

Evolution des caractéristiques mécaniques et la résistance à l'usure d'une fonte ausferritique par modification de la microstructure

M. I. BOULIFA^{1, 2}, A. HADJI²

¹ Université EL-OUED, Faculté de Technologie, Département de Génie Mécanique, BP 789, 39000 -ALGERIE

² Laboratoire de Fonderie, Faculté des Sciences de l'Ingéniorat, Université Badji Mokhtar-23000 Annaba- ALGERIE

E-mail : biliasse@gmail.com

équipé d'un dispositif EDS. Les échantillons sont attaqués au nital à 4%.

RESUME L'objectif de la présente recherche est d'étudier la corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques, la résistance à l'usure de la fonte ADI faiblement alliée. Les principaux facteurs influent les propriétés mécaniques de l'ADI sont la structure de la matrice, l'existence et la distribution de carbures et de la martensite dans la microstructure, la morphologie de graphite et les défauts de fonderie. Ces propriétés microstructurales et mécaniques après coulée sont dépendentes de la composition chimique et les paramètres exacts des étapes du processus de production (procédé de fusion et surtout la technologie de traitement thermique). L'effet des éléments d'alliage sur la formation de la microstructure et les propriétés mécaniques de l'ADI a été étudié afin d'améliorer ces propriétés pour la fabrication de pièces de tracteurs agricoles. Des meilleures propriétés mécaniques telles que la microdureté, la dureté, la limite élastique, l'allongement, la résistance à la traction, la résilience et la résistance à l'usure ont été trouvés après des diverses caractérisations structurales et mécaniques sur la base des éléments d'alliage ajouté à la fonte de base tels que Mn, Ni, Mo et V.

Mots clés : Fonte GS, Fonte ADI, Traitement bainitique, Ferrite bainitique, Ausferrite.

I. INTRODUCTION

La fonte ADI est obtenue par un traitement thermique bainitique [1] entre 810-982°C [2] suivi d'une trempe étagée entre 250-500°C [3]. Ce traitement a pour effet d'obtenir une matrice de type bainitique [4]. Il permet d'atteindre des propriétés mécaniques comparables à celles des aciers à haute résistance [5]. Ces propriétés sont liées à sa microstructure bainitique [6]. Actuellement, les efforts de recherche sur ce nouveau matériau sont principalement concentrés sur des améliorations possibles de ses propriétés mécaniques. C'est dans cette optique que s'inscrit l'objectif de notre recherche qui est l'amélioration des propriétés mécaniques de la fonte GS destinée à la coulée des pièces de tracteurs agricoles tels que têtes d'articulation, pédales de couplage, tendeurs, bielles, etc.

II. MATERIELS ET METHODES

a. Elaboration de la fonte GS alliée et coulée des échantillons

La fonte en étude est élaborée dans un four à induction. Elle est inoculée par un ferro-silicium-magnésium à 45 % de Si et 10 % de Mg. Les échantillons sont coulés dans des moules en sable autodurcissant à froid. L'analyse chimique est réalisée à l'aide d'un spectromètre à fluorescence X de

Tableau. 1

Composition chimique de la fonte expérimentée

	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Ni, %	Mo, %	Cr, %	V, %
BF	3.50	2.175	<0.43	0.034	0.0073	0.099	<0.011	0.055	0.008
A	3.50	2.175	0.95	0.034	0.0073	0.35	0.21	0.055	3.50
B	3.50	2.175	1.43	0.034	0.0073	0.85	0.21	0.055	0.10

c. Diffraction des rayons X

Un diffractomètre de type "BRUKER D8 ADVANCE" est utilisé pour cette étude. Pour l'analyse quantitative des spectres de diffraction, le logiciel MAUD est utilisé.

d. Essais mécaniques

Pour déterminer la microdureté, un microduromètre de type Vickers "ZWICK/ROELL ZHV10" est utilisé avec une charge de 100 kg. La détermination de la résistance à la traction et de la résilience des matériaux étudiés est réalisée respectivement sur une machine de traction de type "ZWICK/ROELL Z100" et de type "SINTCO".

e. Usure

La perte de matière est déterminée après que l'échantillon ait subi un passage de 420 m sur un disque tournant à une vitesse de 80 tr/min, sur lequel est fixé un papier abrasif de granulométrie 800 mm et une charge P de 12.4 N.

III. RESULTATS ET DISCUSSIONS

a. Métallographie

La structure de la fonte de base à l'état brut de coulée (figure 1.a) est ferrito-perlitique. Cette structure présente un taux de ferrite plus important que celui de perlite. A l'état traité, la structure (figure 1.b) est formée de la ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure avec une prédominance de ferrite bainitique. La structure à l'état traité est plus fine que celle obtenue à l'état brut de coulée. Quant aux fontes A (figure 2) et B (figure 3) la même structure est formée que la fonte de base soit à l'état brut de coulée ou à l'état traité. Une augmentation de perlite est remarquée. Ceci est dû aux taux élevés en Ni et Mn respectivement (0.5 %) et (0.25%) pour la fonte A et (0.75%) et (1%) pour la fonte B. A l'état traité la ferrite bainitique est en grande quantité avec la présence d'ausferrite supérieure sous forme de petites plages allongées et dispersées dans la ferrite bainitique. L'effet affinant des éléments d'addition (Ni et Mn) est aussi observé.

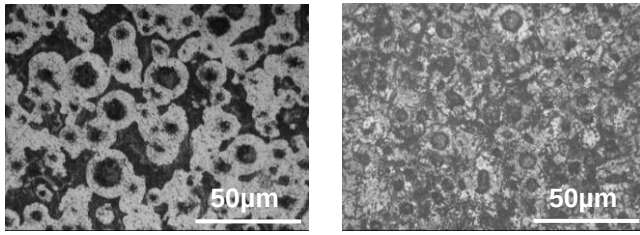


Figure 1. Microstructure de la fonte FB ; a : à l'état brut de coulée, b : à l'état traité

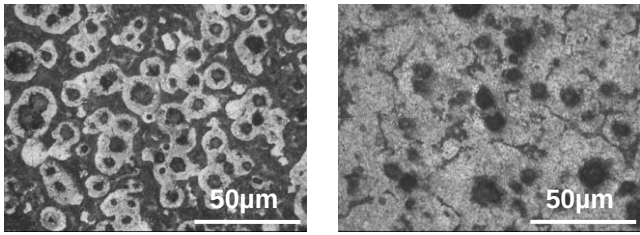


Figure 2. Microstructure de la fonte A; a : à l'état brut de coulée, b : à l'état traité

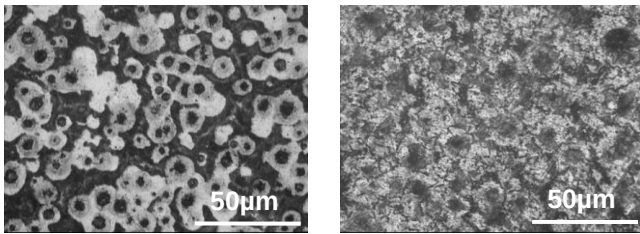


Figure 3. Microstructure de la fonte B; a : à l'état brut de coulée, b : à l'état traité

L'observation au microscope électronique à balayage des fontes de base (FB), A et B (figure 4) montre une matrice constituée de ferrite bainitique et faible quantité de feather ausferrite sous forme de petite plage et la présence de la ferrite équiaxe entourant les nodules de graphite et sous forme de plages dispersées dans la matrice.

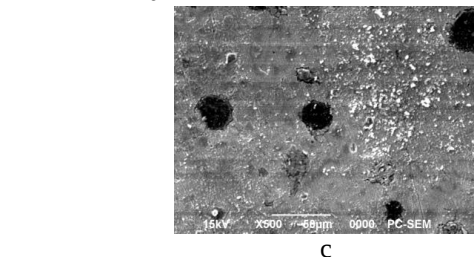
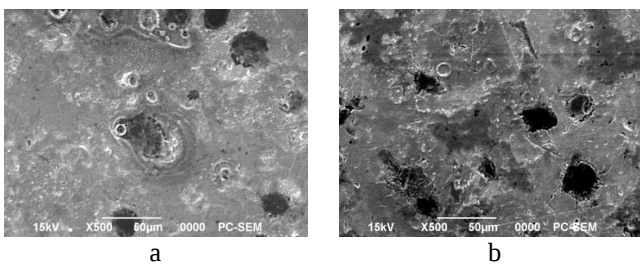
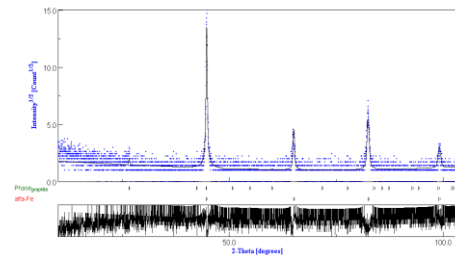


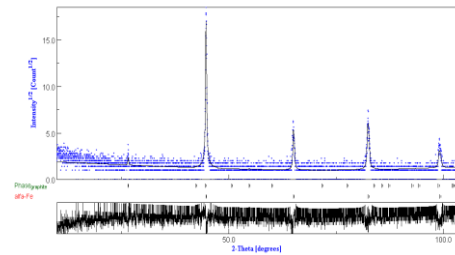
Figure 4. Microstructure (MEB) à l'état traité ; a : fonte de base FB, b : fonte A, c : fonte B

b. Diffraction des rayons X

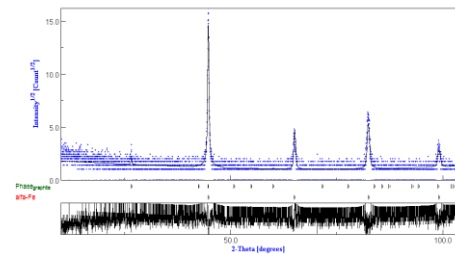
L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte de base, fontes A et B est donnée par la figure 5 (a, b et c). Les spectres représentent l'intensité diffractée en fonction d'angle de diffraction 2θ . Dans l'ensemble, est observé uniquement des pics différents de ferrite. Une diminution du paramètre de maille de la ferrite est remarquée. Comparativement à la fonte de base, le taux de ferrite est plus grand dans les fontes A et B et les paramètres de maille sont supérieurs à celui dans la fonte de base.



a



b



c

Figure 5. Spectre de diffraction X. a : fonte de base (FB), b : fonte alliée (A), c : fonte (B)

c. Microdureté

Les résultats obtenus montrent suffisamment l'effet de ces éléments sur les fontes élaborées d'une manière positive à cause du changement de structure d'une part et l'augmentation des propriétés d'autre part figure 6 (a et b). Par rapport à la fonte de base, une augmentation de la microdureté des divers constituants microstructuraux est observée avant et après traitement. Ceci peut être expliqué par une teneur plus élevée de manganèse et nickel.

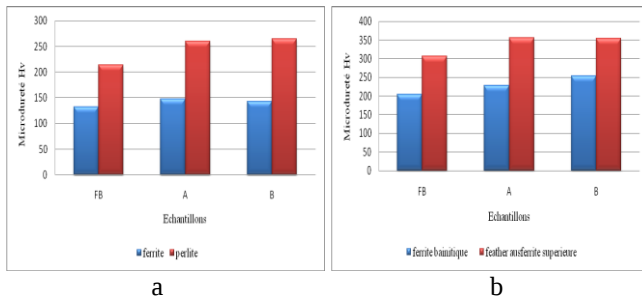


Figure 6. Microdureté des fontes étudiées : à l'état brut de coulée (a) et à l'état traité (b)

d. Dureté

Les résultats de dureté obtenus montrent l'effet des éléments d'alliages sur les fontes élaborées d'une manière positive à cause de l'augmentation remarquable de cette propriété après addition des éléments d'alliage d'une part et après traitement thermique d'autre part. La figure 7(a et b) présente les résultats obtenus avant et après traitement thermique de type bainitique. Par rapport à la fonte de base, la dureté des fontes A et B est supérieure, ceci est dû à l'augmentation de la teneur en Mn et Ni. A l'état traité, la dureté de ces fontes, est remarquable qu'elle est plus élevée à cause au changement de structure.

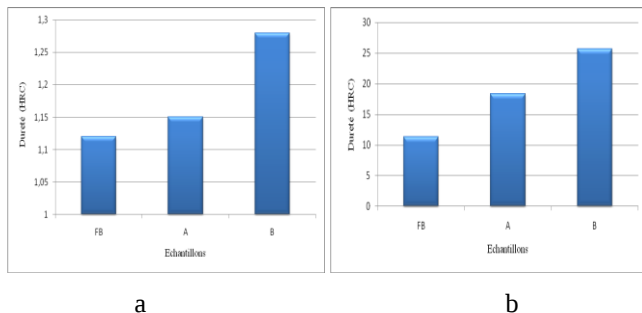


Figure 7. Dureté des fontes étudiées à l'état brut de coulée (a) et à l'état traité (b)

e. Limite élastique et résistance à la traction

La limite élastique figure 8(a). Une augmentation est observée pour les fontes A et B suite à l'addition du Mn, du Ni, du Mo et du V. Les résultats de la résistance à la traction (R_m) figure 8(b). L'accroissement de la résistance R_m des fontes A et B est dû à l'augmentation de la teneur en Mn et du Ni. Ces deux éléments améliorent la trempabilité de la fonte et favorisent ainsi cette augmentation. Cet accroissement de la résistance est lié au durcissement structural suite à la dissolution de ces derniers dans les solutions solides.

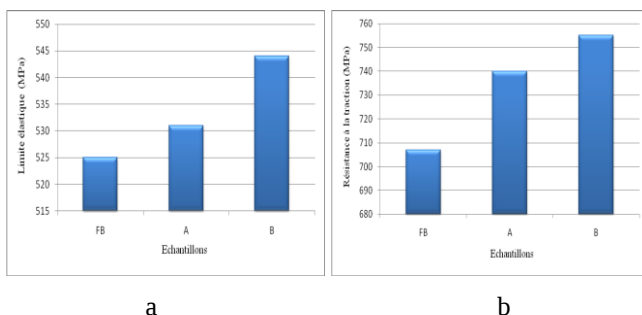


Figure 8. Limite élastique (a) et résistance à la traction (b) des différentes fontes à l'état traité

f. Allongement et résilience

L'allongement (A%) des différentes fontes expérimentées est illustré par la figure 9(a). Cette figure montre que l'allongement de la fonte de base (FB) et celui de la fonte A est pratiquement identique malgré la présence d'éléments d'addition dans cette dernière dont l'effet n'est pas remarqué. L'allongement de la fonte B a diminué par rapport à la fonte de base. Ceci montre que l'élévation des différents éléments a favorisé un durcissement structural qui explique cette nette régression de la ductilité. Les résultats des essais de résilience sont illustrés par la figure 9(b). La fonte de base présente une résilience de 6.12 J/cm^2 . Cette caractéristique s'est élevée à 6.67 J/cm^2 pour la fonte B et à 6.82 J/cm^2 pour la fonte A suite à l'addition de 0.2% Mo et 0.1% V.

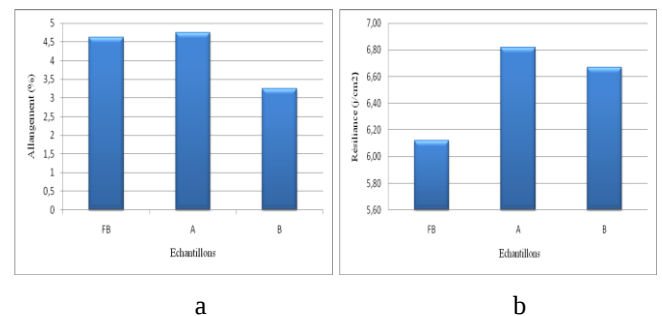


Figure 9. Allongement a et résilience b des fontes traitées

g. Usure

Les résultats des essais d'usure sont illustrés par la figure 10. Une nette amélioration la perte de poids par rapport à la fonte de base est observée dans la fonte A et B. Cette amélioration est liée à l'addition des éléments d'alliage qui se sont dissouts dans la solution solide provoquant un durcissement structural de la fonte.

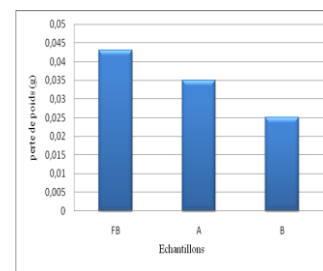


Figure 10. Perte de poids des fontes traitées

IV. CONCLUSION

D'après cette étude, le cycle de traitement thermique bainitique appliqué pour les fontes élaborées est de type "dual phase" qui a conduit à la formation d'une matrice composée de deux phases ferrite et ausferrite. L'observation au microscope optique montre que les échantillons ont des structures de fonte ADI formées de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure en plumes. Les observations en microscopie électronique à balayage montrent qu'il existe des zones lumineuses blanches dans la structure. Leur aspect est semblable à celui des carbures précipitant lors de trempes étagées bainitique ou lors du revenu de structures martensitiques. Les résultats des essais mécaniques

montrent que les fontes ADI étudiées permettent d'atteindre des propriétés plus élevées par rapport à la fonte de base. La dureté et la microdureté sont augmentées d'une façon remarquable pour les fontes alliées que ce soit avant ou après traitement thermique bainitique. Les échantillons des fontes alliées ont atteint une résistance à la traction plus élevée, avec une ductilité importante. La même constatation peut être faite pour la résilience. Pour l'essai d'usure, il est remarqué que la perte de poids diminue avec l'addition des éléments d'alliage par rapport à la fonte de base. Elle est ainsi influencée d'une manière positive par l'addition de ces éléments. Les propriétés de la fonte B sont meilleures que celles de la fonte A, ceci est dû au taux plus élevés en Ni et en Mn.

Références

- [1]. Florin Serban : Evaluation et modélisation des contraintes résiduelles dans les fontes austénito-ferritiques à graphite sphéroïdal : Influence du traitement thermique et thermomécanique, U. de Reims Champagne-Ardenne 2004.
- [2]. Susil K. Putatunda, Sharath Kesani, Ronald Tackett, Gavin Lawesb: Development of austenite free ADI, Materials Science and Engineering A 435–436 (2006)
- [3]. A.R. Kiani Rashid: Influence of austenitising conditions and aluminium content on micro- structure and properties of ductile irons, Journal of Alloys and Compounds 470 (2009) 323-327.
- [4]. A. Kutsov, Y. Taran, K. Uzlov, A. Krimmel, M. Evsyukov: Formation of bainite in ductile iron, Materials Science and Engineering A273–275 (1999) 480-484.
- [5]. K. Narasimha Murthy, P. Sampath kumaranb, S. Seetharamu: Abrasion and erosion behaviour of manganese alloyed permanent moulded austempered ductile iron, Wear 267 (2009) 1393-1398.
- [6]. Karl-Heinrich Grote Erik K. Antonsson : Springer Handbook of Mechanical Engineering, (Materials Science and Engineering), Springer Berlin Heidelberg, Germany 2009.