



HAL
open science

Modélisation du comportement élastoplastique d'un acier inoxydable austéno-ferritique par une approche polycristalline

Pierre Evrard, Véronique Aubin, Suzanne Degallaix, Djimedo Kondo

► **To cite this version:**

Pierre Evrard, Véronique Aubin, Suzanne Degallaix, Djimedo Kondo. Modélisation du comportement élastoplastique d'un acier inoxydable austéno-ferritique par une approche polycristalline. CFM 2007 - 18ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2007, Grenoble, France. hal-03362503

HAL Id: hal-03362503

<https://hal.science/hal-03362503>

Submitted on 1 Oct 2021

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.

Modélisation d'essais multi-axiaux non-proportionnels par un modèle polycristallin biphasé

Pierre Evrard, Véronique Aubin, Suzanne Degallaix & Djimédo Kondo

Laboratoire de Mécanique de Lille (UMR CNRS 8107)

Ecole Centrale de Lille

59651 Villeneuve d'Ascq Cedex

pierre.evrard@ec-lille.fr

Résumé :

L'objectif de ce travail est de rendre compte du comportement mécanique d'un acier inoxydable austéno-ferritique, notamment sous des trajets de chargement non proportionnels. Afin de prendre en compte le comportement de chaque phase (austénite et ferrite) et d'obtenir un modèle physiquement fondé, une approche polycristalline bi-phasée est développée. Un schéma d'homogénéisation en adéquation avec la microstructure est proposé. Les mécanismes de déformation plastique de chaque phase sont pris en compte via une loi de comportement monocristalline. Les paramètres du modèle sont obtenus par identification inverse sur des essais macroscopiques très simples et peu coûteux en terme de mise en oeuvre : essais de traction monotone à vitesse constante et à sauts de vitesse, première boucle d'hystérésis de traction/compression. Enfin, la capacité prédictive du modèle est évaluée en simulant des essais non-proportionnels. Un bon accord est observé entre résultats expérimentaux et issus des simulations.

Abstract :

The aim of this work is to model the behaviour of an austenitic-ferritic stainless steel under non-proportional loading. In order to take into account the behaviour of each phase (austenite and ferrite) and to obtain a physically based model, a bi-phased polycrystalline approach is developed. A homogenisation scheme in adequacy with the microstructure is proposed. A single crystal law models the plastic deformation mechanisms of each phase. The model parameters are identified on tests very simple and little costly: two monotonous tension tests, at constant strain rate and at different strain rates, and one tension-compression test. The predictive capability of the multi-scale approach is evaluated on mechanical tests with non-proportional loading paths. A good agreement is obtained between simulation experimental data.

Mots-clefs :

Acier inoxydable duplex, modèle polycristallin biphasé, essai non-proportionnel

1 Introduction

Les aciers inoxydables duplex présentent une structure biphasée composée d'austénite (structure CFC) et de ferrite (structure CC). Ces aciers combinent favorablement les propriétés mécaniques des deux phases, à savoir la bonne limite d'élasticité des aciers ferritiques et la bonne ductilité des aciers austénitiques. En plus de leurs excellentes propriétés mécaniques, ils possèdent une excellente résistance à la corrosion. De ce fait, ils sont utilisés dans les secteurs des industries offshore, chimique et pétrochimique, du papier et de l'automobile.

Le matériau étudié est un acier inoxydable austéno-ferritique allié à l'azote et forgé, de désignation normalisée X2 Cr Ni Mo 25-07. Il se compose de 40% d'austénite et 60% de ferrite. La taille moyenne des grains, quasi équiaxes, est de 10 μm . Des mesures par diffraction des RX ont montré que la phase austénitique n'est pas texturée et que la phase ferritique ne l'est que très légèrement. Ces mesures ont fourni les fonctions de distribution des orientations cristallines

(FDOC) des deux phases.

Pour décrire le comportement de l'acier duplex, un modèle polycristallin biphasé prenant en compte les mécanismes élémentaires de déformation plastique de chaque phase est proposé. Une stratégie d'identification sur des essais macroscopiques simples est mise en oeuvre. Le modèle est validé en simulant sur des essais sous chargements non-proportionnels.

2 Représentation du matériau

Compte tenu de la microstructure de l'acier étudié (Fig. 1-a), une seule échelle de grains, de forme sphérique, est considérée. Les phases austénitique et ferritique sont supposées non texturées, de ce fait une même FDOC isotrope de 40 grains est adoptée. L'existence éventuelle de relations d'orientation entre phases est négligée.

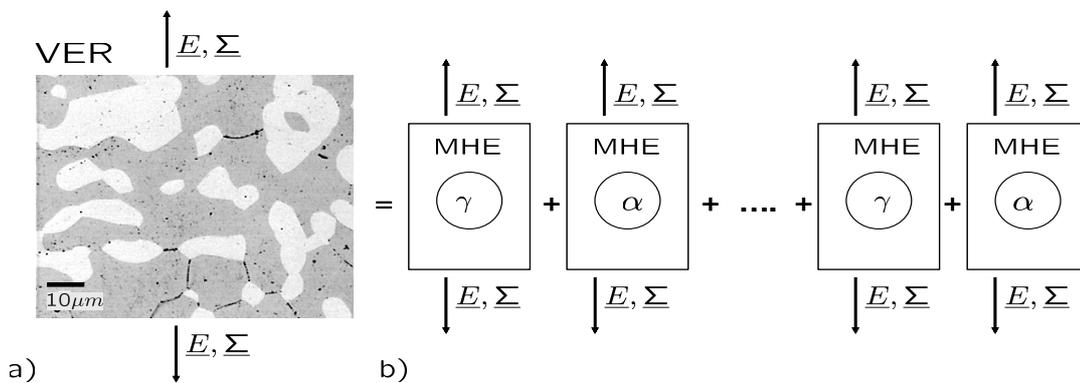


FIG. 1 – Microstructure de l'acier inoxydable austéno-ferritique (a) ; Schéma d'homogénéisation auto-cohérent retenu (b)

3 Formulation du modèle polycristallin biphasé

X , \vec{X} , \underline{X} , \tilde{X} désignent respectivement un scalaire, un vecteur, un tenseur d'ordre 2 et un tenseur d'ordre 4. On notera que l'indice ' i ' représente soit l'austénite soit la ferrite.

Modèle auto-cohérent et loi d'interaction. Étant donné qu'une seule échelle de grain est considérée, un schéma d'homogénéisation autocohérent à un site est utilisé. Le schéma proposé considère les deux types de grains (α , γ) (Fig. 1-b) en inclusion dans le milieu homogène équivalent (MHE), lequel présente le comportement homogénéisé. Le passage macro-micro se fait via une loi d'interaction. Dans ce papier deux types de lois sont utilisées. En considérant des grains sphériques, l'élasticité homogène dans l'agrégat, le matériau isotrope et incompressible, Berveiller *et al.*(1979) ont proposé une loi (loi BZ) valable uniquement pour des chargements proportionnels monotones qui s'écrit sous la forme :

$$\sigma_i^g = \Sigma + \mu\alpha(\underline{E}^p - \underline{\varepsilon}_i^{pg}) \quad \text{avec} \quad \frac{1}{\alpha} = 1 + \frac{3}{2}\mu \frac{\|\underline{E}^p\|}{J_2(\Sigma)} \quad (1)$$

avec α , une fonction scalaire d'accommodation plastique isotrope, ε_i^{pg} (resp. σ_i^g) et E^p (resp. Σ), la déformation plastique granulaire (resp. la contrainte granulaire) et la déformation plastique macroscopique (resp. contrainte macroscopique). Pour simuler des essais plus complexes, une seconde loi a été proposée par Cailletaud *et al.* (1994), appelée "loi en β ". Dans cette loi, les déformations plastiques macroscopiques et microscopiques sont respectivement remplacées par

les variables B et β_i^g :

$$\underline{\sigma}_i^g = \underline{\Sigma} + \mu(\underline{B} - \underline{\beta}_i^g) \quad \text{avec} \quad \underline{B} = f_a \sum_g^{N_g} f^g \underline{\beta}_a^g + f_f \sum_g^{N_g} f^g \underline{\beta}_f^g \quad (2)$$

f_a , f_f et f^g sont les fractions volumiques de l'austénite (0.4) de la ferrite (0.6) et de chaque grain (1/40). L'évolution de β_i^g est décrite sous la forme d'une loi d'écroutissage cinématique de type Armstrong-Frederick :

$$\dot{\underline{\beta}}_i^g = \dot{\underline{\varepsilon}}_i^{pg} - D_i(\underline{\beta}_i^g - \delta_i \underline{\varepsilon}_i^{pg}) \|\dot{\underline{\varepsilon}}_i^{pg}\| \quad (3)$$

Cette loi fait intervenir deux paramètres D_i et δ_i . Pour que cette loi satisfasse au mieux la condition d'autocoherence Besson *et al.* (2001), les paramètres sont identifiés sur un essai de traction monotone simulé par la loi d'interaction de Berveiller-Zaoui.

Loi de comportement monocristalline. Les lois monocristallines modélisent les glissements cristallographiques. Dans les structures CFC, le glissement peut s'effectuer suivant 12 systèmes, $\{111\} \langle 110 \rangle$, dans les structures CC le glissement peut s'effectuer suivant 24 systèmes, $\{110\} \{112\} \langle 111 \rangle$. Le passage de la contrainte granulaire σ_i^g à la cission résolue, τ_i^s sur les différents systèmes de glissement se fait par projection :

$$\tau_i^s = \sigma_i^g : m_{ig}^s = \sigma_i^g : \frac{1}{2}(\vec{n}_i^s \otimes \vec{l}_i^s + \vec{b}_i^s \otimes \vec{n}_i^s) \quad (4)$$

où \vec{b}_i^s et \vec{n}_i^s sont les vecteurs unitaires de la direction et de la normale au plan de glissement. La loi d'écoulement, de type viscoplastique, sur le système de glissement 's' s'écrit :

$$\dot{\gamma}_i^s = \left\langle \frac{|\tau_i^s| - \tau_{ci}^s}{K_i} \right\rangle^{n_i} \text{sign}(\tau_i^s) \quad \text{si} \quad |\tau_i^s| \geq \tau_{ci}^s \quad \text{sinon} \quad \dot{\gamma}_i^s = 0 \quad (5)$$

où τ_{ci}^s représente la cission critique sur le système de glissement 's'. K_i et n_i sont des paramètres matériau qui rendent compte des effets dus à la viscosité. La déformation plastique granulaire $\dot{\underline{\varepsilon}}_i^{pg}$ est alors définie par :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_i^{pg} = \sum_s m_{ig}^s \dot{\gamma}_i^s \quad (6)$$

En suivant la modélisation proposée par Franciosi *et al.* (1982), la cission critique τ_{ci}^s s'écrit :

$$\tau_{ci}^s = \tau_i^0 + \mu b_i \sqrt{\sum_t h_i^{ts} \rho_i^t} \quad (7)$$

Dans cette loi, τ_i^0 est la cission initiale sur le système de glissement, b_i est la norme du vecteur de Burgers, μ le module de cisaillement et h_i^{st} est la matrice d'écroutissage qui décrit l'interaction entre les dislocations du système s et celles du système t . Dans ce travail, une forme simplifiée de cette matrice est utilisée : les termes diagonaux (correspondant à l'auto-écrouissage) valent 1 et les autres (caractérisant l'écrouissage latent) sont égaux et constants, h_i . La cission critique est fonction de la densité de dislocations ρ_i^s . Essmann *et al.* (1979) ont proposé de décrire l'évolution de la densité de dislocations par la loi :

$$\dot{\rho}_i^s = \frac{1}{b_i} \left(\frac{\sqrt{\sum_{t=0}^s \rho_i^t}}{L_i} - 2y_{ci} \rho_i^s \right) \dot{\gamma}_i^s \quad \text{avec} \quad \rho_i^s(\gamma_i^s = 0) = \rho_i^0 \quad (8)$$

où L_i est un paramètre caractéristique de la production de dislocations et y_{ci} un paramètre caractéristique de l'annihilation des dislocations.

| Paramètres | $K(MPa.s^{-n})$ | n | $\tau^0(MPa)$ | h | $y_c(nm)$ | D | δ |
|------------|-----------------|-----|---------------|-----|-----------|-----|----------|
| Austénite | 7 | 4 | 95 | 0.6 | 39 | 200 | 0.11 |
| Ferrite | 87 | 16 | 180 | 0.4 | 31 | 210 | 0.01 |

TAB. 1 – Paramètres du modèle obtenus après optimisation.

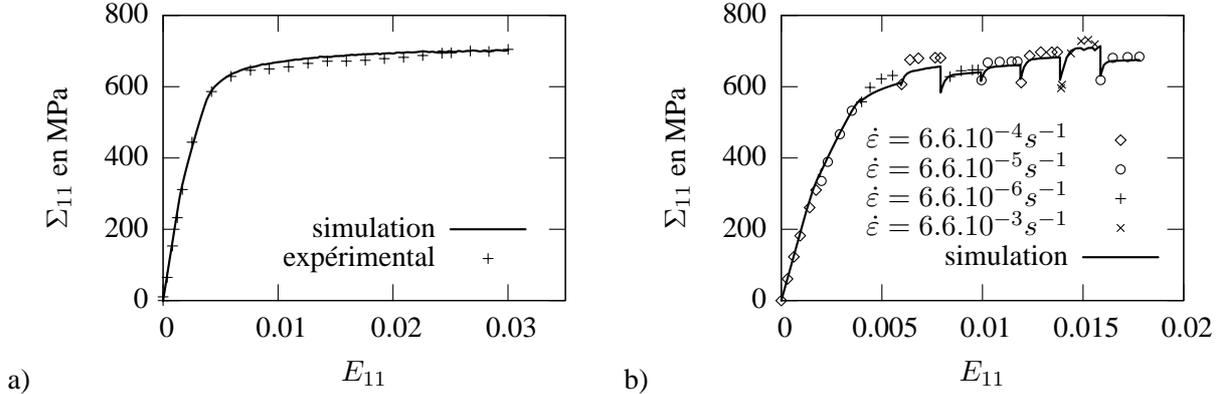


FIG. 2 – Première étape d'identification, comparaison simulation/expérience : essai de traction uniaxiale à vitesse constante (a) essai de traction uniaxiale à sauts de vitesse (b).

Homogénéisation. Le passage de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique se fait en utilisant la moyenne des déformations microscopiques :

$$\underline{\dot{E}}^p = f_a \sum_g f_g^a \underline{\dot{\epsilon}}_a^{pg} + f_f \sum_g f_g^f \underline{\dot{\epsilon}}_f^{pg} \quad (9)$$

La déformation totale s'obtient par :

$$\underline{\dot{E}} = \underline{\dot{E}}^e + \underline{\dot{E}}^p \quad \text{avec} \quad \underline{E}^e = \frac{1}{2\mu} \left(\tilde{I} - \frac{\nu}{1+\nu} \underline{1} \otimes \underline{1} \right) \underline{\Sigma} \quad (10)$$

Les caractéristiques élastiques macroscopiques ont été mesurées expérimentalement sur des essais de traction : $E=190000$ MPa, $\nu=0.3$.

3.1 Identification des paramètres

L'identification s'effectue en deux étapes. Dans une première étape, les paramètres de la loi de comportement monocristalline ($K_i, n_i, \tau_i^0, b_i, h_i, L_i, y_{ci}, \rho_i^0$) sont déterminés. On fixe les paramètres $b_a = 3.16.10^{-10}$ m, $b_f = 2.5.10^{-10}$ m, $\rho_i^0 = 10^{12}m^{-2}$ (identique pour l'austénite et la ferrite). Enfin les paramètres L_i sont définis en fonction de la taille de grain d par l'expression : $L_i = d\sqrt{\rho_i^0}$, on obtient $L_i = 10$. Les autres paramètres sont obtenus par identification inverse à l'aide du logiciel SiDoLo. La base d'identification choisie comporte un essai de traction monotone et un essai à sauts de vitesse, pilotés en déformation et effectués à température ambiante. Les chargements étant proportionnels et monotones, la loi de Berveiller-Zaoui est utilisée. La Figure 2 donne les résultats de l'identification et le Tableau 1 regroupe les valeurs des différents paramètres identifiés. La Figure 2-b montre la bonne capacité du modèle à rendre compte de la viscosité. Dans une deuxième étape, les paramètres de la loi en β , D_i et δ_i , sont identifiés d'une part sur l'essai numérique de traction monotone simulé par la loi BZ (condition d'autocoherence) d'autre part sur le premier cycle d'un essai de traction-compression à 0.5%

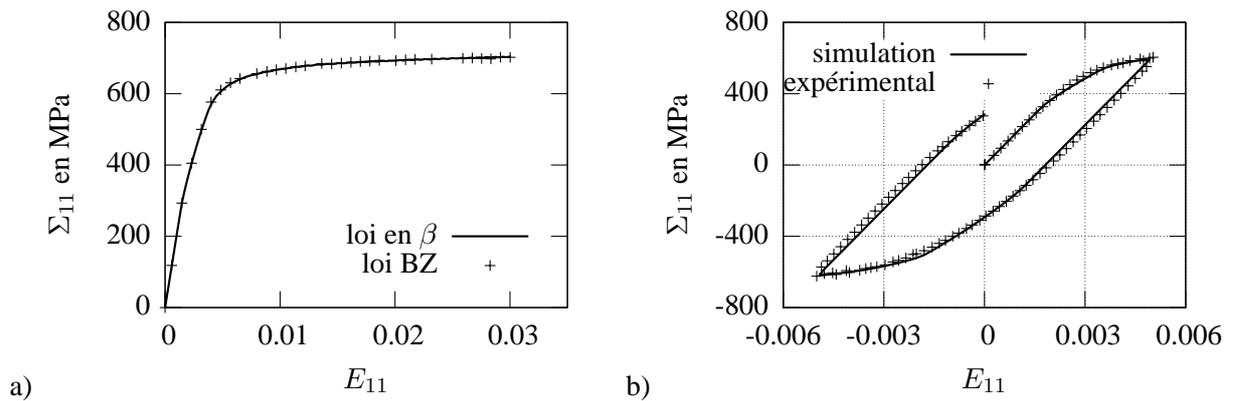


FIG. 3 – Seconde étape d’identification : comparaison loi (BZ)/loi en β pour l’essai de traction monotone (a) ; comparaison simulation/expérience pour l’essai uniaxial de traction/compression à 0.5% d’amplitude de déformation totale (b).

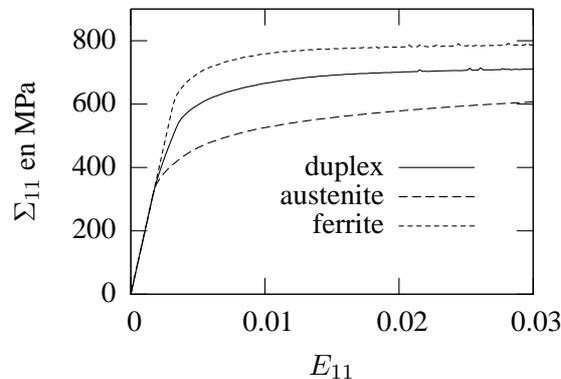


FIG. 4 – Courbes de traction monotone simulées d’agrégats purement austénitique, purement ferritique et duplex.

de déformation totale. Les résultats de l’identification sont donnés Figure 3 et les paramètres obtenus sont donnés dans le tableau 1. La Figure 3-b montre la bonne capacité du modèle à reproduire l’effet Bauschinger.

Pour évaluer la pertinence du jeu de paramètres, la courbe de traction monotone d’un agrégat purement austénitique ($f_f = 0$) ou ferritique ($f_a = 0$) est simulée (Figure 4). Les limites d’élasticité, taux d’érouissage et positions relatives des courbes sont en adéquation avec les résultats expérimentaux de ?).

4 Validation du modèle

Afin d’évaluer les capacités prédictives du modèle polycristallin biphasé, deux essais non-proportionnels sont simulés et comparés à des résultats expérimentaux Aubin (2001). Les essais étant complexes, la loi en β est utilisée pour les deux simulations. Le premier essai correspond à un trajet de chargement uniaxial en traction monotone suivi d’un trajet circulaire dans le plan $(\varepsilon_{11}, \frac{\gamma}{\sqrt{3}})$ à 0.5% de déformation totale équivalente imposée (Fig.5-a). Le second essai correspond à un trajet de chargement uniaxial en traction monotone suivi d’un trajet carré dans l’espace $(\varepsilon_{11}, \frac{\gamma}{\sqrt{3}})$ à 0.5% de déformation totale équivalente imposée (Fig.5-b). Un bon accord est observé entre résultats expérimentaux et issus de la simulation.

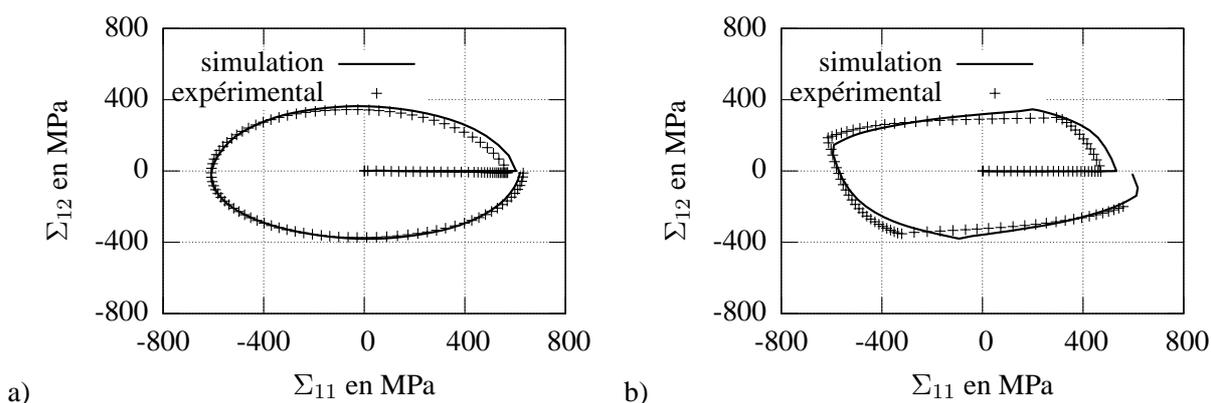


FIG. 5 – Validation du modèle, comparaison simulation/expérience : essai de traction suivi d'un trajet cercle à 0.5% de déformation totale équivalente (a) ; essai de traction suivi d'un trajet carré à 0.5% de déformation totale équivalente (b).

5 Conclusions et perspectives

Un modèle polycristallin biphasé est formulé. L'identification des paramètres se fait sur des essais simples et peu coûteux en terme de mise en oeuvre. La validation sur des essais multi-axiaux non-proportionnels montre la bonne capacité prédictive du modèle. Il est prévu de valider le modèle sur d'autres types de chargement. En particulier des essais complexes de fatigue plastique oligocyclique ont été réalisés par Aubin (2001). Ils ont par ailleurs montré que l'acier duplex présente un fort adoucissement cyclique. Cet adoucissement ne peut être modélisé avec le modèle actuel. Une modification est à l'étude, susceptible de rendre compte de cet adoucissement.

Références

- Aubin, V. 2001 Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non proportionnel. *Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille.*
- Berveiller, M., Zaoui, A. 1979 An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *J. Mech. Phys. Solids.* vol 26 325-344.
- Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.L., Forest, S. 2001 Mécanique non-linéaire des matériaux. *Hermès.*
- Cailletaud, G., Pilvin, P. 1994 Utilisation des modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Revue européenne des Eléments Finis.* 3(4) 515-541
- Essmann, U., Mughrabi, H. 1979 Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocations densities. *Philosophical Magazine.* A40 731-756
- Franciosi, P., Zaoui, A. 1982 Multislip in f.c.c single crystals : a theoretical approach compared with experimental data. *Acta Metall.* vol 30, No.8 1627-1637
- Nyström, M., Karlson, B. 1994 Plastic deformation of duplex stainless steels with different amounts of ferrite. *Fourth International Conference DUPLEX STAINLESS STEELS, Glasgow, Scotland 13-16 November.*