

## INFLUENCE DE L'ORIENTATION ET DE L'AMPLITUDE DE LA DEFORMATION PLASTIQUE SUR LA DURETE, LE COMPORTEMENT THERMODILATOMETRIQUE ET LA CORROSION D'UN ACIER FERRITO-PERLITIQUE

Patrice BERTHOD<sup>1</sup>, Sullivan DE SOUSA<sup>2</sup>, Jean-Pierre PHILIPPE<sup>3</sup>

*Deux éprouvettes en acier à 0,48%C ont été soumises à des essais de traction stoppés pour deux déformations plastiques différentes (10 et 17%). Des échantillons ont été prélevés dans la partie utile de ces éprouvettes, afin de caractériser la déformation de la microstructure, la dureté, le comportement dilatométrique et la vitesse de corrosion en milieu acide sulfurique. Dans chaque cas, les caractérisations ont été faites sur des surfaces ou dans des directions parallèles ou perpendiculaires à l'axe de déformation. La dureté Vickers, le coefficient moyen de dilation au chauffage de 100 à 700°C et la vitesse de corrosion à l'état actif augmentent avec l'écrouissage. Pour une surface parallèle à l'axe de déformation la dureté et la vitesse de corrosion sont toutes deux moins grandes que pour une surface perpendiculaire, tandis que le coefficient de dilatation thermique est plus grand dans la direction parallèle à l'axe que pour la direction perpendiculaire.*

*Two samples made of a carbon steel containing 0.48 wt.%C were subjected to tensile tests stopped at two different plastic deformations (strain: 10 and 17%). Different types of samples were then cut in the main part of the deformed samples in order to observe the deformed microstructures and to perform hardness measurements, thermal expansion runs and simple electrochemical characterization of the corrosion in a sulfuric acid solution. In each case the surfaces or directions parallel or perpendicular to the deformation axis were considered. Hardness, thermal expansion coefficient and corrosion rate in the active state increase with the plastic deformation. Hardness and corrosion rate are greater for the surface parallel to deformation than for the surface perpendicular. Thermal expansion is greater along the direction parallel to deformation than along the other direction.*

**Keywords:** ferritic-pearlitic steel, plastic deformation, hardness, thermal expansion, corrosion

<sup>1</sup> Dr., Institut Jean Lamour (CNRS, UMR7198), départ. CP2S, Faculté des Sciences et Techniques, BP70239, 54506 Vandoeuvre les Nancy, France, e-mail: patrice.berthod@lcsn.uhp-nancy.fr

<sup>2</sup> Student, Faculté des Sciences et Technologies, Université Henri Poincaré Nancy 1, BP70239, 54506 Vandoeuvre les Nancy, France

<sup>3</sup> Institut Universitaire de Technologie Nancy-Brabois, Département Génie Mécanique et Productique, Le Montet, rue du Doyen Urion, 54601 Villers-lès-Nancy, France

## 1. Introduction

La mise en forme des alliages métalliques par déformation plastique à froid ou à chaud transforme très sensiblement les microstructures de ces derniers. Ces modifications microstructurales résultant de l'écrouissage, peuvent être facilement mises en évidence lors d'observations métallographiques : orientation préférentielle, phases manifestement déformées, élongations des grains. Des travaux ont depuis longtemps montré qu'elles sont susceptibles d'entraîner des modifications pour diverses propriétés des alliages quels qu'ils soient, notamment du point de vue comportement mécanique [1,2] mais aussi dans tout autres domaines de propriétés, par exemple magnétiques [3]. En effet, des modifications de résistance mécanique ou de dureté peuvent apparaître pour des aciers alliés ou non, pour des alliages de cuivre ou d'aluminium, après laminage [4], extrusion [5] ou torsion dans le domaine plastique [6]. Les nouvelles propriétés peuvent de plus être anisotropes, suite au caractère souvent orienté de ces déformations.

La présente étude a pour objet d'examiner, dans le cas spécifique d'un acier au carbone ferrito-perlitique (0,48%C), l'influence de plusieurs taux de déformation plastique en traction sur trois types de propriétés différentes : la dureté à l'ambiante, le comportement thermodilatométrique en dessous du palier eutectoïde, et la résistance à la corrosion à l'ambiante en milieu acide. Il est de plus tenu compte de l'orientation des échantillons d'étude par rapport à la direction de la déformation plastique en traction.

## 2. Détails expérimentaux

### *Alliage étudié, géométrie des éprouvettes, essais de traction*

L'acier étudié ici est un acier au carbone XC48, fourni sous forme d'éprouvettes de traction usinées dans une barre du commerce ayant subi au préalable un traitement de normalisation composé d'une austénitisation de 45 minutes à 860°C en four suivie d'un refroidissement à l'air calme (hors four). La présence d'éléments autres que Fe et C dans la composition chimique de cet acier n'a pas été mis en évidence à l'aide du dispositif d'analyse EDS (Energy Dispersion Spectrometry) Kevex d'un Microscope Electronique à Balayage de type Philips XL30.

Ces éprouvettes comportent initialement une partie utile cylindrique de diamètre  $\Phi_u = 7\text{mm}$  et de longueur  $L_u = 54\text{mm}$ , et deux têtes cylindriques de  $\Phi_t = 12\text{mm}$  et  $L_t = 30\text{mm}$ . Tout changement de section est fait par un rayon de raccordement suffisant pour éviter tout phénomène local de concentration de contrainte. Deux des éprouvettes ont été sollicitées en traction à température ambiante au moyen d'une machine d'essai mécanique MTS QT/100 équipée d'une cellule de mesure MTS de 100kN de capacité, avec une vitesse de déformation de 2 mm/min. Pour l'une des deux (N°2) l'essai a été conduit jusqu'à

rupture, avec des valeurs de résistance maximale et d'allongement respectivement de 600MPa et 18%. Pour l'autre (N°1), l'essai a été stoppé en cours de déformation plastique, à peu près à mi-chemin entre le palier de Piobert-Lüders et le sommet de la courbe de déformation en  $\sigma=f(\varepsilon)$ , donc avant apparition de la striction. La déformation plastique réelle de la partie utile a été de 9,9% pour l'éprouvette N°1 et de 17,3% pour l'éprouvette N°2.

#### *Observations microstructurales, essais de dureté*

Les échantillons pour examen métallographique ont été découpés au moyen d'une micro tronçonneuse Buhler Isomet 5000 dans les têtes d'éprouvette pour observer la microstructure initiale de l'acier, pour les deux orientations principales (surface observée parallèle ou perpendiculaire à l'axe de révolution de l'éprouvette soit à l'axe de déformation en traction). De la même façon des échantillons ont été prélevés dans la partie utile des éprouvettes après essai, pour les deux orientations par rapport à l'axe de l'éprouvette. Dans le cas de l'éprouvette rompue deux couples d'échantillons ont été prélevés : un dans la partie déformée de façon homogène et un au niveau de la surface de rupture. Les échantillons ont été enrobés dans un mélange résine+durcisseur à froid ESCIL, polis à l'aide de papiers de grade 240 à 1200, puis avec une suspension diamant 1µm sur feutre. Afin de révéler la microstructure, les échantillons ont été attaqués par immersion dans du Nital 4 (alcool éthylique + 4% vol. HNO<sub>3</sub> pur) durant 10 secondes. Les microstructures ont été examinées au moyen d'un microscope optique Olympus Vanox-T équipé d'un appareil photo numérique Olympus DP-11 avec lequel les microphotos ont été réalisées.

Des essais de macrodureté Vickers sous 30kg (294N) ont été réalisés au moyen d'un duromètre Testwell Wolpert, à raison de trois mesures sur chaque échantillon. Ont pu ainsi être caractérisés quatre états de l'acier (non déformé, déformé plastiquement de 9,9%, déformé plastiquement de 17,3% et déformé à rupture) pour les deux orientations : surface parallèle à l'axe de l'éprouvette et surface perpendiculaire à ce même axe. Les mesures ont donné lieu au calcul d'une valeur moyenne et d'un écart-type qui a été utilisé pour définir l'intervalle de confiance.

#### *Dilatation thermique*

Les essais dilatométriques ont été réalisés au moyen d'un thermodilatomètre SETARAM TMA 92-16.18. Les plaquettes ont été découpées dans la tête (acier non déformé) ou la partie utile (pour les deux taux de déformation plastique en traction), à l'aide de la microtronçonneuse, en prenant soin d'obtenir deux faces opposées bien parallèles l'une à l'autre. Certaines plaquettes sont carrées avec des dimensions d'environ 5mm × 5mm × 3mm (épaisseur 3mm = direction de dilatation) pour les deux orientations pour l'acier

non déformé et pour la direction perpendiculaire à l'axe pour l'acier avec l'un ou l'autre des deux taux de déformation. D'autres sont rondes avec pour dimensions environ 7mm (diamètre) – épaisseur 3mm pour les essais dilatométriques parallèles à l'axe sur échantillons prélevés sur la partie utile déformée pour les deux taux de déformation. Le cycle thermique a consisté en un chauffage de l'ambiante jusqu'à 700°C à la vitesse de 10°C/min, d'un maintien à 700°C durant 5min, puis d'un refroidissement de 700°C jusqu'à l'ambiante à -10°C/min.

#### *Cinétique de corrosion en milieu acide*

Les caractérisations métallographique et thermomécanique précédentes ont été complétées par des essais simples de corrosion, afin de préciser les effets des taux de déformation et de l'orientation sur le comportement en corrosion, et notamment sur la cinétique de corrosion à l'état actif. Pour ce faire les échantillons utilisés pour les observations métallographiques ont été mis à contribution. Ils ont été préalablement préparés pour une utilisation en tant qu'électrode, par le perçage de la face opposée à la face d'observation métallographique et la mise en contact électrique étanche avec un fil de cuivre gainé de plastique isolant. Les états de déformation et orientations concernés par cette étude ont été : l'état non déformé (orientation parallèle et orientation perpendiculaire), les deux états déformés en traction (9,9 et 17,3%, pour les deux orientations) et l'état le plus fortement déformé dans la striction seulement pour l'orientation perpendiculaire (l'échantillon de la zone de striction en coupe parallèle présente un gradient de déformation et n'est donc pas homogène).

Avant chaque immersion dans l'électrolyte d'étude ( $H_2SO_4$  1M à température ambiante), les échantillons ont été repolis (papier grade 600), lavés à l'éthanol et séchés. La solution d'acide sulfurique molaire a été choisie du fait qu'elle est suffisamment acide pour éviter toute passivation de cet acier et pour garantir une concentration en oxydant ( $H^+$ ) identique d'essai en essai. Le matériel utilisé comportait un potentiostat / galvanostat (modèle 263A de Princeton Applied Research), piloté par le logiciel M352 d'EGG/Princeton.

Le montage à trois électrodes comportait l'échantillon lui-même (électrode de travail), une électrode de graphite (électrode auxiliaire ou contre-électrode) et une électrode au Calomel saturé (électrode de référence en potentiel, 241,5mV /ENH). Les essais ont constitué en une succession de trois cycles (d'une durée de 5 minutes chacun) composés chacun comme suit : mesure du potentiel de circuit ouvert  $E(I=0)$  noté  $E_{ocp}$ , polarisation linéaire à 10mV/min de  $E_{ocp} - 20mV$  à  $E_{ocp} + 20mV$ , déduction de la résistance de polarisation  $R_p$ . Au final, trois valeurs successives du potentiel de corrosion à environ 5 minutes d'intervalle, ainsi que trois valeurs successives de la résistance de polarisation (à  $t=5min$ ,  $t=10min$  et  $t=15min$ ), ont été mesurées.

Les résistances de polarisation  $R_p$  ont été exploitées dans le cadre de la méthode de Stern-Geary pour en déduire des valeurs estimées de l'intensité de corrosion  $I_{corr}$ , suivant l'équation (1) dans laquelle intervient  $B$ . La valeur de  $B$  est donnée par l'équation (2) à partir des valeurs de  $\beta_a$  et  $\beta_c$ , coefficients de Tafel anodique et cathodique estimés au moyen des équations (3) et (4) dans lesquelles figurent le nombre de Faraday ( $F=96500\text{C/Mol}$ ) et les nombres d'électrons cédés ou acquis dans les réactions anodique  $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2.e$  et cathodique  $\text{H}^+ + 2.e \rightarrow \frac{1}{2}\text{H}_2$ .

$$I_{corr} = B / R_p \quad (1)$$

$$B = (\beta_a \times \beta_c) / (2,303 \times (\beta_a + \beta_c)) \quad (2)$$

$$\beta_a = 2,303 \times R \times T / (0,5 \times n_a \times F) \quad (3)$$

$$\beta_c = 2,303 \times R \times T / (0,5 \times n_c \times F) \quad (4)$$

### 3. Résultats

#### *Microstructures de l'acier dans les différents états de déformation et pour les deux orientations*

Les microstructures correspondant à l'état initial et aux différents états de déformation sont illustrées par les micrographies présentées dans la *figure 1* (microscope optique, après 10 secondes d'attaque au Nital 4). Dans tous les cas la microstructure est de type ferritoperlitique, avec une fraction surfacique de perlite de  $65 \pm 5\%$ . Ces valeurs, obtenues par analyse d'images à l'aide d'Adobe Photoshop CS sur 24 micrographies pour les quatre états de déformation et les deux orientations (3 micrographies pour chaque cas), sont en accord avec la teneur en carbone de l'acier et on ne note pas de véritable dépendance avec l'état de déformation (sauf éventuellement une légère augmentation de la fraction surfacique de perlite avec la déformation pour l'orientation perpendiculaire à la déformation).

En revanche la déformation a pour conséquences un allongement progressif de la microstructure dans le sens de cette déformation lorsqu'elle est observée parallèlement à l'axe (Figure 1, micrographie de gauche) et un affinement de la microstructure lorsqu'elle est observée perpendiculairement à l'axe.

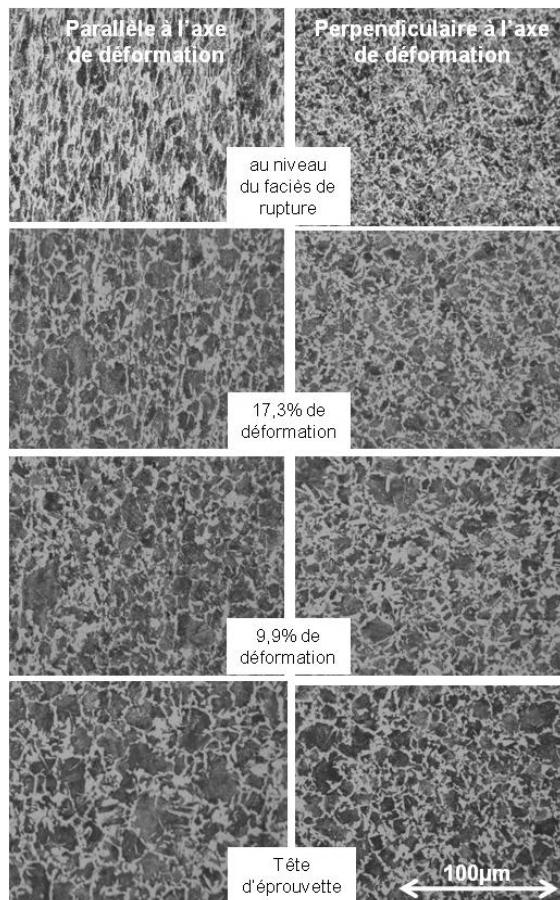


Fig. 1. Microstructures pour les deux orientations vis-à-vis de l'axe de traction pour les différents états de déformation

#### *Dureté de l'acier suivant les différents états de déformation et l'orientation*

Les valeurs de dureté  $Hv_{30kg}$  mesurées dans l'état non déformé et dans les trois états de déformations, sur des surfaces métallographiques préparées parallèlement ou perpendiculairement à l'axe de déformation en traction, sont présentées graphiquement dans la Figure 2. Si, dans l'état non déformé, les duretés sont quasiment les mêmes quelque soit l'orientation, la dureté augmente avec le taux de déformation tandis qu'apparaît puis s'accentue un effet de l'orientation. En effet, pour l'orientation parallèle, la dureté moyenne passe de 189 (à l'état non déformé) à 215 (9,9% de déformation) puis à 216 (17,3% de déformation) et enfin à 255 à la hauteur de la striction, tandis qu'elle passe respectivement de 185 à 227 (9,9%), puis 229 (17,3%) et 274 (striction) pour l'orientation perpendiculaire. Pour tout état de déformation, la dureté mesurée sur

une surface perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette est supérieure à celle mesurée sur une surface parallèle à cet axe.

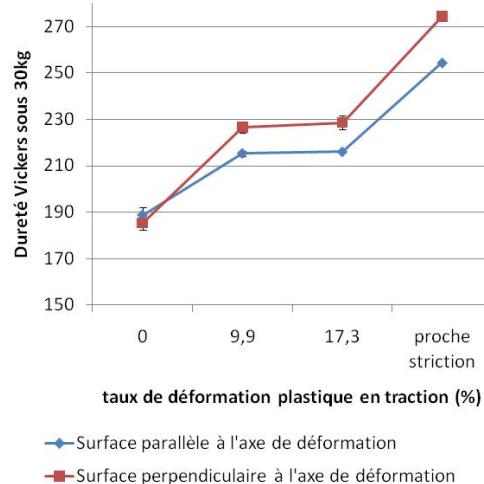


Fig. 2. Dureté pour les deux orientations vis-à-vis de l'axe de traction pour les différents états de déformation

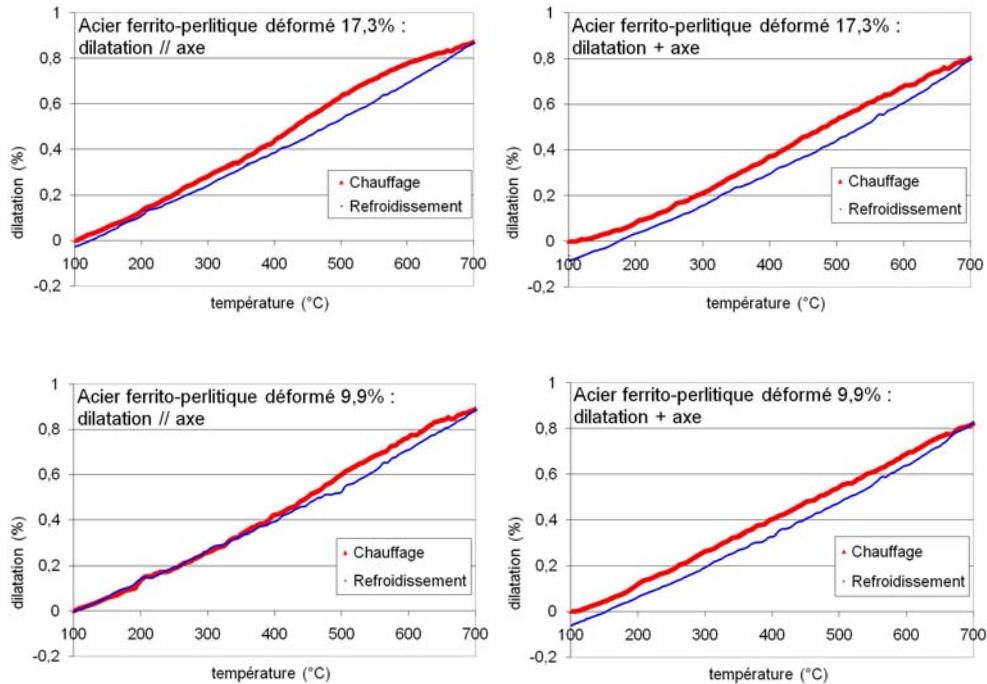
*Comportement thermodilatométrique suivant les différents états de déformation et l'orientation*

Pour chaque taux de déformation et pour les deux orientations, deux essais thermodilatométriques ont été réalisés. Globalement la reproductibilité de comportement dilatométrique s'est trouvée être bonne pour les deux éprouvettes prélevées dans la partie utile de la même éprouvette avec la même orientation. Les courbes entières au chauffage et au refroidissement sont présentées dans la Figure 3 par une des deux courbes réalisées pour les mêmes conditions (taux de déformation, orientation). Elles sont toutes à peu près linéaires : plus ou moins suivant la partie concernée (refroidissement ou chauffage), et suivant le taux de déformation et l'orientation. Elles ne présentent pas non plus de discontinuité, telle celle à laquelle on peut assister quand s'opère une transformation eutectoïde ou la transformation inverse, puisque la température maximale au chauffage a été choisie pour que l'acier reste ferrito-perlitique.

Un point commun entre toutes les courbes est le fait que la courbe de dilatation au chauffage se situe légèrement au dessus de la courbe au refroidissement, avec pour conséquence une déformation négative après retour à la température initiale. Cette déformation résiduelle est plus prononcée pour l'état non déformé que pour les états déformés, et pour ces derniers plus prononcées pour une direction de dilatation perpendiculaire à l'axe de déformation que pour une direction de dilatation parallèle à cet axe.

Par ailleurs, à l'arrivée à 700°C, la dilatation thermique totale a tendance à être plus grande pour une direction de dilatation parallèle à l'axe de déformation que pour l'autre orientation pour le même état de déformation. En revanche, si cette dilatation thermique à 700°C est plus élevée pour les états déformés que pour l'état initial, il n'y a pas de réelle influence du taux de déformation en traction pour chacune des deux orientations.

Les courbes dilatométriques ont été exploitées en vue de préciser des coefficients de dilatation moyens au chauffage entre 100 et 700°C, de contraction moyens au refroidissement de 700°C à 100°C, de dilatation totale à l'arrivée à 700°C et de déformation résiduelle au retour à 100°C. Ces valeurs sont présentées de façon graphique dans la Figure 4. On y constate que les coefficients moyens sont plus grands pour un état déformé que pour l'état initial (surtout pour ce qui est de la dilatation thermique au chauffage) et que la direction de dilatation étudiée par rapport à l'axe de déformation a une influence significative : dilatation thermique au chauffage sensiblement plus élevée dans la direction parallèle à l'axe de déformation que pour l'autre direction. Il en résulte naturellement une déformation totale plus grande dans le premier cas que dans le second à l'arrivée à 700°C, et comme cette orientation n'a au contraire que très peu d'effet sur la contraction au refroidissement, on retrouve également une déformation résiduelle au retour à 100°C qui est moins forte (en valeur absolue) pour la direction parallèle à l'axe que pour l'autre direction.



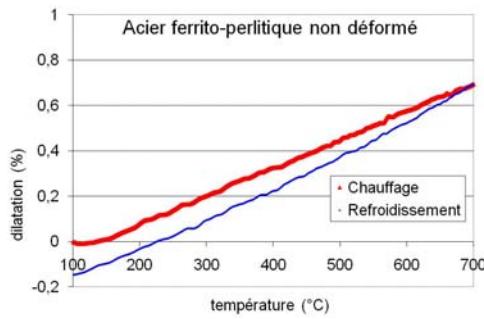


Fig. 3. Courbes dilatométriques pour les deux orientations vis-à-vis de l'axe de traction pour les différents états de déformation

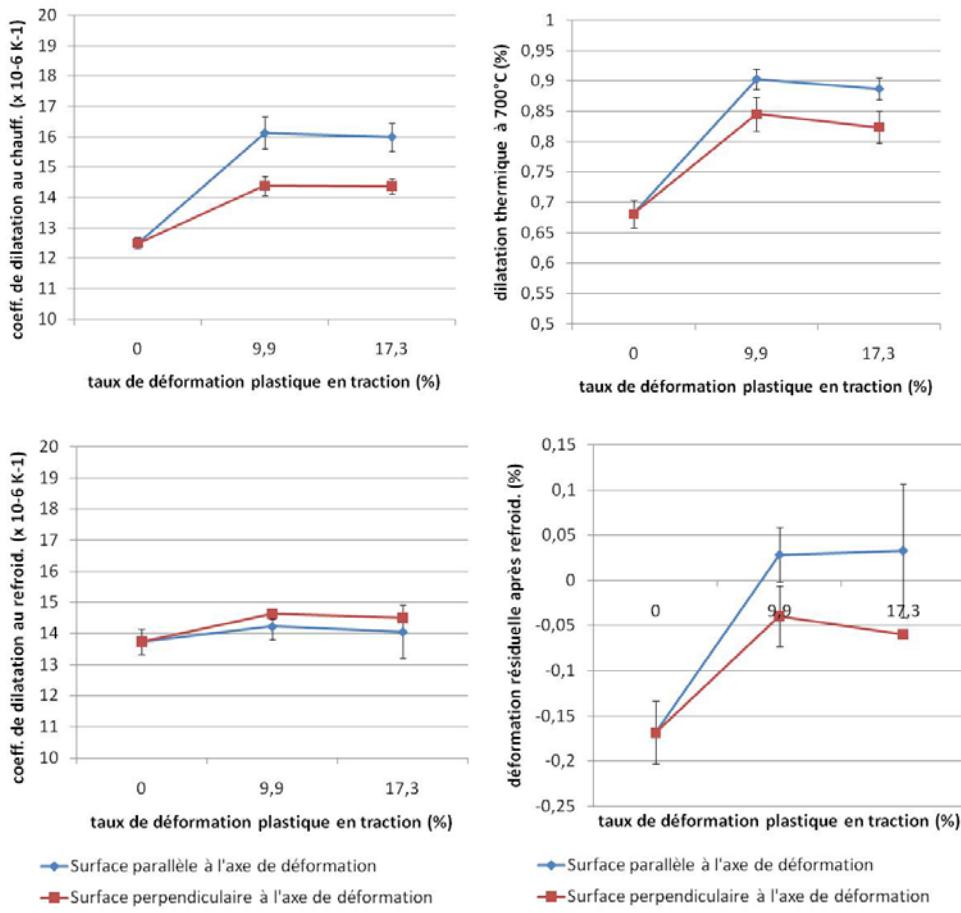


Fig. 4. Evolution, avec l'état de déformation et suivant la direction de dilatation, des coefficients de dilatation ou contraction thermique moyens et des déformations thermiques maximales et résiduelles après refroidissement

*Comportement en corrosion en milieu acide*

A l'immersion et lors du quart d'heure suivant, toutes les électrodes d'acier sont restées à l'état actif, avec un potentiel libre restant entre -320 et -270mV par rapport à l'Electrode Normale à Hydrogène. Le détail des valeurs successives est donné dans le Tableau 1. Dans pratiquement tous les cas le potentiel augmente au cours des quinze minutes d'immersion. Lorsque l'état de déformation s'accentue, on constate qu'en moyenne le potentiel libre diminue pour l'orientation parallèle tandis qu'il reste au contraire sensiblement constant pour l'orientation perpendiculaire. On note de plus que pour un même état de déformation le potentiel libre est plus élevé pour l'orientation parallèle que pour l'orientation perpendiculaire. La résistance de polarisation a tendance à croître avec le temps d'immersion, pour les deux orientations, surtout pour l'état non déformé. Lorsque l'acier est déformé plastiquement cette croissance avec le temps d'immersion est plus lente, et le potentiel reste quasiment stationnaire pour les plus forts taux de déformation.

La résistance de polarisation a tendance à être, toutes autres choses égales par ailleurs, légèrement plus grande pour l'orientation parallèle que pour l'orientation perpendiculaire. Elle montre surtout une décroissance générale lorsque le taux de déformation augmente, et ce pour les deux orientations.

*Tableau 1*  
**Evolutions, pendant l'immersion, du potentiel libre (mV/ENH)  
et de la résistance de polarisation ( $\Omega \times \text{cm}^2$ )**

Etat de déformation	Orientation parallèle				Orientation perpendiculaire			
	ordre	1	2	3	ordre	1	2	3
Non Déformé	E(I=0)	-276	-274	-271	E(I=0)	-318	-309	-304
	Rp	55	62	98	Rp	48	52	58
Déformé de 9,9%	E(I=0)	-298	-287	-282	E(I=0)	-316	-309	-304
	Rp	44	50	50	Rp	31	34	38
Déformé de 17,3%	E(I=0)	-302	-292	-286	E(I=0)	-311	-306	-304
	Rp	33	40	37	Rp	21	21	23
Voisinage Striction	Non réalisé				E(I=0)	-309	-306	-303
					Rp	13	13	13

Lorsque ces valeurs de résistance de polarisation sont converties, conformément aux équations (1) à (4), en densités de courant de corrosion qui expriment la vitesse de corrosion, on obtient des valeurs moyennes de  $I_{\text{corr}}$  (moyennes sur les quinze minutes d'immersion) qui varient, avec l'orientation et le taux de déformation, de la façon présentée par la Figure 5.

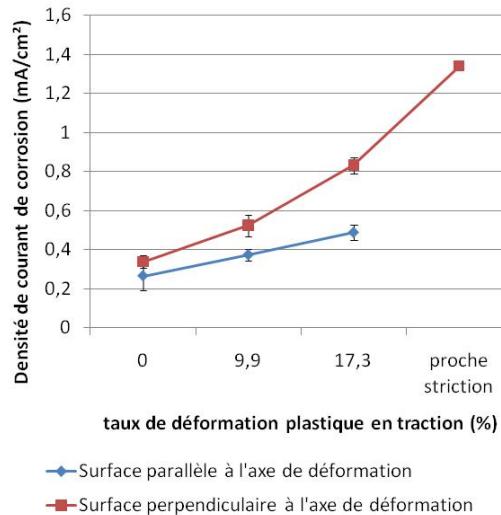


Fig. 5. Evolution du courant de corrosion avec le taux de déformation et dépendance vis-à-vis de l'orientation

A l'état non déformé, il n'y a bien sûr pas de différence significative entre les deux orientations. Par contre, quand l'acier est déformé la vitesse de corrosion s'accroît très sensiblement pour chacune des deux orientations, et manifestement plus rapidement pour l'orientation perpendiculaire que pour l'orientation parallèle. En passant de l'état non déformé à 17,3% de déformation,  $I_{corr}$  est doublée pour l'orientation parallèle, tandis qu'elle est multipliée par 2,5 pour l'orientation perpendiculaire (et même quadruplée pour la zone de striction).

#### 4. Discussion

D'une manière générale une déformation plastique de l'acier XC48 en traction influence sensiblement chacune des trois propriétés étudiées, avec de plus un effet important de l'orientation de la surface testée ou de la direction étudiée, vis-à-vis de l'axe de cette déformation préliminaire.

Premièrement, la dureté de l'acier augmente très sensiblement avec une déformation plastique en traction d'une dizaine de pourcents. Cette conséquence, souvent rencontrée que ce soit pour des alliages ferreux [7] ou non ferreux [8], et qui peut être utilisée d'ailleurs pour connaître indirectement si un alliage a été ou non écroui [9], semble manifestement dépendre de l'orientation de la surface sur laquelle on mesure la dureté. Elle est sensiblement plus grande pour une surface perpendiculaire à l'axe de traction (donc presque nécessairement intérieure) que pour une surface orientée parallèlement à cet axe.

Deuxièmement, le comportement thermodilatométrique de l'acier est sensiblement affecté par la déformation plastique en traction. La dilatation thermique devient en effet plus grande pour l'état écroui qu'il ne l'était à l'état non déformé, et ce pour les deux orientations principales étudiées. Cette constatation conduit à considérer que déformer plastiquement ce genre d'acier en traction n'est pas approprié si on désire, entre autres, limiter la dilatation thermique comme c'est généralement recherché par exemple en vue d'une meilleure résistance à la fatigue thermique. Ce phénomène, que l'on retrouve au niveau du coefficient de dilatation moyen sur [100 ; 700°C], plus au chauffage qu'au refroidissement, est amplifié pour la direction parallèle à l'axe de déformation par rapport à la direction perpendiculaire. Cette augmentation de la dilatation thermique avec le taux de déformation en traction a été antérieurement constaté par exemple sur des alliages d'aluminium [10] tandis qu'au contraire c'est une diminution qui a pu être observée pour d'autres alliages et d'autres modes de déformation plastique que la traction [11,12]. De toutes façons, on retrouve donc ici, dans le cas d'un acier ferrito-perlitique déformé en traction, que l'expansion thermique peut-être sensible à l'écrouissage, et de plus, de façon différentiée suivant la direction de dilatation considérée.

Enfin, le comportement du XC48 en corrosion aqueuse à l'ambiante, peut-être lui aussi sensible à l'écrouissage en traction, comme cela a pu être observé ici dans des conditions assez simples : température ambiante, solution sulfurique acide dans laquelle seul l'état actif est possible pour un tel acier avec le proton comme seul oxydant, immersion courte pour limiter la dégradation de l'électrode de travail. De nombreux travaux ont porté depuis une quarantaine d'années sur l'effet de l'influence d'une déformation plastique sur le comportement en corrosion des aciers alliés ou non, ferritiques, austénitiques ou martensitiques, et notamment en milieu acide sulfurique [13-16]. Généralement un écrouissage en traction a effectivement tendance à conduire à une accélération de la corrosion dans l'état actif. Les effets sont plus diversifiés dans le cas d'alliages non-ferreux déformés plastiquement [17-19], avec tout de même également une tendance générale à une diminution de la résistance à la corrosion. Ceci a été observé à nouveau ici dans le cas de l'acier ferritoperlitique sollicité en traction, avec de plus une indépendance qualitative de la vitesse de corrosion vis-à-vis de l'orientation de la surface testée par rapport à l'axe de déformation (dans les deux cas la résistance à la corrosion est diminuée par rapport à l'état non déformé). Par contre il existe manifestement une dépendance quantitative vis-à-vis de cette orientation puisque la détérioration de la résistance à la corrosion est plus marquée pour une surface perpendiculaire à l'axe de la déformation que pour une surface qui lui serait parallèle. De fait il semble y avoir de nouveau une corrélation entre le taux d'écrouissage et la vitesse de corrosion puisque la dureté est plus grande pour la surface perpendiculaire à la déformation que pour la surface parallèle. On

peut finir en considérant qu'il est heureux que la surface perpendiculaire à l'axe d'une déformation plastique en traction soit nécessairement intérieure et donc non exposée à la corrosion.

## 5. Conclusion

L'influence de la déformation plastique sur les propriétés des alliages métalliques a antérieurement fait l'objet de nombreux travaux, notamment dans le cas de modes de déformation en compression ou torsion / cisaillement qui accompagnent souvent industriellement la mise en forme géométrique à l'état solide. Dans le cas présent où c'est la traction qui a été étudiée, il s'est trouvé de nouveau que l'écrouissage modifie certaines des propriétés de l'alliage, ici dans le cas d'un acier ferrito-perlitique, avec de plus une anisotropie d'effet puisque les nouvelles propriétés sont différentes suivant l'orientation considérée. Le fait que dureté, expansion thermique et résistance à la corrosion puissent être différentes pour les différentes surfaces ou orientations, des sollicitations en frottement, en cyclage thermique ou en corrosion, peuvent conduire à une usure non homogène, une dilatation non homothétique ou une corrosion hétérogène et pouvant être accélérée par des couplages galvaniques entre zones de surfaces différemment écrouies ou d'orientations différentes.

## Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier Lionel Aranda pour sa participation aux essais thermo-dilatométriques.

## R E F E R E N C E S

- [1]. *Y.D.Koryagin, N.T.Kareva and M.A.Smirnov* "Influence of plastic deformation on the properties of chromium bronze", Physics of Metals and Metallography, **vol 55**, 1983, pp. 187-190.
- [2] *V.G.Serebryakov and E.I.Ehstrin* "Deformation influence on mechanical properties of two-phase austenite-martensite steel", Fizika Metallov I Metallovedenie, **vol 2**, 1992, pp. 130-133.
- [3] *A.H.Qureshi and L.N.Chaudhary* "Influence of plastic deformation on coercive field and initial susceptibility of Fe-3.25%Si alloys", Journal of Applied Physics, **vol 41**, 1970, pp. 1042-1043.
- [4] *E.L.Svistunova, A.A.Gulyaev and A.B.Oralbaev* "Deformation influence on structure and properties of precipitation-hardened invar 40NL alloy", Fizika Metallov I Metallovedenie, **vol 78**, 1994, pp. 108-113.
- [5] *J.Zdunek, P.Widlicki, H.Garbacz, J.Mizera and K.J.Kurzydlowski* "Influence of severe plastic deformation on the PLC effect and mechanical properties in Al 5XXX alloy", Diffusion and Defect Data Pt.B: Solid State Phenomena, **vol 114**, 2006, pp. 171-176.

- [6] *A.V.Korzinkov, Y.V.Ivanisenko, D.V.Laptionok, I.M.Safarov, V.P.Pilyugin and R.Z.Valiev*, “Influence of severe plastic deformation on structure and phase composition of carbon steel”, *Nanostructured Materials*, **vol 4**, 1994, pp. 159-167.
- [7] *Z.Z.Du, J.X. Huang, F.G.Fu, J.T.Wang and X.C.Zhao*, “Microstructure and mechanical property of 65Mn steel after severe plastic deformation”, *Journal of Jilin University*, **vol 36**, 2006, pp. 143-147.
- [8] *W.W.Zhang, P.K.Rohatgi, M.Shao and Y.Y.Li*, “Effect of plastic deformation on microstructure and hardness of 2024/3003 gradient composite ingot prepared by continuous casting”, *Materials Science and Engineering A*, **vol 505**, 2009, pp. 120-130.
- [9] *W.J.M.Steel and J.Spence*, “On the use of hardness tests to estimate the extent of plastic deformation”, *Strain*, **vol 19**, 1983, pp. 111-114.
- [10] *M.J.Hordon, B.S.Lement and B.L.Averbach*, “Influence of plastic deformation on expansivity and elastic modulus of aluminum”, *Acta Metallurgica*, **vol 6**, 1958, pp. 446-453.
- [11] *I.K.Bitkulov, A.M.Burkhanov, V.A.Kazantsev, R.R.Mulyukov, K.Y.Mulyukov and I.M.Safarov*, “Effect of severe plastic deformation on the properties of the Fe-36%Ni invar alloy”, *Physics of Metals and Metallography*, **vol 102**, 2006, pp. 91-96.
- [12] *G.Hausch, R.Bächer and J.Hartmann*, “Influence of thermomechanical treatment on the expansion behavior of invar and superinvar”, *Physica B: Physics of Condensed Matter*, **vol 161**, 1989, pp. 22-24.
- [13] *A.Ben Bachir and H.Triche*, “Evolution des courbes potentiodynamiques d'alliages ferritique et austénitique, soumis à une déformation plastique. Influence du traitement thermique”, *Mémoire Scientifique Revue de Métallurgie*, **vol 71**, 1974, pp. 9-16.
- [14] *M.Saled, L.Aries and H.Triche*, “Influence de déformations plastiques et de vibrations sur la corrosion d'un alliage ferritique Fe-Cr-Al en milieu acide à différents pH”, *Mémoire Scientifique Revue de Métallurgie*, **vol 71**, 1974, pp. 621-628.
- [15] *M.S.Khoma*, “Influence of surface plastic deformation on electrochemical characteristics and corrosion-fatigue strength of stainless steels”, *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*, **vol 30**, 1994, pp. 125-127.
- [16] *X.C.Li, R.L.Eadie and J.L.Luo*, “Influence of plasticity on corrosion and stress corrosion cracking behaviour in near neutral pH environment”, *Corrosion Engineering Science and Technology*, **vol 43**, 2008, pp. 297-303.
- [17] *P.Berthod*, “Effect of a plastic deformation on the electrochemical behaviors and the corrosion rates of pure iron, nickel and copper in a molar solution of sulfuric acid”, *Materials Science: An Indian Journal*, **vol 5**, 2009, pp. 161-167.
- [18] *E.Akiyama, Z.Zhang, Y.Watanabe and K.Tsuzaki*, “Effect of severe plastic deformation on the corrosion behavior of aluminum alloys”, **vol 13**, 2009, pp. 277-282.
- [19] *W.Y.Guo, J.Sun and J.S.Wu*, “Effect of deformation on corrosion behavior of Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr-O”, *Materials Characterization*, **vol 60**, 2009, pp. 173-177.