Détermination des contraintes par diffractométrie X dans le cas d'alliages métalliques polyphasés

P. Hadmar, P. Mabelly, L. Barrallier, J. Sprauel

► To cite this version:

P. Hadmar, P. Mabelly, L. Barrallier, J. Sprauel. Détermination des contraintes par diffractométrie X dans le cas d'alliages métalliques polyphasés. Journal de Physique IV Proceedings, 1996, 06 (C4), pp.C4-219-C4-230. 10.1051/jp4:1996420 . jpa-00254303

HAL Id: jpa-00254303

<https://hal.science/jpa-00254303>

Submitted on 1 Jan 1996

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Détermination des contraintes par diffractométrie X dans le cas d'alliages métalliques polyphasés

P. Hadmar, P. Mabelly, L. Barrallier et J.M. Sprauel

ENSAM, Laboratoire MécaSurf, 2 cours des Arts et Métiers, 13617 Aix-en-Provence cedex 1, France

Résumé : La tenue en service des matériaux métalliques est en grande partie conditionnée par la présence de contraintes résiduelles superficielles. La diffractométrie X est une technique non destructive particulièrement bien adaptée à l'évaluation de ce type de contraintes. Or, dans le cas d'alliages métalliques polyphasés, elle ne permet d'accéder qu'à l'état mécanique de la constituante étudiée qui est généralement différent de l'état mécanique macroscopique du matériau. Les contraintes dans chaque constituant de plusieurs matériaux polyphasés ont été évaluées par diffraction X au cours d'un essai de traction uniaxiale, les contraintes macroscopiques étant celles appliquées par la machine de traction. Ces contraintes ont aussi été calculées grâce à un modèle micro mécanique. La comparaison des résultats permet de tirer certaines conclusions quant à l'utilisation de la diffraction X dans le cas des matériaux polyphasés.

Abstract : Surface residual stresses take an important place in the service lifetime of materials. X-ray diffraction is a non destructive method well adapted to evaluate such kind of stresses. However, in multiphase materials, it only allows to assess the mechanical state of one particular constituent which is generally different from the material macroscopic one. The mechanical state of each constituent in multiphase materials, induced by an uniaxial tensile loading, has been characterized by X-ray diffraction, and predicted thanks to a micro-mechanical model. The experimental results have been compared with the theoretical ones to evaluate if the X-ray diffraction method can be applied to multiphase materials.

1. INTRODUCTION

La tenue en service des matériaux métalliques est en grande partie conditionnée par la présence de contraintes résiduelles superficielles car, dans de nombreux cas, elles sont à l'origine de la mauvaise tenue en fatigue des pièces et des structures [1]. La diffractométrie X est une technique non destructive, particulièrement bien adaptée à l'évaluation de ce type de contraintes. Or, dans le cas d'alliages métalliques polyphasés, elle ne permet d'accéder qu'à l'état mécanique de la phase étudiée qui est généralement différent de l'état mécanique macroscopique du matériau pour deux raisons :

- les constantes d'élasticité de la phase étudiée sont en général différentes des constantes d'élasticité moyennes de l'agrégat polycristallin.
- il existe dans chaque phase des déformations <<libres de contrainte>> qui ne sont pas compatibles à l'intérieur du matériau et sont donc sources de contraintes résiduelles locales.

Toutefois pour dimensionner les pièces industrielles et prédire leur durée de vie, les mécaniciens ont besoin de connaître les contraintes résiduelles macroscopiques. Une moyenne pondérée des contraintes obtenues pour chacun des constituants permet la détermination des contraintes macroscopiques [2]. Cependant, dans le cas d'un matériau hétérogène dont l'un des constituants est mineur, il est impossible d'obtenir un pic de diffraction exploitable (donc de déterminer les contraintes) pour ce constituant. Il devient

alors nécessaire de calculer l'état mécanique macroscopique du matériau à partir de l'état mécanique du constituant majoritaire. Ce calcul s'effectue en utilisant un modèle micro mécanique.

Le but de nos travaux est de mettre au point une méthode permettant d'estimer les contraintes macroscopiques dans un matériau polyphasé, à partir des contraintes déterminées par diffraction X.

Pour cela, les contraintes dans chaque constituant d'un matériau polyphasé sont d'une part évaluées par diffraction X au cours d'un essai de traction uniaxiale et d'autre part calculée grâce au modèle micro-mécanique. La comparaison des résultats permet de tirer certaines conclusions quant à l'utilisation de la diffraction X dans le cas des matériaux polyphasés.

Dans un premier paragraphe nous traitons des discontinuités présentes dans les matériaux polyphasés et de leurs effets sur la technique de diffraction X. Ensuite, nous définissons la méthode utilisée pour calculer les contraintes macroscopiques à partir des contraintes dans un constituant. Puis, nous définissons les matériaux que nous étudions. Une étude de ce type a déjà été réalisée pour un acier à outils de type ASP60 [3]. Pour compléter celle-ci, nous avons choisi d'étudier deux autres types de matériaux polyphasés (un matériau composite à matrice métallique et une fonte à graphite sphéroïdal) de manière à couvrir une vaste gamme de matériaux généralement rencontrés. La superposition des valeurs expérimentales et calculées des contraintes permet de déterminer si la diffraction X est utilisable dans le cas des matériaux polyphasés. Elle permet aussi de savoir si la méthode choisie pour calculer les contraintes macroscopiques à partir des contraintes obtenues par diffraction X donne des résultats corrects.

2. APPLICATION DE LA DIFFRACTION X AUX MATERIAUX POLYPHASES

2.1 Les échelles d'observation

La diffraction X est une technique fondée sur la mesure des déformations du réseau cristallin en utilisant les distances inter réticulaires comme jauge de déformation [4]. Les composantes du tenseur des contraintes sont déduites de ces déformations grâce à une relation simple appelée <<loi des $\sin^2\psi$ >>. En toute rigueur, la technique est applicable aux cas où les hypothèses de cette loi sont vérifiées, c'est-à-dire dans le cas d'un milieu continu, homogène et isotrope.

Cependant, les matériaux réels présentent des discontinuités (lacunes, dislocations, joints de grains, précipités,...) et, selon l'échelle où on les observe, ils ne peuvent pas être considérés comme homogènes et isotropes. En effet, un matériau cristallin est formé de constituants, qui eux-mêmes sont formés de grains, chaque grain étant, dans un modèle simple, divisé en petits domaines séparés par un réseau de dislocations...

Au vue de toutes ces discontinuités, il n'est plus possible de définir des caractéristiques mécaniques pour les matériaux réels sans faire référence à un volume donné de matière qui dépend du moyen d'analyse et qui définit l'échelle d'observation [5]. Dans le tableau 1 sont définies différentes échelles d'analyse :

Tableau 1 : Définition des différentes échelles d'analyse
Definition of the different scales of analysis

Echelle d'analyse	Volume	Discontinuités
macroscopique	quelques mm ³	surfaces, fissures, cavités
macroscopique	un constituant particulier	volume discontinu, relativement fictif
microscopique	un grain du matériau	joints de grain
submicroscopique	échelle atomique	dislocations, lacunes, sous joints, ...

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau réel, on peut mettre en évidence des contraintes résiduelles dues à des déformations assurant la continuité du matériau. Actuellement, aucune méthode de calcul ou de mesure ne permet de séparer effectivement les échelles microscopique et submicroscopique. C'est pourquoi nous utiliserons seulement l'échelle macroscopique et l'échelle appelée locale, qui regroupe les échelles microscopique et submicroscopique.

2.2. Matériaux polyphasés et diffraction X

Dans le cas d'un matériau polyphasé, qui peut être élargi à un matériau composite (les renforts et la matrice étant constitués respectivement d'un ou plusieurs constituants), l'hétérogénéité due aux défauts est présente dans chaque constituant. A cette hétérogénéité vient s'ajouter le fait que, par définition, un matériau polyphasé est constitué de grains de plusieurs constituants ce qui implique des grains contigus de nature différente. Ainsi, pour ce type de matériau, des discontinuités cristallines sont présentes aux échelles locale et macroscopique et elles ne peuvent plus être négligées.

De plus, la périodicité du réseau cristallin est rompue par toutes ces discontinuités qui délimitent des volumes élémentaires sans défauts. Chaque volume élémentaire est composé d'atomes constituant un ensemble cohérent de sources secondaires pour la diffusion des photons X, qui est dénommé domaine cohérent de diffraction (ou DCD). Il faut noter néanmoins que si la diffraction X est la contribution simultanée d'un grand nombre de domaines cohérents, un pic de diffraction n'intègre pas tous les domaines du volume analysé, mais seulement ceux qui sont favorablement orientés pour satisfaire les conditions de Laue[6]. Ceci implique que le volume diffractant, qui rassemble les domaines cohérents favorablement orientés, est un volume discontinu. La figure 1 permet de bien visualiser cette discontinuité du volume diffractant dans le cas d'un matériau biphasé.

Figure 1 : Représentation schématique d'un pic de diffraction pour un matériau biphasé
Schematization of a diffraction peak for a two-phases material

Pour déterminer les contraintes par diffraction X, il faut donc réaliser des opérations de moyenne sur des volumes discontinus¹. En effet, les contraintes dans un constituant sont obtenues à partir de la moyenne des contraintes des domaines cohérents de chacun des volumes diffractants. Dans le cas d'un matériau monphasé, les discontinuités telles que les joints de grain ou les parois de dislocations représentent une faible fraction volumique du matériau. Le volume diffractant sur lequel on fait la mesure est représentatif du volume macroscopique étudié. Dans le cas d'un matériau polyphasé on ne peut plus parler de contraintes macroscopiques dans un constituant car le volume diffractant sur lequel on fait la mesure est discontinu (figure 1) et n'est plus représentatif du volume macroscopique. Ainsi, pour les matériaux polyphasés, nous parlerons de pseudo-macro-contraintes dans les constituants à cause de cette discontinuité du volume diffractant.

Dans le cas de matériaux polyphasés, la diffractométrie X permet donc de déterminer des pseudo-macro-contraintes dans chacun des constituants du matériau. Ainsi les contraintes macroscopiques peuvent être calculées grâce à une moyenne volumique pondérée de ces pseudo-macro-contraintes. Cependant, dans le cas d'un matériau hétérogène dont l'un des constituants est mineur, il est impossible d'évaluer les pseudo-macro-contraintes dans tous les constituants. Il devient alors nécessaire de calculer l'état mécanique macroscopique du matériau polyphasé à partir de l'état mécanique du constituant majoritaire. Ce calcul s'effectue en utilisant un modèle micro mécanique que nous décrivons dans le chapitre suivant.

3. CALCUL DES CONTRAINTES

Comme nous l'avons vu, il faut situer l'échelle à laquelle on étudie les matériaux polyphasés car les contraintes et les déformations dans chaque constituant sont différentes des contraintes et déformations macroscopiques. Celles-ci peuvent être déterminées en appliquant des modèles d'homogénéisation issus de la mécanique des milieux hétérogènes.

Kröner [7] a proposé une formulation autocohérente permettant de déterminer le comportement effectif élastique et plastique des matériaux hétérogènes. Dans ce modèle, les interactions mécaniques entre un grain particulier et tous les autres sont assimilées à celles entre le grain considéré et un milieu homogène constitué d'un matériau équivalent, dont le comportement est celui de l'agrégat polycristallin global. Si on suppose que le comportement de chaque grain est homogène, on peut écrire une équation tensorielle entre les déformations d'un constituant donné et les déformations macroscopiques du matériau. Pour cela, il suffit de faire la moyenne des déformations de tous les grains de ce constituant sur le volume étudié. L'expression des pseudo-macro-déformations élastiques dans un constituant i s'écrit alors à partir de la théorie de l'inclusion d'Eshelby [8] :

$$\underline{\varepsilon}_i^e = (\underline{I} + \underline{U}_i) \hat{\underline{\varepsilon}}^e + (\underline{I} + \underline{U}_i)(\underline{I} - \underline{W}^{-1})(\hat{\underline{\varepsilon}}^l - \underline{\varepsilon}_i^l) \quad (1)$$

avec : $\underline{I}$ tenseur identité,

$\underline{U}_i$ tenseur de polarisation du constituant i qui traduit la localisation du champ de déformations,

$\underline{W}^{-1}$ tenseur d'Eshelby qui traduit la forme de l'inclusion,

$\underline{\varepsilon}_i^e$ tenseur des déformations élastiques dans le constituant i ,

$\underline{\varepsilon}_i^l$ tenseur des déformations libres de contraintes dans le constituant i ,

$\hat{\underline{\varepsilon}}^e$ tenseur des déformations élastiques du matériau homogénéisé,

$\hat{\underline{\varepsilon}}^l$ tenseur des déformations libres de contraintes du matériau homogénéisé.

¹ Effectuer une opération de moyenne nous oblige à négliger le rôle des discontinuités et des incompatibilités. La moyenne d'une grandeur sur un volume discontinu ne conduit pas forcément à la grandeur moyenne.

Pour conserver la continuité de la matière malgré la différence de déformation de la matrice et de l'inclusion, il apparaît un phénomène d'accommodation, c'est-à-dire une déformation supplémentaire de chacun des éléments. Ce phénomène peut être pris en compte dans les calculs par la détermination d'une fonction d'accommodation à introduire dans l'équation (1). Cependant cette fonction dépend de l'histoire du matériau et est difficile à décrire correctement.

Pour nous affranchir de ce problème, nous utilisons une formulation incrémentale du modèle autocohérent de Kröner fondée sur le module d'écrouissage élastoplastique que nous calculons à chaque incrément. Cette formulation permet de traduire le phénomène d'accommodation, sans déterminer d'expression pour la fonction d'accommodation car celui-ci est pris en compte par le calcul incrémental.

Il est important de remarquer qu'avec cette modélisation, on décrit le phénomène de plastification d'un constituant comme s'il s'agissait d'un matériau monphasé. En effet, on suppose que les autres constituants n'interviennent pas dans la plastification de celui qui est considéré. Si on voulait outrepasser ce problème, il faudrait considérer que les grains ont un comportement hétérogène et qu'ils sont constitués de cristallites qui ont un comportement homogène, ce qui implique des calculs relativement plus importants [9]. Nous avons tenu compte de cette restriction pour choisir les matériaux à étudier car nous avons sélectionné des matériaux dont le principal facteur de plastification d'un constituant n'est pas la présence des autres constituants car la modélisation ne pourrait pas le décrire.

4. CHOIX DES MATERIAUX ET PROCEDURE EXPERIMENTALE

4.1. Choix des matériaux

Le choix des matériaux est une étape importante de cette étude car l'application de la technique expérimentale et du modèle mécanique nécessite la connaissance de la nature des constituants, de leur comportement mécanique, de leurs fractions volumiques,...

Ainsi, nous avons été amené à fixer différents critères de choix du matériau qui sont :

- le matériau cristallin doit présenter au moins deux constituants, ce qui est la base de l'étude;
- les caractéristiques mécaniques des constituants en présence doivent être bien différentes de manière à augmenter le caractère hétérogène;
- les fractions volumiques des constituants en présence doivent être importantes (minimum 10%) de manière à prendre en compte le couplage mécanique entre ces constituants;
- dans le cas des carbures ou des nitrures, il est important que leur taille soit supérieure à 15 nm afin de pouvoir les détecter par diffraction X.
- Nous avons retenu les matériaux suivants, formés d'un constituant ductile et d'un constituant dont le comportement est purement élastique : deux nuances de composites à matrice en alliage d'aluminium renforcés de particules d'alumine et une fonte à graphite sphéroïdal.

Ces matériaux ont été choisis de manière à compléter la gamme de matériaux métalliques généralement rencontrés. En effet, nous avons déjà étudié un acier à outils type ASP 60 [3] dont les renforts sont dus à la précipitation, ce qui assure une bonne cohésion entre la matrice et les précipités. Le matériau composite à matrice en alliage d'aluminium renforcé de précipités d'alumine est un matériau plus proche des intérêts industriels. Enfin, d'un point de vue mécanique, la fonte à graphite sphéroïdal peut être considérée comme un matériau présentant des porosités car les nodules de graphite ont des caractéristiques mécaniques faibles et leur cohésion avec la matrice est très mauvaise.

Les constituants des divers matériaux sont caractérisés de la façon la plus complète et nous déterminons leurs caractéristiques mécaniques et leurs fractions volumiques. Après cela, il suffit de réaliser des essais de traction uniaxiale sur ces matériaux et de comparer les valeurs obtenues à celles calculées pour être en mesure de tirer des conclusions.

4.2. Procédure expérimentale

L'évaluation des contraintes par diffraction X est effectuée dans chaque constituant avec un appareillage portable (Set X d'Elphyse) au cours d'un essai de traction pas à pas (figure 2). A chaque pas les éprouvettes sont soumises à une sollicitation qui reste constante pendant toute la mesure par diffraction X. La machine de traction et le Set X sont gérés informatiquement afin d'obtenir fiabilité et répétabilité sur les résultats expérimentaux. De plus, un essai de traction simple est réalisé pour chacun des matériaux.

Figure 2 : Détermination de contraintes par diffraction X au cours d'un essai de traction uniaxiale
X-ray stress evaluation during an uniaxial tensile testing

5 RESULTATS ET DISCUSSION

5.1 Les matériaux composites à matrice métallique

5.1.1. Caractérisation

Le premier matériau étudié est un composite à matrice métallique en alliage d'aluminium (nuance 6061) renforcé par des particules d'alumine, fabriqué et commercialisé par Duralcan. Nous disposons de deux nuances de ce composite : un composite à matrice en alliage d'aluminium 6061 renforcé par 10% de particules d'alumine (W6A10A) et un composite à matrice en alliage d'aluminium 6061 renforcé par 20% de particules d'alumine (W6A20A). La composition de ces composites, fournie par le constructeur, est reportée dans le tableau 4 :

Tableau 2: Composition chimique des deux nuances de matériau composite à matrice métallique (%)
Chemical composition of both metal matrix composite (%)

Element	Al	Al ₂ O ₃	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
W6A10A	87,35	10,5	0,58	0,07	0,28	0,02	1,02	0,1	0,06	0,02
W6A20A	79,05	18,8	0,59	0,12	0,26	0,02	0,93	0,1	0,01	0,003

Nous avons chauffé et maintenu ces composites à matrice métallique à la température de 560°C pendant deux heures. Ce traitement, donné par le fabricant, permet de mettre en solution solide les éléments d'addition présents dans l'alliage du 6061 en phases dispersées.

Nous avons usiné des éprouvettes de traction plates suivant la norme NF EN 10002-1. La surface de ces éprouvettes a subi un polissage mécanique puis électrochimique de manière à supprimer la couche affectée par l'usinage. Les conditions de diffraction utilisées sont les suivantes :

Tableau 3: Conditions de diffraction X
X-ray diffraction conditions

	Anode	Filtre	{hkl}	2 θ°	E (MPa)	ν	Diffractomètre
Alliage 6061	Fe K α	Mn	{4 0 0}	146,5	69000 [10]	0,32 [10]	ψ
particules d'Al ₂ O ₃	Fe K α	Mn	{2 1 10}	152,3	400000 [11]	0,22 [12]	ψ

5.1.2. Résultats

Pour déterminer les valeurs du coefficient d'écrouissage et de la limite d'élasticité à 0,2% de déformation de l'alliage d'aluminium 6061, nous avons profité du fait que nous disposions de deux nuances. Après avoir réalisé les essais sur le W6A10A, nous avons déterminé ces deux coefficients de manière à ce que les résultats théoriques et expérimentaux concordent. Les valeurs obtenues sont 0,15 pour le coefficient d'écrouissage et 150 MPa pour la limite d'élasticité. Nous avons utilisé ces valeurs pour les calculs concernant l'autre nuance.

Dans la figure 3 nous avons reporté la loi de comportement expérimentale et celle calculée pour la nuance W6A20A. Ces valeurs sont pratiquement identiques, ce qui signifie que la méthode de calcul utilisée donne des résultats satisfaisants pour ce type de matériau, à condition de connaître le coefficient d'écrouissage et la limite d'élasticité de la matrice.

Figure 3: Loi de comportement du matériau composite à matrice métallique W6A20A
Constitutive law of the W6A20A metal matrix composite

Figure 4 : Pseudo-macro-contraintes dans l'alliage 6061 en fonction des contraintes macroscopiques
Pseudo-macro-stresses in the 6061 alloy versus macroscopic stresses

La figure 4 représente les pseudo-macro-contraintes déterminées par diffraction X dans l'alliage d'aluminium 6061, en fonction des contraintes macroscopiques appliquées. On peut remarquer que les valeurs expérimentales et calculées sont légèrement différentes, mais cette différence reste dans le domaine du raisonnable car les contraintes sont sensiblement du même ordre.

Figure 5 : Pseudo-macro-contraintes dans les particules d'alumine en fonction des contraintes macroscopiques
Pseudo-macro-stresses in the alumina particles versus macroscopic stresses

En revanche, dans la figure 5 nous avons reporté les pseudo-macro-contraintes dans les particules d'alumine, toujours déterminées par diffraction X, en fonction des contraintes macroscopiques. Dans ce cas, les valeurs expérimentales et calculées sont différentes au début du chargement puis, à partir d'une contrainte appliquée de 100 MPa, ces résultats sont identiques. On remarque aussi que les barres d'erreur sont assez importantes. Ceci est dû au fait que les pics de diffraction obtenus pour les particules d'alumine ne sont pas très intenses et donc difficiles à analyser, ce qui entraîne des incertitudes importantes pour les contraintes.

Toutefois, les résultats étant sensiblement du même ordre pour les deux constituants du matériau composite à matrice métallique, nous pouvons dire que la technique reste valable pour ce type de matériau. De plus, les valeurs des résultats expérimentaux sont identiques aux valeurs calculées par la modélisation. Ceci permet de déduire que la méthode de calcul donne des résultats satisfaisants, à condition de bien connaître les caractéristiques du constituant majoritaire.

5.2 La fonte à graphite sphéroïdal

5.2.1. Caractérisation

La fonte que nous utilisons a été coulée à la fonderie du C.E.R. de l'E.N.S.A.M. d'Aix-en-Provence. Pour notre modélisation, il est préférable que la matrice métallique soit purement ferritique de manière à considérer la fonte comme un matériau formé de deux constituants : le graphite et le constituant ferrite-éléments en solution. Pour cette raison, nous avons utilisé une teneur en silicium relativement élevée car l'augmentation de cette teneur a tendance à accroître la ductilité de la fonte par formation préférentielle de ferrite [13]. Pour être sûr d'avoir une matrice purement ferritique, nous avons fait recuire notre fonte à 750°C pendant 5 heures.

D'après [14], la composition des fontes nodulaires varie dans les limites indiquées dans le tableau 4.

Tableau 4 : Composition des fontes à graphite sphéroïdal
Composition of the ductile cast iron

	Valeurs limites	Valeurs typiques
C	2,80 - 04 %	3,5 %
Si	1,6 - 3 %	2,5 %
Mn	0,15 - 0,9 %	0,5 %
P	0,1 % max.	0,08 %
S	0,015 % max.	0,01 %
Mg	0,01 - 0,1 %	0,05 %

A partir des températures du liquidus et du solidus obtenues lors de l'élaboration de notre fonte, nous pouvons déterminer grâce à des abaques le pourcentage atomique du carbone qui est de 2,1%. Une analyse quantitative ponctuelle réalisée en divers points de la matrice ferritique permet d'en déterminer la composition. On en déduit que la matrice est un alliage fer-silicium contenant approximativement 3,25% en atome de silicium. Les pourcentages des autres éléments composant la fonte étant très faibles nous négligerons leurs effets sur les propriétés mécaniques de la matrice. Toutefois, la présence du silicium durcit la ferrite et accroît sensiblement la résistance mécanique [13].

De plus, avec le logiciel "Thermocalc", nous pouvons calculer le diagramme fer-carbone à partir des pourcentages atomiques du carbone et du silicium. Les températures du solidus et du liquidus calculées sont proches de celles obtenues expérimentalement, ce qui signifie que

les pourcentages atomiques déterminés expérimentalement sont corrects. Ces calculs thermodynamiques permettent de déduire qu'à température ambiante tout le silicium se trouve dans la ferrite et que cet alliage fer-silicium contient 3,11% de silicium.

Pour la modélisation, il ne faut donc plus considérer la matrice comme purement ferritique mais plutôt comme un alliage fer-silicium contenant environ 3% de silicium. Les caractéristiques mécaniques que nous utilisons sont donc celles d'un alliage fer-silicium[15]. Les valeurs sont 230000 MPa pour le module d'Young, 400 MPa pour la limite d'élasticité à 0,2% de déformation et 0,174 pour le coefficient d'écrouissage.

Enfin, à partir du pourcentage atomique du carbone, on peut calculer les fractions volumiques du carbone et de la matrice. On obtient une fraction volumique de 11,2 % pour le carbone.

Les conditions de diffraction sont celles utilisées classiquement pour la ferrite à savoir un rayonnement de chrome avec un filtre de vanadium. La famille de plans étudiée est la $\{2\ 1\ 1\}$ avec un angle $2\theta^\circ$ de 156° .

5.2.2. Résultats

La loi de comportement théorique du matériau, déduite de la loi de comportement de la matrice fer-silicium et celle obtenue à partir de l'essai de traction de la fonte sont reportées sur la figure 6. On remarque que les prévisions théoriques donnent des résultats proches des valeurs expérimentales. Il semble donc que, comme précédemment, la connaissance expérimentale du comportement mécanique du constituant dominant permet de calculer le comportement macroscopique du matériau, grâce à la méthode que nous avons choisie.

Figure 6 : Loi de comportement macroscopique de la fonte GS
Macroscopic constitutive law of the ductile cast iron

Dans la figure 7 nous avons reporté les pseudo-macro-contraintes dans la matrice ferritique en fonction des contraintes macroscopique appliquées. Les valeurs expérimentales et calculées sont sensiblement du même ordre. Cependant, à partir d'une contrainte

macroscopique d'environ 350 MPa, la différence entre ces valeurs devient plus importante. On peut remarquer que pour cette valeur de contrainte macroscopique la valeur de la contrainte dans la matrice correspond à peu près à sa limite d'élasticité à 0,2%. Les résultats théoriques et expérimentaux deviennent donc différents au début du domaine plastique. Cette différence augmente jusqu'à une contrainte macroscopique d'environ 450 MPa à partir de laquelle les deux types de résultats semblent à nouveau tendre vers des valeurs sensiblement identiques.

Figure 7: Pseudo-macro-contraintes dans la matrice fer-silicium en fonction des contraintes macroscopiques
Pseudo-macro-stresses in the ferrite-silicium matrix versus macroscopic stresses

Lors de la plastification du matériau, il apparaît donc un phénomène que la modélisation ne prend pas en compte. Il est nécessaire de savoir quel est ce phénomène de manière à l'introduire dans les calculs.

Une observation en microscopie optique des éprouvettes de fonte après traction montre que les nodules de graphite ne sont plus des sphères mais ont la forme d'ellipsoïdes allongés dans la direction de traction. Ceci pourrait peut-être apporter une explication à la différence entre les valeurs théoriques et expérimentales. En effet tout au long du calcul on considère que le graphite a une forme sphérique, ce qui est vrai au début mais ne l'est plus à la fin de l'essai. On peut alors se demander si des calculs prenant en compte cette variation de forme du graphite ne donneraient pas de meilleurs résultats.

6. CONCLUSIONS

Cette étude nous a permis de déterminer les problèmes qui peuvent apparaître pour utiliser la technique de diffractométrie X dans le cas d'un matériau polyphasé. Ceci nous a amené à définir la notion de pseudo-macro-contrainte, c'est-à-dire que la valeur des contraintes dans un constituant est en fait la moyenne des contraintes dans les domaines cohérents de ce constituant qui participent à la diffraction.

L'étude des différents types de matériaux polyphasés nous amène à dire que les valeurs des pseudo-macro-contraintes expérimentales dans le constituant principal sont sensiblement identiques aux valeurs calculées. Pour ce qui est du constituant minoritaire, cela dépend des pics de diffraction obtenus car s'ils ne sont pas très intenses, comme c'est le cas pour le matériau composite, il peut y avoir une différence importante entre les valeurs expérimentales

et calculées à cause des incertitudes expérimentales. Nous pouvons alors conclure que la diffractométrie X semble pouvoir être appliquée aux matériaux polyphasés. Cependant, pour ces matériaux, il est nécessaire de savoir ce que nous obtenons avec cette technique. En effet, les contraintes déterminées par diffraction X sont celles du constituant sur lequel on mesure, et elles sont différentes des contraintes dans le matériau.

Les contraintes macroscopiques peuvent ensuite être calculées grâce à la modélisation que nous avons décrite. En effet, nous avons vu que cette méthode donne des résultats satisfaisants, à condition de bien connaître les caractéristiques des constituants du matériau. Avant d'appliquer la modélisation, une étude la plus complète possible des différents constituants du matériau est donc nécessaire, de manière à décrire correctement leur comportement mécanique.

Jusqu'à présent, les matériaux que nous avons étudiés étaient formés d'un constituant ductile et d'un (ou plusieurs) constituant(s) ayant un comportement purement élastique. Il semble donc intéressant de réaliser la même étude sur un acier austéno-ferritique qui est un matériau polyphasé formé de deux constituants ductiles. La gamme des matériaux étudiés sera ainsi représentative des divers types matériaux que nous pouvons rencontrer. D'un point de vue modélisation, on pourra appliquer au cas des matériaux polyphasés les calculs plus complets qui sont utilisés dans le cas de matériaux polycristallins monophasés [9].

Remerciements

Les auteurs remercient la société Duralcan qui a fourni les matériaux composites à matrice métallique.

Références

- [1] Maeder G., Castex L., Djafari V, Poupeau P., Précontraintes et traitements superficiels, Techniques de l'ingénieur, 1991.
- [2] Noyan I.C., Cohen J.B., Residual stresses, Springer-Verlag Editors, Stuttgart, 1987.
- [3] Hadmar P., Baeza E., Barralier L., Sprauel J.M., X-ray study of the mechanical state of multiphase metallic materials, S.E.M., I.C.R.S.4, Baltimore, 1994, p 45.
- [4] Castex L., Lebrun J.L., Maeder G., Sprauel J.M., Détermination des contraintes résiduelles par diffraction X, Publications scientifiques et techniques, E.N.S.A.M., n°22, 1981.
- [5] Sprauel J.M., Etude par diffraction X des facteurs mécaniques influençant la corrosion sous contrainte d'aciers inoxydables, Thèse de doctorat d'état, 1988.
- [6] Klug H.P., Alexander L.E., X-ray diffraction procedures, Ed Wiley, London; 1974.
- [7] Kröner E., Z. Phys., 151, 1958, pp.504-518.
- [8] Eshelby J.D., The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems, Proc. of the royal society London, vol 241A, 1957, pp.376-379.
- [9] Mabelly P., Hadmar P., Desvignes M., Sprauel J.M., Influence de l'hétérogénéité des déformations élastiques locales sur l'élargissement des pics de diffraction, Cette conférence.
- [10] Les référentiels Dunod, Pratique des matériaux industriels : propriétés, choix, utilisation, Dunod, 4.2.3.1 : 7 et 10; 1992.
- [11] Les référentiels Dunod, Pratique des matériaux industriels : propriétés, choix, utilisation, Dunod, 7.1.2. : 5; 1992.
- [12] Tanaka K., Yamamoto Y., Elastic constants of ceramics for X-ray residual stress measurement, I.C.R.S. 2, 328-334, 1988.
- [13] Les techniques de l'ingénieur, D 2 I, D 2110.
- [14] De Sy A., Vids J., Métallurgie Structurale, Dunod N.I.C.I., deuxième édition, 1968, p 493.
- [15] Les techniques de l'ingénieur, M 2 II, M 392.