

Microstructure, comportement plastique et transition ductile-fragile d'un acier medium Mn dit « à basse densité » pour application automobile

Quentin Tonizzo^a, A.F. Gourgues-Lorenzon^a, M. Mazière^a, A. Perlade^b, I. Zuazo^b

^a Mines ParisTech, PSL Research University, MAT – Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 Evry cedex, France

^b R&D Automotive Products, ArcelorMittal Maizières, Voie Romaine BP30320, 57283 Maizières-lès-Metz, France

Résumé

Cette étude s'intéresse au lien entre la microstructure et les propriétés mécaniques et à rupture d'aciers medium Mn enrichis en aluminium, issus de coulées de laboratoire. Après laminage à froid et recuit dans le domaine intercritique, ces aciers présentent une inhabituelle microstructure bimodale, mêlant de gros grains de ferrite δ et de régions à fins grains duplex $\{\alpha + \gamma\}$. Les propriétés mécaniques à température ambiante ne dépendent que peu de la température de recuit. A plus basse température, le comportement plastique, les modes de rupture et la sensibilité à la rupture fragile ont été étudiés et reliés à la microstructure.

Introduction

Les aciers medium Mn enrichis en aluminium présentent un fort intérêt pour des applications automobiles, en raison de leur bon compromis entre densité, résistance et ductilité. Cependant, le lien entre microstructure et propriétés mécaniques n'a que peu été étudié dans la littérature ouverte dans le cas particulier des aciers medium Mn à microstructure bimodale, composée de ferrite δ et de fins grains duplex $\{\alpha + \gamma\}$ [1]. L'objectif de cette étude est de relier cette microstructure particulière aux propriétés mécaniques et à rupture associées, à la fois à la température ambiante et à de plus basses températures.

Matériaux et approche expérimentale

Matériaux d'étude

Le matériau étudié est une tôle de laboratoire présentant la composition chimique moyenne suivante : Fe-0.3C-6Mn-6.5Al. Elle a été obtenue après laminage à chaud et laminage à froid, jusqu'à une épaisseur finale de 1,2 mm. Des coupons de cette tôle ont subi ensuite un recuit dans le domaine intercritique (domaine $\alpha + \gamma$) pendant 136 s, soit à 850°C (nuance appelée DT 850), soit à 900°C (nuance appelée DT 900). La microstructure finale en découlant est bimodale, mêlant des régions avec environ un tiers de gros grains de ferrite δ et deux tiers de régions avec de fins grains (FG) duplex $\{\alpha + \gamma\}$ (figure 1). A cette échelle, la température de recuit n'influence pas la microstructure observée.

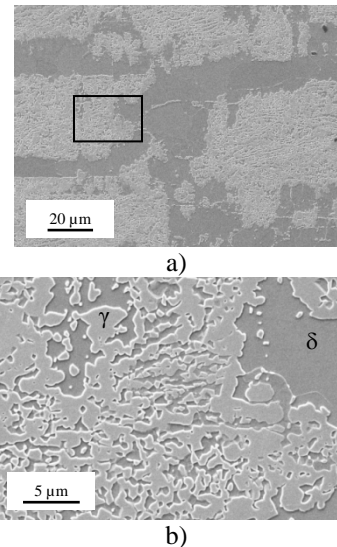


Figure 1. Micrographies MEB du DT 900 après attaque Nital, a) vue générale dans le plan de la tôle, b) agrandissement de la zone délimitée par le rectangle noir de a). Image en électrons secondaires, ferrite (δ ou α) en gris foncé, austénite en gris clair.

Caractérisation mécanique

Afin d'étudier l'effet de la température de recuit sur le comportement élastoplastique et le mode de rupture de ces nuances, des essais de traction simple ont été réalisés à température ambiante et à -50°C (en enceinte climatique) sur des éprouvettes de même épaisseur que la tôle, dans la direction transverse.

Le comportement à rupture a été caractérisé en termes de transition ductile-fragile par des essais de résilience Charpy, sur éprouvettes de 55 mm de long, avec une géométrie identique à celle des ISO-V mise à part l'épaisseur qui est celle de la tôle. L'énergie à rupture a été reliée aux mécanismes de rupture de chaque région de la microstructure par analyse fractographique détaillée.

Résultats et discussion

Comportement en traction simple

Aucune différence notable de comportement mécanique n'a été observée entre les deux nuances à la température ambiante (Figure 2.a)). Cela montre la bonne robustesse de cette famille d'aciers dans cette gamme de température de recuit. En revanche, à -50°C, le comportement mécanique est totalement différent (Figure 2.b)).

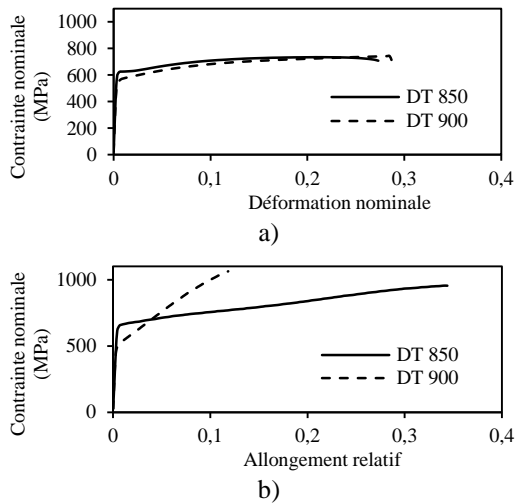


Figure 2. Comportement des deux nuances en traction simple a) à température ambiante, b) à -50°C

Le DT 850 présente un bien meilleur écrouissage et une meilleure ductilité qu'à température ambiante. Cette amélioration des propriétés mécaniques s'explique par la moins grande stabilité de l'austénite à -50°C , facilitant sa transformation en martensite sous l'effet de la sollicitation mécanique (effet TRIP) durant la déformation. Aucune instabilité plastique n'a été associée à cette transformation. Concernant le DT 900 à -50°C , la plus faible limite d'élasticité, l'écrouissage bien plus marqué et la moindre ductilité suggèrent qu'une très grande fraction de l'austénite retenue s'est aussi transformée en martensite pendant la déformation. Cette austénite retenue est encore moins stable que dans le DT 850 à -50°C .

Les fractographies des éprouvettes rompues à température ambiante montrent que la rupture est ductile. Du délaminage ductile est aussi observé sur les deux nuances. Cependant, sur le DT 900, quelques facettes de clivage, issues des gros grains de ferrite δ , sont aussi observées. Les éprouvettes DT 850 rompues à -50°C présentent toujours une rupture ductile, avec quelques facettes de clivage, de manière similaire au DT 900 rompu à température ambiante. Sur le DT 900, à -50°C , une rupture par clivage de tous les grains de ferrite δ est observée ; tandis que dans les régions FG, une rupture interfaciale est observée. L'observation dans l'épaisseur des éprouvettes rompues à température ambiante met en évidence un très faible endommagement dans ces deux nuances. Toutes les cavités sont localisées dans les 20 premiers micromètres sous la surface rompue, aux interfaces ferrite α /martensite. Ce comportement est typique d'un acier biphasé à très haute résistance.

Comportement en résilience

Les deux nuances testées présentent une transition ductile-fragile entre -80°C et la température ambiante (Figure 3). L'analyse des faciès de rupture montre un comportement à rupture propre à chaque région microstructurale. Dans les régions FG duplex, à basse température, la rupture est interfaciale ; à de plus hautes températures, elle est ductile. Dans les régions à gros grains de ferrite δ , une rupture fragile est observée à basse température (facettes de clivage), tandis qu'à plus haute température la rupture est ductile. Pour la nuance DT 850, la température de

transition ductile/fragile (associée aux gros grains de ferrite δ) a été estimée, à l'aide des fractographies, à -45°C , tandis que la température de transition entre rupture ductile et rupture interfaciale (associée aux régions FG) a été estimée à -60°C . Pour la nuance DT 900, ces températures de transition ont été respectivement estimées à -15°C et -25°C . En comparant ces valeurs aux énergies mesurées (figure 3), il apparaît que la transition en termes de niveau d'énergie serait pilotée par la transition de mode de rupture des grains de ferrite δ .

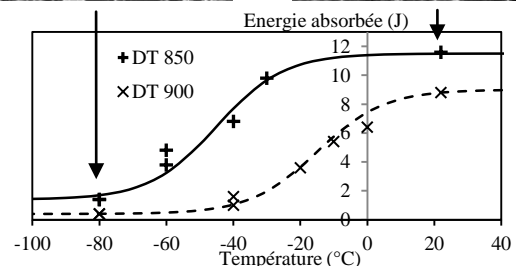
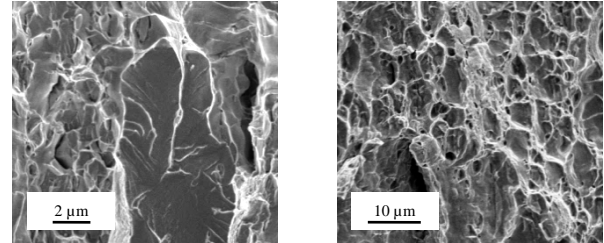


Figure 3. Energie absorbée en fonction de la température d'essai, lors d'essais Charpy

Conclusions

La microstructure bimodale des aciers étudiés leur assure une grande stabilité de comportement élastoplastique mais les rend sensibles, en l'état actuel de leur développement, à l'endommagement par micro-fissures de clivage. La transition ductile-fragile sous sollicitation rapide (résilience par choc Charpy) semble pilotée par celle de la ferrite δ et non par la transition entre rupture ductile et rupture interfaciale des zones à grains fins. Le comportement en résilience semble plus sensible aux conditions de recuit que celui en traction simple.

Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier l'Agence Nationale de la Recherche pour le financement de cette étude, qui s'inscrit dans le projet ANR 13-RMNP-0002 « MeMnAl Steels ». Ce projet a aussi été soutenu par le pôle de compétitivité matériaux « Materalia ».

Références

- [1] C.H. Seo, K.H. Kwon, K. Choi, et al. Deformation behavior of ferrite-austenite duplex lightweight Fe-Mn-Al-C steel, *Scr. Mater.* 2012;66:519-522.