ avec plasticité de transformation.

AVERTISSEMENT

Ce texte n'est que l'assemblage des travaux effectués au sein de l'équipe de calcul de la division des fabrications de FRAMATOME.

Nous remercions particulièrement M. LEBLOND Jean-Baptiste (ingénieur des Mines) qui lors de son stage, a permis la mise au point des outils de calculs : structure métallurgique, plasticité de transformation. Nous nous inspirons très largement de ses textes.

Citons également les travaux réalisés aux laboratoires de l'IRSID et des usines du CREUSOT.

Enfin, nous remercions M. PHAN NGOC Khai (ingénieur à TM/C) qui a introduit dans le système TITUS les modèles mathématiques.

NOTES INTERNES PARUES SUR LE SUJET

- TM/C DC/80.030 Simulation numérique du soudage.
Description d'un modèle mathématique simple destiné à prendre en compte les effets de transformation métallurgique.
- TM/C DC/80.034 Simulation numérique des effets dus au soudage.
Cinétique de la chaleur.
- TM/C DC/80.066 Simulation numérique du soudage.
Modélisation mathématique des transformations métallurgiques.
Etat d'avancement des travaux.
- TM/C DC/80.090 Simulation numérique des effets dus au soudage.
Cinétique de la chaleur.
- TM/C DC/81.095 Mise au point d'un outil mathématique destiné à prendre en compte la plasticité de transformation.

SOMMAIRE

- 1 - INTRODUCTION.
- 2 - ORGANIGRAMME GENERAL.
- 3 - MODELES MATHEMATIQUES MIS EN OEUVRE.
 - 3.1 Cinétique de la chaleur.
 - 3.2 Cinétique des transformations métallurgiques.
 - 3.3 Plasticité de transformation.
 - 3.4 Caractéristiques mécaniques fonction de la structure.
- 4 - DETERMINATION DES PARAMETRES ATTACHES AUX MODELES MATHEMATIQUES.
 - 4.1 Calcul thermique.
 - 4.2 Structure métallurgique.
 - 4.2.1 Chauffage.
 - 4.2.2 Refroidissement.
 - 4.3 Plasticité de transformation.
- 5 - PROGRAMME METALLURGIQUE.
- 6 - SIMULATION NUMERIQUE DE L'ESSAI SATOH.
- 7 - CONCLUSION.

ANNEXE : Caractéristiques mécaniques de l'acier A506 ou A533.

1 - INTRODUCTION

L'ampleur prise par les applications des procédés de soudage dans tous les domaines de la construction, et en particulier de la construction nucléaire, qui se caractérise d'une part par les épaisseurs mises en jeu, d'autre part par l'existence de liaisons bimétalliques, oblige les constructeurs chargés de la fabrication et de la conception à se pencher très attentivement sur le problème fondamental qui domine la soudabilité des métaux : la sensibilité à la fissuration.

Jusqu'à présent, les études de soudabilité ainsi que les traitements thermiques qui suivent, revêtent un caractère presque exclusivement expérimental et empirique en raison de la complexité des phénomènes mis en jeu.

Le développement considérable des moyens des calculs numériques permet de proposer des solutions à des problèmes restés jusqu'alors sans réponse quantitative et des applications de plus en plus importantes.

C'est pour toutes ces raisons que nous nous lançons dans la simulation numérique des effets dus au soudage. La complexité du problème nous oblige à le décomposer en trois étapes qui apparaîtront séquentiellement : le calcul thermique, le calcul de métallurgie, le calcul mécanique.

Les interactions entre ces différentes parties seront examinées au § 2.

L'organigramme général ainsi fixé, nous décrirons au § 3 les modèles mathématiques qui sont nécessaires pour obtenir, en final, les contraintes résiduelles : c'est à dire celles qui subsistent quand l'opération de soudage est terminée et que la structure est à la température ambiante. Un traitement thermique peut très bien se concevoir et être analysé avec le même outil de calcul.

Puis dans le paragraphe qui suit, nous donnerons les valeurs des paramètres qui entrent dans la détermination de la structure métallurgique ainsi que quelques comparaisons avec des expériences réalisées à l'IRSID.

Au § 5, quelques explications succinctes montreront comment se met en oeuvre et comment travaille le programme métallurgie attaché à l'acier de type A508 ou A533.

Enfin, nous présenterons, en l'absence de résultats expérimentaux, la simulation numérique d'un essai simple qui a l'avantage d'incorporer toutes les possibilités de l'outil de calcul nouvellement créé pour déterminer, suivre l'évolution des contraintes d'origine thermique et structurale qui sont générées lors d'une opération de soudage.

2 - ORGANIGRAMME GENERAL

La complexité du problème nous oblige pour le calcul des déformations et des contraintes qui en découlent à le décomposer en trois parties distinctes tout en sachant qu'elles ne sont pas physiquement indépendantes. On définit :

- l'état thermique par la connaissance de la cinétique de la chaleur,
- l'état métallurgique par la détermination de la structure du matériau et de ses propriétés physiques,
- l'état mécanique par la connaissance des déformations et des contraintes.

La figure n° 1 résume le schéma général que nous adoptons ainsi que les interactions négligées ou au contraire considérées.

Ce schéma constitue la base d'un organigramme de calcul dont on peut faire varier la complexité par le nombre d'effets pris en compte et il va de soi que seules les techniques numériques permettent un traitement complet. Cette approche séquentielle a en outre l'avantage de nous fournir plusieurs outils de travail selon les combinaisons choisies :

- calcul uniquement de la cinétique de chaleur,
- association d'un calcul thermique et d'un calcul métallurgique,
- traitement thermoélastoplastique ordinaire quand les points de transformations métallurgiques ne sont pas dépassés,
- enfin calcul complet.

Les simplifications introduites appellent les commentaires qui suivent.

Nous savons que la quantité de chaleur produite par le travail des contraintes peut être totalement négligée devant celle qui va traverser le matériau lors d'une opération de soudage.

Nous négligeons également l'influence de l'état de contraintes sur les points de transformations car celle-ci n'est certainement pas assez importante. La question peut cependant se poser pour les aciers inoxydables martensitiques.

Nous éliminons également, par l'aspect séquentiel du problème, la quantité de chaleur dégagée au passage des points de transformation. Ce point peut d'ailleurs trouver une solution approximative simple si cela s'avère nécessaire.

Enfin, nous admettons que les phénomènes sont suffisamment rapides pour appliquer la théorie de la plasticité : le fluage ou la viscoplasticité ne sont donc pas introduit à l'heure actuelle pour le calcul des contraintes.

Notons que nous introduisons :

- les dilatations dues aux transformations,
- la plasticité de transformation,
- les propriétés physiques des matériaux selon l'évolution de leur structure métallurgique.

Ces trois points, très importants, ont nécessité la mise au point de modèles mathématiques inexistant actuellement, et que nous allons maintenant expliciter.

3 - MODELES MATHEMATIQUES MIS EN OEUVRE

3.1 Cinétique de la chaleur

Le système TITUS, qui est le système de calcul numérique que nous utilisons pour toutes nos applications, permettait déjà le calcul des températures dans une structure et dans des cas très généraux, aussi nous passerons rapidement sur ce point.

Grâce à de nombreux cas traités, nous pouvons conclure ce qui suit. Pour obtenir avec suffisamment de précisions les grandeurs qui interviennent par la suite, il faut déterminer les températures ainsi que les vitesses de chauffage et de refroidissement avec une excellente précision. Ce qui nous amène à résoudre l'équation de la chaleur (conduction uniquement) dans le cas où les caractéristiques thermiques sont fonctions de la température. Ceci a de plus l'avantage de nous permettre de tenir compte des chaleurs latentes de fusion et de solidification.

Dès le premier stade de calcul, nous voyons que l'outil doit être général et très puissant.

3.2 Cinétique des transformations métallurgiques

Au cours d'une opération de soudage, la dilatation ou contraction du métal soumis au traitement thermique de chauffage et de refroidissement est empêchée par la présence du métal avoisinant la région de la soudure : ce fait est responsable de l'existence des contraintes.

Pour les calculer sur ordinateurs, il est indispensable d'être capable de reproduire numériquement les courbes $\epsilon = f(\theta)$ de dilatométrie libre.

L'allure effectivement observée expérimentalement avec les dilatomètres absolus dont disposent les expérimentateurs est donnée figure n° 2.

Ces courbes sont fortement influencées par les transformations métallurgiques qui se produisent entre les températures AC₁, AC₃ ou AR₁ et AR₃. Comme ces transformations dépendent des vitesses de chauffage et de refroidissement, il en sera de même des courbes $\epsilon = f(\theta)$ de dilatométrie libre.

La modélisation mathématique doit prendre en compte cette dépendance surtout en ce qui concerne le refroidissement car les températures AR₁ et AR₃ sont très influencées par la vitesse de refroidissement.

Actuellement, les phases en présence sont au nombre de 6, en accord avec le diagramme de soudage d'un acier de type A508 ou A533.

- P₁ : phase ferritique - perlitique.
- P₂ : phase bainitique brute de trempe.
- P₃ : phase bainitique revenue.
- P₄ : phase martensitique brute de trempe.
- P₅ : phase martensitique revenue.
- P₆ : phase austénitique.

Le modèle mathématique retenu consiste dans une première étape à déterminer à partir d'une structure initiale composée d'un certain pourcentage P^o_i de phases en présence, la structure finale.

Les équations d'évolution des P_i sont prises de la forme :

$$\frac{dP_i}{dt} = \sum_{j \neq i} (P_j k_{j \rightarrow i}(\theta) - P_i k_{i \rightarrow j}(\theta)) \quad (1)$$

où P_j est la proportion de phase j
 k_{i→j} est la proportion de phase i qui se transforme en phase j par unité de temps.

Le premier terme correspond aux transformations en phase i alors que le second correspond à une résistance. Ce qui permet d'atteindre un équilibre.

Tout le problème consiste à déterminer une fois pour toute les fonctions caractéristiques k_{i→j}(θ) ou k_{j→i}(θ). C'est ce qui est fait au § 4.

Dans une seconde étape, on calcule la valeur de la déformation thermique ϵ_{th} à partir de la relation linéaire simple :

$$\epsilon_{th} = \sum_i P_i C_i$$

où C_i est le coefficient de dilatation de la phase i .
Dans le cas présent, nous ne considérons que deux variations des coefficients de dilatation : l'austénite et toutes les autres phases confondues.

P_i est la proportion de phase i .

3.3 Plasticité de transformation

A) Description du phénomène

Lorsqu'ont lieu certaines transformations sous contraintes (transformation martensitique par exemple), la déformation du métal due à ces transformations n'est pas la même qu'en l'absence de contraintes. De façon plus précise, l'IRSID a étudié la dilatation uniaxiale d'une éprouvette d'acier 35NCD16 lors de la transformation martensitique, en appliquant des contraintes longitudinales de compression variables. On obtient les résultats donnés fig. n° 2a. La longueur finale de l'éprouvette peut ainsi varier considérablement en fonction des contraintes appliquées même si ces dernières sont largement inférieures à la limite élastique ; cela implique que ce phénomène n'est pas du tout négligeable, surtout dans les zones affectées thermiquement par la chaleur lors d'une opération de soudage.

Si l'on trace la différence entre l'allongement ϵ obtenu pour une contrainte appliquée différente de zéro et l'allongement pour une contrainte nulle, en fonction du taux de martensite forcée m , on obtient des courbes du type de la figure n° 3b.

Ces courbes se déduisent les unes des autres par affinités, c'est à dire que $\epsilon(\sigma) - \epsilon(0)$ est proportionnel à σ . On peut donc écrire :

$$\epsilon(\sigma) - \epsilon(0) = k f(m) \sigma$$

où k est une constante homogène à l'inverse d'un module d'Young et f est une fonction normalisée ($f(0) = 0$ $f(1) = 1$).

B) Modèle proposé

Nous proposons cette formulation en accord avec l'IRSID et M. GIUSTI du laboratoire de mécanique des solides de l'École Polytechnique.

Il s'agit de donner une formule générale permettant de retrouver la formule précédente dans le cas uniaxial à contrainte fixe.

Nous nous basons sur les considérations suivantes :

- la relation doit être incrémentale, c'est à dire donner $\Delta \epsilon$ et non ϵ en fonction du taux de transformation m ,
- $\Delta \epsilon$ devrait être proportionnel à σ (allongement dans les directions principales de contraintes, comme pour la plasticité ordinaire),
- $\Delta \epsilon$ devrait être proportionnel à Δm ,
- nous supposons que la trace du tenseur $\Delta \epsilon$ est nulle comme pour la plasticité ordinaire. En conséquence, la relation cherchée doit lier $\Delta \epsilon$ au déviateur des contraintes s .

La relation cherchée, dans ces conditions, doit présenter la forme suivante :

$$\Delta \epsilon_{ij} = K' s_{ij} g(m) \cdot \Delta m$$

L'intégration de cette équation dans le cas d'une contrainte constante uniaxiale donne immédiatement $K' = 3/2 K$ et $g(m) = f'(m)$ d'où :

$$\Delta \epsilon_{ij} = 3/2 K s_{ij} f'(m) \Delta m \quad (2)$$

3.4 Caractéristiques mécaniques fonctions de la structure

Les caractéristiques mécaniques E (module d'Young), σ_y (limite d'élasticité), E' (module de plasticité) dépendent à priori de la structure métallurgique. Ce n'étant :

- nous ne possédons de données, en ce qui concerne le module d'Young, que pour une structure bainitique revenue (structure habituelle des éprouvettes de traction à la température ordinaire). Il semble cependant que ce coefficient devrait être le même pour les autres structures, austénite exceptée. Le module d'Young de l'austénite est peut être assez différent ; mais la limite élastique de l'austénite est suffisamment basse pour que l'élasticité soit négligeable quand la structure est austénitique ; les résultats de calcul sont donc relativement insensibles à la valeur du module d'Young de l'austénite, ce qui autorise à utiliser pour cette dernière le même module d'Young que pour les autres phases et permet donc de négliger l'influence de la structure métallurgique sur le module d'Young.
- Lors d'une transformation métallurgique, les dislocations apparues lors de l'érouissage et responsables de l'élévation de la limite élastique disparaissent au moins partiellement ; il en résulte qu'à la fin de la transformation, la limite élastique est proche de celle du métal non éroué (sorte de "régénération" du matériau). Ce phénomène modifie complètement l'érouissage ; comme il est difficile à modéliser, et comme l'érouissage est probablement relativement faible dans les problèmes de soudure où les déformations ne dépassent guère 1 %, le plus raisonnable est de supposer la plasticité parfaite : nous prenons donc $E' = 0$, ce qui élimine le problème de la dépendance de ce coefficient en fonction de la structure.

Il est en revanche impossible de négliger l'influence de la structure sur la limite élastique car elle est très importante (la limite élastique de la bainite brute de trempe obtenue à la fin d'une opération de soudage, par exemple, est considérablement plus élevée que celle de la bainite très revenue de départ). Nous proposons la formule la plus simple possible :

$$\sigma_Y (\theta, P_1, \dots, P_m) = \sum_{i=1}^n P_i \sigma_Y^i (\theta)$$

où les P_i sont les proportions des différentes phases et où $\sigma_Y^i (\theta)$ est la limite élastique de la phase i à la température θ .

Les erreurs introduites par cette formule ne jouent que pendant les transformations et devraient être largement inférieures aux erreurs introduites par les incertitudes expérimentales sur les limites élastiques à haute température.

4 - DETERMINATION DES PARAMETRES ATTACHES AUX MODELES MATHÉMATIQUES

4.1 Calcul thermique

En réalité, il n'existe aucune détermination spéciale, il suffit de connaître en fonction de la température les quantités λ (conductibilité), C (chaleur spécifique) et ρ (masse spécifique).

Pour reproduire dans un cordon de soudure une température pratiquement homogène pendant l'apport de chaleur, il suffit de se rappeler qu'un artifice consiste à augmenter considérablement la valeur de λ . De même, la chaleur latente de fusion et de solidification peuvent se schématiser simplement par une élévation de produit Cp pendant un intervalle de température $\Delta\theta$.

4.2 Structure métallurgique

Il s'agit de déterminer les valeurs des k_{j+1} ou k_{j-1} de la formule n°1 du paragraphe 3.2. Deux parties sont à distinguer : la période "chauffage" qui conduit une partie du matériau à dépasser la température AC_1 et même AC_3 de la période de "refroidissement".

4.2.1 Chauffage

Nous faisons l'hypothèse que toutes les phases deviennent austénitiques de la même manière ce qui simplifie le "calage". Celui-ci est fait à partir des valeurs du tableau n° 1. Un choix est nécessaire car l'accord est impossible. Nous préférons utiliser les résultats allemands obtenus pour un acier de qualité nucléaire peu différent du notre. Finalement, nous adoptons ce qui suit :

θ°	1	15	30	70	110	130	500 en °C/s
AC ₁	730	750	155	760	765	770	> 775 en °C
AC ₃	840	845	850	870	≈ 900		> 950

La valeur des paramètres $k_{1+\theta}$, $k_{2+\theta}$, ... $k_{5+\theta}$ fonction de θ qui permettent de retrouver les valeurs ci-dessus est donnée au tableau n° 2. Selon l'hypothèse faite, il suffit d'en connaître un seul.

A partir de ces données, le programme métallurgie sommairement décrit au § 5 peut, par exemple, calculer les cinétiques de transformations pour différentes vitesses de chauffage. Les figures n° 4 à 7 en montrant les allures, sur la figure n° 8, nous pouvons les comparer.

Nous constatons que d'une part l'équation n° 1 et que d'autre part les paramètres $k_{\alpha\gamma}$ reproduisent bien l'objectif visé. Bien évidemment, le type même des équations nous oblige à admettre que le phénomène d'austénitisation commence lorsque 5 % d'austénite est formé. Ce qui est cohérent avec une recherche expérimentale. Enfin que l'austénitisation est terminée quand le taux atteint 98 %.

Actuellement, nous pouvons prédire, à quelques degrés près, grâce à une équation très simple, l'évolution des points de transformations AC₁ et AC₃ en fonction de la vitesse de chauffage comme en attestent les valeurs suivantes :

θ°	1	15	30	70	en °C/s
calcul	735	744	751	756	AC1 en °C
exp.	730	750	755	760	
calcul	840	844	854	868	AC ₃ en °C
exp.	840	845	850	870	

4.2.2 Refroidissement

Comme précédemment, il s'agit de déterminer les valeurs de $k_{i \rightarrow j}$. Nous nous basons sur les données expérimentales relatives à des cycles thermiques analogues à ceux que l'on rencontre au cours d'une opération de soudage, sans chercher obligatoirement à donner aux paramètres à caler une interprétation physique précise et sans espérer que les paramètres déterminés seront valables pour des cycles thermiques très différents de ceux utilisés. En particulier, nous nous servons de deux diagrammes TRC de l'acier A508 classe 3 (laboratoire du CREUSOT) qui donnent les températures de début et de fin des transformations, l'un pour austénitisation à 900h 1h, l'autre 1250°C 25s, voir figures n° 9 et 10 ; puis de deux diagrammes donnant les pourcentages des phases transformées figures n° 11 et 12 pour les mêmes austénitisations.

Après quelques tentatives numériques pour déterminer $k_{G \rightarrow 4}$, $k_{G \rightarrow 2}$, nous nous rendons compte que le modèle mathématique sous sa forme originelle est incapable de reproduire, à des vitesses de refroidissement faibles, les températures de début des transformations bainitiques qui augmentent avec la vitesse de refroidissement. A ceci s'ajoute l'impossibilité de bloquer la transformation bainitique au-dessous de 350°C.

Nous sommes donc amenés à admettre une dépendance du temps de retard en fonction de la vitesse de refroidissement. Plus précisément, nous proposons une équation de la forme :

$$\frac{dP_i}{dt} = \sum_{j \neq i} (P_j \times \frac{k_{ji}}{f_{ji}(t)} - P_i \times \frac{k_{ij}}{f_{ij}(t)})$$

en sachant que les fonctions f_{ji} ou f_{ij} sont prises égales à 1, sauf pour la transformation bainitique.

$f_{2 \rightarrow 5}$ ou $f_{6 \rightarrow 2}$ est de la forme :

θ	- 20	- 12	- 4	- 2	- 1	- 0.4	- 0.2	- 0.02
f	0.1	0.2	1	1.5	0.75	0.22	0.1	0.004378

La transformation martensitique pose également une petite difficulté car elle est quasi-instantanée. Le modèle proposé permet de la représenter au prix d'un pas temporel très court, aussi nous préférons, pour ne pas augmenter le temps de calcul, utiliser une petite modification qui consiste à ne pas chercher à calculer séparément le pourcentage des phases qui se transforment instantanément mais plus exactement leur somme, ce qui revient dans un premier temps à calculer uniquement les autres phases (qui apparaissent comme résiduelles), puis à déterminer les transformations manquantes par le fait qu'elles sont existantes en équilibre. Un programme basé sur ce modèle, comme nous l'avons déjà mentionné, permet à partir d'une structure initiale donnée, de calculer la structure finale pour l'acier de type 508 ou 533.

4.3 Plasticité de transformation

Tout revient à déterminer le paramètre K dans la formule 2 § 3.3 grâce à des essais expérimentaux. Nous reprenons ici le travail effectué par l'IRSID.

a) au cours d'une transformation bainitique isotherme à 500°C

Les essais effectués se résument ainsi :

- . austénitisation 3 mn à 900°C (grains fins).
- . refroidissement à 20°C/s jusqu'à 500°C.
- . application dès 550°C d'une compression axiale σ inférieure à $\sigma_{0.2}$ %.
- . enregistrement $\Delta l-t$ sous contrainte lors d'un maintien rigoureusement isotherme à 500°C jusqu'à transformation bainitique complète.

Nous reproduisons figure n° 13 les résultats fournis par l'IRSID et nous trouvons :

$$\begin{aligned} k &= 1.08 \cdot 10^{-4} && \text{pour } \sigma = 42 \text{ MPa} \\ k &= 1.003 \cdot 10^{-4} && \text{pour } \sigma = 73 \text{ MPa} \end{aligned}$$

à partir de la formule :

$$\epsilon_{11} = k \sigma_{11} \int_0^b f(\theta.b) . d\theta$$

avec en fin de transformation :

$$\epsilon_{11} = k \sigma_{11}$$

L'IRSID utilise pour sa part la formule :

$$\epsilon_p = 10^3 \sigma y(2 - y)$$

qui représente la meilleure approximation en fonction de la fraction transformée y . Nous avons bien pour $y = 1$: $k = 1 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{N}$.

b) au cours de 3 cycles de "soudage"

Pour caractériser le comportement du métal dans une situation réaliste de soudage, trois cycles simplifiés de soudage ont été effectués en appliquant soit une contrainte σ_1 , soit une contrainte σ_2 , lors du refroidissement entre 650°C et l'ambiante. Nous reproduisons figure n° 14 les trois cycles.

cycle a

Lorsque la fraction transformée est égale à 1, nous obtenons brutalement :

$$\begin{aligned} k &= 1.069 \cdot 10^{-4} && \text{pour } \sigma = 80 \text{ MPa} \\ k &= 1.58 \cdot 10^{-4} && \text{pour } \sigma = 48 \text{ MPa} \end{aligned}$$

cycle b

D'une façon identique, nous obtenons :

$$k = 1.138 \cdot 10^{-4} \quad \text{pour } \sigma = 66 \text{ MPa}$$

(valeur moyenne pour le sens de prélèvement travers épaisseur).

$$k = 0.645 \cdot 10^{-4} \quad \text{pour } \sigma = 63 \text{ MPa}$$

(valeur moyenne pour le sens de laminage).

cycle c

Pour une contrainte appliquée de 42 MPa, nous avons :

$$k = 0.996 \cdot 10^{-4}$$

et $k = 1.006 \cdot 10^{-4}$ pour 85 MPa

En conclusion, nous admettons qu'en première approximation, la plasticité de transformation doit être introduite pour les calculs avec le coefficient $k = 1 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{N}$ dans la formule n° 2. Nous adoptons ainsi les conclusions de l'IRSID. Dans des expériences ultérieures, nous nous assurerons que les écarts avec la simulation numérique proviennent de la valeur de k , il sera alors temps de la modifier.

5 - PROGRAMME METALLURGIE

Pour l'acier de type A508 ou A533, nous venons de déterminer les paramètres $k_{i \rightarrow j}$ ou $k_{j \rightarrow i}$ ainsi que les fonctions f_{ij} ou f_{ji} qui permettent le calcul des taux d'avancement des transformations des 6 phases considérées. La mise en oeuvre du programme qui a pour fonction le calcul de la structure d'un élément de matière subissant un cycle thermique de forme quelconque, se fait autour de la résolution du système suivant :

$$\frac{dP_i}{dt} = [[k]] \cdot P_i$$

avec à l'instant initial : P_i^0 connu et $\sum P_i^0 = 1$.

La résolution se fait grâce à une méthode de Runge-Kutta (ordre 4) avec optimisation du pas pour diminuer le temps de calcul. Pour minimiser l'erreur, tout en maintenant le temps de calcul à un temps raisonnable, le pas d'intégration est pris égal à une fraction du temps caractéristique de la transformation la plus rapide.

Nous donnons dans le tableau n° 3 les tables qui servent au calcul, elles représentent numériquement la structure métallurgique d'un acier type A508 ou A533. Notons que les calculs sont effectués aux points de Gauss dans la technique des éléments finis afin de pouvoir, pour le calcul des contraintes, affecter en ces points la bonne valeur de la limite élastique et de bien prendre en compte le phénomène de plasticité de transformation.

6 - SIMULATION NUMERIQUE DE L'ESSAI SATOH

Cet essai consiste à maintenir un barreau cylindrique, dont la température uniforme évolue avec le temps, à une longueur constante. Ceci a pour effet de créer une force axiale fonction de θ (et de $\dot{\theta}$) donc des phénomènes physiques existants.

L'intérêt de cet essai est triple :

- . il couple les effets thermiques + métallurgiques + mécaniques.
- . il permet de tracer un diagramme σ fonction de θ dépendant ou non des points de transformation.
- . une simulation numérique simple, donc peu coûteuse est possible.

Comme nous ne possédons, actuellement, aucun résultat expérimental, nous présentons les résultats numériques les plus significatifs. Dans les calculs qui sont présentés, la vitesse de chauffage de l'éprouvette est toujours la même, seule la vitesse de refroidissement est modifiée car c'est elle qui introduit la plus significative variation des points de transformations métallurgiques. Considérons le cas où le phénomène de plasticité de transformation est éliminé (seules les techniques numériques peuvent en faire) et où la barre est strictement bloquée en longueur, et dans deux situations de vitesse de refroidissement : l'une à -1°C/s , l'autre à -10°C/s . Les figures n° 15 et 16 représentant respectivement l'évolution de la comparaison des dilatations thermiques en fonction de la température, puis les contraintes obtenues. Avec une vitesse de refroidissement égale à -10°C/s , il se forme un pourcentage de martensite important, 75,8 % comme le montre la figure n° 17, qui résume la cinétique des transformations. Sur la figure n° 16, nous constatons que le retour à l'ambiante se fait en régime élastique dans les deux cas, mais d'une façon très différente. La contrainte dite résiduelle obtenue pour un refroidissement rapide est beaucoup plus faible :

- σ_{final} cas martensitique : 210 MPa
- σ_{final} cas bainitique : 660 MPa

Ceci s'explique par le décalage de la plage des transformations métallurgiques : plus la transformation commence à basse température, plus l'écart des dilatations est important et plus la variation des contraintes associées est élevée.

Introduisons maintenant l'effet de la plasticité de la transformation pour le cas d'un refroidissement faible : -1°C/s . L'évolution des contraintes en fonction de la température est donnée figure n° 18. Nous constatons que l'introduction du phénomène modifie complètement le comportement de la barre : le retour à la température ambiante se fait dans le domaine plastique. L'effet de la plasticité de transformation est double. Tant que la contrainte résiduelle est positive, cet effet a pour conséquence de l'abaisser, à partir du moment où elle devient négative, nous assistons à l'effet inverse. Finalement, nous obtenons l'état de contrainte suivant :

- σ_{final} avec plasticité de transformation : + 691 MPa
- σ_{final} sans plasticité de transformation : + 671 MPa

Avec la plasticité de transformation, la "remontée élastique" conduit tout naturellement à entrer dans le domaine plastique vers 250°C. Tout se passe comme si pendant la période des transformations, on réduisait notablement les contraintes. Avec une vitesse de refroidissement de - 10°C/s, figure n° 19, nous obtenons une contrainte finale qui reste dans le domaine élastique, ceci explique bien par le fait que pendant la transformation (décalée vers les températures basses), la contrainte a tendance à s'effondrer.

Nous pouvons enfin, pour une vitesse de refroidissement très faible : - 1°C/s, admettre que le déplacement de la barre n'est pas nul mais dépend de la raideur d'un ressort (pris égal à 25 000 N/Mm), ce qui a pour effet d'abaisser notablement la contrainte finale à l'ambiante. Dans ce cas, nous voyons figures n° 20 et 21 que pendant la période des transformations, les contraintes sont positives, l'effet de la plasticité de transformation aura pour conséquence de les abaisser et ainsi, au retour à l'ambiante, nous aurons une contrainte finale plus faible que précédemment. Cette rapide analyse montre combien cet essai simple est intéressant pour comprendre les phénomènes physiques dus aux déplacements des points de transformations et vérifier que les modèles mathématiques mis en oeuvre sont représentatifs.

7 - CONCLUSION

Pour l'acier A508 ou A533, acier des appareils du circuit primaire principal des réacteurs à eau pressurisée, les modèles mathématiques qui permettent de prédire la structure métallurgique finale lors d'une opération de soudage, à partir d'une structure initiale, peuvent être considérés comme opérationnels.

Dans ce cas, nous pouvons maintenant aborder le problème de la détermination des contraintes résiduelles qui existent à la fin d'une opération de soudage, même dans le cas où des transformations métallurgiques se produisent.

L'outil est certes opérationnel mais subsistent des perfectionnements à apporter pour bénéficier de techniques numériques nouvelles afin d'abaisser le coût des calculs de thermique et des contraintes pour introduire de nouveaux phénomènes physiques (fatigue thermique, viscoplasticité).

Une fois de plus, nous nous apercevons que les techniques expérimentales si elles sont au point pour les problèmes ordinaires, apparaissent comme nettement insuffisantes pour les travaux où une interprétation quantitative des résultats joue un rôle prédominant.

LIMITE D'ELASTICITE FONCTION DE θ

1 - Structure bainitique revenue (33 % trempé + 67 % revenue compl.)

$\theta^{\circ}\text{C}$	20	200	400	450	500	550	600	650	...
$\sigma_y(\text{MPa})$	461	414	333	316	284	248	197	125	...

2 - Structure ferritique-perlitique et bainite complètement revenue

$\theta^{\circ}\text{C}$	20	200	400	450	500	550	600	650	...
$\sigma_y(\text{MPa})$	317	282	228	219	197	171	136	86	...

3 - Structure bainitique trempée

$\theta^{\circ}\text{C}$	20	200	400	450	500	550	600	650	...
$\sigma_y(\text{MPa})$	750	668	540	517	465	405	323	203	...

4 - Structure martensitique trempée

$\theta^{\circ}\text{C}$	20	200	400	450	500	550	600	650	...
$\sigma_y(\text{MPa})$	1250	1113	900	863	775	675	538	338	...

5 - Structure martensitique revenue

$\theta^{\circ}\text{C}$	20	200	400	450	500	550	600	650	...
$\sigma_y(\text{MPa})$	527	470	380	364	326	285	227	143	...

8 - Structure austénitique

2 cas à considérer :

. chauffage fort (austénitisation 1250°C - 3 min)

$$\sigma_y = 153 - 0.133 \theta \quad (550^\circ < \theta < 900^\circ\text{C})$$

. chauffage faible (austénitisation 950°C - 3 min)

$$\sigma_y = 288 - 0.240 \theta \quad (550^\circ\text{C} < \theta < 900^\circ\text{C})$$

Pour $\theta > 900^\circ\text{C}$, on considère la majoration de la limite élastique (résistance).

$\theta^\circ\text{C}$	960	960	1005	1050	1110	1170	...
Res(MPa)	55	54	35	28	22	15	...

En ajustant la limite à 900°C, on prend :

. chauffage fort

$\theta^\circ\text{C}$...	550	900	960	1005	1050	1110	1170	...
σ_y (MPa)	...	80	33	32.4	21	16.8	13	9	...

. chauffage faible

$\theta^\circ\text{C}$...	550	900	960	1005	1050	1110	1170	...
σ_y (MPa)	...	134	50	49.1	32	26	20	14	...

CARACTERISTIQUES MECANQUES DE L'ACIER A508 CL.3

Module d'Young en fonction de θ

Pour toutes les phases, on considère :

$\theta^{\circ}\text{C}$	20	200	400	480	500	600	650	700	800	900	1000	1100	1250
$E(10^3\text{MPa})$	198	191	179	174	160	130	111	90	50	24	10	3	0

Coefficient de dilatation

Austénite	$\alpha = 2.35 \cdot 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$
Autres phases	$\alpha = 1.5 \cdot 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$

Tables $\varepsilon = \delta(\theta)$

Austénite	θ	0	1500
	ε	- 0.0115	0.023
Autres phases	θ	20	1000
	ε	0	0.0147

TABLEAU N° 1 : Comparaison des points AC₁ et AC₃ au chauffage.

Vitesse de chauffage (°C _s -1)	AC ₁ (°C) allemands	AC ₁ Creusot	AC ₁ Irsid	AC ₃ Allemands	AC ₃ Creusot	AC ₃ Irsid
1	730	720	740 (5°C _s -1)	830	810	840 (5°C _s -1)
15	750	-	760	840	-	845
30	755	750	770	840	860	850
70	760	760	790	845	= 910	870
110	765	760	-	845	= 950	-
130	770	760	-	850	= 960	-
500	775	-	-	855	-	-

TABLEAU N° 2 : paramètres k_{i+j} (ou $k_{\alpha+\gamma}$) pour l'acier A508 ou A533

θ	730	740	750	760	770	780	790	800	810	820
$k_{\alpha+\gamma}$	0	0.1	0.22	0.36	0.53	0.76	1.05	1.45	2.02	2.92
θ	830	840	850	860	870	880	890	900	1000	1010
$k_{\alpha+\gamma}$	4.55	5.6	6.36	7.37	8.75	10.77	14	20	20	0

SCHEMA ANALYTIQUE DU PROBLEME GENERAL

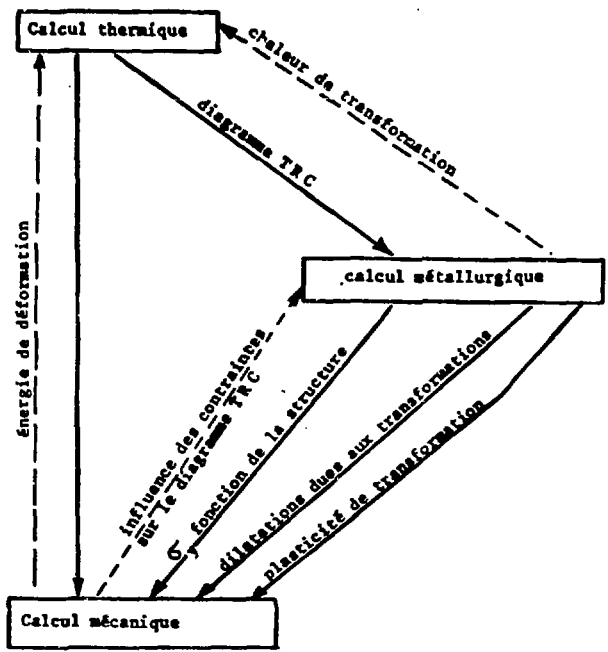
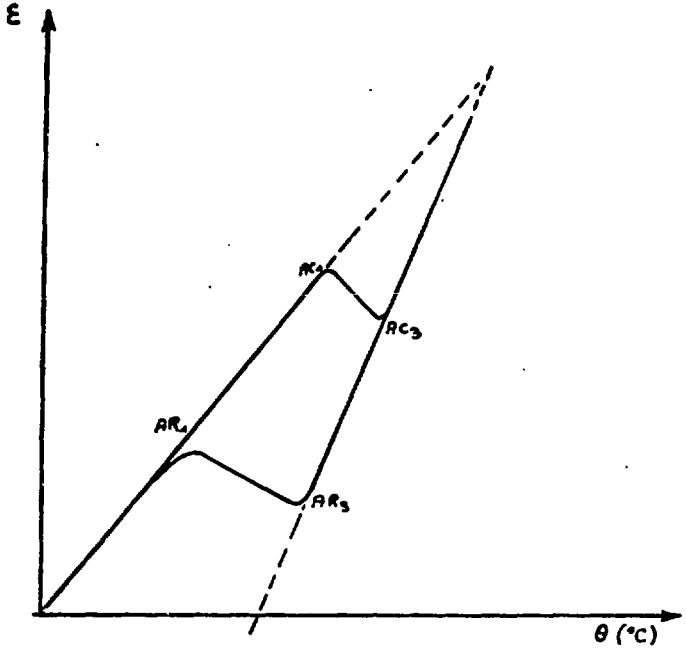


FIGURE N° 1

COURBE SCHEMATIQUE DE DILATOMETRIE LIBRE



PLASTICITE DE TRANSFORMATION

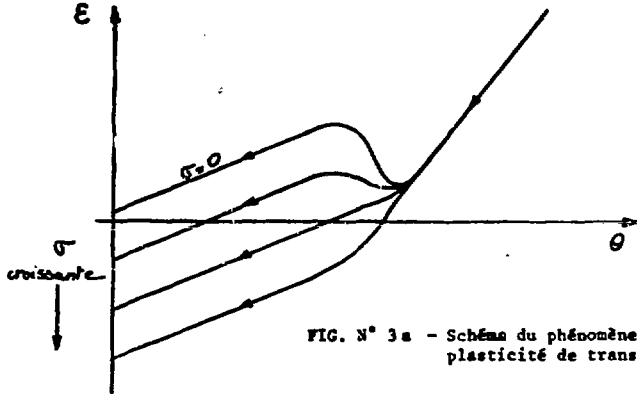


FIG. N° 3a - Schéma du phénomène de plasticité de transformation

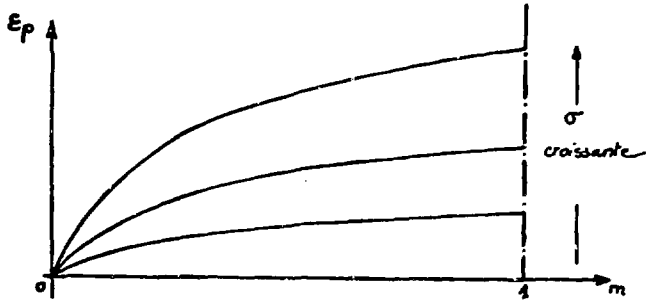


FIG N° 3b - Schéma d'une loi $\epsilon_p = f(m)$

FIGURE N° 3

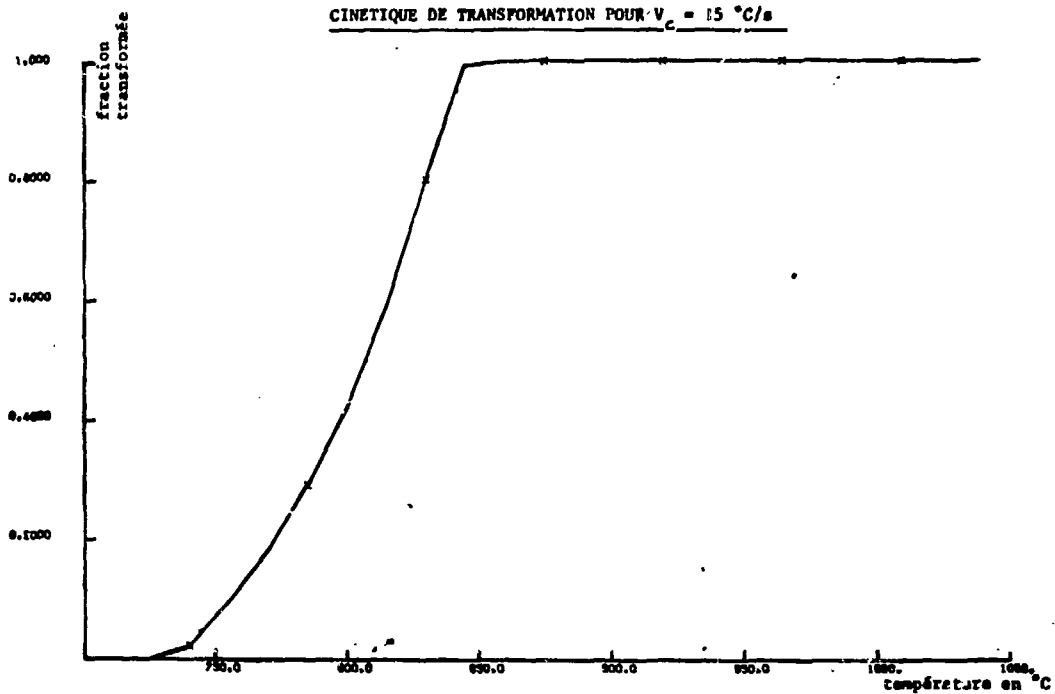
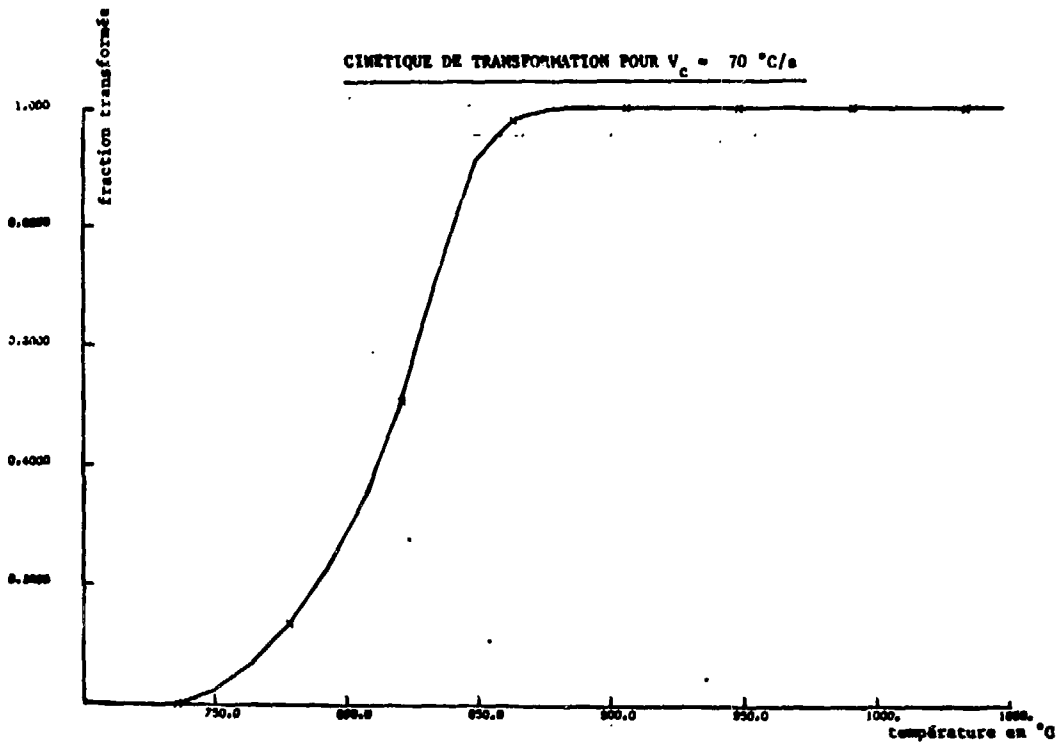


FIGURE N° 4

CHAUFFAGE 15 DEGRE SEC

No
INDICE

FIGURE

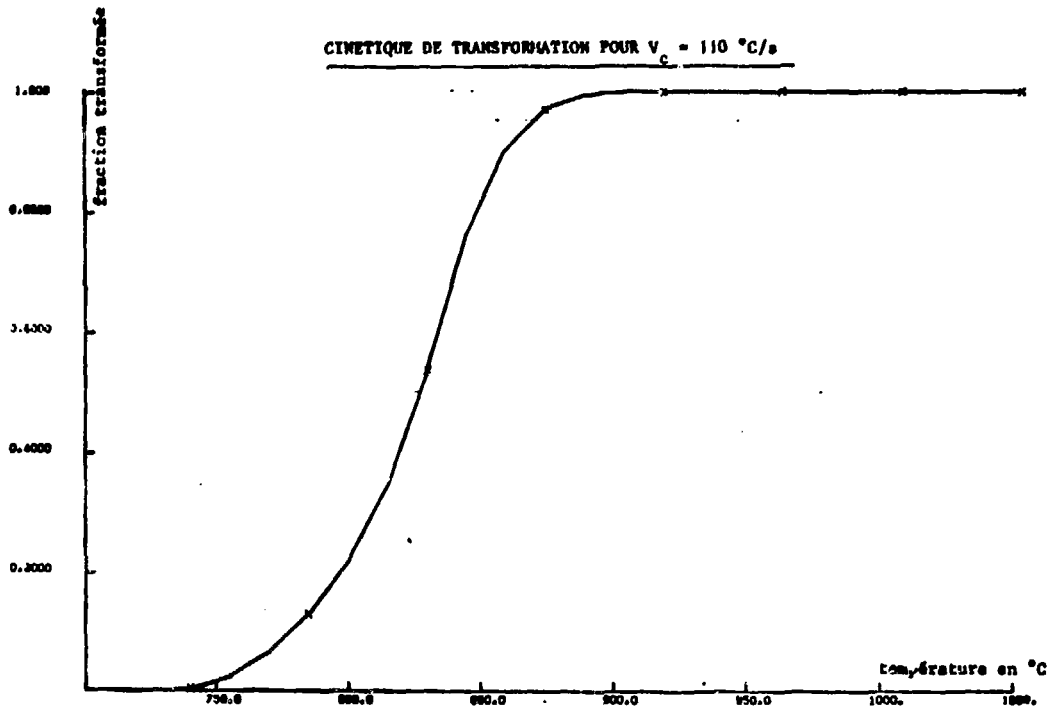


CHAUFFAGE 70 DEGRE SEC

INDICE

№

FIGURE

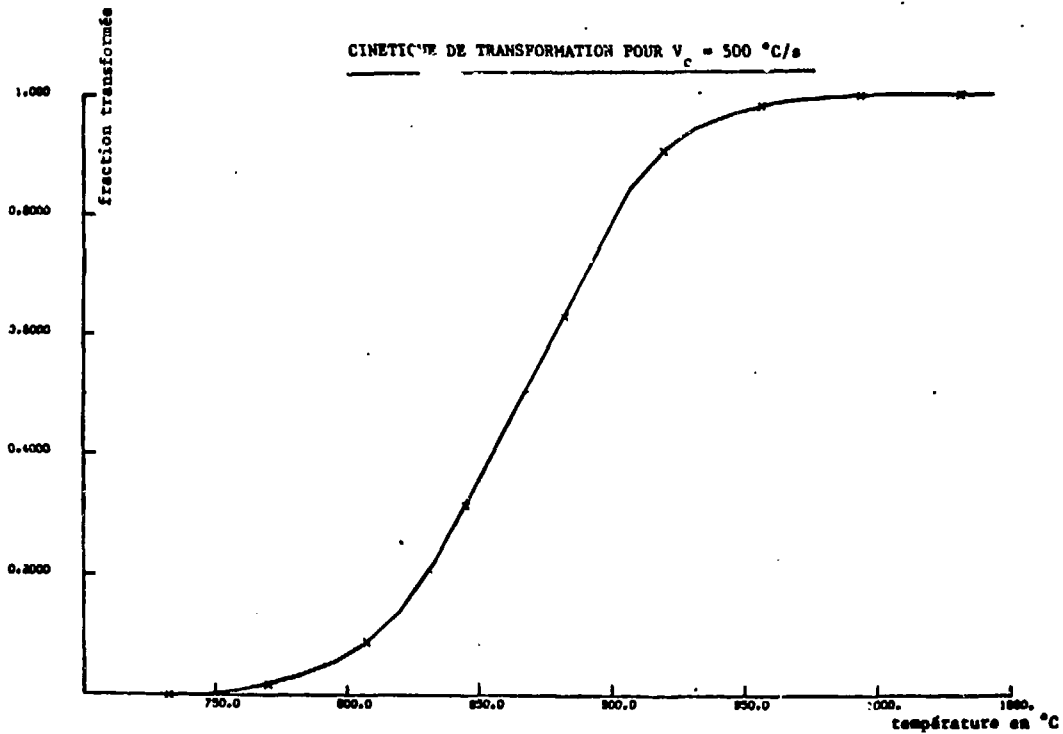


CHAUFFAGE 110 DEGRE SEC

FIGURE N° 6

NO
INDICE

FIGURE



CHAUFFAGE 500 DEGRE SEC

FIGURE N° 7

N° _____
INDICE _____

FIGURE _____

COMPARAISON DE DIFFERENTES CINETIQUES DE TRANSFORMATION

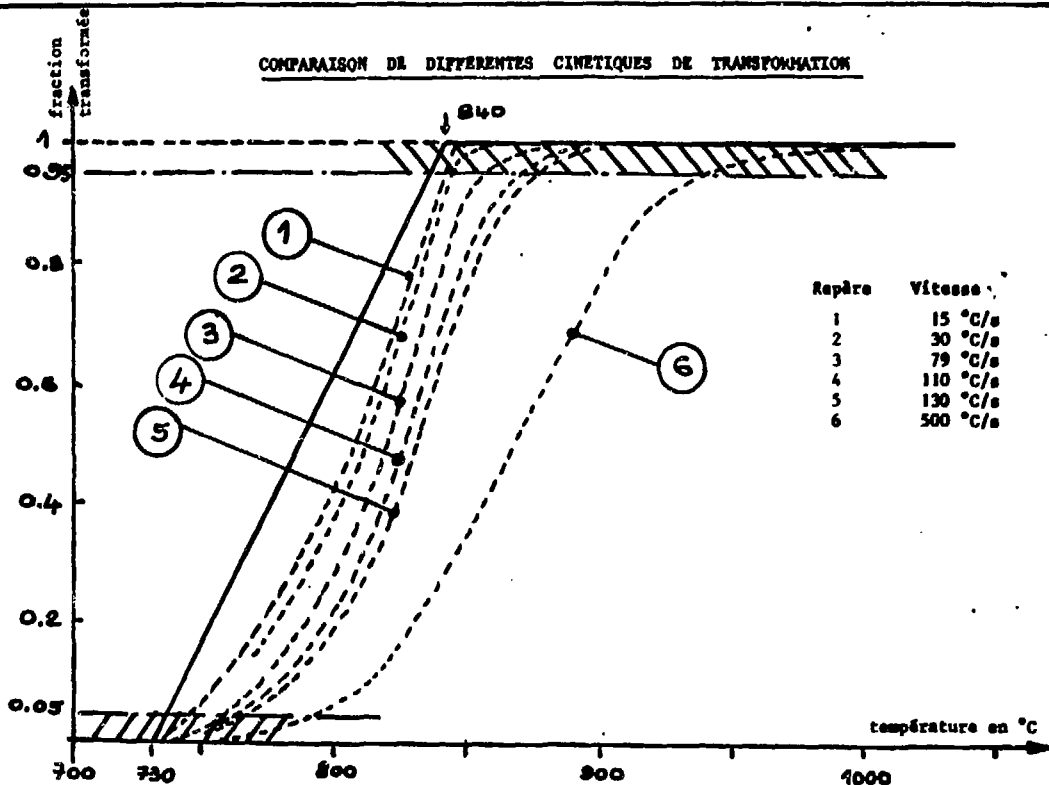


FIGURE N° 8

DIAGRAMME TTR DE L'ACIER A 508 Cl 3
 (Austénitisation 900 °C - 1 h)

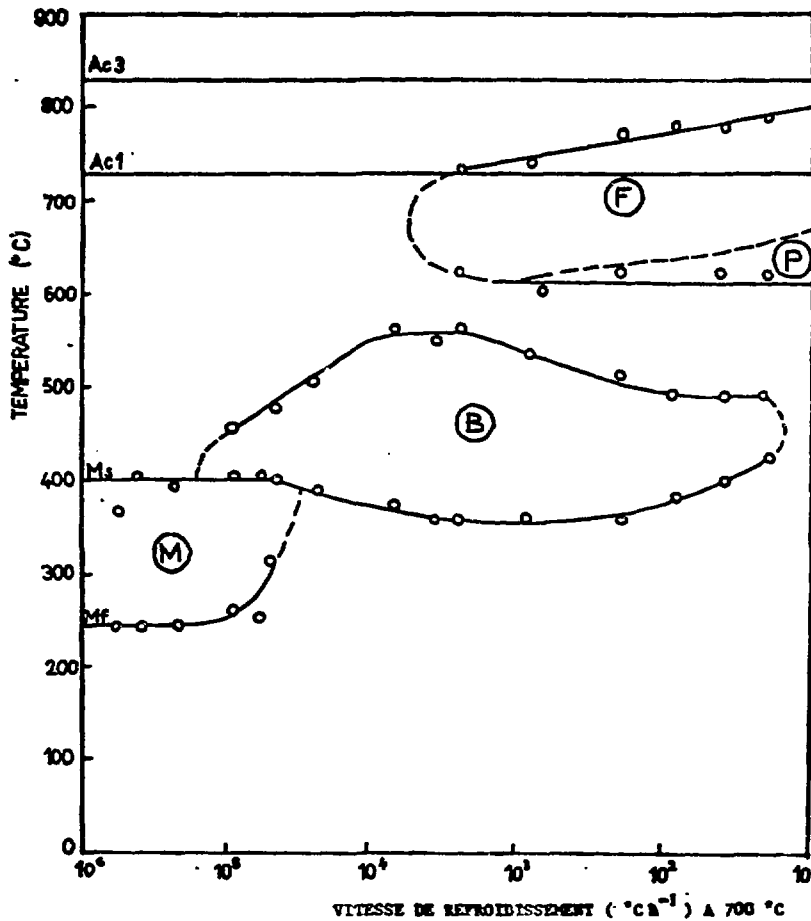
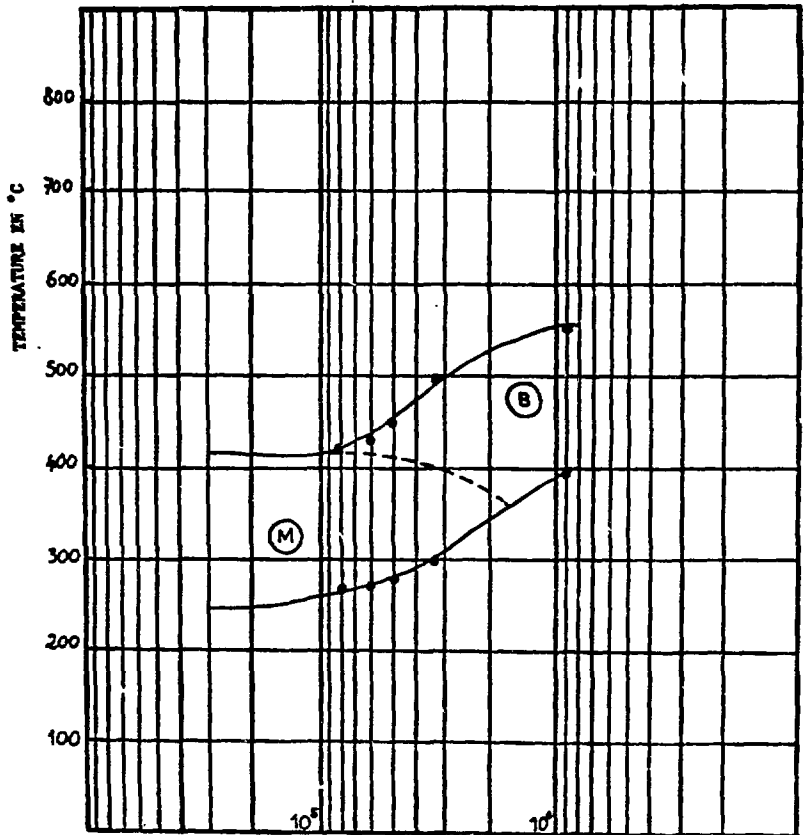
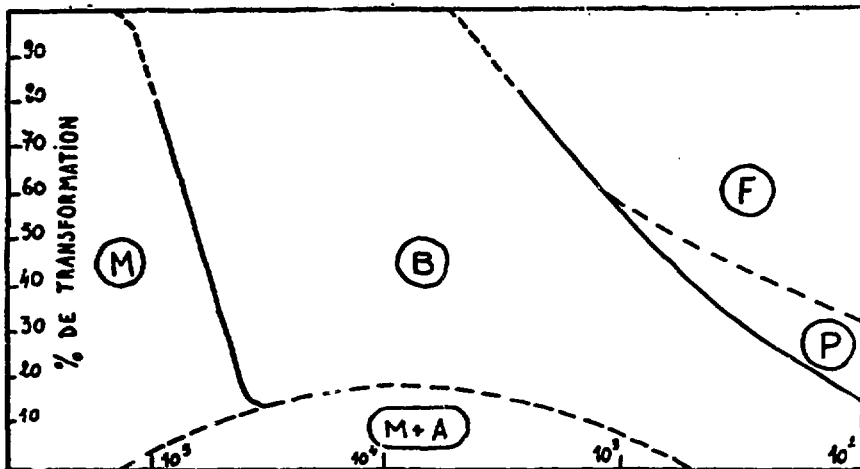


DIAGRAMME T T C DE L'ACIER A 508 Cl 3
(Austénitisation 1250 °C - 25 s)



VITESSE DE REPROIDISSEMENT (°C s⁻¹) A 700 °C

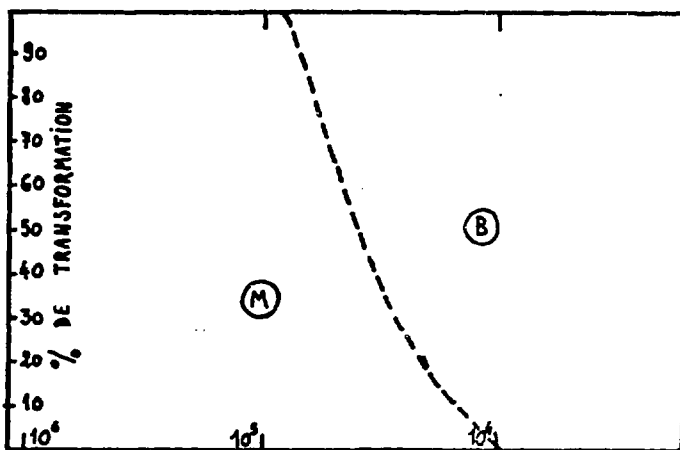


VITESSE DE REFOUDDISSEMENT (°C h⁻¹) A 700 °C

POURCENTAGE FINAL (à 20 °C) DE TRANSFORMATION
EN FONCTION DE LA VITESSE DE REFOUDDISSEMENT A 700 °C

(Austénitisation 900 °C - 1 h)

FIGURE N° 11

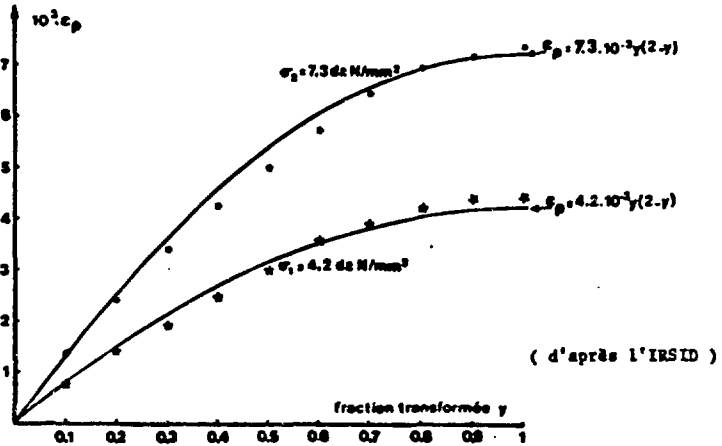


VITESSE DE REFOUDDISSEMENT ($^{\circ}\text{C s}^{-1}$) A 700 $^{\circ}\text{C}$

POURCENTAGE FINAL DE TRANSFORMATION,
EN FONCTION DE LA VITESSE DE REFOUDDISSEMENT A 700 $^{\circ}\text{C}$

(Austénitisation 1250 $^{\circ}\text{C}$ - 25 s)

DIAGRAMME DE PLASTICITE DE TRANSFORMATION $E_p = k f(y)$



Evolution avec y de la contraction longitudinale $\epsilon_p = E(\sigma, y) - E(0, y)$ dans le cas de l'acier A533 austénitisé 3 mm à 900°C et transformé de manière isotherme à 500°C sous $\sigma_1 = 4,2 \text{ daN/mm}^2$ ou $\sigma_2 = 7,3 \text{ daN/mm}^2$

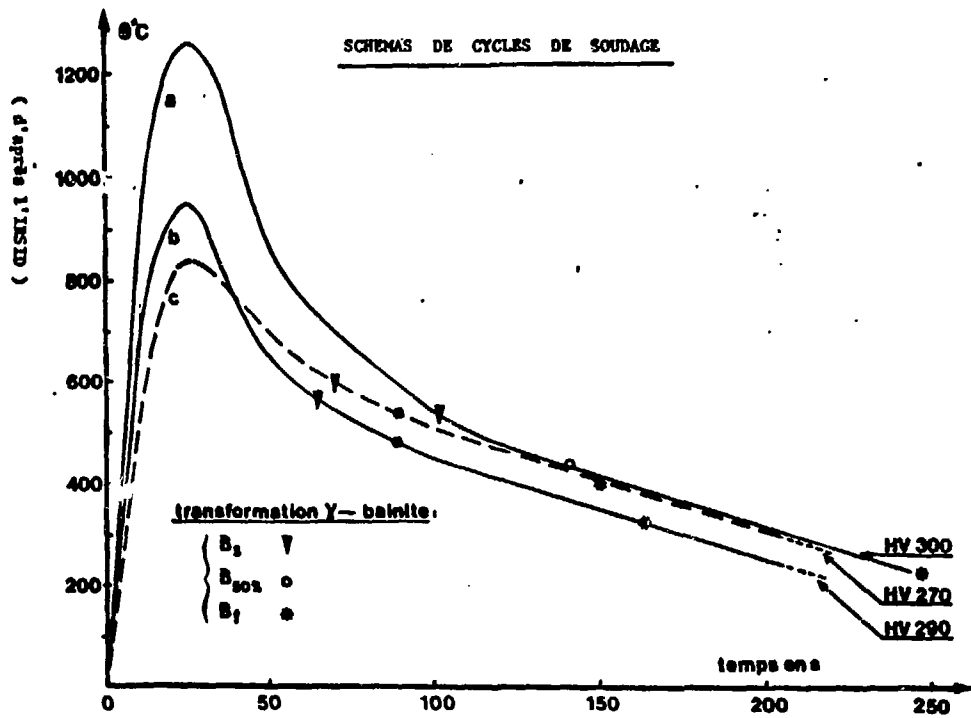


FIGURE N° 16

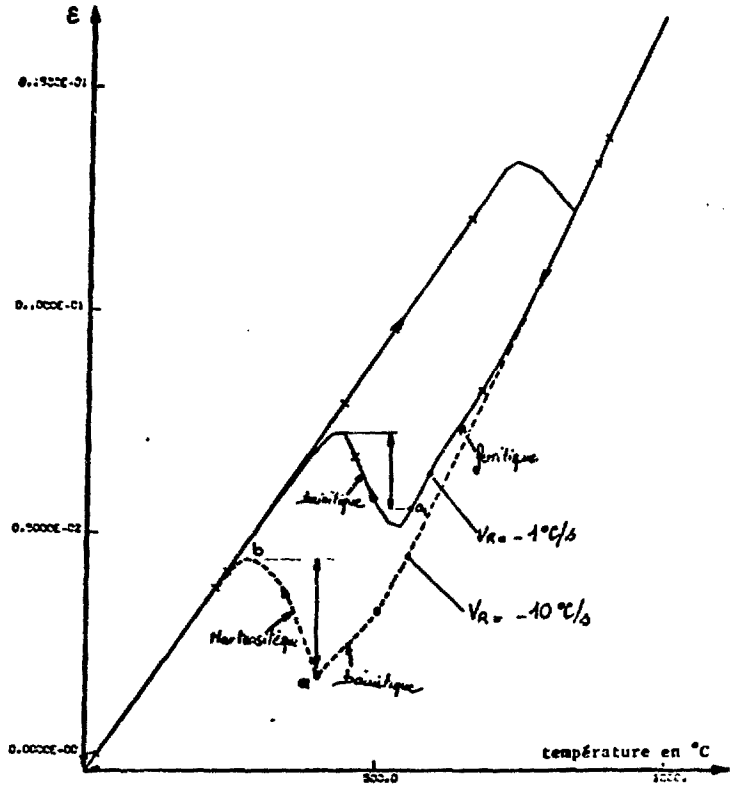
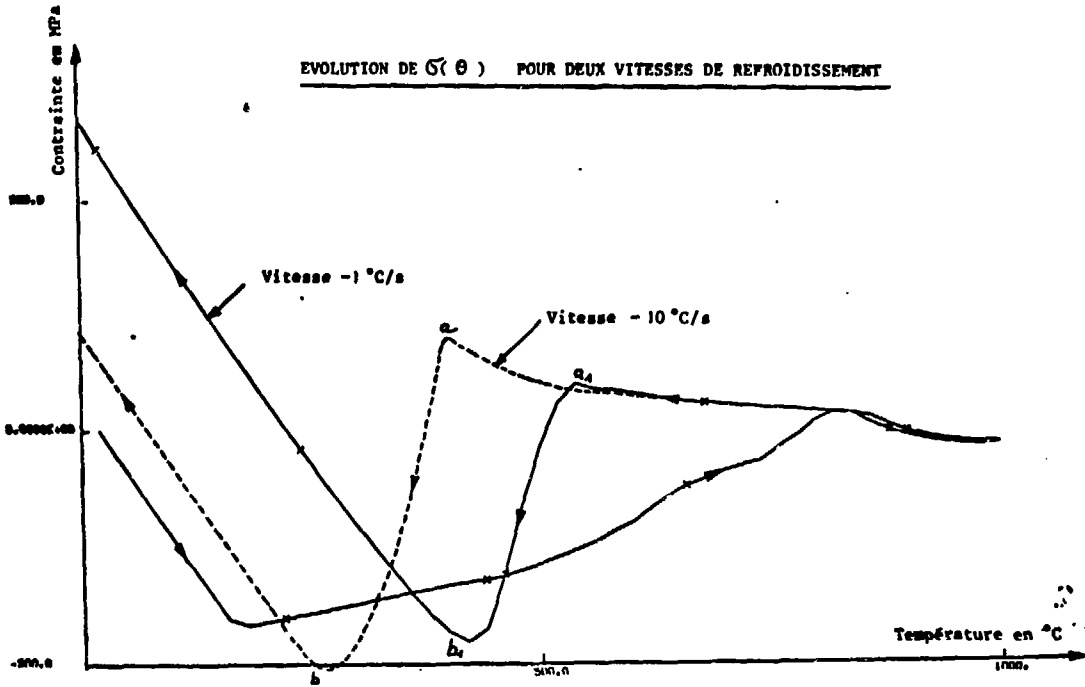


DIAGRAMME $E_{\text{thermique}} - \theta$ POUR DEUX VITESSES DE REFOIDISSEMENT

SYSTEME TITUB VERSION VAL-SPEC DU 10-08-88 LE 17-FEB-1992

EVOLUTION DE $\sigma(\theta)$ POUR DEUX VITESSES DE REFOUDDISSEMENT



EVOLUTION DES PHASES POUR UNE VITESSE DE REFROIDISSEMENT
EGALE A - 10 °C/s

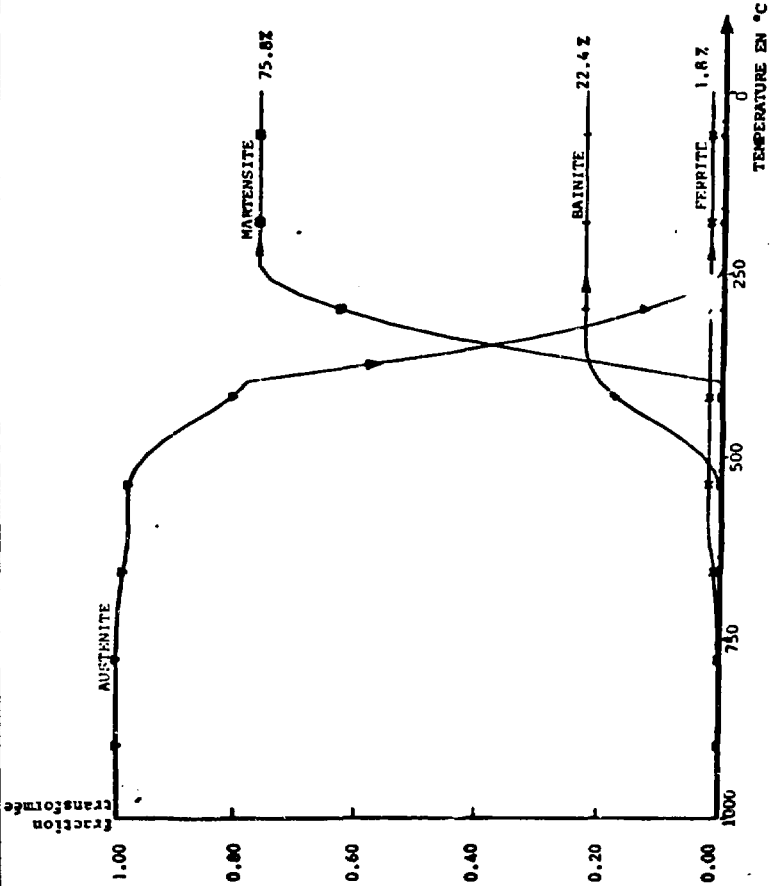


FIGURE N° 17

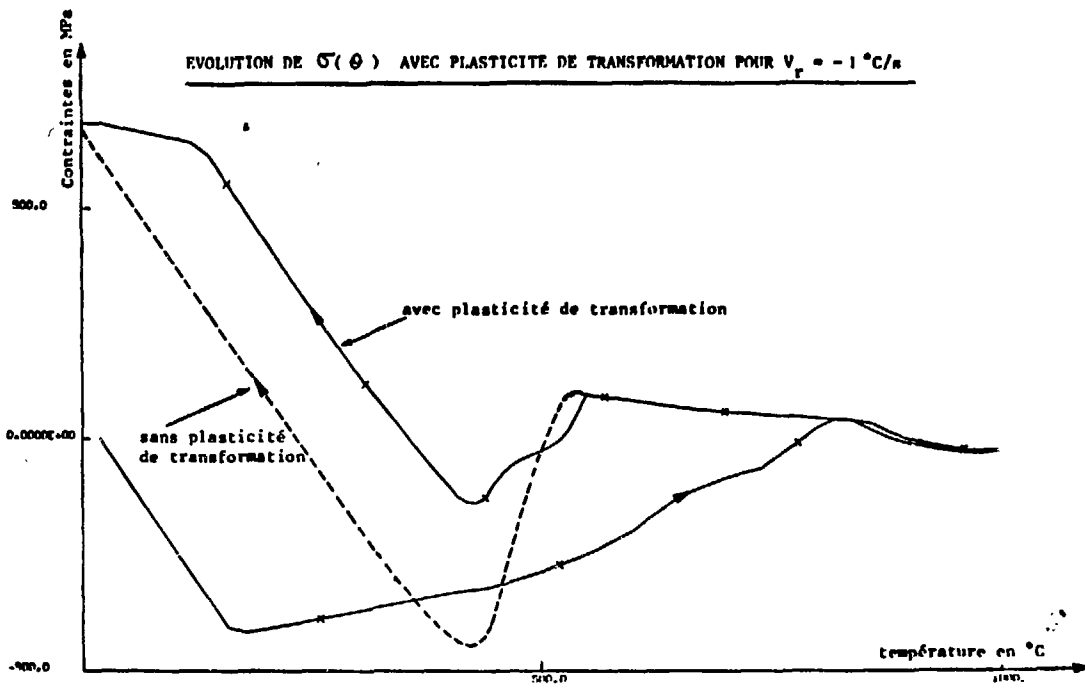
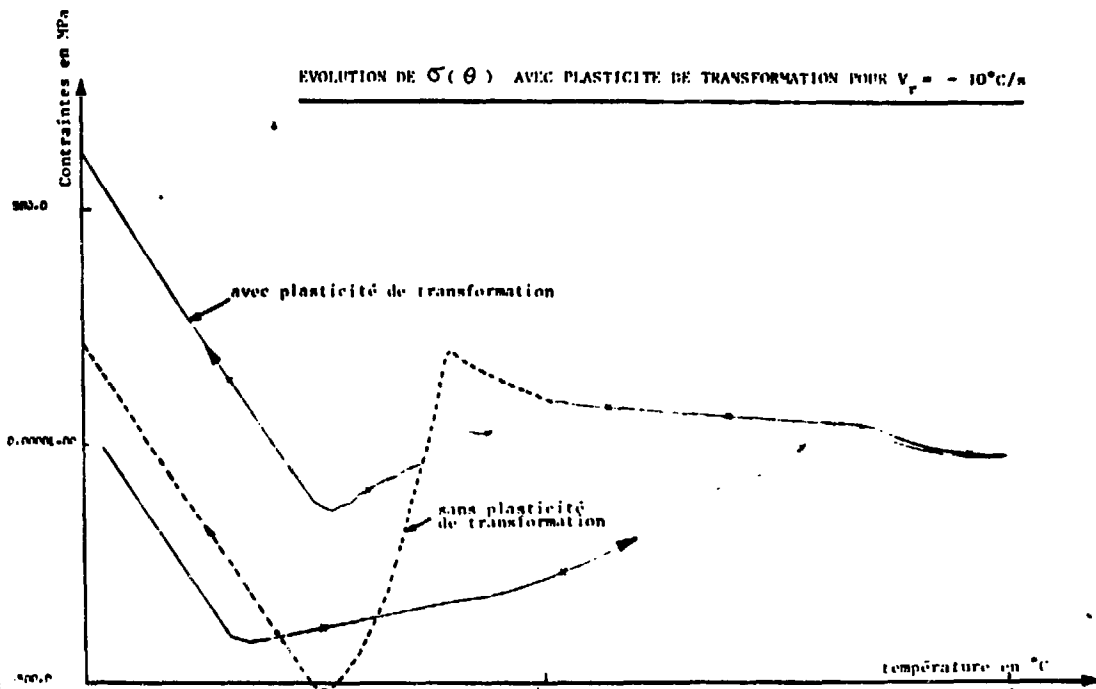


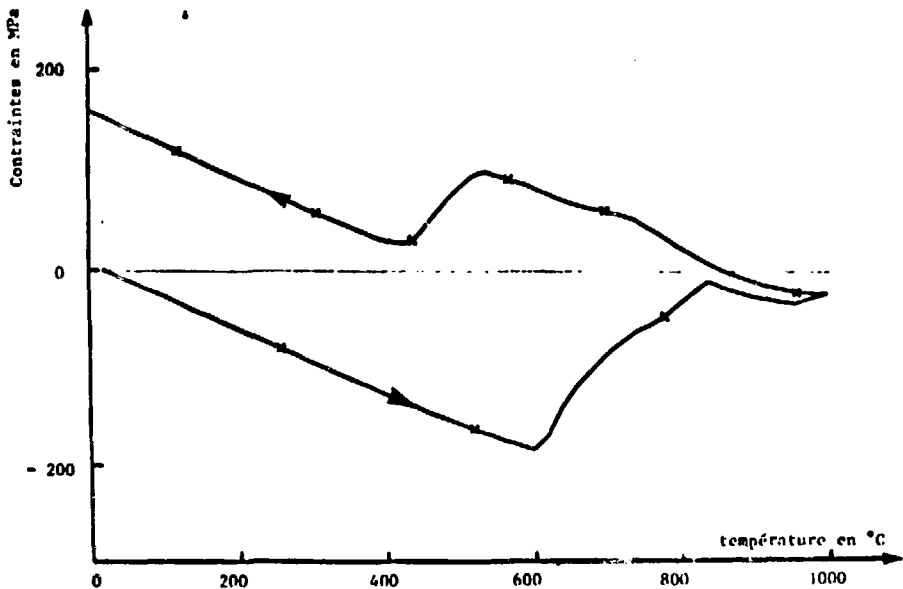
FIGURE N° 18

VR = - 1 DEG/SEC

NO _____
INDICE _____
FIGURE _____



BARRE AVEC RESSORT - EVOLUTION DE $\sigma(\theta)$ SANS PLASTICITE DE TRANSFORMATION



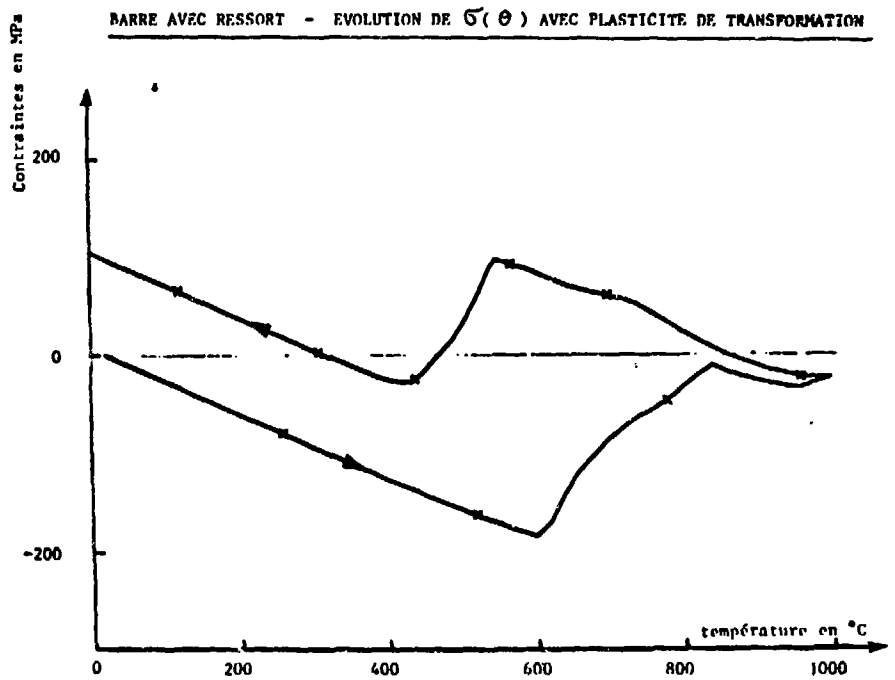
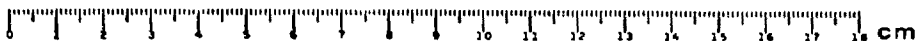


FIGURE N° 21

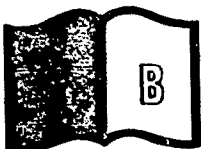


Défauts constatés sur le document original



Original illisible

Original difficult to read



Contraste insuffisant
ou différent, mauvaise
qualité d'impression.

Under contrast or
different, bad printing
quality



Texte manquant ou
pris dans la reliure,
reliure trop serrée

Damage text
wrong binding

N° de camera

14

Réf. opérateur

G.M

DATE