

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

BADJI MOKHTAR-ANNABA UNIVERSITY

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR-ANNABA



جامعة باجي مختار - عنابة

Année : 2011

Faculté des Sciences de l'Ingénieur

Département de Métallurgie et Génie des Matériaux

MEMOIRE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de **MAGISTER**

Effet des éléments d'alliage sur la structure et les propriétés des fontes ADI

Option

Fonderie

Par

Mohammed Iliasse BOULIFA

DIRECTEUR DE MEMOIRE : Ali HADJI

Pr

U.B.M. ANNABA

DEVANT LE JURY

PRESIDENT : Md Zine TOUHAMI

Pr

U.B.M. ANNABA

EXAMINATEURS : Said MECHACHTI

MC

U.B.M. ANNABA

Md Seghir HAMANI

MC

U.B.M. ANNABA

RESUME

La fonte ADI (Austempered Ductile Iron) est un sous-groupe de fontes GS et considérée comme le type d'alliage les plus récents parmi les FGS. La fonte ADI est une fonte obtenue par traitement thermique spécifique d'une fonte GS. Le principe consiste à traiter cette dernière par un traitement de trempé bainitique. Ce traitement a pour effet de modifier la microstructure de la fonte de base pour obtenir une matrice de type bainitique, pouvant atteindre des propriétés mécaniques comparables à celles de certains aciers. L'obtention des propriétés attendues dépend du bon déroulement des différentes étapes d'élaboration et du traitement thermique. Grâce à leurs propriétés importantes, les fontes ADI trouvent aujourd'hui une place prépondérante dans de nombreuses applications.

Actuellement, les efforts de recherche sur ce nouveau matériau (ADI) sont principalement concentrés sur des améliorations possibles de ses propriétés mécaniques. C'est dans cette optique que s'inscrit l'objectif de notre étude qui est basé sur l'effet des éléments d'alliage sur la structure et les propriétés mécaniques.

La fonte à étudier est élaborée dans un four à induction. Après fusion, la fonte 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 sous forme de barreaux cylindriques de 22 mm de diamètre et 300 mm de long après une addition d'éléments d'alliage tels que Mn, Ni, Mo, Cr, et V. Ensuite, ils ont subi un traitement thermique de type bainitique. Les échantillons sont austénitisés à 830°C pendant 60 minutes puis trempés immédiatement dans un bain de sel à 580°C pendant 60 minutes.

Diverses techniques ont permis de caractériser ces échantillons : Microscopie optique, MEB, EDS, diffraction X, dureté, microdureté, traction, résilience et usure.

L'observation microscopique montre que tous les échantillons présentent des structures ADI formées de ferrite bainitique et de feather ausferrite supérieure. Ces structures diffèrent d'un échantillon à un autre en fonction du taux des éléments d'alliage ajoutés.

Les résultats des essais mécaniques et d'usure montrent dans l'ensemble que les fontes étudiées présentent de bonnes propriétés.

Mots clés: Fonte GS, fonte ADI, ferrite, bainite, ausferrite, éléments d'alliage, traitement thermique bainitique, propriétés mécaniques.

SUMMARY

The ADI iron (Austempered Ductile Iron) is a subgroup of SG cast iron and it is considered as the latest type of alloy among the SGI. The ADI cast iron is an iron obtained by specific heat treatment of SG cast iron. The principle is to treat the latter by austempering treatment. This treatment has the effect of altering the microstructure of the basic cast iron to obtain a matrix bainitic type, can achieves mechanical properties comparable to those of certain steel. Achieving these expected properties depends on the proper conduct of the various stages of elaboration and heat treatment. Because of its important properties, ADI cast iron has been preponderant in many applications.

Currently, research efforts on this new material (ADI) are mainly focused on possible improvements to the mechanical properties in this context that. The aim of our study is based on the effect of alloying elements on the structure and mechanics properties.

Cast iron studying is prepared in an induction furnace. After melting the iron is inoculated by ferro-silicon-magnesium to 45% Si and 10% Mg. The samples were poured into selfhardening molds in form of cylindrical rods 22 mm in diameter and 300 mm long after one addition of alloying elements such as Mn, Ni, Mo, Cr, and V. Then, they underwent a heat treatment of type bainitic. The samples are austenized at 830°C for 60 minutes then immediately soaked in a salt bath of 580°C for 60 minutes. Various techniques were used to characterize these samples : Optical microscopy, SEM, EDS, XRD, hardness, microhardness, tensile strength, resilience and wear.

Microscopic observation showed that all samples have structures ADI formed to bainitic ferrite and feather upper ausferrite. These structures differ from one sample to another depending on the percentages of alloying elements added.

The results of mechanical tests and wear indicate in all the cast iron studied will present good properties.

KEY WORDS :

SG cast iron, ADI cast iron, austempered ductile iron, ferrite, bainite, ausferrite, alloying elements, bainitic heat treatment, mechanical properties.

ملخص

حديد الزهر ذو السقاية البينييتية هو قسم من أقسام حديد الزهر بالغرافيت الكروي. يتحصل عليه عن طريق معالجة حرارية خاصة للزهر بالغرافيت الكروي. المبدأ يحث على معالجة هذا الأخير معالجة حرارية ذات السقاية البينييتية. هذه المعالجة لديها تأثير حيث تحول بنية الزهر القاعدي إلى بنية من نوع بينيتي. حيث يمكن تحقيق خصائص ميكانيكية مماثلة لخصائص بعض أنواع الفولاذ. الحصول على هذه الخصائص المرجوة يعتمد على حسن أداء مراحل الإنتاج و المعالجات الحرارية. بسبب هذه الخصائص الهامة حديد الزهر ذو السقاية البينييتية يجد اليوم مكانة هامة في عدة استعمالات.

في الوقت الحالي الجهود المبذولة في البحث حول هذه المادة الجديدة مركزة حول إمكانية تحسين خصائصه الميكانيكية. في هذا الإطار يتمحور الهدف من دراستنا والمعتمد على تأثير عناصر الخلط على بنية وخصائص هذه المادة. الزهر المراد دراسته أنتج في فرن كهربائي. بعد صهر الزهر أضيفت له نسبة قليلة جدا من خليط الحديد- سيليسيوم- مغنزيوم ب 45% من السيليسيوم و 10% من المغنزيوم. العينات صبت داخل قوالب من الرمل على شكل أعمدة دائرية بقطر 22ملم وطول 300ملم بعد إضافة عناصر الخلط المنغنيز، النيكل، الموليبدان، الكروم و الفانديوم. بعد ذلك عولجت العينات بمعالجة حرارية من نوع بينيتي.

العينات تم تسخينها في درجة حرارة 830°م ثم المحافظة عليها في هذه الدرجة لمدة 60 دقيقة بعد ذلك تم سقايتها في حوض من الأملاح درجة حرارته 580°م لمدة 60 دقيقة. عدة تقنيات استعملت لدراسة خصائص هذه العينات، تتمثل هذه التقنيات في الميكروسكوب الضوئي والالكتروني، التحليل الدقيق بالأشعة السينية، انكسار الأشعة السينية، الصلابة الدقيقة، مقاومة الشد عند الكسر، مقاومة الصدمات ومقاومة التآكل.

الرؤية الميكروسكوبية بينت بان جميع العينات قدمت بنية الزهر ذو السقاية البينييتية المكونة من الفيريت البييتي والأسفيريت العلوي. هذه البنية مختلفة من عينة إلى أخرى حسب نسبة العناصر المضافة. نتائج التجارب الميكانيكية و التآكل بينت بأن جميع عينات الزهر المدروسة قدمت خصائص جيدة.

كلمات المفاتيح :

حديد الزهر بالغرافيت الكروي، حديد الزهر ذو السقاية البينييتية، الفيريت البييتي، الأسفيريت، عناصر الخلط، المعالجات الحرارية البينييتية، الخصائص ميكانيكية.

Remerciement

Ce mémoire a été réalisé au laboratoire de recherche de fonderie du département de métallurgie et génie des matériaux université BADJI MOKHTAR-ANNABA. Au terme de ces trois années d'études, je tiens à remercier chaleureusement toutes les personnes qui ont contribué à l'aboutissement de ce travail.

Je tiens tout d'abord à exprimer toute ma reconnaissance à mon directeur de mémoire professeur HADJI Ali qui n'a ménagé aucun effort pour m'orienter et me conseiller tout au long de la réalisation de ce mémoire par sa disponibilité et son immense savoir, savoir faire, et savoir être. Je tiens à le remercier pour la confiance qu'il m'a accordé en me confiant ce sujet de mémoire, pour avoir suivi mes travaux de très près durant cette période, pour les discussions fructueuses et la relecture de ce mémoire.

Je présente mon profond respect et mes remerciements au professeur TOUHAMI Md Zine qui a assuré la tâche de Président du Jury.

Je tiens également à remercier docteur MECHACHTI Saïd et docteur HAMANI Md Seghir, les membres du jury pour avoir examiné et commenté avec un très grand intérêt mon mémoire.

J'adresse un remerciement particulier à Monsieur MAOUCHE Hichem et Mademoiselle BOUHAMLA de l'Unité de Recherche Appliquée à Sidérurgie et Métallurgie (URASM / CSC Annaba) pour leurs aide et disponibilité.

Je tiens également à remercier très chaleureusement tous le personnel de l'entreprise Tracteur Agricole (ETRAG) Constantine qui m'ont aidé à réaliser la coulée des échantillons et le traitement thermique, spécialement Monsieur MAHROUG Yazid directeur de la fonderie, Monsieur MACIB Rabie Ingénieur unité fonderie, Monsieur BOULDRAK Samir Ingénieur de laboratoire et Monsieur TALHI Yacine Ingénieur unité de traitement thermique.

Je présente mon profond respect et mes remerciements à Monsieur MAKHLOUFI Rachid enseignant au département de chimie à l'université de Biskra pour son aide et disponibilité concernant la microscopie électronique à balayage, et la diffraction des rayons X.

Je remercie tout particulièrement Messieurs MOKADDEM Bachir et BOULIFA Samir pour leur aide et disponibilité concernant l'informatique et l'Anglais.

Je présente mes remerciements aux ingénieurs des laboratoires(LMGM): RAMDANI Tidjani, GHARBI Amel, RAMDANE Noura, RZZAG Hadda pour leur aide.

Je tiens également à remercier Monsieur HBIRECH Mohammed et Monsieur DERBALI Sahraoui du complexe fonderie de Berouaguia pour leur aide.

Mes remerciements vont aussi à mes amis qui m'ont aidé et encouragé.

Je remercie en fin ma famille pour son soutien sans faille durant toutes ces trois années.

Dédicace

Je dédie le fruit de ce travail à :

- + Mes parant qui m'ont soutenu le long de ma vie ;*
- + Ma femme et mes filles Nermine, Ala et Taqoua ;*
- + Mes frères Adnane et Redouane et leurs famille surtout Rahma et Mokhtar ;*
- + Mes sœurs, leurs conjoints et leurs enfants ;*
- + Mes amis Abdallah, Madani, Abderrahmane, Saïd, Lazhar, Mohammed, Belkhir, Ahmed Bohania ;*
- + Mes collègues de travail, Ahmed Hanaia, Abdelhak Messaoudi, Gasmi Laich, Fares, Khalil et tous les membres du CFPA Djamaa ;*
- + Toute la famille et tous les amis.*

Liste des figures		
Figure	Titre	Page
1	Classification des fontes	3
2	Fonte blanche perlitique	4
3	Fonte grise à graphite lamellaire	4
4	Fonte à graphite sphéroïdale	4
5	Fonte ductile à trempe bainitique (ADI)	4
6	Fonte malléable ferritique	4
7	Fonte austénitique	4
8	Propriétés et structures de différents types de fonte	5
9	Effet de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement sur formation de la structure des fontes	5
10	Croissance du graphite lamellaire et du graphite sphéroïdale	8
11	Traitement de sphéroïdisation par alliage Fe-Si-Mg de la fonte GS en poche	9
12	Traitement de sphéroïdisation par alliage au Mg de la fonte GS dans le moule	9
13	Comparaison des propriétés mécaniques des fontes GS	11
14	Tendance des éléments d'alliage à former des carbures, et leur dissolution dans le Fer	14
15	Classification des phases des fontes alliée	15
16	Effet des éléments d'alliage sur le domaine de la phase γ	15
17	Zones de ségrégation des éléments d'alliage	16
18	Microstructures de fonte ADI présentant une transformation non uniforme résultant d'une ségrégation des éléments d'alliage	16
19	Composition de l'alliage Fe-C en fonction de la teneur en Carbone	17
20	Schématisme d'une partie du diagramme d'équilibre stable	18
21	Domaine de variation des teneurs en carbone et en silicium et facteurs pratiques qui tendent à limiter ce domaine	18
22	Effet des éléments d'alliage sur la dureté de ferrite	23
23	Structures de différents types de fonte	24
24	Microstructures de la fonte à 1% Ni, 0.25% Mo et 0.66% Cu	25
25	Microstructures des fontes traitées à 370°C	25
26	Comparaison des propriétés mécaniques de fonte GS obtenu par différents	26

	traitements thermique	
27	Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS	27
28	Illustration du traitement thermique de trempe étagée	27
29	Microstructure de l'ausferrite au microscope optique	29
30	Microstructure de l'ausferrite au MEB	30
31	Cycle de traitement de trempe bainitique expliquant la formation de l'ausferrite et la bainite	30
32	Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien isotherme	30
33	Influence de la teneur en Mn sur la fenêtre de traitement ADI	31
34	Représentation schématique de la bainite supérieure et inférieure	32
35	Microstructure de la bainite inférieure et supérieure	33
36	Microstructure ADI présence de carbures et d'austénite résiduelle	33
37	Fonte ADI traitée à 365°C après 30 min avec présence de martensite et de ferrite proectectoide	33
38	Fonte ADI alliée au : a) Cu et b) Cu+Ni, avec présence de perlite. GN : nodule de graphite ; F: ferrite ; P : perlite	34
39	Microstructure d'une ADI : a) à 1% de Mn ; b) à 2% de Mn ; c) à 3% de Mn	34
40	Proportions de structures et dureté HV en fonction de la température et du temps de traitement thermique	35
41	Effet de la température d'austénitisation sur : a) propriétés mécaniques, b) taux d'usure	35
42	Microstructure (MEB) de la fonte austénitisée. a) 850°C, b) 900°C et c) 950°C pour 1h, austempered à 420°C pour 30 min	36
43	Microstructure de la fonte austénitisée. a) 871°C pour 2 h ; b) 898°C pour 2 h ; c) à 927°C pour 2 h ; d) 954°C pour 2 h ; e) 982°C pour 2 h	36
44	Influence de la température d'austénitisation sur la fraction de volume de l'austénite	37
45	Influence de la température d'austénitisation sur le carbone non contenu dans l'austénite	37
46	Influence de la température d'austénitisation sur la dureté Hv	37
47	Influence de température la d'austénitisation sur la limite élastique	37
48	Influence de la température d'austénitisation sur le carbone de l'austénite	37

49	Influence de la température d'austénitisation sur la résistance à la traction	37
50	Influence de la température d'austénitisation sur l'allongement	38
51	Microstructures des fontes austempered à 120 min à des températures. a) 795°C, b) 815°C et c) 900°C	38
52	Effet du temps d'austénitisation sur : a) les propriétés mécaniques, b) taux d'usure	39
53	Microstructure de la fonte austénitisée à 925°C à : a) 5 min, b) 60 min et c) 120 min, austempered à 420°C à 30 min	39
54	Microstructures de la fonte de base avant trempe bainitique	40
55	Microstructures après trempe bainitique	40
56	Effet de la température trempe bainitique sur : a) la limite élastique et la résistance à la traction, b) la résilience et l'allongement	40
57	Effet de la température trempe bainitique sur : a) le carbone de l'austénite et l'austénite résiduelle, b) sur l'allongement et la résistance	41
58	Changement de dureté en fonction de trempe bainitique	41
59	Microstructures de la fonte de base	42
60	Microstructure après trempe bainitique pendant 1 h à : a) 300°C et à 2 h, b) 300°C; c) 350°C et d) 400°C	42
61	Microstructure (MEB) après trempe bainitique à 1 h à : a) 300°C et à 2 h, b) 300°C ; c) 350°C et d) 400°C	42
62	Effet du temps de maintien sur la fraction de volume de l'austénite résiduelle à différentes températures de trempe bainitique	43
63	Effet de temps de maintien sur : a) limite élastique, b) résistance à la traction, c) résilience et d) allongement à différentes températures de trempe bainitique	43
64	Cinétique de réaction mesurée à 300 et 400°C des fontes au Ni, au Mo et au Ni et Mo	44
65	Méthode de coulée des éprouvettes	45
66	Four "DEGUSSA"	47
67	Cycle de traitement thermique utilisé	47
68	Microscope optique utilisé pour l'étude métallographique	48
69	MEB utilisé pour les essais	48
70	Spectromètre à sélection d'énergie (EDS)	49
71	Principe Diffraction de rayons X	50

72	Diffractomètre utilisé pour les essais	50
73	Microduremètre utilisé pour les essais	51
74	Machine utilisée pour l'essai de dureté HRC	51
75	Principe de l'essai de traction	52
76	Forme et dimension de l'éprouvette de traction	52
77	Eprouvette de traction utilisé	52
78	Machine utilisée pour les essais de traction	53
79	Principe de l'essai de résilience	53
80	Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience	53
81	Eprouvette de résilience utilisée	54
82	Machine utilisée pour les essais de résilience	54
83	Schéma expliquant les phénomènes d'usure	55
84	Schéma de principe de l'essai d'usure par frottement	55
85	Dispositif utilisé pour l'usure	56
86	Microstructures de la fonte FB avant traitement de trempe bainitique	59
87	Microstructures de la fonte FB après traitement de trempe bainitique	59
88	Microstructures de la fonte A avant traitement de trempe bainitique	60
89	Microstructures de la fonte A après traitement de trempe bainitique	60
90	Microstructures de la fonte B avant traitement de trempe bainitique	61
91	Microstructures de la fonte B après traitement de trempe bainitique	61
92	Microstructures de la fonte C avant traitement de trempe bainitique	62
93	Microstructures de la fonte C après traitement de trempe bainitique	62
94	Microstructures de la fonte D avant traitement de trempe bainitique	63
95	Microstructures de la fonte D après traitement de trempe bainitique	63
96	Microstructures (MEB) de la fonte FB après traitement de trempe bainitique	64
97	Microstructures (MEB) de la fonte A après traitement de trempe bainitique	65
98	Microstructures(MEB) de la fonte B après traitement de trempe bainitique	65
99	Microstructures (MEB) de la fonte C après traitement de trempe bainitique	66
100	Microstructures (MEB) de la fonte D après traitement de trempe bainitique	66
101	Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte de base FB	69
102	Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte A	70
103	Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte B	71
104	Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte C	72
105	Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte D	73

106	Spectre de diffraction des rayons X de la fonte ADI de base FB	75
107	Spectre de diffraction des rayons X de la fonte A	76
108	Spectre de diffraction des rayons X de la fonte B	77
109	Spectre de diffraction des rayons X de la fonte C	78
110	Spectre de diffraction des rayons X de la fonte D	79
111	Microdureté des fontes étudiées à l'état brut de coulée	81
112	Variation de microdureté de la ferrite des fontes étudiées	82
113	Variation de microdureté de la perlite des fontes étudiées	82
114	Microdureté des fontes étudiées à l'état traité	83
115	Variation de microdureté de la ferrite bainitique des fontes étudiées	83
116	Variation de microdureté de l'ausferrite des différentes fontes expérimentées	84
117	Dureté des fontes à l'état brut de coulée	86
118	Dureté des fontes à l'état traité	87
119	Dureté des fontes avant et après traitement de trempe bainitique	87
120	Limite élastique des fontes après traitement de trempe bainitique	88
121	Résistance à la traction des fontes après traitement de trempe bainitique	89
122	Allongement des fontes après traitement de trempe bainitique	90
123	Striction des fontes après traitement de trempe bainitique	90
124	Résilience des fontes après traitement de trempe bainitique	93
125	Perte de poids des fontes expérimentées	95

Liste des tableaux		
Tableau	Titre	Page
1	Propriétés mécaniques de l'acier forgé, de la fonte GS perlitique et de la fonte ADI	10
2	Éléments stabilisateurs de ferrite et d'austénite	14
3	Planification expérimentale	46
4	Composition chimique de la fonte expérimentée	46
5	Résultats de diffraction des rayons X	75
6	Résultats de microdureté des fontes étudiées	81
7	Résultats de dureté des échantillons avant et après traitement bainitique	86
8	Résultats de traction des échantillons	91
9	Résilience des échantillons testés	92
10	Résultats d'essai d'usure des échantillons	95

SOMMAIRE

Titre	Page
I. INTRODUCTION.....	1
II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	3
II.1. Généralités sur les fontes.....	3
II.2. Fontes à graphite sphéroidale (FGS).....	6
II.2.1. Domaine d'utilisation des fontes GS.....	6
II.2.2. Elaboration des fontes GS.....	6
II.3. Fontes ductile à trempe bainitique (ADI).....	10
II.3.1. Définition de la fonte ADI.....	10
II.3.2. Particularités spécifique des fontes ADI.....	11
II.3.3. Applications des fontes ADI.....	12
II.3.4. Effet de la composition chimique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI.....	13
II.3.5. Effet des traitements thermiques sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI.....	25
III. METHODES EXPERIMENTALES.....	45
III.1. Elaboration de la fonte GS alliée et Coulés des échantillons.....	45
III.2. Traitement thermique.....	46
III.3. Etude métallographique.....	48
III.4. Observation microscopique	48
III.5. Microanalyse X par EDS.....	49
III.6. Diffraction de rayons X.....	49
III.7. Essais mécaniques.....	50
III.8. Usure.....	54
IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS.....	57
IV.1. Métallographie.....	57
IV.1.1. Observations au microscope optique.....	58
IV.1.2. Observations au MEB.....	63
IV.2. Microanalyse X par EDS sur MEB.....	68
IV.3. Diffraction des rayons X	74
IV.4. Microdureté.....	80
IV.5. Dureté.....	85

IV.6. Traction.....	88
IV.7. Résilience.....	92
IV.8. Usure.....	94
V. CONCLUSION.....	96
VI. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	98

I. INTRODUCTION

Le fer est l'un des métaux le plus employé et lorsqu'il est allié au carbone et à d'autres éléments, il offre une grande variété d'alliage de fontes et d'aciers. La fonte était déjà produite en Chine durant la période des royaumes combattants (17^{ème} siècle av. J.-C.). En Europe, elle n'a fait son apparition qu'au 14^{ème} siècle avec le développement des hauts-fourneaux au charbon.

Les propriétés de la fonte se sont améliorées et ceci a permis à ces dernières d'accéder à de nouveaux domaines d'application pour des produits de la vie quotidienne. Avec l'industrialisation, la fonte est devenue un matériau très important.

La fonte est l'un des alliages destinés à la fonderie. Les fontes se distinguent des autres alliages par leur excellente coulabilité. Parmi ces fontes, on rencontre les fontes GS qui sont caractérisées par un graphite de forme sphéroïdal réparti de manière uniforme dans une matrice ferritique, ferrito-perlitique ou perlitique.

L'utilisation des fontes à graphite sphéroïdal a connu un large développement pour différentes raisons, parmi lesquelles la forme sphéroïdale du graphite permet d'éviter les effets d'entaille par rapport à la morphologie lamellaire. Dans les fontes grises courantes, le graphite est sous forme de lamelle qui est à l'origine de ruptures par effet d'entaille. Cet effet est réduit lorsque les lamelles sont fines et mieux réparties. La forme sphéroïdale du graphite permet d'atténuer cet effet d'entaille en améliorant les caractéristiques mécaniques.

Durant ces dernières années, le développement des fontes GS est basé sur l'addition des éléments d'alliage et le traitement thermique à trempe étagée, puisque la trempe classique donne une structure martensitique très dure selon la teneur en carbone et qui a tendance à augmenter la fragilité de la fonte et rend l'usinage difficile.

Les fontes GS bainitique ou fontes ADI (Austempered Ductile Iron) offrent des combinaisons exceptionnelles des propriétés mécaniques et de propriétés d'usage en alliant une résistance mécanique importante, une ductilité élevée, une bonne résistance à l'usure et une masse volumique plus faible que celle des aciers. Ces excellentes propriétés sont le résultat d'un choix des compositions chimiques et des conditions du traitement thermique permettant d'accéder à une large gamme de propriétés et répondant à de nombreuses applications.

La fonte ADI est une fonte obtenue par traitement thermique spécifique d'une fonte GS. Le principe consiste à donner à cette dernière un traitement bainitique avec austénitisation et trempe étagée. Le but de ce traitement est d'avoir une microstructure de type bainitique stable et d'avoir des caractéristiques mécaniques comparables à celles de certains aciers.

Le développement des fontes à graphite sphéroïdal de type ADI est une avancée importante dans la technologie des fontes ductiles. Durant ces dernières années, en raison de ses propriétés

importantes telles que la bonne ductilité, une haute résistance à la rupture et à la fatigue et une dureté élevée, elles trouvent aujourd'hui une place prépondérante dans de nombreuses applications.

Les progrès considérables des propriétés et caractéristiques mécaniques produits par les fontes ADI offrent aux fonderies des possibilités importantes, parmi lesquelles on trouve le développement d'un marché pour les fontes GS austénito-ferritique, dans lequel les fontes GS classiques ont perdu leur place, en raison de leurs faibles propriétés mécaniques.

Depuis une quinzaine d'années, la fonte austénito-ferritique fait l'objet d'études très variées tant sur la théorie de la transformation, que sur les domaines d'application et sur les propriétés mécaniques. Pourtant, il reste des problèmes à étudier, tels que : la stabilité thermique et thermomécanique de la structure austénito-ferritique, l'influence des éléments d'alliage sur les propriétés mécaniques, la cinétique de la transformation bainitique, l'influence des paramètres de traitement thermique sur la structure, sur l'état des contraintes résiduelles, etc.

Actuellement, les efforts de recherche sur ce nouveau matériau (ADI) sont principalement concentrés sur des améliorations possibles de ses propriétés mécaniques. C'est dans cette optique que s'inscrit l'objectif de notre étude.

Les phases principales suivies dans notre travail, pour atteindre cet objectif et réaliser ce mémoire sont basées sur trois parties.

La première partie est une recherche bibliographique dans laquelle sont rassemblées les informations théoriques et pratiques, nécessaires à comprendre les détails de ce matériau. Dans cette recherche bibliographique, sont présentées des généralités sur les fontes, et une étude sur les fontes GS qui sont considérées comme le produit brut destiné à l'élaboration des fontes ADI. Une étude détaillée sur les fontes ADI est consacrée à une recherche détaillée sur l'effet des éléments d'alliage et les traitements thermiques de type bainitique sur la structure et les propriétés de ces fontes en se référant à des travaux de recherche déjà réalisés.

Dans la deuxième partie du travail, sont présentées les différentes méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation de nos échantillons en fonte ADI élaborés à la fonderie de l'Entreprise de Tracteur Agricole de Constantine (ETRAG), et où sont pratiqués les traitements thermiques.

Dans la troisième partie de ce mémoire, sont présentés les résultats de la caractérisation des échantillons et leur discussion.

Dans la dernière partie, sont présentées les conclusions et les recommandations.

II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

II.1. Généralités sur les fontes

Le terme fonte fait référence aux alliages fer-carbone-silicium [1], contenant plus de 2.14% de carbone, et habituellement de 1.2 à 3.5% de silicium et d'autres éléments tels que, le manganèse, phosphore et soufre [2]. La fonte est fondue dans des cubilots ou fours à induction [3]. Sa composition et sa vitesse de refroidissement détermineront la nuance grise ou blanche de solidification [4].

En raison de ses avantages économiques, la fonte est utilisée pour de nombreuses applications dans l'industrie. De plus, certaines fontes spécifiques et grâce à l'addition d'éléments d'alliages et du traitement thermique, les propriétés de celles ci peuvent être adaptées à certaines applications.

Dans la classification des matériaux, la fonte est classée parmi les matériaux métalliques ferreux et à leur tour, les fontes sont classées à l'échelle industrielle en différentes types (figure 1).

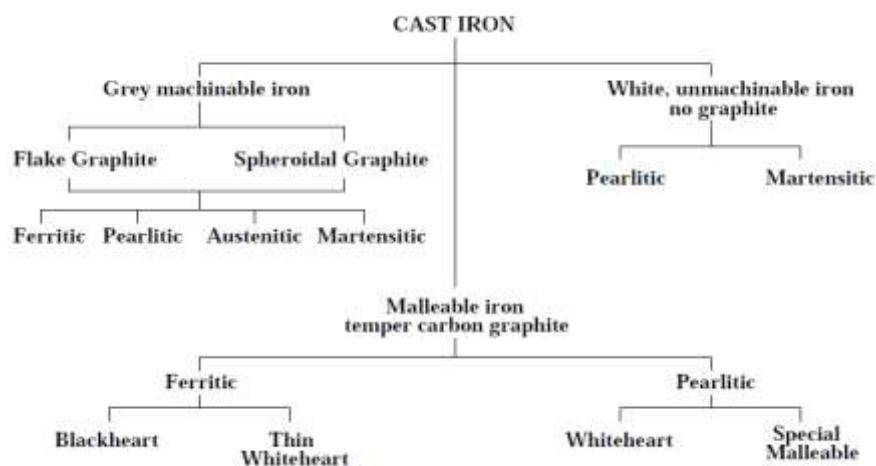


Figure 1. Classification des fontes [5]

D'après cette classification on distingue :

➤ Les fontes blanches. Ce sont des fontes dont la cassure a une teinte très claire [3]. Elles sont caractérisées par des teneurs en carbone et en silicium relativement faibles et par une teneur élevée de manganèse [6]. La figure 2 montre une structure d'une fonte blanche perlitique ;

➤ Fontes grises. Ce sont des fontes industrielles dont la majeure partie de carbone se trouve sous forme de graphite [2]. Selon la forme du graphite on distingue :

✓ Les fontes grises à graphite lamellaire (FGL) (figure 3). Les lamelles de graphite des fontes grises agissent en tant que canalisations verticales d'effort qui lancent et propagent des fissures rendant le matériel fragile [7]. La forme lamellaire du graphite agit comme des entailles diminuant la résistance à la traction, tout particulièrement lorsque les lamelles sont très grandes [1] ;

✓ La fonte ductile à graphite sphéroïdal (FGS) (figure 4), appelée aussi fonte nodulaire. En ajoutant des quantités minimales de magnésium à la fonte avant coulée, le graphite prend une forme sphérique et non en lamelles [1] ;

✓ La fonte ductile à trempe bainitique (ADI) (figure 5). Il s'agit d'une famille de fontes GS obtenues par traitement thermique à deux niveaux (austénitisation + trempe bainitique) [8] ;

✓ Fonte malléable (figure 6). La fonte malléable est produite par un traitement thermique de longue durée de la fonte blanche [6] ;

✓ Fonte austénitique. Ces fontes (figure 7), contenant au moins 20% de nickel et de 1 à 5.5% de chrome, ont une matrice austénitique contenant du graphite en lamelles ou nodules [1].

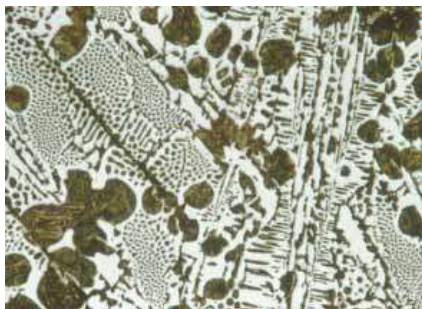


Figure 2. Fonte blanche perlitique [1]

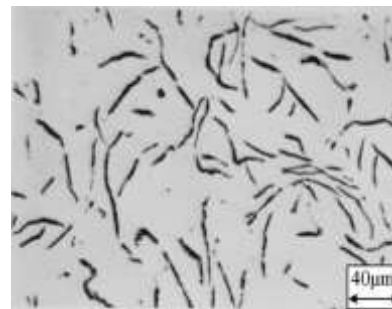


Figure 3. Fonte GL [7]

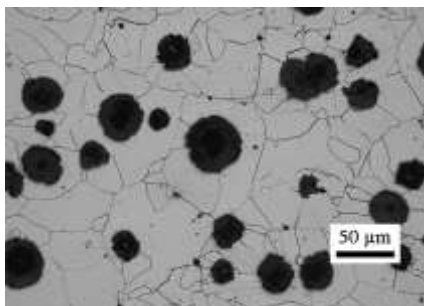


Figure 4. Fonte GS [9]

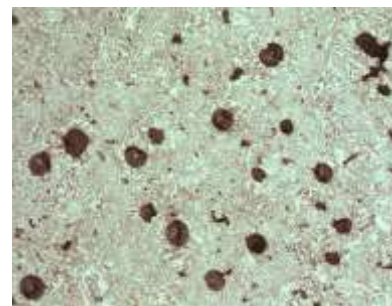


Figure 5. Fonte ADI [10]

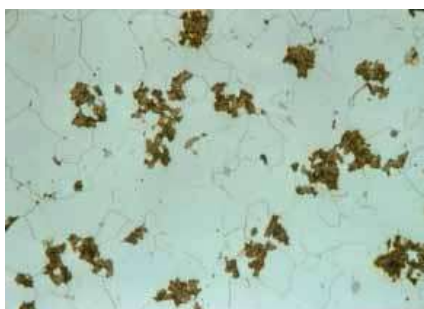


Figure 6. Fonte malléable ferritique [7]

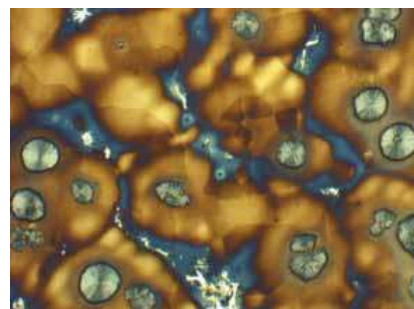


Figure 7. Fonte austénitique [1]

La figure 8 montre les structures et les propriétés des différents types de fonte.

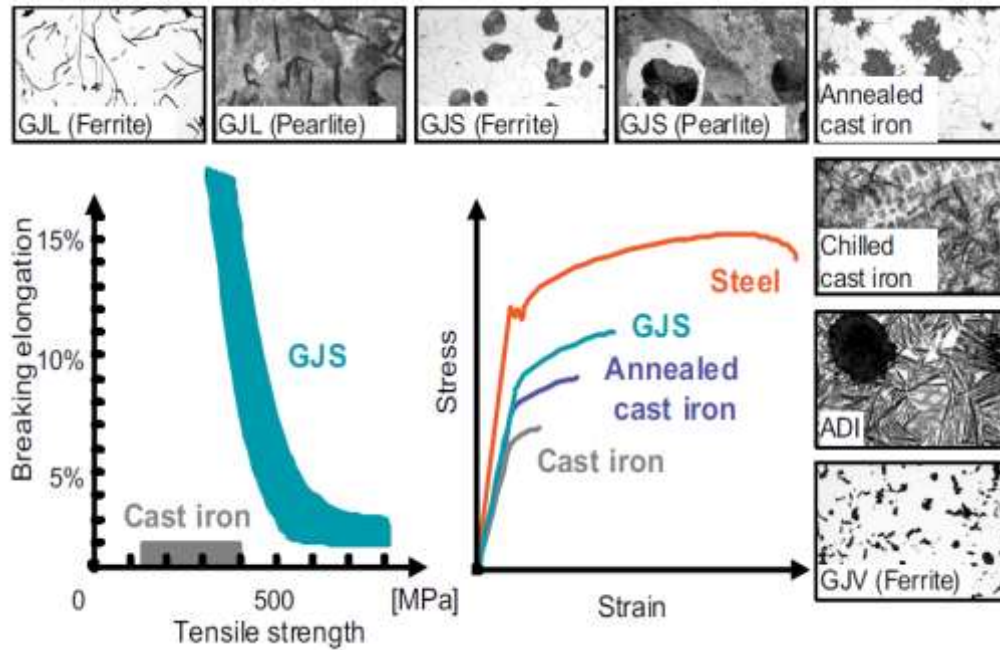


Figure 8. Propriétés et structures de différents types de fonte [11]

Les propriétés mécaniques et de services des fontes dépendent essentiellement de leurs structures. Ces dernières sont déterminées par :

- La composition chimique. La présence des éléments normaux tels que C, Si, Mn, P et S ou des éléments spéciaux tels que Ti, Ni, Nb, Cr, V, Mo etc. dans la fonte et en fonction de leur teneur ont une influence importante sur la formation de la structure de cette dernière. Ces éléments peuvent être graphitisant (Si, Ti, Ni, P, etc.) ou antigraphitisant (Mn, Mo, Cr, V, S, Mg, etc.) ;

- La vitesse de refroidissement. La nature des constituants structuraux des fontes dépend du mode de refroidissement [3]. Une vitesse de refroidissement rapide aboutira à une nuance de solidification blanche et à la formation de carbure de fer (Fe_3C ou cémentite). La figure 9 explique l'effet de la composition chimique (teneur en carbone et silicium) et de la vitesse de refroidissement sur la formation de la structure des fontes ;

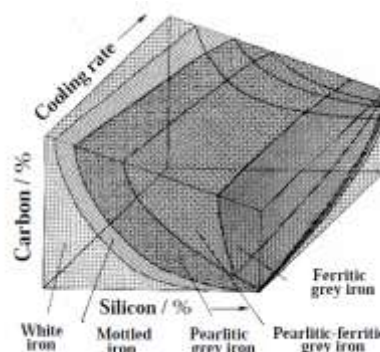


Figure 9. Effet de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement sur la formation de la structure des fontes [5]

- Le degré de surchauffe. Si la fonte est fortement surchauffée avant la coulée, le pouvoir de germination du graphite diminue, et favorise la formation du graphite interdendritique [12] ;
- Les traitements complémentaires. La structure de la fonte est influencée par l'effet de certains traitements complémentaires à savoir l'inoculation avant la coulée par l'introduction dans le bain de la fonte liquide des éléments en centième de %. Ces agents inoculant provoquent dans le bain la formation des microparticules d'oxydes SiO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 , etc. qui joue le rôle de support de germination en se comportant comme germe hétérogènes [12]. En parallèle de ce traitement à l'état liquide, les traitements thermiques aussi jouent un grand rôle dans la modification de la structure de la fonte par les opérations de chauffages et refroidissements du métal [12]. Ceci amène à l'obtention des structures hors équilibre tels que la martensite, bainite, trostite etc. au lieu de la ferrite et perlite.

II.2. Fontes à graphite sphéroïdale (FGS)

La fonte GS n'est pas un matériau unique, mais une famille de matériaux qui présente une vaste gamme de propriétés obtenues par le contrôle de sa microstructure. La caractéristique commune à toutes les fontes GS est la forme à peu près sphérique des nodules de graphite. Les fontes à graphite sphéroïdal sont des fontes grises ayant une forme sphéroïdale du graphite qui s'obtiennent par addition de certains métaux alcalins ou alcalino-terreux à la fonte liquide. A cet effet, le Mg est le plus souvent employé. Pour ce qui est d'autres éléments, ces fontes ne se distinguent pas de la fonte grise courante [2].

II.2.1. Domaine d'utilisation des fontes GS

Vu les caractéristiques élevées de la fonte GS, elle est utilisée dans les branches suivantes :

- Constructions automobiles (vilebrequins, culasses etc.) [6] ;
- Industrie lourde : fabrication des nombreuses pièces de laminoirs et des presses (traverses de presses, cylindres de laminoirs) [6] ;
- Industrie chimique et pétrolière : fabrication des pompes et valves, conduites travaillant dans les milieux corrosifs [6] ;
- Eléments de machines outils, des presses et des forges qui travaillent à des pressions élevées, fabrication des pièces accouplées aux arbres ne subissant pas de traitement thermique [2].

II.2.2. Elaboration des fontes GS

Fusion. La structure d'une fonte est conditionnée par l'appareil de fusion, la composition et les constituants du lit de fusion, le mode de fusion à savoir la température et la nature de réfractaires, l'inoculation, le mode de coulée et de refroidissement de la pièce.

La fonte destinée à la transformation de fonte GS peut être élaborée dans l'un des fours utilisés en fonderie [13] : cubilot acide (à vent froid), cubilot basique (à vent chaud), four électrique (à arc, ou à induction) [4]. A la sortie du four de fusion, la fonte est caractérisée par sa composition chimique et sa température. Donc, pendant l'élaboration de la fonte à inoculer, on doit régler la fusion de manière à obtenir une fonte de composition et de température constante au chenal de coulée, et cela par une analyse spectrométrique et thermique. La température de la fonte au moment où elle est inoculée est un facteur important, car elle conditionne l'état physico-chimique du bain.

Traitement de la fonte liquide. L'inoculation est le traitement du métal liquide qui permet d'obtenir des fontes résistantes et de bonne usinabilité. Ce traitement consiste à introduire dans un bain de métal liquide, certains éléments ou de leurs alliages, que l'on appelle, agents inoculant. Ces inoculants augmentent pour une durée limitée le potentiel de germination du bain. Cette addition se traduit, lors de la solidification, par une diminution de la surfusion et un accroissement du nombre de grains.

Principe d'élaboration des fontes GS. Le principe d'élaboration des fontes GS peut se résumer en deux étapes :

➤ Traitement au Mg : C'est le principe de l'inoculation sphéroïdisante dont laquelle le graphite prend la forme sphéroïdale dans une fonte en présence d'une teneur d'un élément modificateur. Actuellement le procédé au magnésium est le seul utilisé. Le magnésium est introduit dans le bain de fonte à traiter vers 1450°C, sous forme d'alliage ferreux, plus souvent sous forme de Fe-Mg ou Fe-Mg-Si et des éléments désulfurant ou sphéroïdisant (Ce, terre rares etc.) soit à l'état pur ou soit sur support poreux (coke, silicoaluminates). La teneur efficace à ajouter est de 0.04% [4] ;

➤ Traitement au Fe-Si : C'est le principe de l'inoculation graphitisante. Après traitement au Mg, la fonte a tendance à une solidification blanche, il est nécessaire ainsi de pratiquer une addition d'un produit graphitisant (Fe-Si).

La quantité des éléments inoculants à ajouter est rapportée au poids du métal et peut varier de 0.05 à 0.7% selon l'épaisseur de la pièce, le type de moulage, la nature de la fonte, le mode d'inoculation, l'efficacité de l'inoculant et le but visé. Pendant l'inoculation dans le moule, le taux d'inoculation ne doit pas dépasser 0.05 à 0.1%. Quant à l'inoculation de la fonte à la poche, le taux d'inoculant varie de 0.2 à 0.7%. Il est noté qu'une inoculation n'est efficace que si elle est effectuée peu de temps avant la coulée parce que son intensité diminue progressivement et disparaît au bout de 20 à 30 minutes [13].

Action des inoculants. L'action des inoculants se distingue selon le type de l'élément ajouté s'il est sphéroïdisant ou graphitisant. La comparaison de la formation du graphite lamellaire et sphéroïdale d'après la figure 10 montre que dans les FGL, la lamelle poursuit sa croissance avec son

extrémité plongeant dans le liquide, alors que dans les FGS le sphéroïde est entouré par un grain d'austénite à travers lequel le carbone diffuse [14].

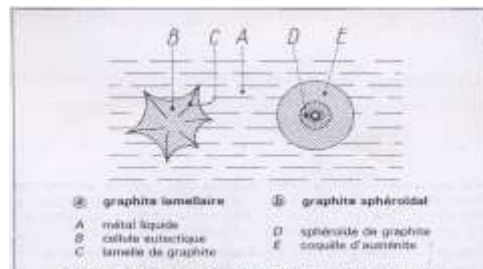
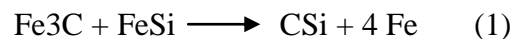


Figure 10. Croissance du graphite lamellaire et du graphite sphéroïdale [14]

L'examen des inoculants montre qu'ils provoquent dans le bain des microparticules qui jouent le rôle de support à la graphitisation et se comportent comme germes hétérogènes. C'est à dire la présence des supports inoculants dans la fonte facilite la germination du graphite [12].

Les inoculants influent sur la structure des pièces pendant la cristallisation. Ils augmentent le nombre de germes de cristallisation et affinent la structure. Dans le cas des fontes inoculées au Fe-Si, l'introduction provoque la formation des zones localisées riches en silicium. Dans ce cas, le fer diffuse vers ces zones et par dilution fait baisser leur titre en Si jusqu'à la formation de FeSi ou de FeSi₂ et par conséquent de la diffusion. Ces zones deviennent moins riches en fer et riche en carbone et dans ce cas il y a formation de la cémentite (Fe₃C). A l'interface des zones FeSi et Fe₃C, se produit la réaction suivante [12] :



Le carborundum (CSi) se décompose ensuite par dilution avec le fer selon la réaction suivante :



Où G : germe de graphite.

Les particules de graphite formées dans la zone d'inoculation sont réparties dans tout le bain de la fonte par brassage qui accompagne l'inoculation.

Les méthodes d'inoculation utilisées sont groupées en deux familles, l'inoculation à la poche et l'inoculation dans le moule. A propos de l'inoculation sphéroïdisante, il existe plusieurs méthodes d'inoculation à la poche, telles que méthode au fil au Mg pur, méthode sandwich, méthode de coke imprégné au Mg, la méthode du fil fourré, etc. Dans cette étude, la méthode sandwich (figure 11) est la méthode utilisée à cause de sa simplicité et de son bon rendement.

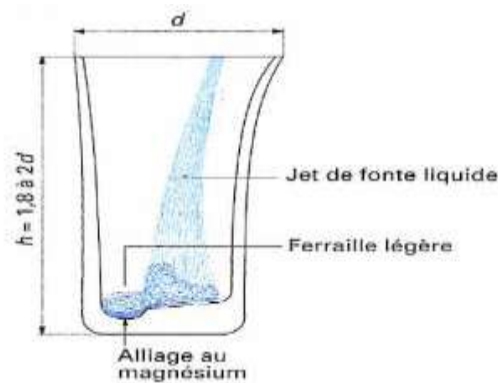


Figure 11. Traitement de sphéroïdisation par alliage Fe-Si-Mg de la fonte GS en poche [14]

L'inoculation dans le moule est le procédé qui consiste à réaliser dans le système de coulée un dispositif permettant l'absorption du produit d'inoculation (figure 12). Le produit d'inoculation utilisé est un Fe-Mg broyé finement et mélangé avec un liant ou au ferro-silicium granuleux [14].

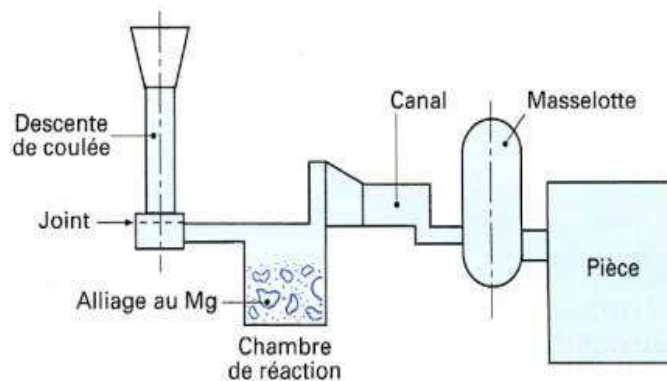


Figure 12. Traitement de sphéroïdisation par alliage au Mg de la fonte GS dans le moule [14]

La solidification d'une fonte ADI (ou d'une fonte à graphite sphéroïdal en général) débute autour des germes de graphite sphéroïdal et se poursuit par une migration des atomes de carbone prélevés dans le métal liquide au travers d'une couche périphérique austénitique [15].

La solidification des fontes GS ne s'effectue pas à une température constante, mais sur un certain intervalle de température [14]. A l'état solide, la fonte GS présente une morphologie très particulière, car elle est composée de «cellules de solidification» [15]. Les phénomènes de solidification présentent avec les fontes GS des différences importantes par rapport aux fontes lamellaires (FGL). La comparaison du déroulement de ces phénomènes pour les deux types de fontes montre que la solidification complète de la fonte GL commence toujours avant celle de la fonte GS, qui présente une zone de réaction eutectique plus large que FGL [14].

Pendant la solidification de la fonte GL, il existe un gonflement qui accompagne la formation des cellules eutectique. Ce gonflement s'appuie sur le cadre extérieur solide du moule ce qui chasse le liquide vers le cœur de la pièce et compense le retrait [14]. Au contraire pour les FGS,

il existe une large zone eutectique pâteuse, peu perméable au liquide, et absence d'une croûte extérieure solide qui deviennent des facteurs défavorables pour l'alimentation à cœur de la pièce. La formation du graphite sphéroïdal provoque un gonflement d'ensemble de la pièce et le retrait du liquide au cœur de la pièce se traduit par la formation des porosités [14].

Pour éviter ces défauts, il faut utiliser des moules de rigidité suffisante pour résister à la poussée de la graphitisation, éviter le forçage sur les pavois de moule et amener le liquide à cœur du moulage. Dans ce cas, il faut utiliser des sable siliceux liés aux résines furanique, ou des sables au silicate de soude-CO₂ pour les fontes GS présentant un gonflement qu'un retrait. Lors de la solidification, il faut alors utiliser un moule suffisamment résistant à ce gonflement pour éviter le forçage qui provoque des cavités dans la partie épaisse se solidifiant en dernier [14].

II.3. Fontes ductile à trempe bainitique (ADI)

II.3.1. Définition de la fonte ADI. La fonte ADI (Austempered Ductile Iron), fonte ductile à trempe bainitique, est un sous-groupe de fontes GS. Elle est considérée comme le type de matériau le plus récent.

Cette fonte est obtenue par un traitement thermique de type isotherme dans un domaine de température compris entre ceux de la perlite et de la martensite [15]. Le principe consiste à donner à cette dernière un traitement bainitique avec austénitisation entre 810-982°C [16] pendant une période approximativement de 1 plus 1 h pour chaque 25 mm de section [17], suivi d'une trempe étagée entre 250-390°C et 390-500°C. Le premier intervalle correspond à une bainite inférieure et le second à une bainite supérieure [18], de façon à garantir une microstructure stable. Ce traitement a pour effet de modifier la microstructure de la fonte de base pour obtenir une matrice de type bainitique. Il permet d'atteindre des propriétés mécaniques comparables à celles de certains aciers à haute résistance (tableau 1). Ces propriétés sont liées à sa microstructure unique [19]. Comme il permet d'obtenir une gamme de matériaux aux propriétés exceptionnelles bien supérieures à celles des fontes à graphite sphéroïdal ferrito-perlitique comme le montre la figure 13 [20].

Tableau 1. Propretés mécaniques de l'acier forgé, de la fonte GS perlitique et de la fonte ADI [21]

Mechanical property	Material		
	Forged steel	Pearlitic ductile iron	Grade 150/100/7 ADI
Tensile strength (MPa)	790	690	1100
Yield strength (MPa)	520	480	830
Elongation (%)	10	3	10
Brinell hardness	262	262	286
Impact strength (ft-lb) (J)	130	40	120

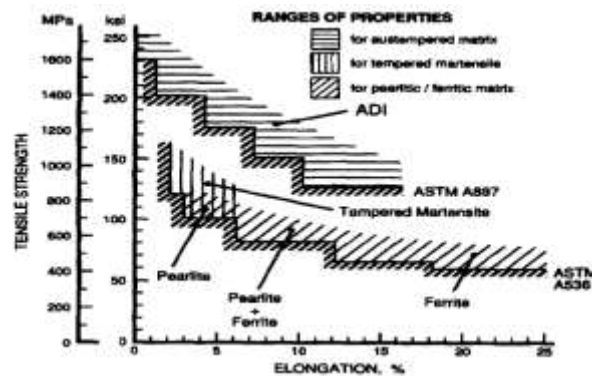


Figure 13. Comparaison des propriétés mécaniques des fontes GS [20]

Les fontes ADI sont classées en deux familles, les fontes ADI supérieures et inférieures qui possèdent des propriétés et des applications bien distinctes [20]. Les fontes ADI inférieures sont caractérisées par une résistance à la traction très élevée (1400-1600 MPa) liées à un faible allongement (2%), par une résistance à l'usure remarquable et gardent une certaine usinabilité. Leurs applications touchent surtout les engrenages ou des éléments pour la compression ou le grenailage [20]. Les fontes ADI supérieures ont une résistance à la traction assez élevée (800-1200 MPa) liées à un allongement pouvant atteindre 12 à 15%. Leurs applications sont très diverses, notamment dans le secteur de l'automobile grâce à leur faible densité [20].

II.3.2. Particularités spécifique des fontes ADI

En plus des propriétés mécaniques intéressantes, les fontes ADI offrent un certain nombre d'avantages techniques :

- La masse d'une pièce en fonte GS est inférieure de 10% par rapport à celle de la pièce en acier forgé pour les mêmes dimensions [15]. Cela est dû à la présence de carbone en quantité plus importante se présentant sous forme de graphite [22]. Dans certains domaines, notamment dans l'industrie automobile, la réduction de la masse est un facteur très important [15] ;
- Les engrenages en fonte GS bainitique présentent un fonctionnement plus silencieux que les engrenages équivalents en aciers [15] ;
- Les pièces en fonte ADI présentent une résistance supérieure au grippage que les pièces semblables en acier, en particulier avec une autolubrification. Dans le cas de panne de lubrification, la présence du graphite nodulaire sur la surface peut avoir un effet lubrifiant. Cet effet donne lieu également à un coefficient de frottement inférieur et par conséquent un rendement plus élevé et des températures de service plus basses [15] ;
- La possibilité de couler des pièces de formes complexes avec un minimum d'usinage [22] ;
- Un recyclage aisé, une grande liberté de conception et une surface de qualité [22] ;

➤ Capacité d'amortissement aux chocs élevée. Elle est intermédiaire entre les fontes grises et l'acier [13].

En plus des avantages techniques qu'offrent les fontes ADI, ces dernières proposent aussi un certain nombre d'avantages économiques :

➤ Le marché des fontes GS austénite-ferritique n'était pas possible qu'avec des qualités d'ordre technique et des coûts compétitifs vis-à-vis d'autres catégories de matériaux semblables du point de vue de production ou des caractéristiques mécaniques. Le nombre croissant d'applications des fontes ADI dans différents domaines consolide l'avantage économique. De plus, la consommation d'énergie nécessaire pour réaliser les pièces en fonte ADI est nettement inférieure à celle nécessaire pour la production des mêmes ensembles en acier [15] ;

➤ Les coûts pour des petites séries en pièces non usinées en fonte ADI sont comparables à ceux des pièces élaborées en aciers. Lorsque le volume de production augmente, la valeur de fabrication en pièces moulées (en fonte ADI) diminue par rapport aux aciers forgés. La modification de la conception de la pièce que l'on souhaite élaborer, pour bénéficier le plus possible du procédé du moulage (le cas d'élaboration des fontes ADI) ou en remplacement d'une pièce forgée par une pièce moulée, permet d'obtenir des économies supplémentaires [15] ;

➤ La coulabilité élevée grâce à une fluidité accrue et à une température de solidus relativement basse qui se traduisent par une réduction des coûts de fusion [22].

II.3.3. Applications des fontes ADI

La combinaison des bonnes propriétés mécaniques, du coût de production, de la compétitivité avec les aciers forgés font que les fontes GS austénite-ferritique sont appliquées avec succès dans différents domaines, parmi lesquels :

- Les pièces de mécanique générale et d'usure [17] ;
- Agriculture : socs de charrue, fléaux etc. ;
- Automobile : arbres à cames, cames, segments de piston, rotules [8], prototypes de bielles, amortisseurs, fourchettes pour arbres à transmission, vilebrequins, engrenages, pignons, supports moteur [15] ;
- Les pièces pour l'industrie ferroviaire : glissières de machines, roues à chaîne etc. ;
- Industrie de Recyclage : barres et marteaux de broyage etc. ;
- Energie durable : couronnes dentées, transmissions de puissance pour éolienne, moyeux [8] ;
- Divers : Câbles, matrices de forgeage, bagues de guidage, stators moteurs hydraulique, moules d'injection, bras pour machines, secteurs de machines, poinçons, cylindres de pompes, corps de vannes, corps et roues de pompe, cylindres de laminoirs, colonnes de guidage [8] etc.

II.3.4. Effet de la composition chimique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

Les principaux facteurs qui influencent les propriétés mécaniques d'une fonte ADI sont la microstructure (le pourcentage d'austénite), la morphologie du graphite (dimension et modularité) et les défauts de fonderie (retrait et inclusions) [15].

Les teneurs en éléments d'alliage, à savoir le silicium, le manganèse, le molybdène, le nickel etc. ont une influence très importante sur le traitement thermique, la structure de la fonte ADI et bien entendu sur les propriétés mécaniques. Le rôle des éléments d'alliage dans une fonte ADI peut être interprété différemment en fonction du comportement de chaque élément [15].

II.3.4.1. Distribution de l'élément d'alliage dans la fonte

En ajoutant un élément dans la fonte liquide, l'effet de ce dernier dépend de type de sa liaison avec les autres éléments qui se trouve dans la fonte. Plusieurs cas peuvent être envisagés :

- Liaison de l'élément d'alliage avec le fer : Dans ce cas, il n'existe pas de liaison avec le carbone, ce qui entraîne la formation du graphite ;
- Liaison de l'élément d'alliage avec le carbone : Ceci entraîne la formation des carbures. Ces éléments sont antigrahitisants et tout le carbone se lie avec le fer, et le carbone ne se cristallise pas en graphite ;
- L'élément ne se lie ni avec le fer, ni avec le carbone : Dans ce cas, il ne favorise pas la graphitisation, mais favorise la liaison entre le fer et le carbone (formation de carbures). Ces éléments influent sur l'intervalle stable-métastable. Cet influence est expliquée pendant la transition du stable au métastable et le contraire en fonction de la température ;
- Liaison de l'élément avec le fer et le carbone en même temps : Dans ce cas, il empêche la graphitisation et favorise la formation des carbures complexes.

II.3.4.2. Classification des éléments d'alliage

A partir de la distribution de l'élément d'alliage dans la fonte, les éléments peuvent être classés comme suit :

- Éléments graphitisants : Ces éléments diminuent la stabilité des carbures et favorise la formation du graphite, comme le silicium (Si), le nickel (Ni), le cobalt (Co), l'aluminium (Al), etc. [23] ;
- Éléments formant des carbures : Ces éléments sont le chrome (Cr), le tungstène (W), le molybdène (Mo), le vanadium (V), le titane (Ti), le niobium (Nb), le tantale (Ta), le zirconium (Zr). Ils forment des carbures durs (souvent complexes), augmentent la dureté et la résistance [23]. La

figure 14 montre la tendance des éléments d'alliage à former des carbures, et leur dissolution dans le fer.

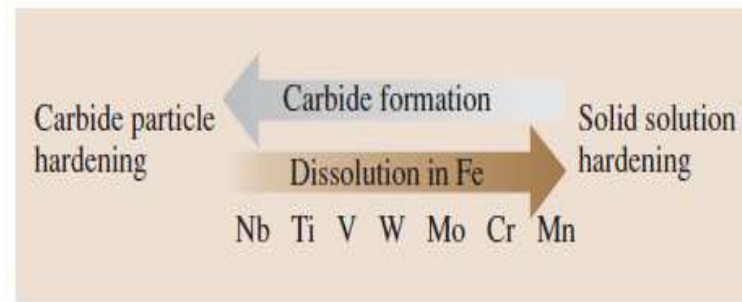


Figure 14. Tendance des éléments d'alliage à former des carbures et leur dissolution dans le fer [21]

En plus de leur effet graphitisant ou antigraphitisant, ils peuvent se classer en :

➤ Élément stabilisateur d'austénite (gammagène) : Ces éléments augmentent le domaine d'existence de γ . Ils ont le même réseau cristallin que l'austénite (CFC), augmentent la température de formation d'austénite à partir de la phase liquide et diminuent celle de A_3 . Ces éléments sont le nickel (Ni), le manganèse (Mn), le cobalt (Co) et le cuivre (Cu) [23] ;

➤ Élément stabilisateur de ferrite (alphagène) : Ces éléments diminuent le domaine d'existence de γ . Ils ont le même réseau cristallin que la ferrite (CC), diminuent la température de formation d'austénite à partir de la phase liquide, augmentent celle de A_3 et diminuent la solubilité de carbone dans l'austénite. Ces éléments sont le chrome (Cr), le molybdène (Mo), le vanadium (V), l'aluminium (Al) et le silicium (Si) [23].

Le tableau 2 synthétise les éléments d'alliage alphagène et gammagène et leur effet dans la fonte.

Tableau 2. Eléments stabilisateurs de ferrite et d'austénite [24]

Effet	Eléments d'alliage	Effet
stabilisateur de ferrite (alphagène)	Cr, Si, Al, Mo, W, Ti, V	favorise l'existence de ferrite α
	B, S, Zr, Nb, Ce, Ta	rétrécit le domaine d'austénite γ
stabilisateur d'austénite (gammagène)	C, N, Cu	élargit le domaine existence d'austénite γ
	Ni, Mn, Co	favorise l'existence de la structure austénitique à la température ambiante

Les figures 15 et 16 montrent l'effet des éléments d'alliage sur le domaine de la phase γ .

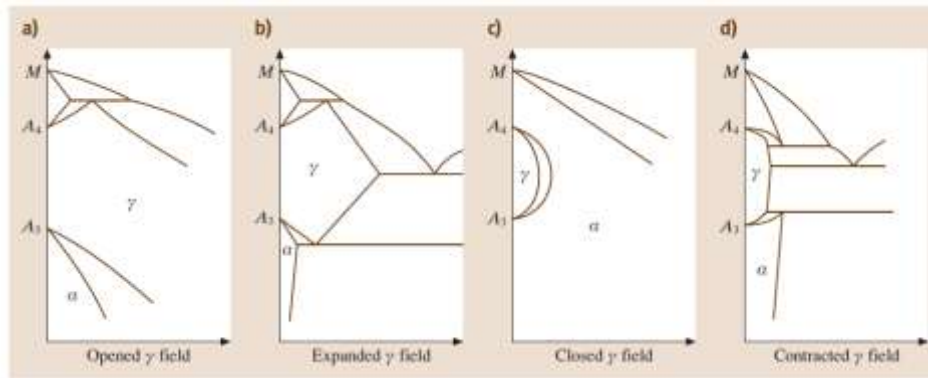


Figure 15. Classification des phases des fontes alliées : a) ouverture du domaine de phase γ , b) augmentation du domaine de phase γ , c) fermeture du domaine de phase γ , et d) contraction du domaine de phase γ [21]

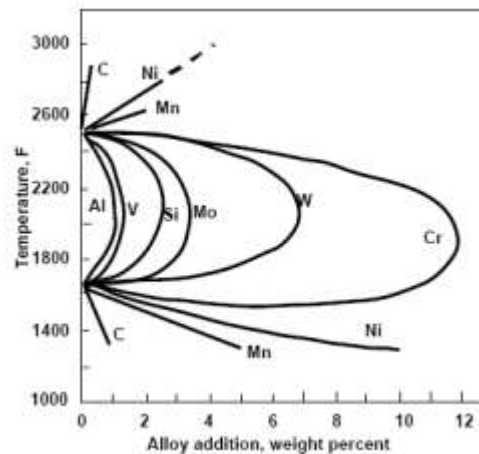


Figure 16. Effet des éléments d'alliage sur le domaine de la phase γ [25]

II.3.4.3. Ségrégation des éléments d'alliage

L'inoculation par le ferro-silicium juste avant ou pendant la coulée permet de créer de nombreux germes pour la cristallisation du graphite. Cela permet d'atteindre une densité de nodules maximale et leur répartition homogène [21].

La bonne répartition des nodules va aussi dépendre l'homogénéité de la matrice en éléments d'alliage. En effet, la répartition des éléments d'alliage est liée au processus de solidification. C'est à dire, les cellules de solidification correspondent à la zone de la matrice qui s'est formée autour d'un nodule [21]. La solidification de la matrice débute autour des nodules (zone I, figure 17) et se termine loin des nodules (zone III, figure 17) [5]. La plus grande partie de la matrice correspondant à la zone notée II (figure 17), où le changement de la concentration se fait progressivement [5].

Pendant la solidification, les éléments carburières (Mn, Mo, Cr etc.) se concentrent dans les régions intercellulaires de fin de solidification (zone III, figure 17), alors que les éléments graphitisant (Si, Ni, Cu) ségrégent près des nodules (zone I, figure 17) [5].

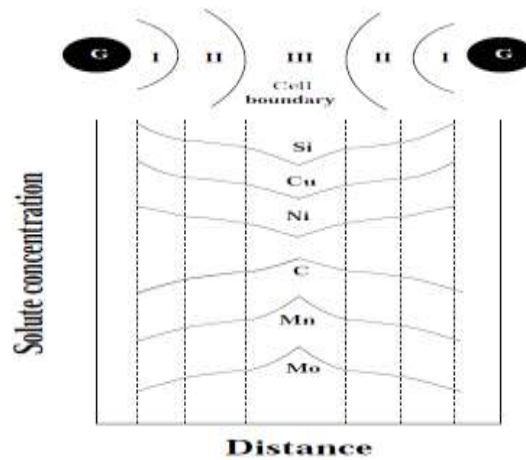


Figure 17. Zones de ségrégation des éléments d'alliage [5]

La figure 18 présente des microstructures de fonte ADI au microscope optique et au MEB montrant une transformation non uniforme qui résulte d'une ségrégation des éléments d'alliage.

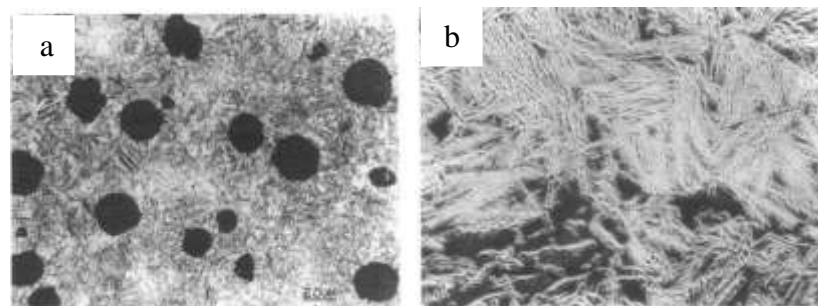


Figure 18. Microstructures de fonte ADI présentant une transformation non uniforme résultant d'une ségrégation des éléments d'alliage : a) microscope optique ; b) MEB [26]

II.3.4.4. Effet des éléments normaux dans les fontes ADI

Effet du carbone. De température de fusion de 3540°C , le carbone est un élément de base qui se cristallise dans le système Fe-C. Il se trouve toujours dans la fonte sous forme de graphite ou combiné au fer. Il est un élément graphitisant [3]. Le carbone a une influence très importante sur la transformation bainitique d'une fonte G.S. et sur les propriétés mécaniques après le traitement thermique. La bainite se formant à des températures plus élevées et le carbone peut quitter la plaquette de ferrite en une fraction de seconde. Il n'est donc pas possible de mesurer directement sa composition originale [15]. Le carbone a un effet important sur le domaine de

température dans lequel les bainites supérieure et inférieure sont susceptibles de se former. De nombreux éléments d'alliage abaissent la température de début de formation de la bainite, mais le carbone a la plus grande influence, comme le montre la formule empirique suivante [27] :

$$B_S (\text{°C}) = 830 - 270 C \% - 90 \text{ Mn \%} - 37 \text{ Ni \%} - 70 \text{ Cr \%} - 83 \text{ Mo \%} \quad (3)$$

La solubilité du carbone est bien plus grande dans l'austénite que dans la ferrite. De plus, le carbone stabilise fortement l'austénite, retardant ainsi la cinétique des réactions bainitique. La quantité de carbures présente dans la microstructure finale augmente proportionnellement avec la teneur en carbone et doit donc être minimale pour assurer de bonnes propriétés mécaniques [27].

Une augmentation de la teneur en carbone rendait difficile l'obtention de bainite inférieure à cause du temps nécessaire pour dessaturer les plaquettes de ferrite [27].

La formation de ferrite et de perlite commence à des températures plus hautes et pour des temps plus courts, de sorte qu'il est difficile d'obtenir des microstructures bainitique en refroidissement continu. L'addition d'éléments d'alliage a en général pour effet de retarder la formation de ferrite et de perlite. De plus, ils abaissent la température de début de formation de la bainite. Ceci entraîne souvent une importante séparation des réactions [27].

Le carbone doit être bien déterminé. Si sa teneur augmente, la quantité de graphite s'élève, ce qui entraîne des gros grains et la diminution des propriétés mécaniques. Si sa teneur diminue, la quantité de graphite diminue. Ceci favorise une structure blanche [5], comme le montre la figure 19.

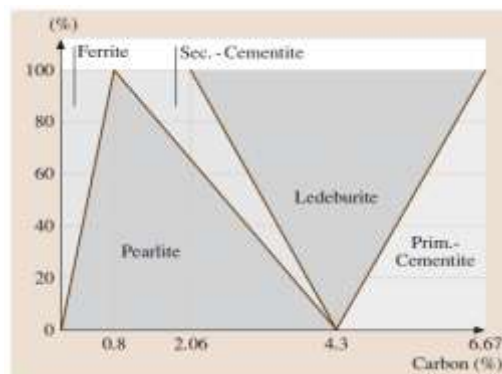


Figure 19. Composition de l'alliage Fe-C en fonction de la teneur en Carbone [21]

Effet du silicium. De température de fusion de 1414°C, le silicium comme le carbone est toujours présent dans toutes les fontes. Il est présent généralement entre 1% à 3%. Il se dissout dans le fer γ , plus facile que le carbone. C'est est un élément graphitisant puissant, influe sur les points critiques du digramme d'équilibre, déplace les points eutectiques et eutectoïdes vers les valeurs de hautes températures et vers les plus basses teneurs en carbone (figure 20). Pour 2% de silicium, l'eutectique se trouve à 3.7% au lieu de 4.3% de carbone, et l'eutectoïde à 0.6% de carbone au lieu de 0.8% de carbone [3]. La teneur en silicium doit être ajustée en fonction de la teneur en carbone (figure 21) et de la vitesse de refroidissement des pièces moulées [28]. Le

silicium élargit le domaine $\Delta T_{\text{sable-métastable}}$, augmente l'activité du carbone tout en diminuant son activité et augmente la diffusion du carbone et évite la liaison entre le fer et le carbone.

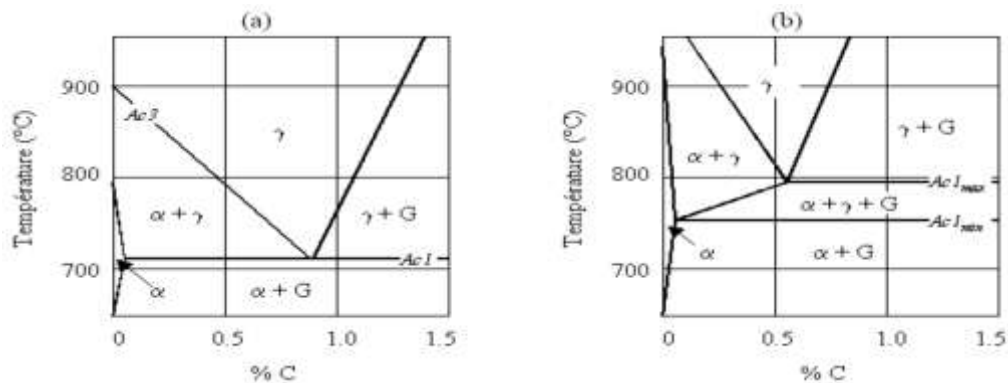


Figure 20. Schématisation d'une partie du diagramme d'équilibre stable :

a) système binaire : fer-carbone, b) système ternaire : fer-carbone-silicium correspondant à une teneur en silicium de 2.4% [20]

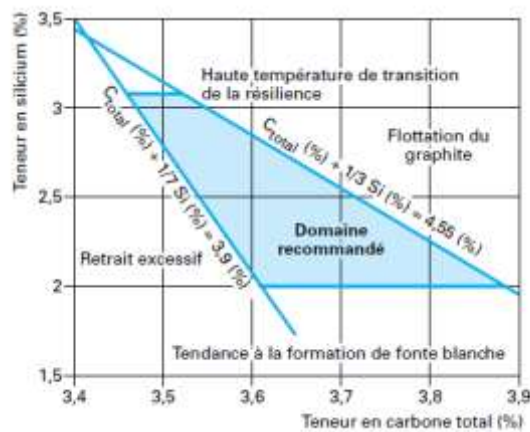


Figure 21. Domaine de variation des teneurs en carbone et en silicium et facteurs pratiques limitant ce domaine [28]

Effet du manganèse et du soufre. Le soufre se trouve toujours dans les fontes. De température de fusion de 115°C , il exerce une action nuisible sur les propriétés mécaniques. C'est un élément antigrahitisant et ne se lie pas avec le carbone. Sa teneur ne doit pas dépasser 0.1%. Il forme avec le fer des sulfures de type FeS qui enrobe le germe du graphité et empêche la diffusion du carbone, ce qui freine la croissance du germe [3]. Le Manganèse est un élément antigrahitisant et de température de fusion de 1260°C . De teneur jusqu'à 1.5%, il a une grande affinité pour le soufre et sa présence dans la fonte neutralise le soufre [3]. Le sulfure de manganèse (MnS) peu soluble et difficilement fusible se forme suivant la réaction (4) :



La teneur en Mn pour neutraliser tout le soufre présent dans la fonte peut être calculée d'après la relation (5):

$$\text{Mn} = 1.7\% \text{ S} + 0.3 \quad (5)$$

Quand sa quantité est voisine ou supérieure à 1.5%, le Mn est considéré comme élément d'alliage.

Effet du phosphore. De température de fusion de 44°C, sa teneur ne doit pas dépasser 0.1%. Le phosphore est un élément graphitisant et se trouve toujours présent dans toutes les fontes. Il se combine facilement avec le fer en formant un eutectique avec le fer de type Fe₃P-Fe et avec le fer et la cémentite un eutectique ternaire Fe₃P-Fe₃C-γ dont la température de fusion est de 950°C et provoque la fragilité à froid. Ce dernier élargit les criques et les soufflures [3].

Le phosphore influe peut sur l'intervalle stable-métastable, l'activité et l'affinité et n'influe pas sur la liaison Fe-C.

II.3.4.5. Effet des éléments spéciaux

Effet du silicium en tant qu'élément d'alliage. Le silicium est considéré comme élément d'alliage si sa teneur dépasse 3% (teneur normale dans les fontes courantes). En plus de son effet graphitisant, il forme facilement des solutions solides avec le fer, aux états delta, gamma ou alpha. Il est surtout présent à l'état de solution solide dans la ferrite. Il se trouve en petite proportion sous forme combinée, sous forme de silice SiO₂ formant ainsi dans le métal des inclusions non métalliques [29]. Il a un certain effet pour gêner le grossissement du grain [23]. Le silicium, à l'état allié au fer, élargit le domaine de la phase alpha du diagramme d'équilibre, et quand il est présent en quantité suffisante, les alliages restent constamment ferritique. En élevant ainsi le point de transformation, il demande des températures de trempe plus élevées [29]. La teneur de 0.50%, est celle qui contribue à décomposer la cémentite en fer et graphite. Il accroît la stabilité et la résistance à l'usure et la limite élastique [23]. Comme il augmente considérablement l'inoxidabilité à chaud, la coulabilité de la fonte et la résistance aux températures élevées [3].

Effet du manganèse en tant qu'élément d'alliage. Le Mn réduit très fortement la vitesse critique de refroidissement. Il augmente ainsi la trempabilité, la limite élastique et la résistance, si sa teneur varie de 5 à 12% favorise la formation de structure martensitique. Si sa teneur dépasse 12%, la structure devient austénitiques [29]. Le Mn augmente le coefficient de dilatation thermique et diminue la conductivité thermique et la conductibilité électrique. Il agit comme un faible stabilisant des carbures. En outre il affine la perlite et de ce fait élève la résistance à la traction [29]. Il forme avec le fer gamma, le fer delta et la cémentite une série continue de solutions solides. Élément gammagène et ajouté en petite quantité, il donne à la perlite un aspect de très petites lamelles

(aspect sorbitique) [29]. C'est est un élément qui a peu d'effet sur le grossissement du grain. Des additions de manganèse améliorent la fluidité, mais augmentent le retrait. Des quantités de manganèse supérieures à 0.30% augmentent la résistance à la traction, diminuent l'allongement et la striction et améliore la ténacité [29].

Une partie de l'augmentation de la résistance et de la dureté provient du manganèse qui se trouve en solution solide avec la ferrite, mais une partie plus importante provient du carbure de manganèse, lequel intervient pour beaucoup dans la diminution de la ductilité. Il favorise la formation de perlite sorbitique, qui augmente la résistance, la ductilité et améliore l'usinabilité [29].

Effet du Nickel. Le nickel est le premier de tous les éléments alliés employé à l'échelle industrielle. De température de fusion de 1450°C, Il confère au métal un ensemble de propriétés remarquables de sorte qu'il est utilisé dans toutes sortes d'applications, notamment aux teneurs jusqu'à 5% dans les fontes devant subir un traitement thermique [29]. L'effet du nickel se produit seulement quand il est employé en même temps avec d'autres éléments. Il s'allie complètement avec le fer Gamma en formant une série continue de solutions solides. Il est aussi complètement soluble dans la ferrite [29]. L'addition de Ni améliore la dureté, mais n'évite pas l'apparition de la perlite au centre de la pièce (si la pièce est massive). En ajoutant du Mn et Mo (faibles quantités), cela peut être évité [15]. Le nickel a un comportement semblable au manganèse. Son intérêt fondamental est d'abaisser la température des points critiques. Il a une vitesse de diffusion assez faible et il est très utile pour retarder le grossissement du grain par chauffage à hautes températures [3]. Le nickel est un élément gammagène mais pas carburigène. C'est un élément graphitisant, trois fois moins énergétique que le silicium. Il affine la structure avec l'augmentation de sa teneur et modifie celle-ci qui passe en :

- Perlite très fine (teneur en nickel de la fonte 0.5 à 2%) ;
- Trostite (teneur en nickel de la fonte 2 à 4%) ;
- Martensite (teneur en nickel de la fonte 4 à 6%) [3].

Il provoque une augmentation importante de la résilience, même à basse température et est donc utilisé comme élément d'alliage pour accroître la ténacité et des structures austénitiques même en dessous de la température ambiante [29]. Avec le chrome, il augmente la résistance aux substances chimiques. Il réduit fortement la conductivité thermique et la conductibilité électrique et la dilatation [29].

Effet du chrome. De température de fusion de 1920°C, le Cr est générateur de carbure. Ses carbures améliorent la tenue en coupe et la résistance à l'usure. Il augmente la résistance et la dureté. Des teneurs en Cr plus élevées augmentent l'inoxidabilité. Comme il réduit la conductivité thermique et la conductibilité électrique [29]. Il affine la perlite. De 0.5 à 1.5%, il accroît la

résistance à la rupture, sans diminuer la ductilité. Comme il améliore l'aptitude à la trempe :

- Avec 0.2% de Cr, apparition de carbures plus stables et plus durs ;
- Avec 0.7% de Cr, la fonte devient difficile à usiner ;
- Avec 1.5% de Cr, la fonte devient blanche ;
- Avec 6 à 12% de Cr, les carbures s'affinent et la fonte devient moins fragile ;
- Avec 28 à 32% de Cr, la fonte est ferritique avec une bonne résistance à la corrosion [3].

Le chrome est ajouté aux fontes au nickel dont le but de neutraliser l'effet du nickel et sa teneur est compris entre le 1/4 et le 1/5 de celle du nickel.

Effet du Molybdène. De température de fusion de 2600°C, le molybdène est un élément carburigène et alphasène, rétrécit très fortement la zone γ et favorise la formation de structure aciculaire. On peut le trouver jusqu'à 10% dans les fontes blanches [3]. Il est utilisé en combinaison avec le Ni et/ou Cu [15]. Il améliore la trempabilité et diminue la vitesse de refroidissement critique. Il accroît la limite élastique, la résistance à la traction, la résistance à la corrosion, augmente la résistance à chaud et la résistance à l'usure [29]. Il améliore l'usinabilité et les propriétés de résistance aux chocs et à la fatigue [3].

Les fontes au molybdène sont destinées à la coulée de pièces présentant des variations d'épaisseur, parce que le Mn confère à la fonte une bonne coulabilité. Pour homogénéiser la structure des fontes au molybdène, il est utile d'ajouter un peu de nickel [3]. L'amélioration des propriétés, due au molybdène, provient aussi de ce qu'il abaisse la température des points critiques.

Des teneurs jusqu'à 0.50% sont plus efficaces que des additions correspondantes de chrome pour produire une structure aciculaire. Le molybdène est susceptible de former le composé Fe_3Mo_2 après une trempe qui amène à l'état de solution solide, favorable à un durcissement par revenu. Il se crée alors des petites particules de Fe_3Mo_2 par suite de la solubilité lente des carbures et ainsi il faut des températures de revenu élevées pour produire l'adoucissement [29].

La possibilité de durcir le métal par la trempe sans fragilité est une des caractéristiques des additions de molybdène [27]. Le molybdène a pour effet d'accélérer la réaction bainitique. Ceci permet d'obtenir la réaction bainitique dans des temps plus courts. En même temps, la courbe de la réaction bainitique n'est pas modifiée et la formation de martensite n'est pas favorisée [27].

Effet du titane. De température de fusion de 1725°C, il possède un puissant effet désoxydant et dénitrurant en raison de sa grande affinité pour l'oxygène, l'azote, le soufre et le carbone. Il lie le soufre et forme des carbures. Il possède des propriétés affinant le grain, ce qui augmente la valeur des caractéristiques mécaniques et entraîne une très forte striction de la zone γ [29]. Le titane a un effet très sensible sur le graphite qu'il rend très fin et sous forme de pseudo-lamelles et

permet d'obtenir des moulages moins sensibles aux effets d'entaille, ayant de meilleures caractéristiques mécaniques et beaucoup plus résistants aux chocs thermiques [3].

La teneur du titane dans la fonte doit être toujours très faible (0.10 à 0.30%). C'est un élément légèrement graphitisant et peut être neutralisé par une faible addition de vanadium [3].

Effet du vanadium. De température de fusion de 1700°C, il affine le grain. C'est un puissant générateur de carbures, d'où l'accroissement de la résistance à l'usure, de la tenue en coupe et à la chaleur. Il entraîne une amélioration de la résistance au revenu et une réduction de la sensibilité à la surchauffe. En inhibant la trempe à l'air suite à la formation de carbures, il rétrécit la zone γ et décale le point de Curie vers les températures les plus élevées [29].

Le vanadium est un élément qui a pour effet de stabiliser les carbures. Il a donc, en d'autres termes, une action antigraphitisante. Celle-ci est mise à profit, pour compenser, dans certaines fontes alliées contenant des éléments graphitisant (nickel - titane). Le vanadium est un élément désoxydant, ce qui le fait utiliser dans le but d'obtenir des fontes très saines. Cet élément, étant donné son activité sur la fonte, est toujours employé à un très faible pourcentage (0.2 à 0.3%) [3].

Effet du niobium. De température fusion de 1950°C, il est un très puissant générateur de carbures, de ferrite en réduisant donc la zone γ . Il augmente la résistance à chaud et au fluage, améliore la corrosion intergranulaire, augmente la résistance à la traction, la limite élastique, la dureté et affine les grains [12].

Effet du cuivre. De température fusion de 1084°C, le Cu est allié qu'à peu de nuances, car il s'enrichit sous la couche de calamine et provoque, suite à une pénétration dans la limite du grain, une grande sensibilité en surface lors des processus de transformation à chaud. Il se dissout dans la ferrite où sa concentration est de 0.30% à la température ambiante [29]. L'addition seule de Cu n'a pas d'influence directe sur la dureté, uniquement si les dimensions de pièces ne sont pas importantes [15]. Il augmente la résistance à la traction et la limite d'élasticité. Des teneurs supérieures à 0.30% peuvent entraîner des durcissements structuraux en améliorant la trempabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique. Une teneur en Cu supérieure à 1% améliore la résistance aux substances chimiques [29].

Tous les éléments d'alliage qui forment des solutions solides dans la ferrite affectent sa dureté (figure 22) [25].

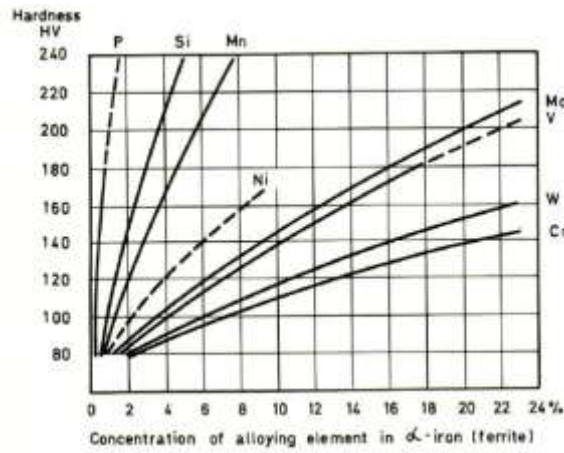


Figure 22. Effet des éléments d'alliage sur la dureté de ferrite [25]

L'effet d'un élément d'alliage sur la structure et les propriétés d'une fonte ADI reste toujours en fonction de sa présence avec d'autres éléments dans la fonte et du type de traitement thermique appliqué.

Plusieurs chercheurs [30] ont étudié les fontes ADI avec des nuances bien déterminées, et l'effet de la microstructure sur les propriétés des fontes ADI et les fontes faiblement alliées (figure 23). Leurs travaux montrent que les propriétés des fontes ADI tels que les propriétés de la résistance à la traction, la résilience et la dureté sont meilleures.

D'autres [31] ont étudié l'effet de trempe bainitique sur les fontes au Ni, Cu et/ ou Mo (figures 24 et 25). Les propriétés (dureté HB, limite élastique, résistance à la traction etc.) des fontes ADI sont améliorées par l'addition du Mo-Ni-Cu. Mais cette amélioration reste toujours liée au traitement bainitique appliqué. Ces propriétés sont meilleures avec la diminution de la température de trempe bainitique [31].

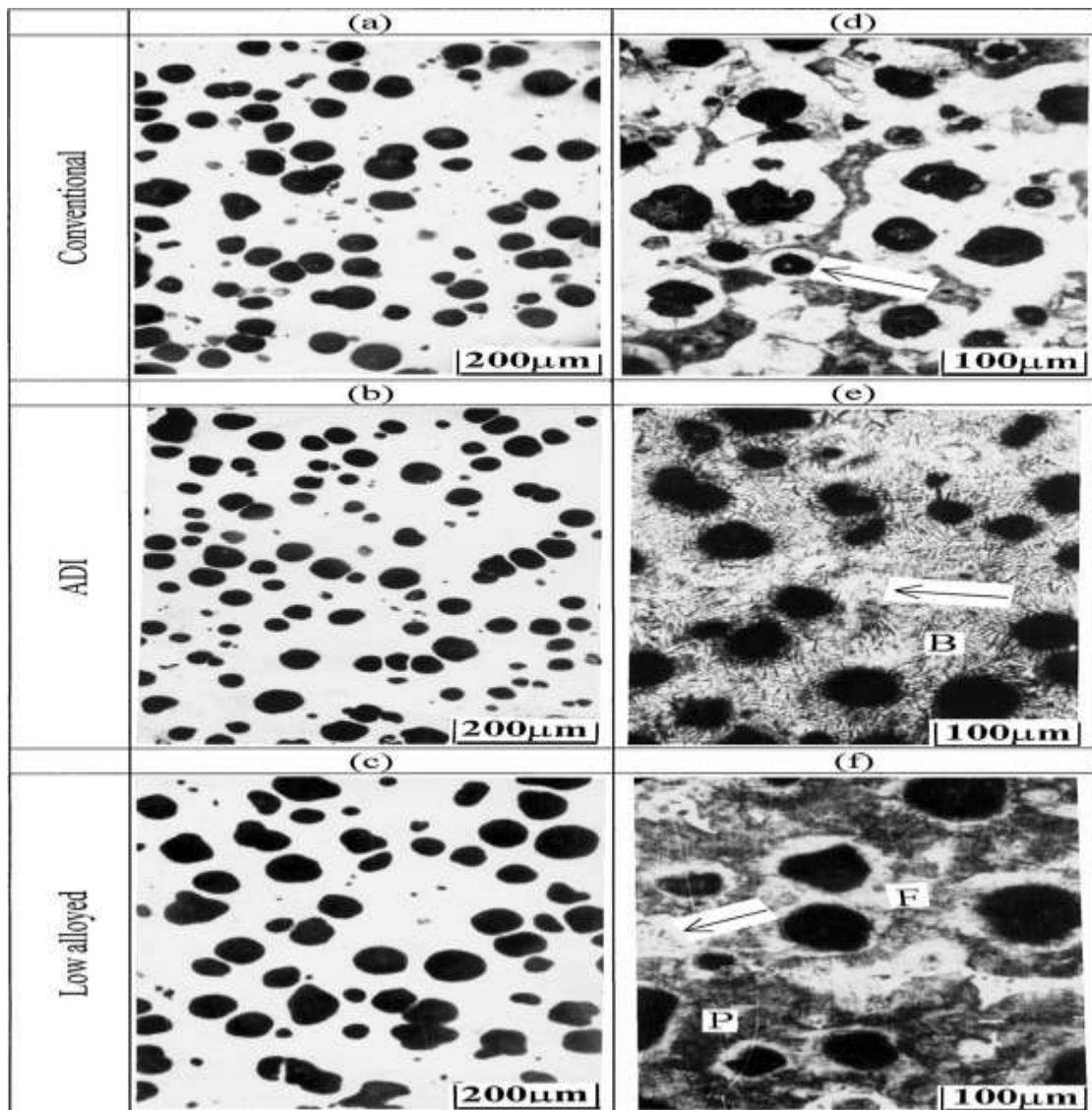


Figure 23. Structures de trois types de fonte :
 a), (b) et c) : sans attaque chimique; d), e) et f) avec attaque chimique [30]

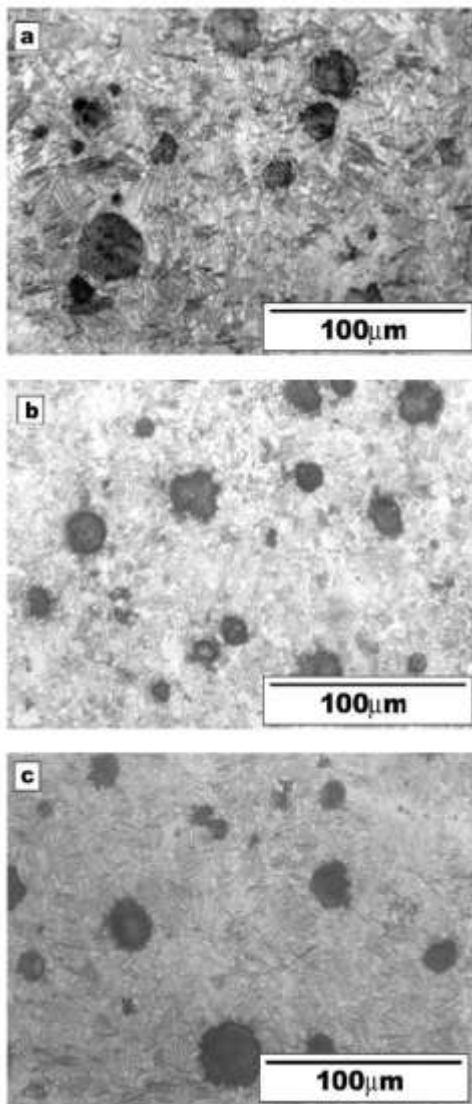


Figure 24. Microstructures de la fonte à 1%Ni, 0.25% Mo et 0.66% Cu traitée à : a) 315°C : ausferrite inférieure, b) 370°C: ausferrite supérieure, c) 350°C : ausferrite mixte : inférieure et supérieure [31]

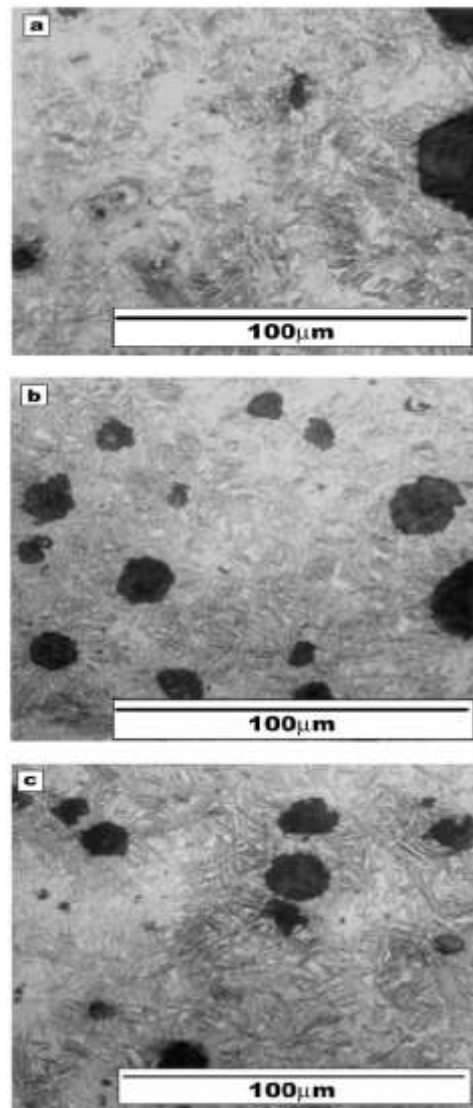


Figure 25. Microstructures des fontes traitées à 370°C : a) 0.17% Mo, 0.63% Ni, 0.14% Cu, b) 1% Cu, 0.26% Mo, c) 0.41 % Cu, 0.31 % Mo [31]

II.3.5. Effet des traitements thermiques sur la formation de la structure et des propriétés des fontes ADI

Les traitements thermiques appliqués aux fontes GS sont le traitement de stabilisation, de ferritisation de la matrice, de normalisation, de trempe et revenu, de durcissement superficiel et de trempe bainitique (austempered) [13]. Ce dernier donne les meilleures propriétés mécaniques comme le montre la figure 26.

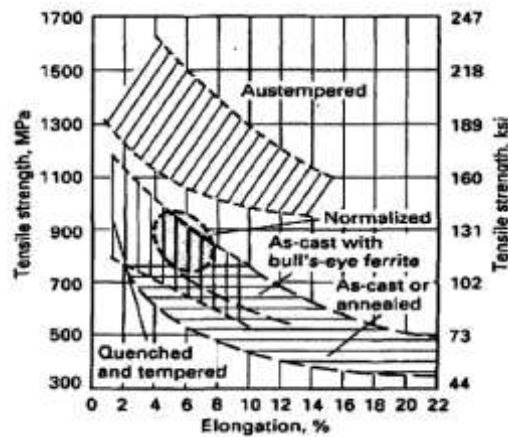


Figure 26. Comparaison des propriétés mécaniques de fonte GS obtenu par différents traitements thermique [15]

II.3.5.1. Avantages de la trempe bainitique

Les avantages de la trempe bainitique par rapport à la trempe classique sont :

- obtention directe des caractéristiques mécaniques et métallurgiques par un seul traitement équivalent en dureté et résistance à la rupture, d'un double traitement de trempe et de revenu ;
- moindres déformations qu'une trempe martensitique, car la transformation bainitique s'opère sans développer de contraintes dans la masse de la pièce traitée et avec une faible distorsion du réseau cristallin du métal. La trempe bainitique peut donc être appliquée aux pièces longues, minces et aux petites pièces de forme complexe ;
- la ductilité et la résilience de la fonte traitée est supérieure à une trempe - revenu d'où les applications des pièces présentant une bonne résistance aux chocs et une grande capacité de déformation plastique avant rupture ;
 - propreté des pièces après traitement ;
 - excellente tenue à la fatigue ;
 - bonne stabilité dimensionnelle dans le temps et en conditions de température élevée (jusqu'à la température de trempe isotherme) [32].

Les fontes ADI sont des matériaux dont les propriétés mécaniques peuvent être changées par un choix adéquat du traitement thermique de trempe bainitique. Il est possible d'obtenir une fonte ADI à partir d'une fonte à graphite sphéroïdal avec une composition chimique bien définie (une composition donnant une structure apte pour un traitement ADI) par la trempe de l'austénite [15].

Pour la transformation de l'austénite, par refroidissement continu, il existe des cinétiques de refroidissement assez précises pour obtenir un pourcentage souhaité de perlite, de bainite ou de martensite. Des vitesses de refroidissement intermédiaires permettent d'obtenir des structures mixtes composées de 2 ou 3 phases, auxquelles il faut ajouter la phase ferritique [15].

II.3.5.2. Cycle de traitement de trempe bainitique

La trempe consiste en un refroidissement rapide de l'austénite à partir d'une température d'austénitisation jusqu'à une température bien déterminée et suivi d'un maintien isotherme à cette température. Le refroidissement rapide, jusqu'à la température de maintien, permet de conserver la phase austénitique qui se transforme seulement lors du maintien en température isotherme après un temps plus ou moins long [15]. La figure 27 présente une courbe TTT avec les domaines perlitique, bainitique et martensitique. Ainsi, sur la courbe est présenté un cycle de traitement thermique permettant d'obtenir une structure austénito-ferritique (structure d'une fonte ADI) [15].

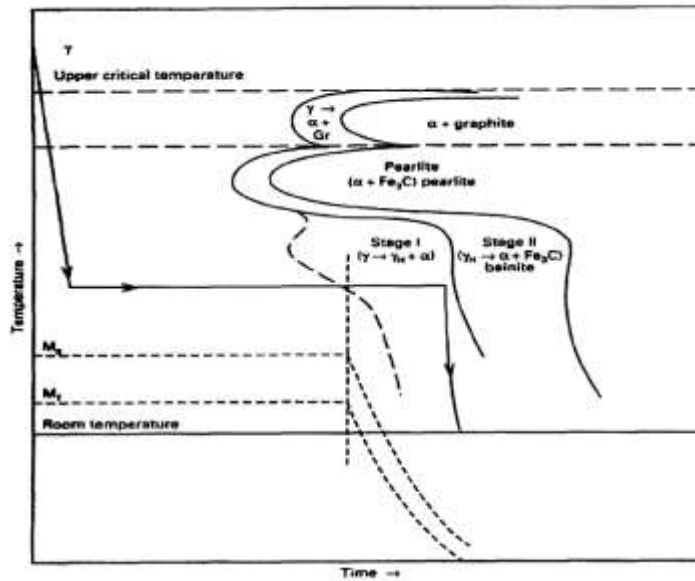


Figure 27. Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS [15]

Le traitement de trempe bainitique étagée se déroule en deux étapes comme l'illustre la figure 28.

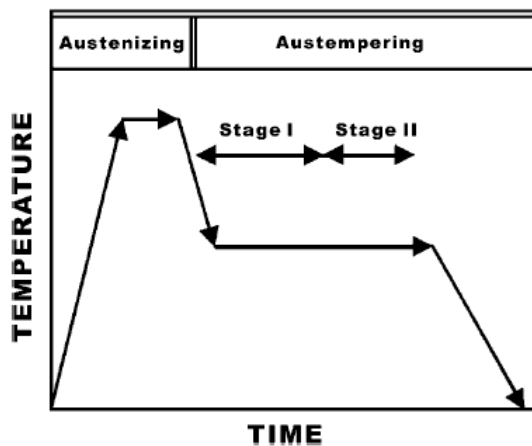


Figure 28. Illustration du traitement thermique de trempe étagée [19]

Ces deux étapes sont :

➤ Austénitisation : On chauffe d'abord la fonte dans le domaine austénitique entre 810 et 950°C pendant 1 à 2h afin d'obtenir une matrice totalement austénitique [20] avec une teneur en carbone assez homogène et définie. Il a été montré qu'une élévation de la température d'austénitisation au delà de 950°C a pour effet de retarder et de ralentir la transformation bainitique et de donner une structure finale plus grossière avec plus d'austénite résiduelle ;

➤ Trempe étagée - maintien isotherme : Après l'austénitisation, est réalisée ensuite une trempe jusqu'au domaine bainitique au dessus de la température Ms (Martensite Start) et en dessous de Bs (Bainite Start), avec un refroidissement assez vite pour éviter la transformation de perlite. La trempabilité est améliorée grâce à la présence d'éléments d'alliage comme Ni, Cu, Mo ou Mn [20]. Pendant le maintien isotherme, la matrice austénitique se transforme progressivement en bainite (agrégat de ferrite séparée par des régions de phases résiduelles pouvant être de l'austénite ou des carbures) [20]. Après un maintien isotherme de 30 minutes à 2 heures, la fonte est refroidie à l'air jusqu'à température ambiante [20]. Ce refroidissement final n'est pas critique. Il est toutefois préférable qu'il s'effectue à l'air calme sans maintien prolongé dans le domaine intermédiaire entre la température de maintien isotherme et la température ambiante afin d'éviter la diminution des caractéristiques mécaniques.

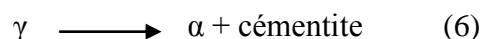
Le milieu de trempe bainitique le plus utilisé est un bain de sels généralement nitrate/nitrite fondus [32], car :

- ✓ Il permet de transférer rapidement la chaleur ;
- ✓ Il élimine le problème de barrière en phase vapeur lors de la trempe (caléfaction) ;
- ✓ Il uniformise sa viscosité et couvre une large plage de température ;
- ✓ Sa viscosité est faible à température de trempe ;
- ✓ Il reste stable en température et est parfaitement soluble dans l'eau ce qui facilite les opérations de post lavage.

II.3.5.3. Cinétique de la réaction bainitique des fontes ADI

La transformation bainitique des fontes ADI est différente de celle des aciers au carbone, pour différentes raisons. Les courbes TTT de la plupart des aciers présentent une large gamme de températures intermédiaires dans laquelle ne se forment ni perlite ni martensite. A la place, se forment de fins agrégats de plaquettes (ou lattes) de ferrite et des particules de cémentite [15].

La transformation bainitique des aciers courants s'effectue en une seule étape. La structure finale appelé bainite étant composée de ferrite et de cémentite. Dans ce cas, la transformation est rapide, homogène et complète [15] suivant la réaction (6) :

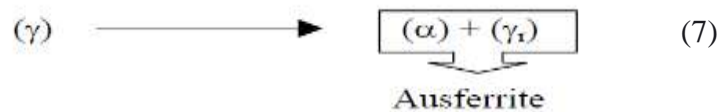


La différence entre les fontes ADI et les aciers est :

- Les fontes ADI contiennent des nodules de graphite qui jouent un rôle de réservoir en carbone, ainsi c'est la température d'austénitisation qui fixe la teneur en carbone de la matrice ;
- La matrice est très hétérogène notamment en ce qui concerne la répartition des éléments d'alliage [20].

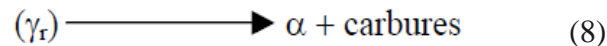
Dans les fontes ADI, la matrice est riche en carbone et en silicium, cela stabilise l'austénite et retarde la précipitation de carbures. Et par conséquent, la réaction se déroule en deux stades :

- Dans le stade I, l'austénite γ se décompose en ferrite bainitique (α) et en austénite riche en carbone (γ_r) suivant la réaction 7 [19] ;



C'est l'ausferrite qui confère aux fontes ADI ses excellentes propriétés mécaniques. Les figures 29 et 30 présentent des microstructures de l'ausferrite inférieure et supérieure respectivement au microscope optique et au MEB [33] ;

- Dans le stade II, si le temps de maintien est prolongé dans la température de trempé bainitique, l'austénite, à son tour, riche en carbone (γ_r) se décompose en ferrite (α) et carbures suivant la réaction 8 [19] :



Ce second stade de la réaction bainitique est néfaste pour les propriétés mécaniques car elle entraîne une chute de la ductilité. La figure 31 montre un cycle de traitement de trempé expliquant la formation de l'ausferrite et de la bainite en fonction du temps de maintien à la température de trempé bainitique.

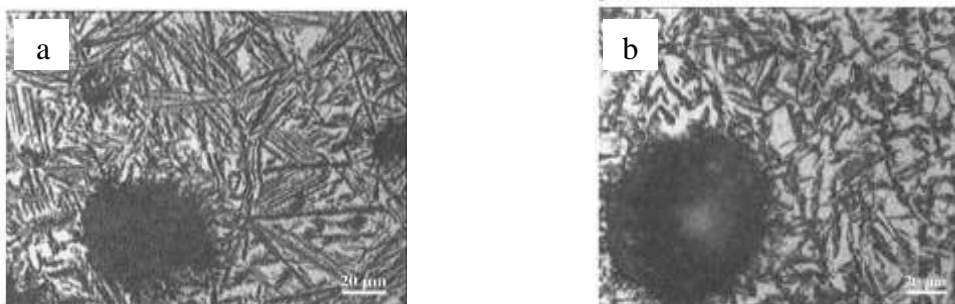


Figure 29. Microstructure de l'ausferrite. a) ausferrite inférieure, b) ausferrite supérieure [33]

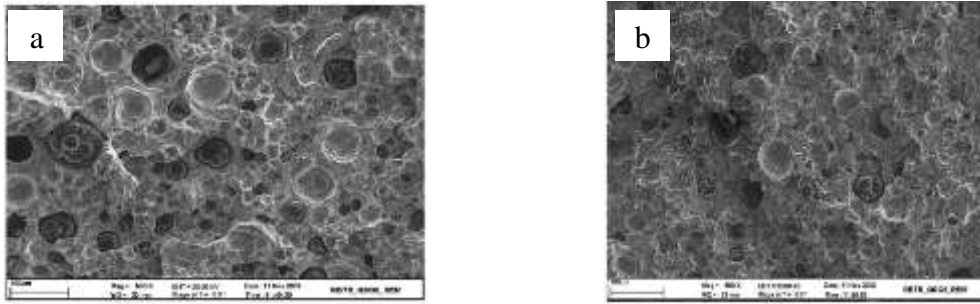


Figure 30. Microstructure de l'ausferrite : a) ausferrite inférieure, b) ausferrite supérieure [33]

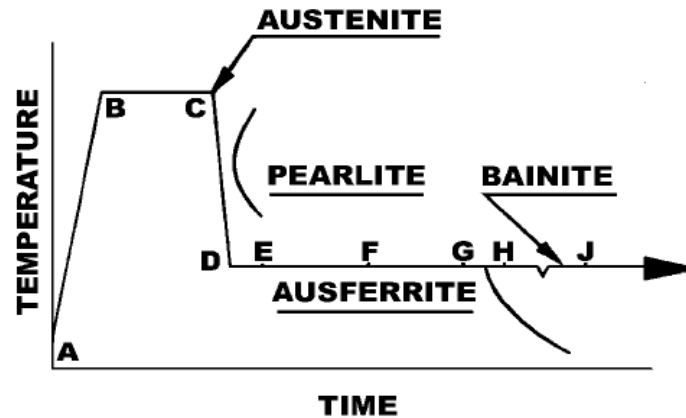


Figure 31. Cycle de traitement de trempe bainitique expliquant la formation de l'ausferrite et la bainite [34]

Il existe une fenêtre de traitement appelée « processing window » qui définit une plage optimale pour la durée du maintien isotherme entre t_1 et t_2 correspondant respectivement à la fin du stade I et au début du stade II, comme le montre la figure 32 [20].

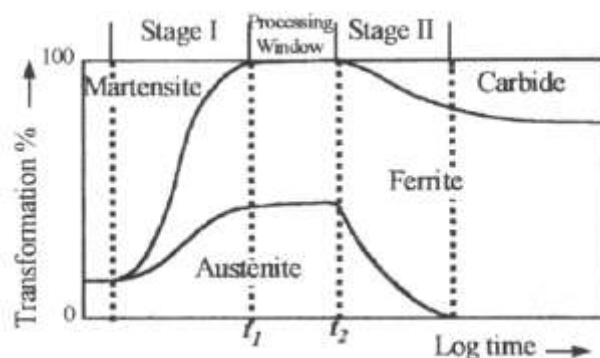


Figure 32. Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien [20]

Où : t_1 est le temps de maintien à partir duquel on obtient moins de 1% de martensite après refroidissement à température ambiante. L'austénite étant suffisamment enrichie pour rester stable ; t_2 est le temps de maintien à partir duquel la fraction volumique d'austénite résiduelle commence à diminuer.

La fenêtre de traitement est influencée par la teneur en élément d'alliage. La figure 33 montre l'influence de la teneur en Mn sur la fenêtre de traitement ADI

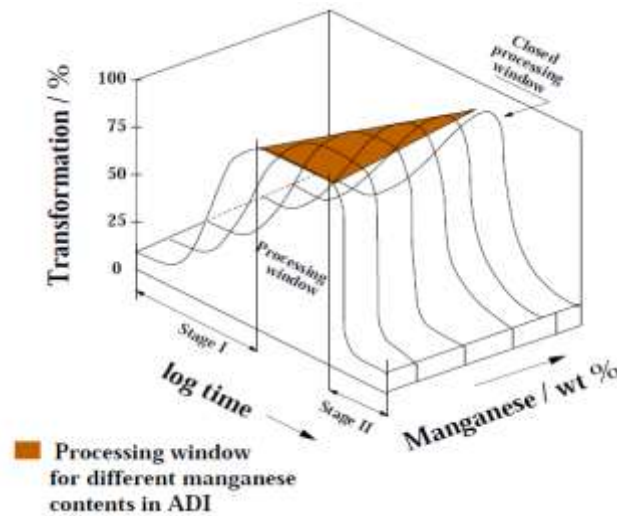


Figure 33. Influence de la teneur en Mn sur la fenêtre de traitement ADI [5]

II.3.5.4. Microstructures des fontes ADI

Les microstructures rencontrées dans les fontes ADI sont la bainite (l'ausferrite) supérieure et la bainite (l'ausferrite) inférieure (figure 34). Ces deux types de bainite se forment à différentes températures, l'une à température élevée (au dessus de 350°C environ : cas de la bainite supérieure) et la bainite inférieure se forme pour les températures plus basses (en dessous de 350°C) (figure 35).

La bainite supérieure est une microstructure constituée de fines plaquettes de ferrite, chacune ayant environ 0.2 micromètres d'épaisseur et 10 micromètres de long. Ces plaquettes croissent en paquets appelés lames. Dans chacune des lames, les plaquettes sont parallèles et de même orientation cristallographique. Les plaquettes individuelles, constituant une lame, sont souvent appelées sous-unités de bainite. Elles sont souvent séparées par des particules de cémentites [27].

La bainite supérieure se forme en plusieurs étapes distinctes, commençant par la nucléation de plaquettes de ferrite. La croissance de chaque plaquette s'accompagne d'une déformation en cisaillement de la région transformée. La croissance de la bainite se fait à des températures relativement hautes par rapport au domaine de transformation martensitique [27].

La bainite inférieure présente une microstructure et des caractéristiques cristallographiques très proches de celles de la bainite supérieure. La principale différence étant que les particules de cémentite précipitent dans les plaques de ferrite. Il y'a, de ce fait, deux types de précipités, ceux qui se forment dans l'austénite enrichie en carbone qui sépare les plaquettes de bainite, et ceux qui se forment dans la ferrite sursaturée [27]. La bainite inférieure présente, par ailleurs, la même structure

de plaquettes organisées en lames, les plaquettes étant séparées par des films d'austénite enrichie en carbone ou par des carbures [27].

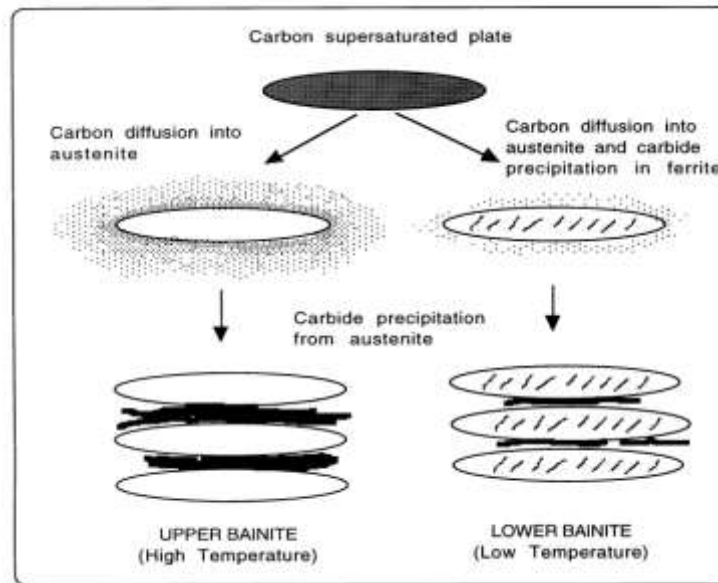


Figure 34. Représentation schématique de la bainite supérieure et inférieure [27]

Plusieurs éléments permettent de distinguer la bainite supérieure de la bainite inférieure parmi lesquelles :

- Etat de précipitation du carbone. Dans les bainites des aciers sans Si, la distinction entre bainite supérieure et bainite inférieure repose essentiellement sur l'état de précipitation du carbone. Pour la bainite supérieure, la ferrite se forme avec la même composition que l'austénite dont elle est issue, mais le carbone en excès diffuse vers l'austénite. L'austénite s'enrichit jusqu'à ce que la précipitation survienne et tous les carbures précipitent à partir de l'austénite. Tandis que pour la bainite inférieure, la diffusion du carbone est considérablement ralentie et des carbures peuvent précipiter à l'intérieur des aiguilles de ferrite [20] ;

- Dans les fontes ADI, ou pour les aciers au silicium, cette distinction n'a pas lieu d'être car la précipitation des carbures est très ralentie, et le plus souvent les carbures n'ont pas le temps de précipiter [20] ;

- Morphologie. Dans les fontes ADI, la distinction entre bainite supérieure et bainite inférieure est basée sur les différences morphologiques et/ou cristallographiques entre les entités de ferrite bainitique par l'observation au microscope optique [20].

Dans la bainite supérieure, les entités de ferrite se présentent sous forme d'épis de blé ou feuilles, appelées aussi « leaves » par les anglo-saxons, bien isolées les unes des autres par de larges plages d'austénite résiduelle. Les épis de blé sont souvent organisés en paquets d'épis alignés les uns

avec les autres [20]. Pour la bainite inférieure, l'entité de ferrite prend une forme d'aiguille. Ces aiguilles ne sont pas organisées en paquets d'aiguilles alignées et ne présentent pas d'orientation préférentielle. L'austénite résiduelle se présente sous forme de films beaucoup plus fins. La teneur globale en austénite résiduelle est beaucoup plus faible [20].

La microstructure dans le cas des bainites inférieures est plus fine que dans le cas des bainites supérieures (figure 35). La largeur des épis étant plus importante que celle des aiguilles [20].

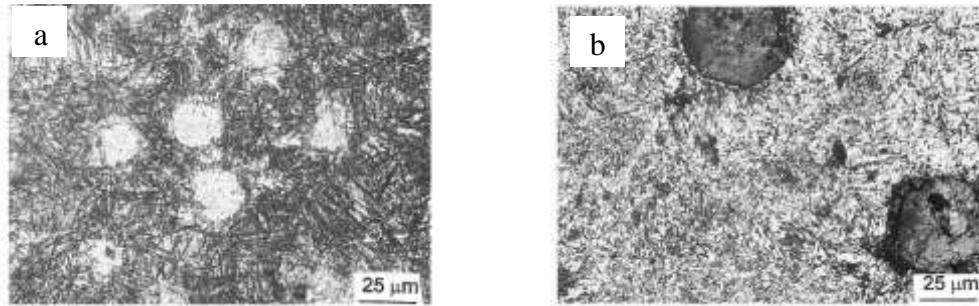


Figure 35. Microstructure de la bainite. a) inférieure, fonte ADI austempered à 250 °C :
b) supérieure, fonte ADI austempered à 450°C [18]

En plus de la bainite (l'ausferrite) supérieure et la bainite (l'ausferrite) inférieure, l'austénite, la martensite, la perlite et les carbures peuvent aussi se rencontrer (figure 36, 37, 38).

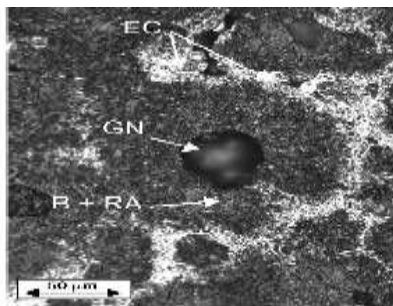


Figure 36. Microstructure ADI (EC: carbures eutectiques; GN : nodules de graphite et B + RA : bainite et austénite résiduelle) [35]

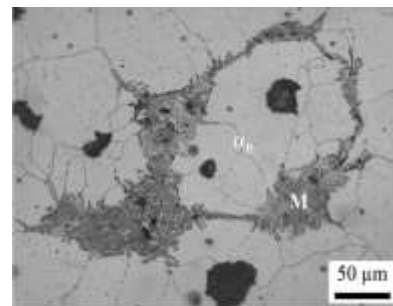


Figure 37. Fonte ADI traitée à 365 °C après 30 min avec présence de martensite et de ferrite proectectoide [36]

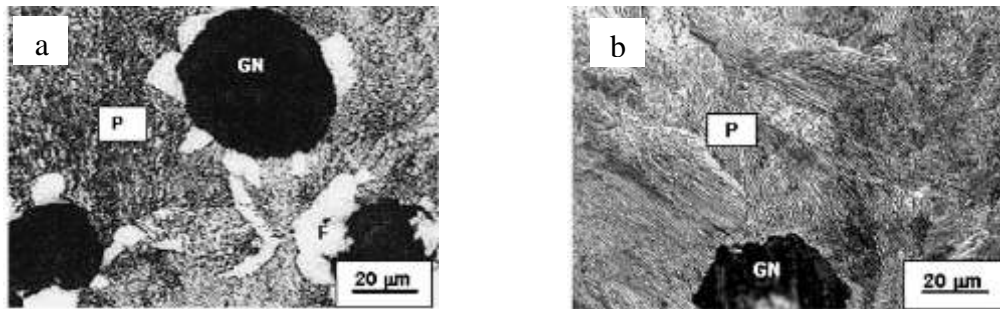


Figure 38. Fonte ADI alliée au : a) Cu et b) Cu+Ni, avec présence de perlite
 Où : GN : nodule de graphite ; F: ferrite ; P : perlite [37]

Autre morphologie de bainite. En plus de la morphologie de bainite appelée épis de blé, lames ou aussi latte, il existe la bainite en plumes (feather bainite) (figure 39).

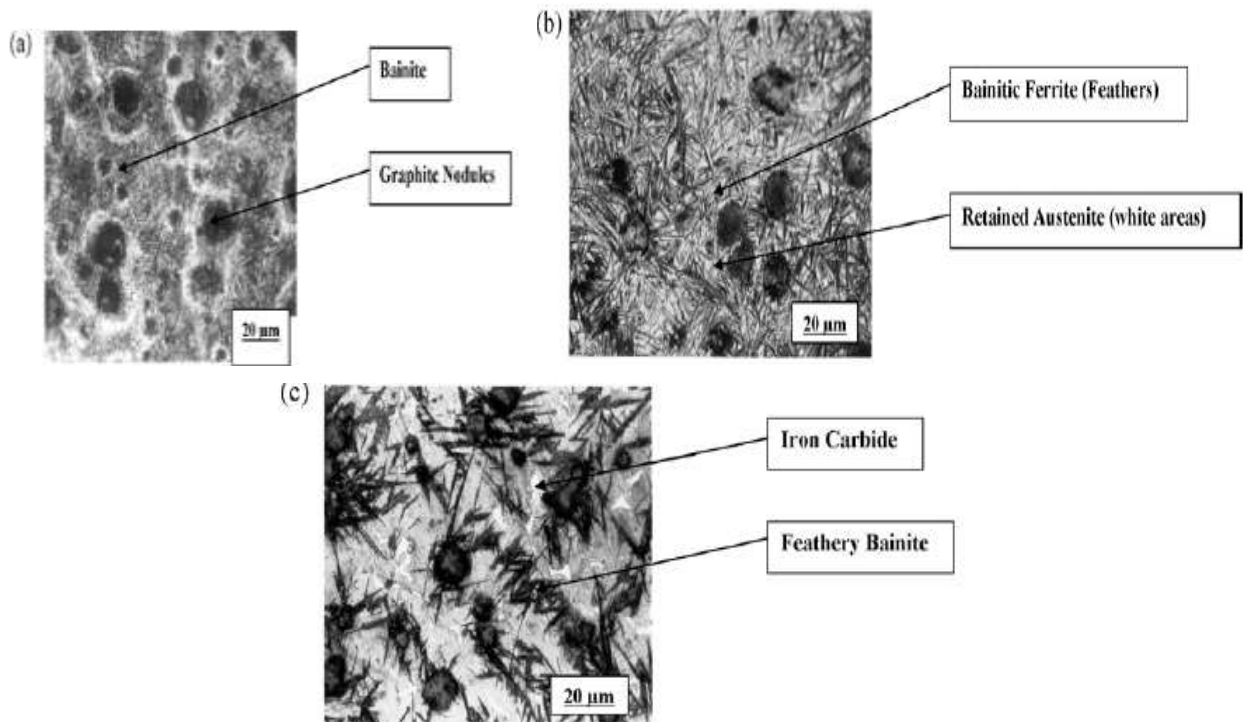


Figure 39. Microstructure d'une ADI : a) à 1% de Mn ; b) à 2% de Mn ; c) à 3% de Mn [38]

La figure 40 montre les proportions et les propriétés en fonction de la température et du temps de traitement thermique.

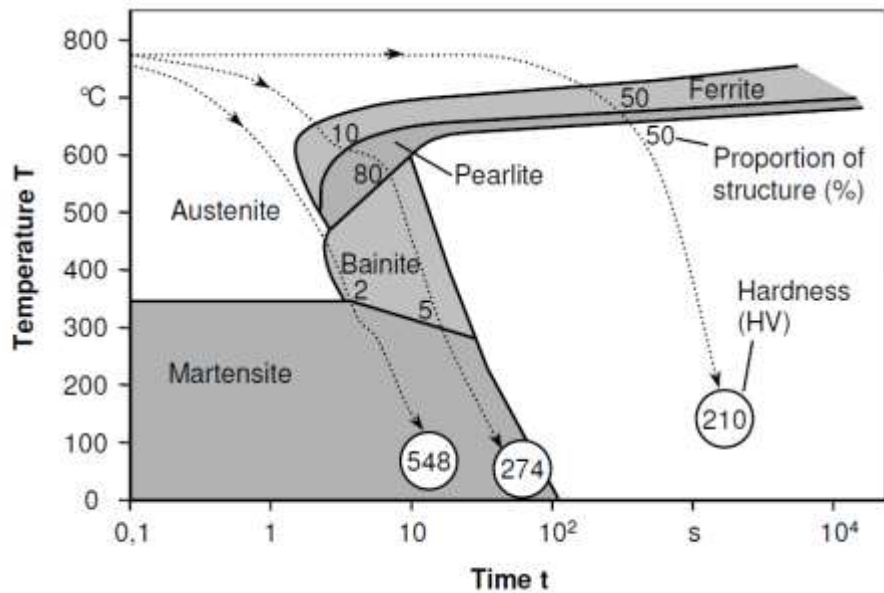


Figure 40. Proportions de structures et dureté Hv en fonction de la température et du temps de traitement thermique [11]

II.3.5.5. Effet de la température d'austénitisation sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

L.C. Changa, I.C. Hsui, L.H. Chen, T.S. Lui [39] ont étudié l'effet de traitement thermique sur le comportement d'érosion des ADI en austénitisant la fonte de composition chimique : 3.53% C - 2.88% Si - 0.11% Mn - 0.039% P - 0.011% S - 0.046% Mg, à des températures 850, 900 et 950°C pendant différentes périodes 5, 30, 60, et 120 min. D'après leurs résultats, avec l'augmentation de la température d'austénitisation, la résistance à la traction et la dureté augmentent, l'allongement et l'énergie mécanique de densité diminuent (figure 41). La figure 42 présente des microstructures (MEB) de la fonte austénitisée à différentes températures.

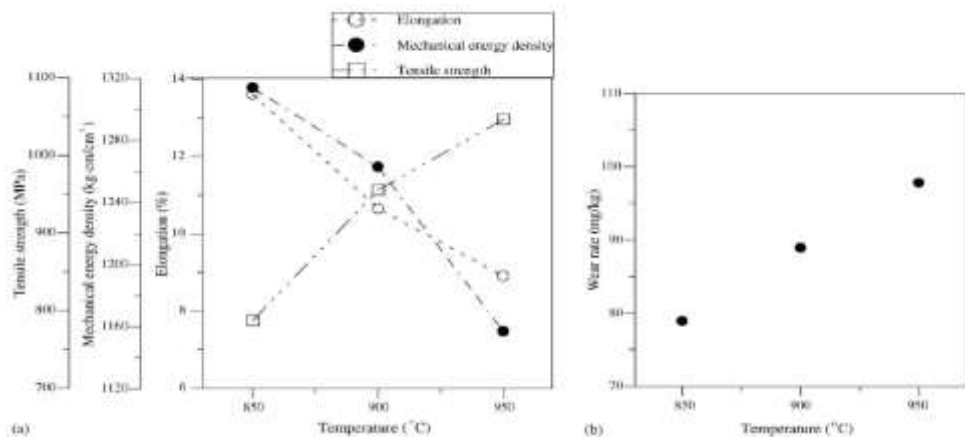


Figure 41. Effet de la température d'austénitisation sur : a) propriétés mécaniques, b) taux d'usure (temps d'austénitisation 60 min) [39]

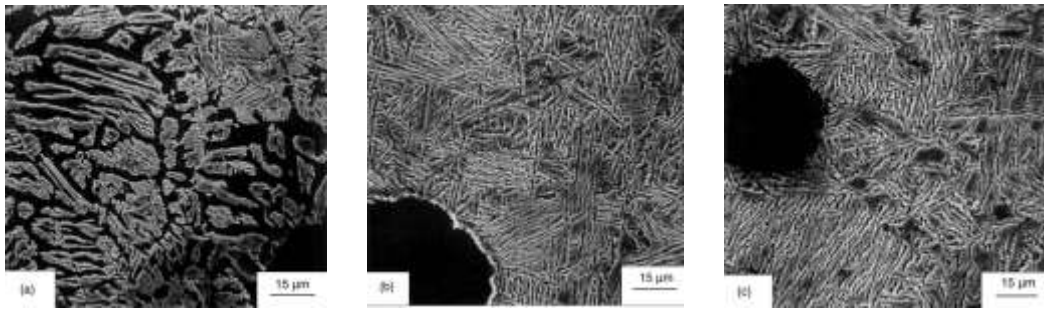


Figure 42. Microstructure (MEB) de la fonte austénitisée : a) 850°C, b) 900°C et c) 950°C pour 1h, austempered à 420°C pour 30 min [39]

Susil K. Putatunda et Pavan K. Gadicherla [40] ont de leur coté étudié l'influence de la température d'austénitisation sur la dureté de rupture de l'ADI à faible teneur en Mn. Ils ont obtenu les résultats suivants (figures 43 à 50).

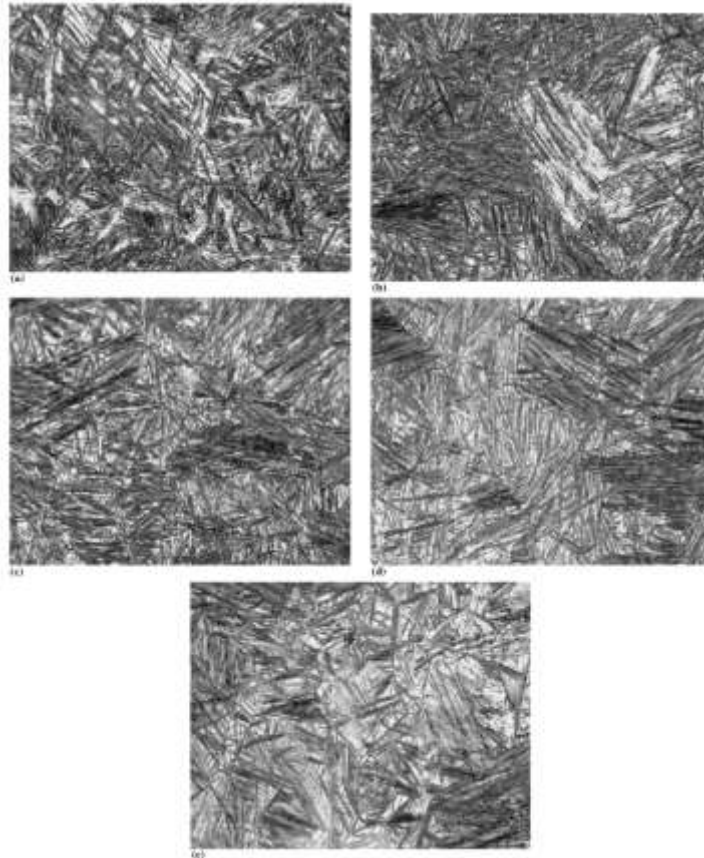


Figure 43. Microstructure de la fonte austénitisée : a) 871°C pour 2 h ; b) 898°C pour 2 h ; c) à 927°C pour 2 h ; d) 954°C pour 2 h ; e) 982°C pour 2 h [40]

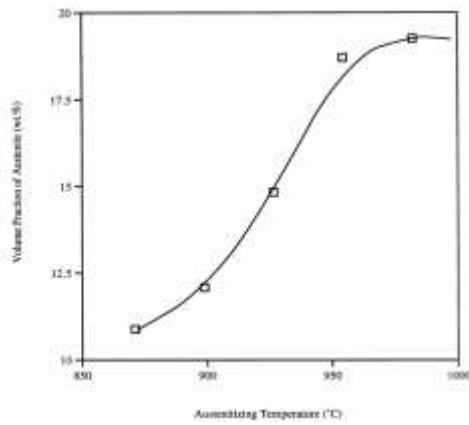


Figure 44. Influence de la température d'austénitisation sur la fraction de volume de l'austénite [40]

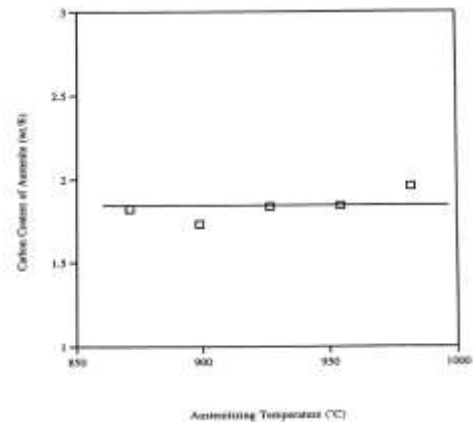


Figure 45. Influence de la température d'austénitisation sur le carbone non contenu dans l'austénite [40]

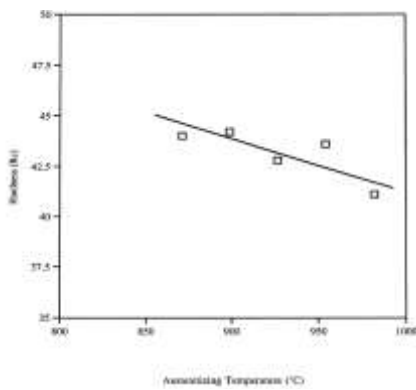


Figure 46. Influence de la température d'austénitisation sur la dureté Hv [40]

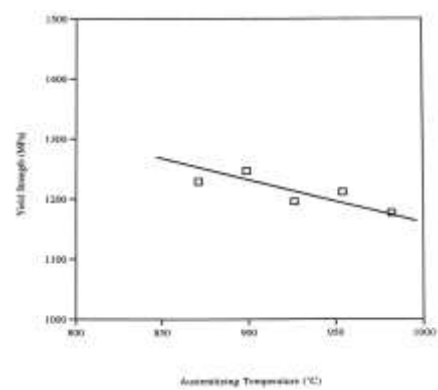


Figure 47. Influence de la température d'austénitisation sur la limite élastique [40]

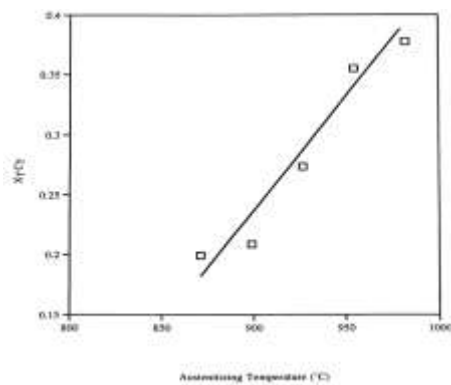


Figure 48. Influence de la température d'austénitisation sur le carbone de l'austénite [40]

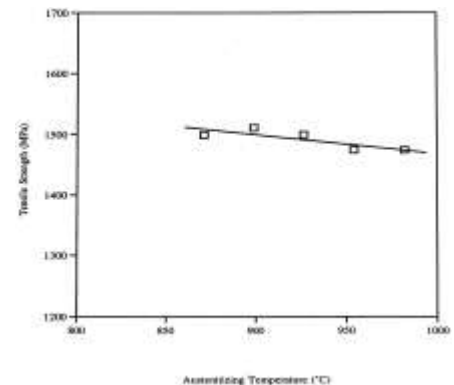


Figure 49. Influence de la température d'austénitisation sur la résistance à la traction [40]

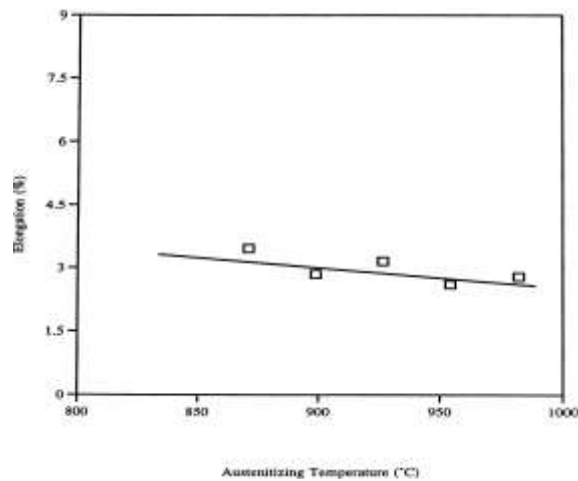


Figure 50. Influence de la température d'austénitisation sur l'allongement [40]

La température d'austénitisation influe aussi sur le pourcentage de la bainite obtenue. Elle augmente avec l'augmentation de la température d'austénitisation comme le montre la figure 51.

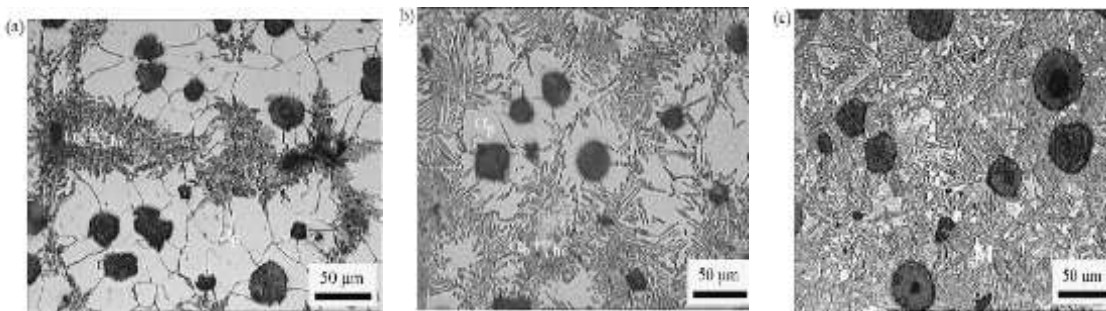


Figure 51. Microstructures des fontes austempered à 120 min à des températures : a) 795°C, b) 815°C et c) 900°C, respectivement ; b + γ_{hc} : ferrite bainitique + austénite riche en carbone ; p : ferrite proeutectoïde [9]

II.3.5.6. Effet du temps d'austénitisation sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

L.C. Changa, I.C. Hsui, L.H. Chen, T.S. Lui [39] ont montré l'effet du temps de maintien et de la température d'austénitisation sur les propriétés mécaniques (figure 52 et 53).

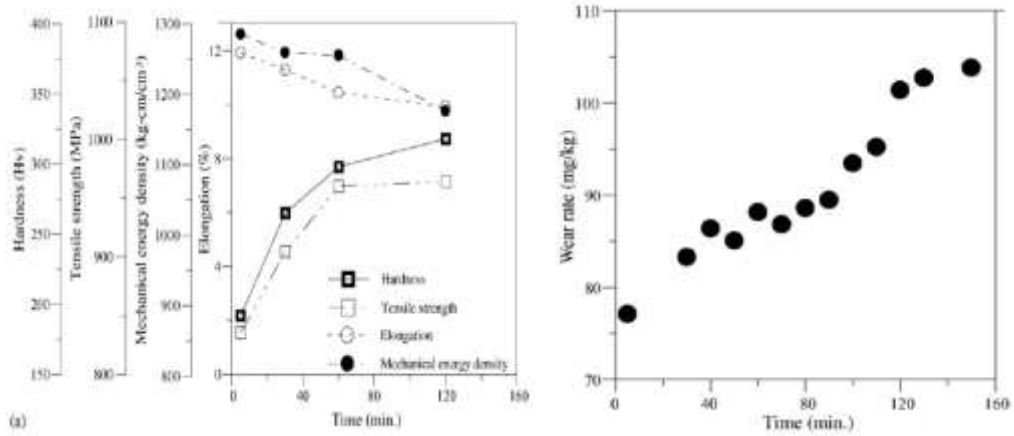


Figure 52. Effet du temps d'austénitisation sur : a) les propriétés mécaniques ; b) taux d'usure (température d'austénitisation 925°C) [39]

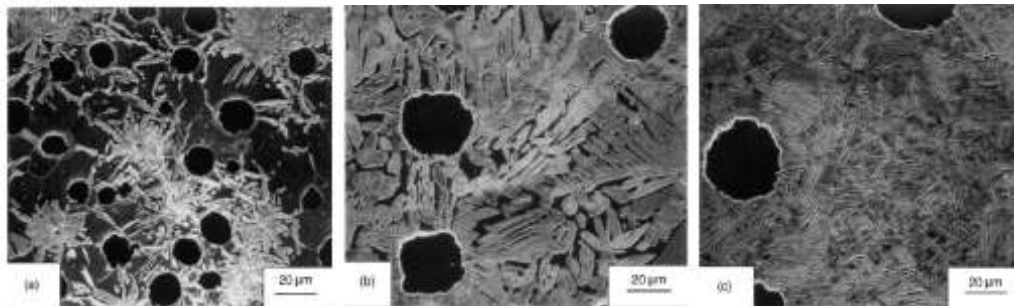


Figure 53. Microstructure de la fonte austénitisée à 925°C à : a) 5 min, b) 60 min et c) 120 min, austempered à 420°C à 30 min [39]

II.3.5.7. Effet de la température de trempe bainitique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

Comme la bainite se forme pendant le maintien à la température de trempe bainitique, le choix de cette température est le plus important pour la formation d'une structure et des propriétés des fontes ADI. Plusieurs chercheurs [41, 42, 43, et 44] ont étudié son effet sur les propriétés de certaines fontes. Ces derniers ont étudié l'effet de la température de trempe bainitique sur les propriétés mécaniques des échantillons de fonte ADI alliée au cuivre et au molybdène (figure 54 et 55). L'austénitisation est réalisée à 910°C pendant 90 min et austempered plus tard dans un bain de sel à 350°C, 370°C, 390°C et 410°C. Ces traitements ont amélioré les propriétés mécaniques telles que la résistance à la traction, l'allongement, la résilience et la dureté (figures 56, 57 et 58 respectivement). Ces propriétés ont été comparées après traitement à divers températures de trempe bainitique.

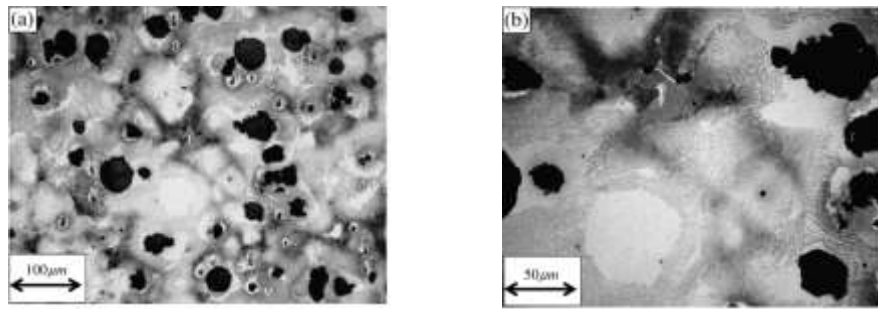


Figure 54. Microstructures de la fonte de base avant trempe bainitique [41]

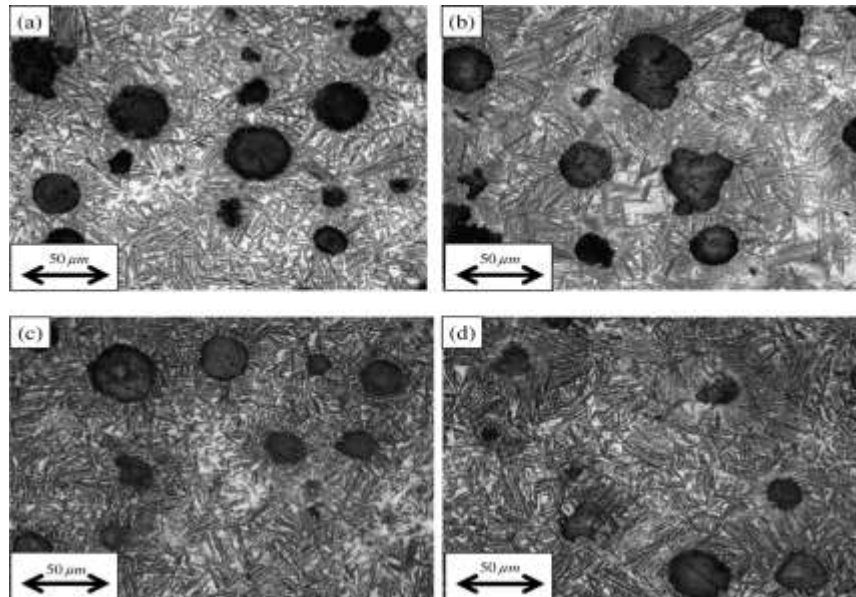


Figure 55. Microstructures après trempe bainitique à : a) 350°C, b) 370°C, c) 390°C, et d) 410°C [41]

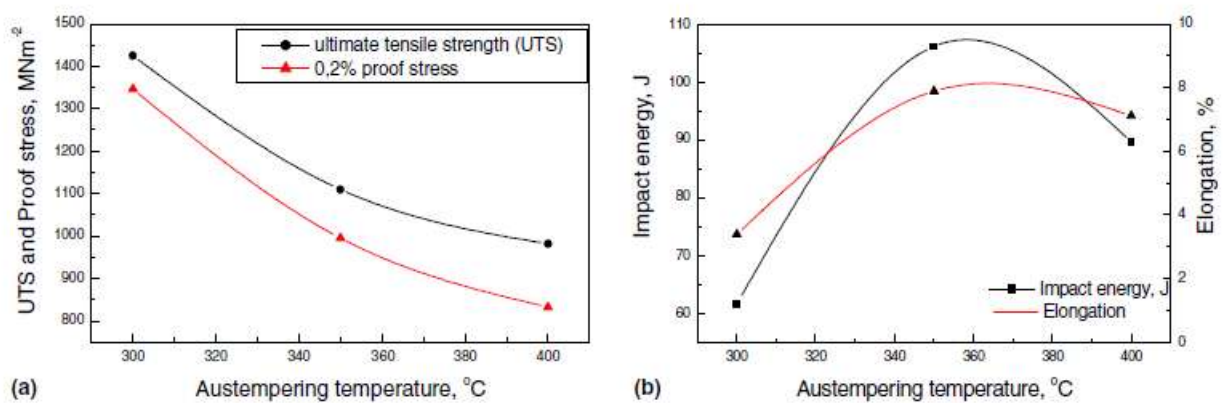


Figure 56. Effet de la température trempe bainitique sur : a) la limite élastique et la résistance à la traction, b) la résilience et l'allongement après 2 h de maintien [42]

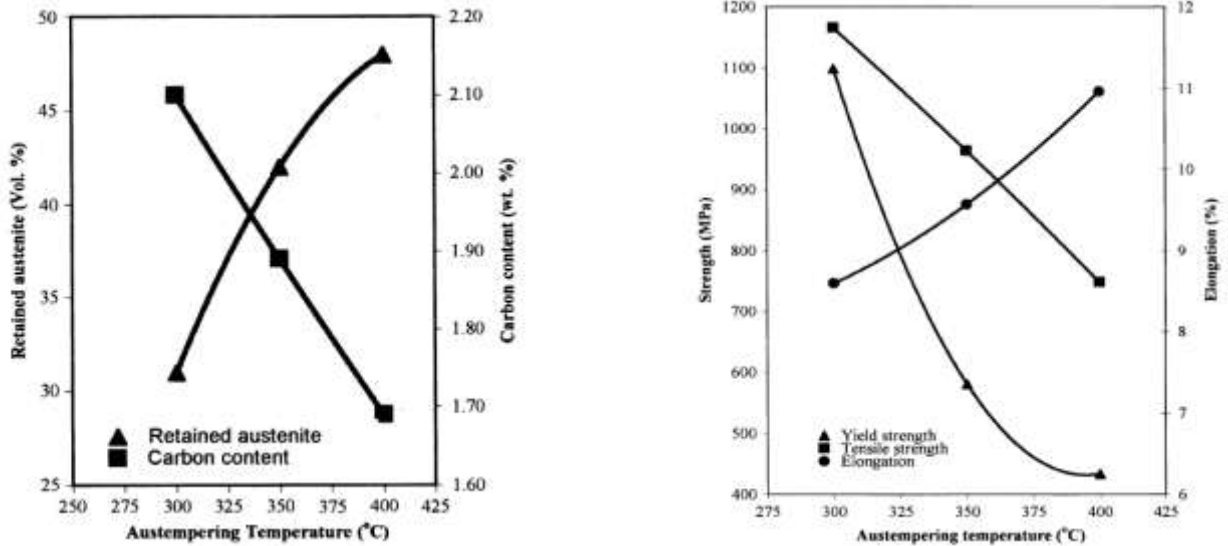


Figure 57. Effet de la température trempé bainitique sur : a) le carbone de l'austénite et l'austénite résiduelle, b) sur l'allongement et la résistance [43]

Sachant que le carbone de l'austénite est calculé par la formule empirique suivante [18] :

$$C_{\gamma}^0 = \frac{T_{\gamma}}{420 - 0.17(\%Si) - 0.95} \quad (9)$$

Où : C_{γ}^0 : est la teneur en carbone dans la matrice d'austénite ;

T_{γ} : la température d'austénitisation ;

Si : la teneur en silicium dans la fonte.

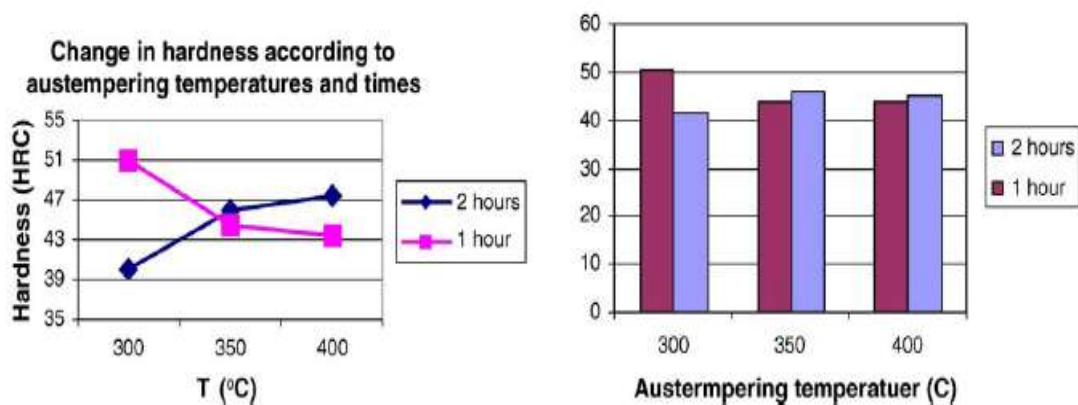


Figure 58. Changement de dureté en fonction de trempé bainitique [44]

II.3.5.8. Effet de temps de maintien à la température de trempé bainitique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

Olivera Eric, Milan Jovanovic, Laposava Sidanin, Dragan Rajnovic, et Slavica Zec [42] ont étudié la trempé bainitique des fontes ADI alliée au Mo, Ni et Cu. Les échantillons de fonte sont

austénitisés à 900°C pendant 2 h, ensuite ils ont été rapidement transférés dans un bain de sel à différentes températures de trempe bainitique 300, 350 et 400°C, pendant 1, 2, 3 et 4 h et puis refroidis à l'air jusqu'à la température ambiante. Leurs résultats sont montrés sur les figures 59 à 63.

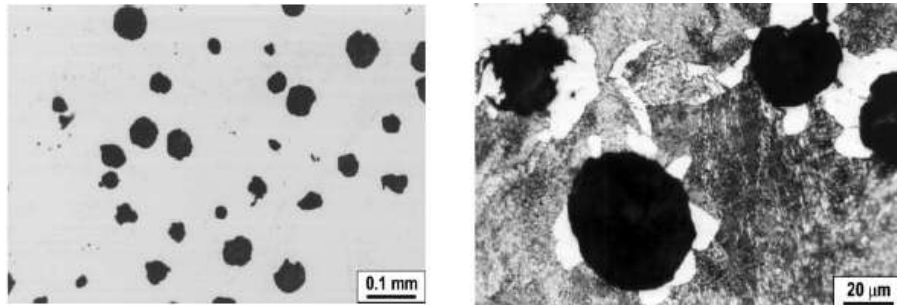


Figure 59. Microstructures de la fonte de base [42]

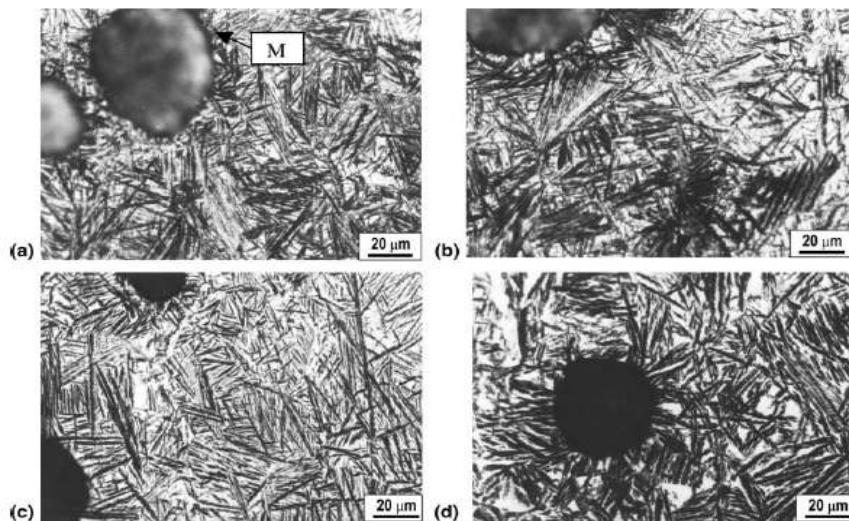


Figure 60. Microstructure après trempe bainitique pendant 1 h à : a) 300°C et à 2 h ; b) 300°C ; c) 350°C et d) 400°C. M : martensite [42]

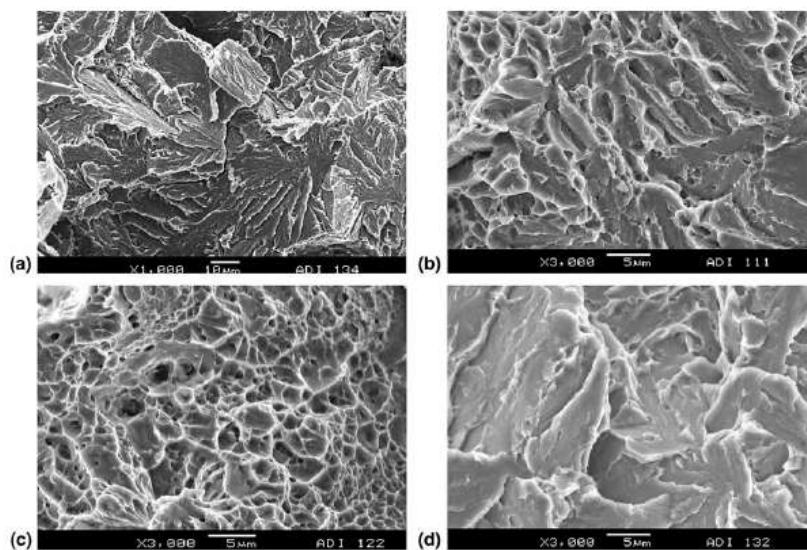


Figure 61. Microstructure (MEB) après trempe bainitique à 1 h à : a) 300°C et à 2 h ; b) 300°C ; c) 350°C et d) 400°C [42]

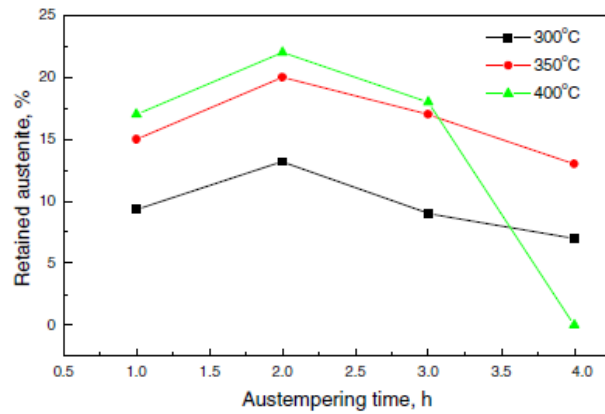


Figure 62. Effet du temps de maintien sur la fraction de volume de l'austénite résiduelle à différentes températures de trempe bainitique [42]

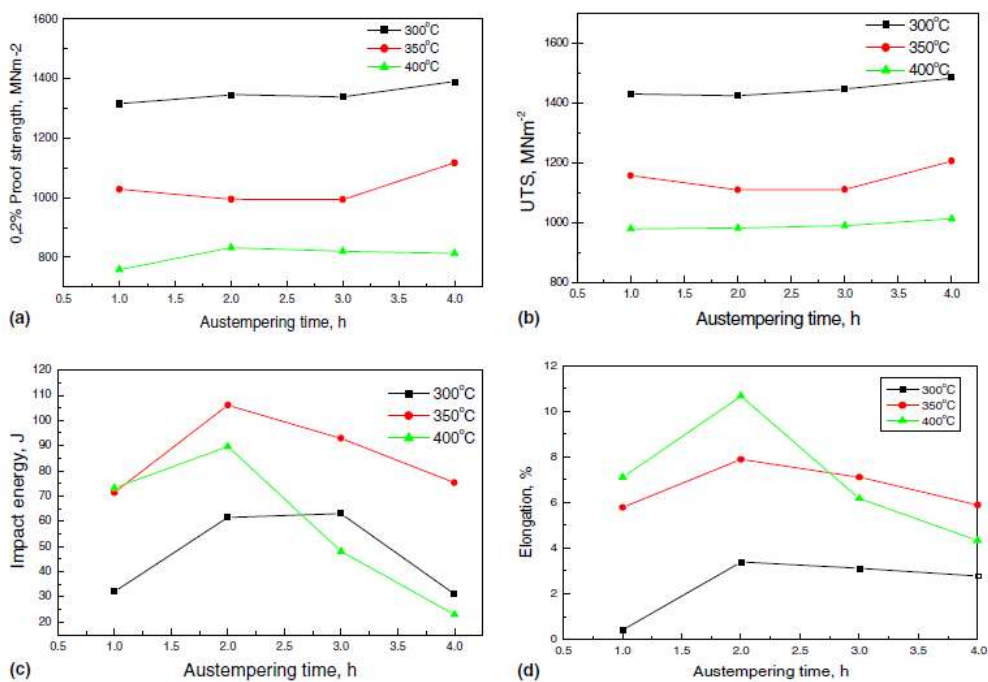


Figure 63. Effet de temps de maintien sur : a) limite élastique ; b) résistance à la traction ; c) résilience et d) allongement à différentes températures de trempe bainitique [42]

Le travail de B. Bosnjak, B. Radulovic, K. Pop-Tonev, et V. Asanovic [19] sur l'influence de micro-alliage et du traitement thermique sur la cinétique de la réaction bainitique de fonte ADI a montré l'effet du temps de maintien sur la formation de la structure et des propriétés des fontes ADI alliées au Ni, au Mo et au Ni et Mo [19]. Les échantillons d'essai sont austénitisés pendant 2 h à 850 et 930°C et traités (austempered) dans un bain de sel fondu à 300 et 400°C pendant 1, 10, 30, 60, 120, 240, 360, et 480 min et finalement refroidis à l'air [19]. Leurs résultats sont présentés sur la figure 64.

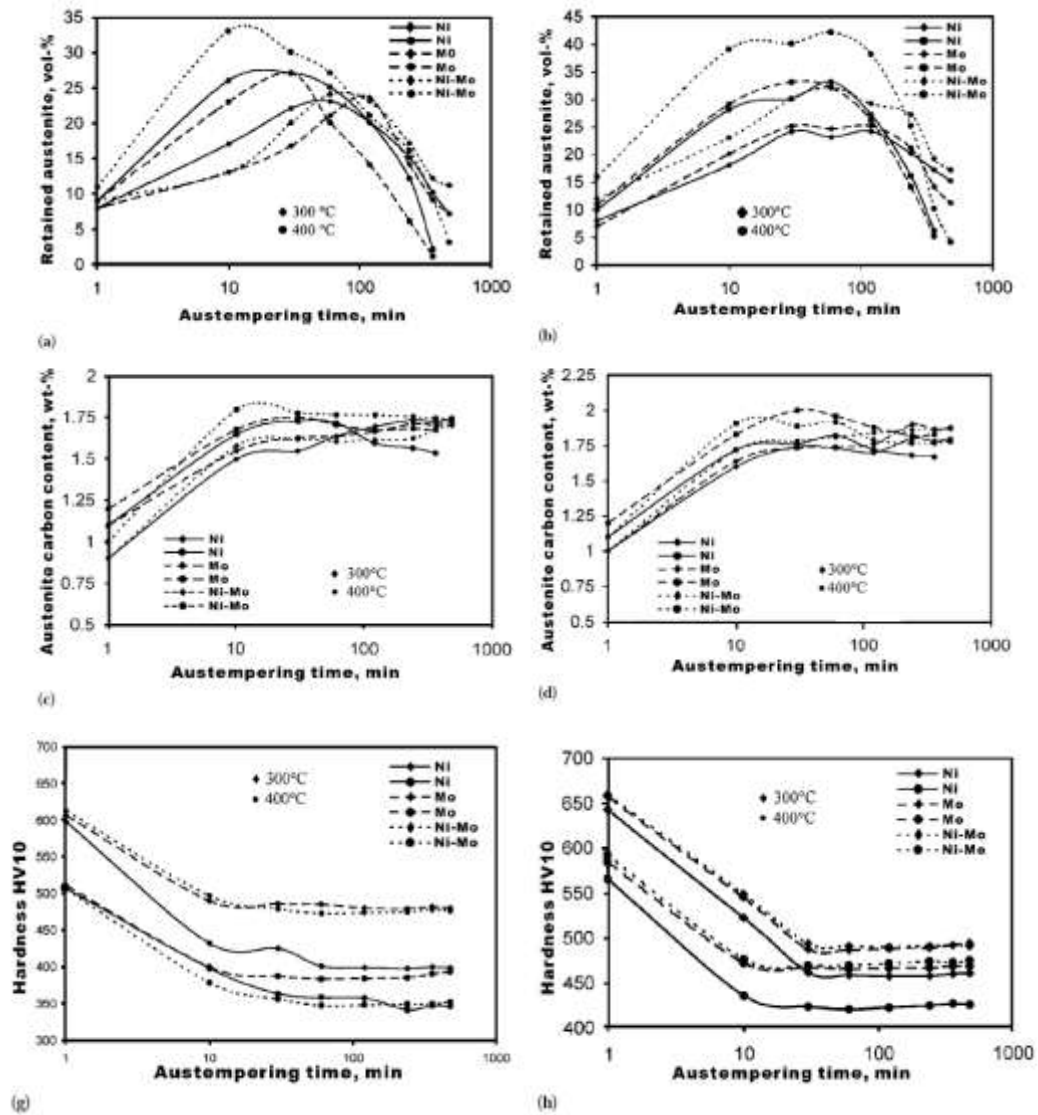


Figure 64. Cinétique de réaction mesurée à 300 et 400°C des fontes au Ni, au Mo et au Ni et Mo austénitisées : a), c), g) à 850°C et b), d), h) à 930°C pendant 120 min en fonction du temps de maintien à la température de trempé bainitique [19]

III. METHODES EXPERIMENTALES

Les méthodes expérimentales utilisées pour réaliser notre étude sur les fontes ADI sont les suivantes :

1. Elaboration de la fonte GS alliée et coulée des échantillons ;
2. Traitement thermique des échantillons coulés ;
3. Métallographie optique ;
4. MEB (Microscope électronique à balayage) ;
5. Microanalyse X par EDS (Energy Dispersive "x-ray" Spectrometry)
6. Diffraction aux rayons X ;
7. Dureté et microdureté ;
8. Résistance à la traction ;
9. Résilience ;
10. Usure.

III.1. Elaboration de la fonte GS alliée et Coulé des échantillons

L'élaboration de la fonte GS destinée à l'ADI est réalisée à l'Entreprise Tracteur Agricole (ETRAG) Constantine. La fonte est élaborée dans un four à induction de capacité 5 tonne. Après la fusion, la fonte est coulée dans une poche de traitement où elle est inoculée par un ferro-silicium-magnésium à 45% de Si et 10% de Mg. Après le traitement d'inoculation et de sphéroïdisation la fonte est transférée dans une poche de coulée.

Les échantillons sont coulés dans des moules en sable à la résine furanique sous forme de barreaux cylindriques de 22 mm de diamètre et 300 mm de long (figure 65).

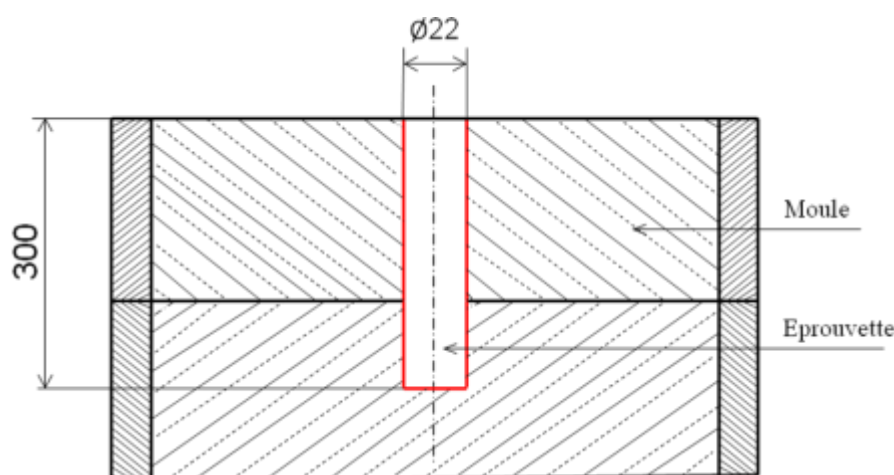


Figure 65. Méthode de coulée des éprouvettes

Les éléments d'alliage sont ajoutés à la fonte de base sous forme de ferro-alliage ou à l'état pur (cas du nickel) en poudre obtenu par broyage dans un concasseur à cylindre pour faciliter leur dissolution.

Pour la réalisation de notre étude, on a planifié nos expériences selon le tableau 3.

Tableau 3. Planification expérimentale

	Mn,%	Ni,%	Mo,%	Cr,%	V,%
A	0.5	0.25	0.2	-	0.1
B	1	0.75	0.2	-	0.1
C	0.5	0.1	0.3	0.2	0.1
D	0.5	1.5	0.5	-	0.1

L'analyse chimique de la fonte de base (FB) utilisée est réalisée à l'aide d'un spectromètre à fluorescence X. Les résultats de cette analyse sont représentés dans le tableau 4.

Tableau 4. Composition chimique de la fonte expérimentée

C,%	Si,%	Mn,%	P,%	S,%	Ni,%	Mo,%	Cr,%	V,%	Cu,%	Al,%
3.50	2.175	<0.43	0.034	0.0073	0.099	<0.011	0.055	0.008	0.062	0.011

Les ferro-alliages sont introduits dans l'empreinte de moule et sur lesquels est coulée la fonte liquide à une température 1450°C. Après refroidissement et décochage, les éprouvettes sont nettoyées dans une grenailleuse.

III.2. Traitement thermique

L'obtention de fontes GS possédant une matrice constituée de ferrite bainitique et/ou de bainite nécessite la mise au point de cycles thermiques permettant une austénitisation de la matrice suivie d'un traitement permettant la transformation de l'austénite en bainite.

Les traitements thermiques utilisés sont composés de plusieurs étapes ; une première étape d'austénitisation, une seconde nécessaire à la transformation de l'austénite en bainite, ausferrite, martensite, perlite etc. et en fin un refroidissement jusqu'à température ambiante.

Donc le cycle de traitement thermique appliqué à nos échantillons de la fonte GS élaborée est de type bainitique comprend les différentes étapes suivantes :

➤ Austénitisation. Les échantillons sont chauffés jusqu'à une température de 830°C dans un four à gaz puis maintenus à cette température pendant 60 minutes ;

➤ trempé bainitique. Juste après l'austénitisation, les échantillons sont trempés dans un bain de sel dont la température est de 580°C et maintenus à cette température pendant 60 minutes.

Le bain sels utilisé est composé de :

- ✓ (1.5 - 4.8)% Cyanure (CN) ;
- ✓ (33.5 – 36)% Cyanate (CNO).

Le procédé utilisé est le procédé "TENIFER", four sous forme d'une cuve revêtue en titane appelé four "DEGUSSA" (figure 66).



Figure 66. Four "DEGUSSA"

➤ Refroidissement. A la fin de trempé bainitique, les échantillons sont refroidis à l'air calme jusqu'à la température ambiante.

La figure 67 montre le cycle de traitement utilisé.

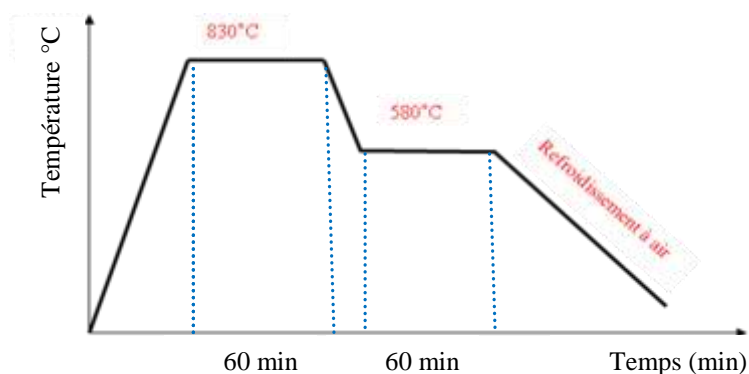


Figure 67. Cycle de traitement thermique utilisé

III.3. Etude métallographique

L'examen métallographique a pour but la mise en évidence des structures métallographiques obtenues après polissage sur un jeu de papier émeri de différente granulométrie par la méthode classique. Après polissage, tous les échantillons sont attaqués au nital à 4%. Ces échantillons sont utilisés pour les différentes caractérisations (métallographie optique, MEB, DRX, microdureté et dureté).

III.4. Observation microscopique

L'étude métallographique est réalisée avant et après traitement thermique pour chaque échantillon sur un microscope optique équipé d'une camera de type "LEICA" relié à un microordinateur (figure 68) et sur un microscope électronique à balayage de type "JEOL.JSM.6390LV" équipé d'un dispositif EDS (figure 69). Ce dernier essai est réalisé au niveau de l'université de Biskra.



Figure 68. Microscope utilisé pour l'étude métallographique



Figure 69. MEB utilisé pour les essais

III.5. Microanalyse X par EDS

La microanalyse X permet une analyse élémentaire par détection des raies caractéristiques X des éléments en présence. Elle permet des analyses ponctuelles avec une résolution spatiale de l'ordre de 1 mm^3 . Elle est qualitative et quantitative.

Son principe est lorsqu'un faisceau d'électrons interagit avec l'échantillon à analyser, des électrons des niveaux de cœur sont éjectés. La désexcitation de l'atome ainsi ionisé se fait par une transition d'un électron d'un niveau externe vers la lacune. L'énergie disponible est libérée par l'émission soit d'un photon X, soit d'un électron Auger. Les photons X sont caractéristiques de la transition et donc de l'élément concerné. L'indexation des raies se fait soit en énergie (eV) soit en longueur d'onde associée (\AA ou nm), selon la relation :

$$\lambda = hc/E \quad (10)$$

(λ longueur d'onde, h constante de Planck, c vitesse de la lumière et E énergie cinétique)

Le spectromètre à sélection d'énergie (EDS) utilisé est illustré par la figure 70. Cet essai est caractérisé par sa souplesse d'utilisation et sa rapidité de mise en œuvre.

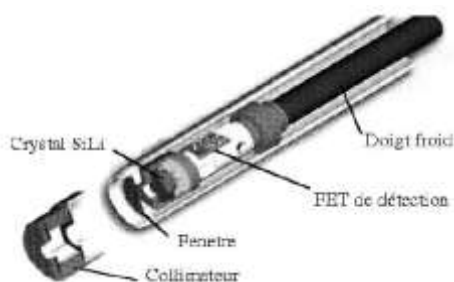


Figure 70. Spectromètre à sélection d'énergie (EDS) [45]

III.6. Diffraction de rayons X

La diffractométrie de rayons X (DRX) est une technique d'analyse fondée sur la diffraction des rayons X sur la matière. La diffraction n'ayant lieu que sur la matière cristalline.

Le principe consiste à mesurer le plus souvent la diffraction du rayonnement électromagnétique des rayons X dont les longueurs d'onde comprises entre (10 nm et 0,01 nm) sont de l'ordre des distances qui séparent les plans atomiques des réseaux cristallins.

La figure 71 montre le principe de diffraction de rayons X. L'échantillon est sous forme d'une plaquette solide plate. On envoie des rayons X sur cet échantillon et un détecteur fait le tour de l'échantillon pour mesurer l'intensité des rayons X selon la direction.

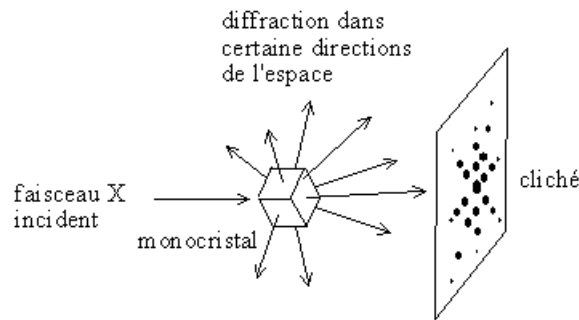


Figure 71. Principe Diffraction de rayons X

Pour notre étude, un diffractomètre de type "BRUKER D8 ADVANCE" est utilisé au niveau de l'université de Biskra (figure 72).



Figure 72. Diffractomètre utilisé pour les essais

III.7. Essais mécaniques

Les essais mécaniques sont des procédés dont le but est de caractériser les lois de comportements des matériaux. La loi de comportement établit une relation entre les contraintes (pression = force / surface), et les déformations (allongement). Cependant, la déformation d'une pièce dépend de la forme de la pièce et de la manière dont sont exercés les efforts extérieurs sur cette pièce.

La microdureté est destinée à définir les propriétés à l'intérieur des grains soit de la matrice, soit de ses divers constituants structuraux de la fonte en étude.

Pour déterminer la microdureté, un microduromètre de type Vickers "ZWICK/ROELL ZHV10" est utilisé avec une charge de 100 kg (figure 73).



Figure 73. Microduremètre utilisé pour les essais

La dureté est un paramètre permettant de caractériser les matériaux. La dureté d'un métal est sa capacité à résister de manière élastique à une contrainte. On la détermine au moyen d'essais normalisés (Brinell, Vickers, Rockwell) en mesurant la profondeur ou le diamètre de l'empreinte faite par un poinçon en fonction de l'essai, lorsqu'on applique une charge donnée.

Pour notre étude, nous avons utilisé deux méthodes de mesure de dureté : dureté HRB (Hardness Rockwell Bille) pour les échantillons avant traitement thermique et dureté HRC (Hardness Rockwell Cône) pour les échantillons après traitement thermique (figure 74).

Les valeurs de dureté HRB sont transférées en HRC d'après la formule suivante :

$$1 \text{ HRC} = 83 \text{ HRB} \quad [46] \quad (11)$$



Figure 74. Machine utilisée pour l'essai de dureté HRC

Le Principe de l'essai de traction (figure 75) montre que l'éprouvette est tenue en deux points (par une pince ou un crochet). L'éprouvette est alors étirée à vitesse constante. Cet essai permet de tracer une courbe dite de traction à partir de laquelle les caractéristiques suivantes peuvent être déduites :

- la déformation élastique en fonction de la force appliquée d'où on peut déduire les dimensions de l'éprouvette et le module d'Young ;
- la limite élastique souvent notée R_e , ou bien la limite d'élasticité à 0,2 % $R_{e0,2}$;
- la déformation plastique ;
- la résistance à la traction ou tension de rupture souvent notée R_m , qui est la contrainte maximale atteinte en cours d'essais.

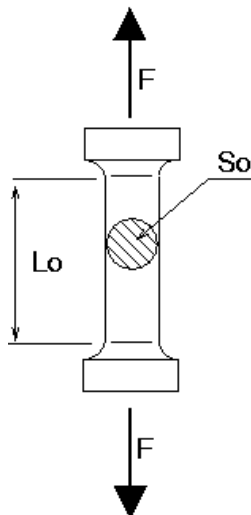


Figure 75. Principe de l'essai de traction

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, des échantillons sont coupés à partir des barreaux coulés et les éprouvettes sont confectionnées au niveau du complexe de fonderie de Berouaguia (figures 76 et 77).

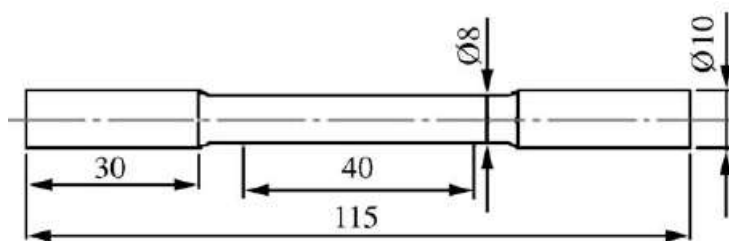


Figure 76. Forme et dimension de l'éprouvette de traction [33]



Figure 77. Eprouvette de traction utilisé

La machine utilisée pour les essais de traction est de type "ZWICK/ROELL Z100" (figure 78).



Figure 78. Machine utilisée pour les essais de traction

L'essai de résistance au choc (résilience) a pour objet de déterminer la résistance des matériaux à la rupture sous l'effet d'un choc par l'intermédiaire de l'énergie de rupture, à l'aide d'un mouton de Charpy où un marteau de masse m est fixé à l'extrémité d'un pendule (figure 79).

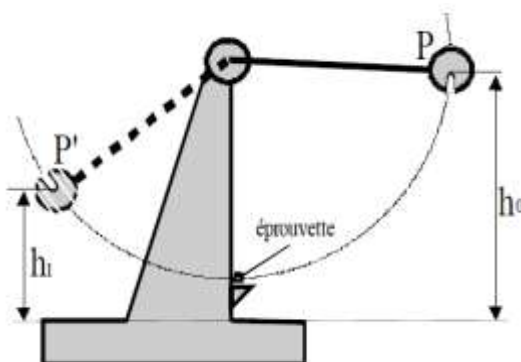


Figure 79. Principe de l'essai de résilience

La résilience est définie comme l'énergie de rupture sous choc (W) ramenée à la section (S) de l'éprouvette à l'endroit de la fissure et calculée d'après la relation suivante :

$$K = W / S \quad (12)$$

Les éprouvettes normalisées destinées à la résilience sont obtenues après des opérations de tournage et fraisage des éprouvettes coupées à partir des barreaux cylindriques au niveau du complexe de fonderie de Berouagui. Les figures 80 et 81 montrent la forme et les dimensions de l'éprouvette utilisée.

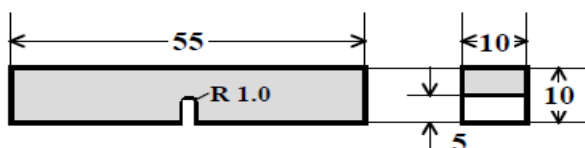


Figure 80. Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience



Figure 81. Eprouvette de résilience utilisée

La machine utilisée pour l'essai de résilience est de type "SINTCO" (figure 82). Ces essais sont réalisés au niveau de l'Unité de Recherche Appliquée à Sidérurgie et Métallurgie (URASM / CSC Annaba).



Figure 82. Machine utilisée pour les essais de résilience

III.8. Usure

L'usure est la perte de matériaux sur la surface de contact entre deux solides en mouvement. Elle est généralement dommageable mais peut être aussi bénéfique, par exemple lors du rodage ou la finition d'une surface par rectification.

L'usure par frottement est définie comme étant l'usure par déplacement de matière produite par des particules dures ou des protubérances dures. Donc l'usure par frottement est le résultat du frottement par glissement ou par déformation plastique. L'usure peut se faire à deux corps, directement à partir des solides en contact ou bien à trois corps comme l'indique la figure 83.

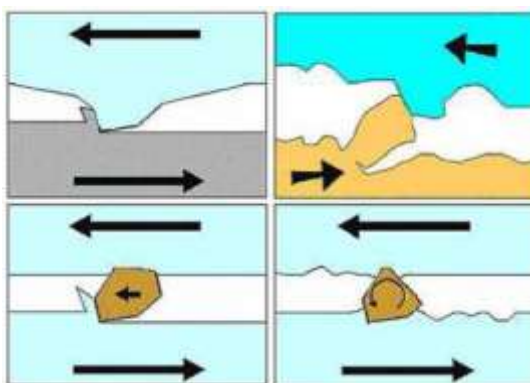


Figure 83. Schéma expliquant les phénomènes d'usure [47]

Le principe de l'essai (figure 84) consiste à frotter la surface de l'échantillon de poids initial (P_0) contre un papier émeri, fixé sur un disque métallique tournant à une vitesse constante pendant un temps fixe. L'échantillon est pesé après chaque fin de cycle pour déterminer le poids instantané P_i . Ensuite, la perte de poids (Δm) est calculée d'après la relation (13) :

$$\Delta m = P_0 - P_i \quad (13)$$

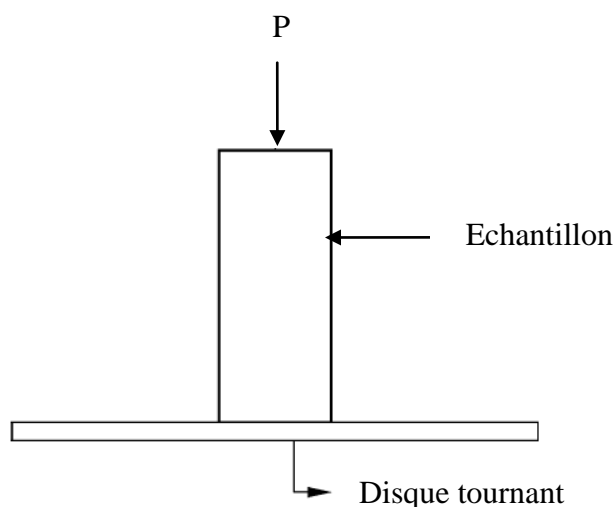


Figure 84. Schéma de principe de l'essai d'usure par frottement [48]

Dans notre étude, la quantité de matière perdue est déterminée après un passage de 420 m de l'échantillon sur un disque sur lequel est fixé un papier abrasif de granulométrie 800 mm avec une vitesse de rotation de 80 tours / minute (0.85 m/s) et une charge P de 1.24 Kg (12.4 N). L'essai normalisé est effectué sur un appareil utilisé au niveau du laboratoire du département (figure 85).



Figure 85. Dispositif utilisé pour l'usure

IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS

De nombreuses applications de la fonte ductile bainitique (ADI) ont été apportées, car elle offre une combinaison de haute résistance, dureté et résistance à l'usure avec un faible coût. En outre, la fonte ADI a reçu beaucoup d'attention dans la littérature de recherche. Ces dernières années, il y'a eu un intérêt important sur les fontes bainitique dans l'ingénierie des matériaux. Lorsque la fonte GS est bainitique, il se produit une microstructure ausferritique mixte de ferrite et d'austénite.

Les propriétés mécaniques de la fonte ADI dépendent de la microstructure bainitique qui est à son tour en fonction du temps de maintien et de la température de trempe bainitique. La plupart des récentes recherches [41, 42, 44,48 etc.] sur cette fonte ont été porté sur l'effet des éléments d'alliage sur sa microstructure et ses propriétés.

La fonte ADI a de nombreuses propriétés mécaniques souhaitables, comme une bonne ductilité, une bonne résistance au choc et une bonne résistance à l'usure. Ces propriétés ont fait de la fonte ADI un bon matériau dans plusieurs applications car elle est largement utilisée en substitution des aciers faiblement alliés.

Les renseignements tirés des travaux présentés dans l'étude bibliographique ont permis d'envisager une voie d'optimisation de la microstructure des échantillons en fontes ADI en étude vis-à-vis des propriétés mécaniques et de résistance à l'usure. Elles consistent à obtenir une matrice composée de zones ferritique possédant une ductilité et une ténacité élevées ainsi que des zones ausferritique plus résistantes qui pourront avoir un effet bénéfique sur le comportement de ces fontes.

Dans cette partie, sont présentés les différentes caractérisations et leur discussion. La caractérisation des propriétés mécaniques des échantillons en fontes ADI obtenus permet de juger la validité des effets de ces éléments d'alliage et du traitement thermique appliqué. Le but est de transformer l'austénite selon la microstructure finale désirée.

IV.1 Métallographie

Les examens micrographiques ont pour but principal de mettre en évidence la structure des échantillons en fonte lors de l'observation au microscope optique et au MEB.

Dans la partie recherche bibliographique, nous avons montré qu'il est possible de réaliser une caractérisation de fontes GS présentant des microstructures types et en particulier des fontes ADI inférieures et supérieures. Afin de pouvoir caractériser plus finement l'état microstructural de ces fontes ADI, des échantillons ont été coulés et traités thermiquement.

Comme il était mentionné dans la partie méthodes expérimentales, le métal de base utilisé

est une fonte GS qui a subi un traitement thermique de type bainitique, après addition des éléments d'alliage afin d'obtenir des fontes ADI avec des propriétés optimales.

Dans cette partie, les évolutions microstructurales qui en résultent par diverses techniques d'observation et analyse microstructurale sont réalisées.

La distinction entre fonte ADI supérieure et inférieure repose essentiellement sur la morphologie de la ferrite et de l'austénite. Afin de mettre en évidence ces variations, des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB) ont été réalisées.

IV.1.1. Observations au microscope optique

L'observation au microscope optique a permis d'examiner la sphéroïdisation du graphite et les effets du traitement thermique appliqué. L'observation ne montre pas de décarburation de surface conduisant à la formation de ferrite équiaxe en périphérie des échantillons. Pour l'ensemble des échantillons austénitisés à 830°C, l'examen au microscope optique ne montre pas l'existence de plages de ferrite équiaxe autour des nodules de graphite ou dans la matrice (figures 87, 89, 91, 93 et 95).

Les échantillons traités présentent tous des structures de ferrite bainitique et ausferritique indiquant que la trempe étagée a été correctement réalisée. A partir des observations réalisées au microscope optique, la fraction de l'ausferrite composant la matrice est plus petite par rapport à la ferrite bainitique. Cette fraction varie d'un échantillon à un autre. Les plages d'ausferrite sont essentiellement regroupées dans les zones de fin de solidification. Les sphéroïdes de graphite sont généralement entourés d'une large couronne de ferrite bainitique.

L'observation au microscope optique a permis de révéler les ausferrites supérieures des ausferrites inférieures. Tous les échantillons sont traités à une température élevée (580°C). A cette température les ausferrites supérieures peuvent être formées.

L'étude métallographique montre que la structure de la fonte de base avant traitement thermique bainitique (figure 86) est ferrito-perlitique, où la ferrite entoure les nodules de graphite structure appelée "structure œil de bœuf". Cette structure présente un taux de ferrite plus important que celui de perlite. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte est entièrement sphérique.

Après traitement thermique bainitique de la fonte de base dont la structure, présentée par la figure 87, est formée de la ferrite bainitique et d'ausferrite supérieur sous forme de plumes condensées dite feather ausferrite 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 au graphite, la morphologie des nodules dans la microstructure de la fonte reste inchangée et entièrement sphérique.

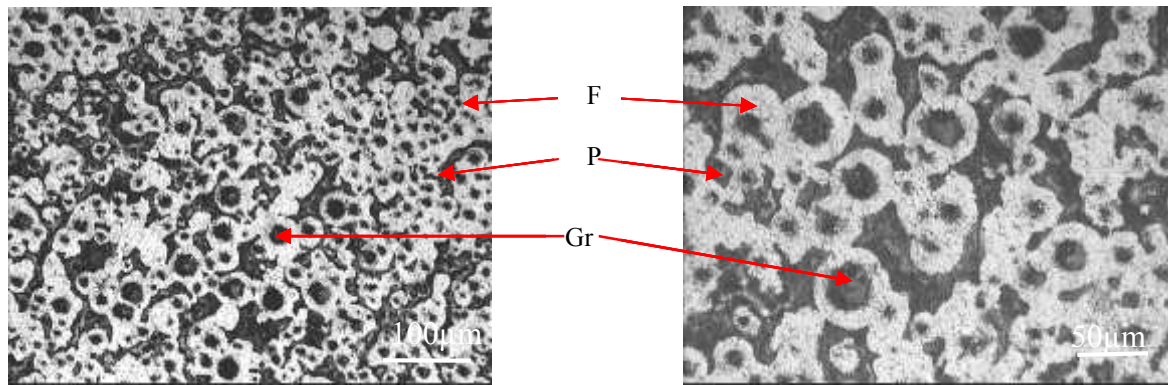


Figure 86. Microstructures de la fonte de base avant traitement de trempe bainitique

F : ferrite, P : perlite, Gr : graphite

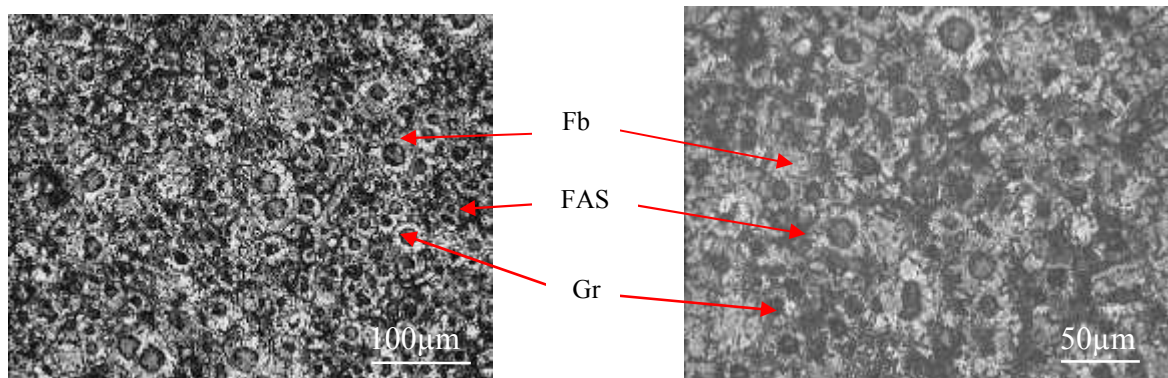


Figure 87. Microstructures de la fonte de base après traitement de trempe bainitique

Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite

La structure de la fonte A avant traitement bainitique (figure 88) est formée de ferrite et perlite "structure œil de bœuf" où la quantité de perlite est plus grande que celle de ferrite. Ceci est dû à l'action des éléments ajoutés sur la formation de la structure où le Mn (0.5%) et le Ni (0.25%), éléments fortement gammagènes ont agi d'une manière plus forte sur la transformation de l'austénite que les éléments alphas, Mo (0.2%) et V (0.1 %). L'introduction de ces éléments a permis à l'affinage de la structure de la fonte. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste toujours sphérique.

Après le traitement bainitique, la structure de cette fonte (figure 89) est formée de ferrite bainitique en grande quantité avec la présence de feather ausferrite supérieure sous forme de petites plages prolongées et dispersées dans la ferrite bainitique. Ces deux constituants structuraux deviennent plus fins grâce à l'action affinante des éléments introduits. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de fonte reste toujours sphérique.

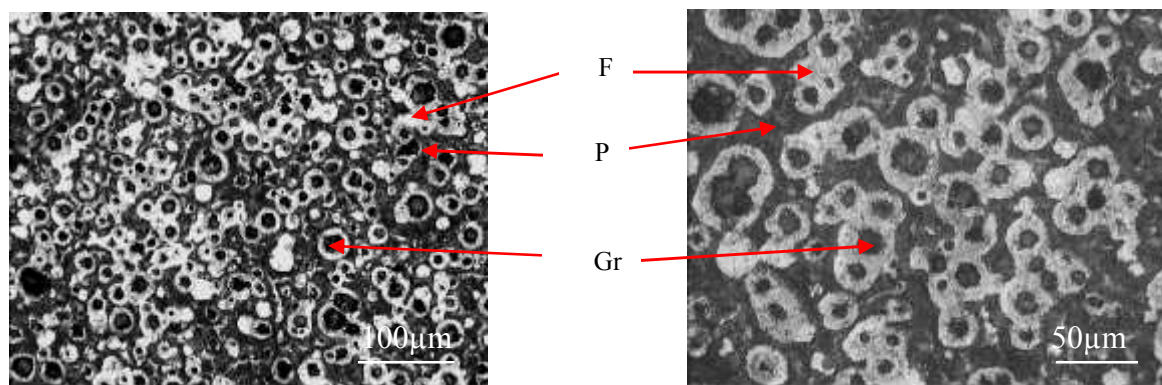


Figure 88. Microstructures de la fonte A avant traitement de trempe bainitique

F : ferrite, P : perlite, Gr : graphite

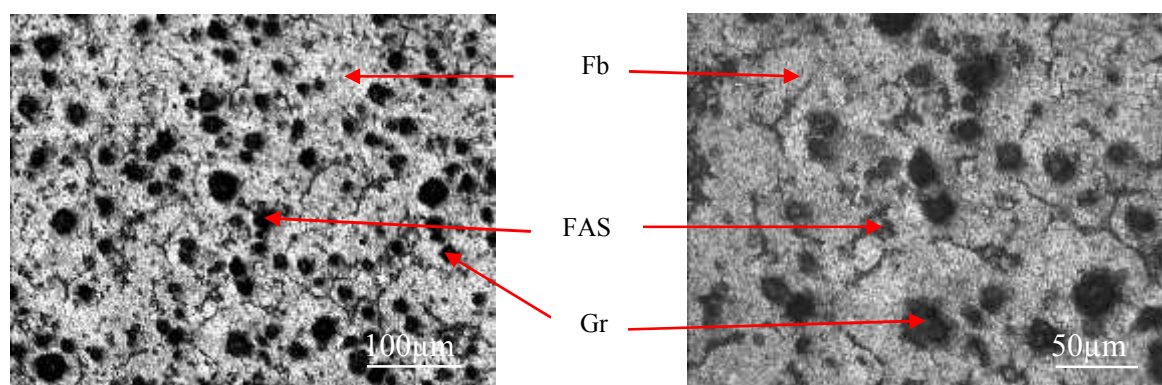


Figure 89. Microstructures de la fonte A après traitement de trempe bainitique

Fb : Ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite

La structure de la fonte B avant traitement bainitique (figure 90) est une structure ferrito-perlitique "structure œil de bœuf". Par rapport à la fonte de base, la structure de la fonte B présente une augmentation de la quantité de perlite. Cela est dû aux taux élevés en Ni (0.75%) et Mn (1%). L'effet affinant du nickel et du manganèse sur la microstructure est aussi observé par rapport la fonte de base et à la fonte A. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte est entièrement toujours sphérique.

A l'état traité la microstructure de cette fonte (figure 91) est formée de ferrite bainitique et de feather ausferrite supérieure en quantité plus élevée. L'ausferrite présente sous forme d'aiguilles très fines et dispersées est réparti dans la ferrite bainitique ainsi d'ausferrite grossière sous forme de plage. L'effet affinant des éléments d'addition (Ni et Mn) est aussi observé comme à l'état brut de coulée par rapport à la fonte de base et à la fonte A. L'élévation de la teneur du Ni retarde le

grossissement des grains austénitiques et affine ainsi la microstructure. Concernant le graphite, la morphologie des nodules dans la microstructure de la fonte reste entièrement toujours sphérique.

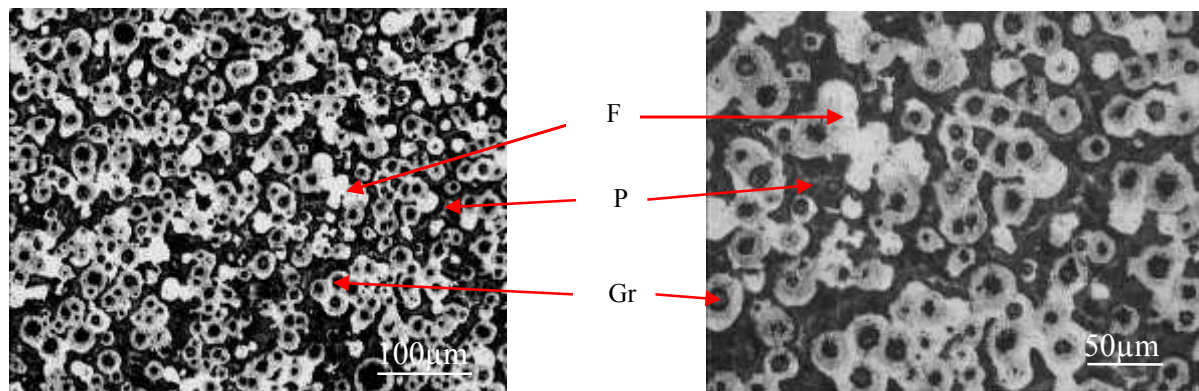


Figure 90. Microstructures de la fonte B avant traitement de trempe bainitique

F : ferrite, P : perlite, Gr : graphite

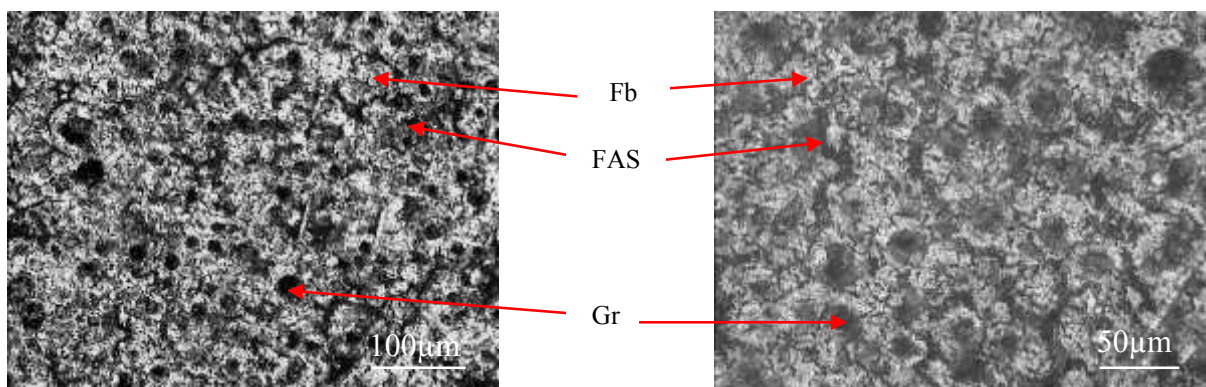


Figure 91. Microstructures de la fonte B après traitement de trempe bainitique

Fb : Ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite

La fonte C est différente des autres fontes expérimentées par une addition de Cr (0.2%) et une légère augmentation du titre de molybdène. La structure de cette dernière à l'état brut de coulée (figure 92), montre une structure ferrito-perlitique plus fine que celles considérées. Cet effet est dû à l'action du molybdène et du chrome, éléments, améliorant la trempabilité des fontes. Une augmentation remarquable du taux de ferrite est observée grâce l'action alphasène des deux éléments suscités (Mo et Cr). La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte est toujours sphérique.

Après traitement thermique, la microstructure de cette fonte (figure 93) est formée de ferrite bainitique et de feather ausferrite. Par rapport aux autres fontes (la fonte de base, la fonte A et la

fonte B), la structure de la fonte C n'est pas homogène car des zones séparées de ferrite bainitique et d'autres zones d'ausferrite sont remarquées. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de fonte reste toujours sphérique.

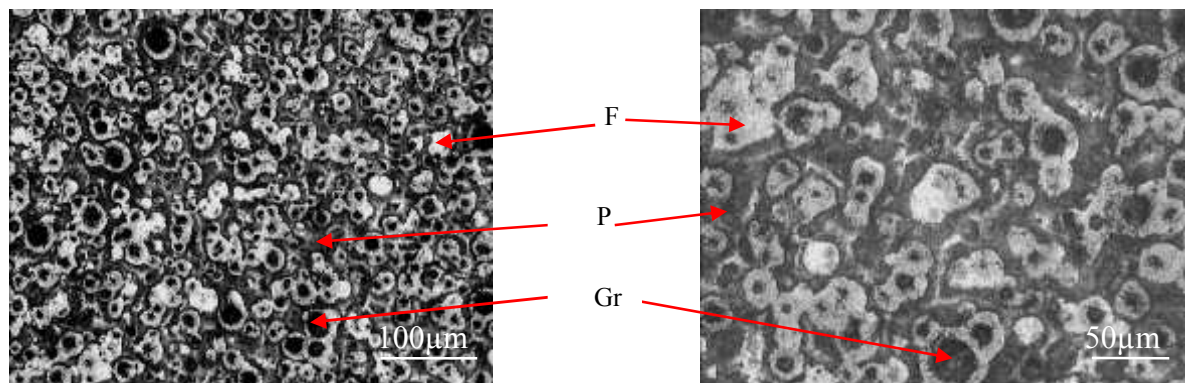


Figure 92. Microstructures de la fonte C avant traitement de trempe bainitique

F : ferrite, P : perlite, Gr : graphite

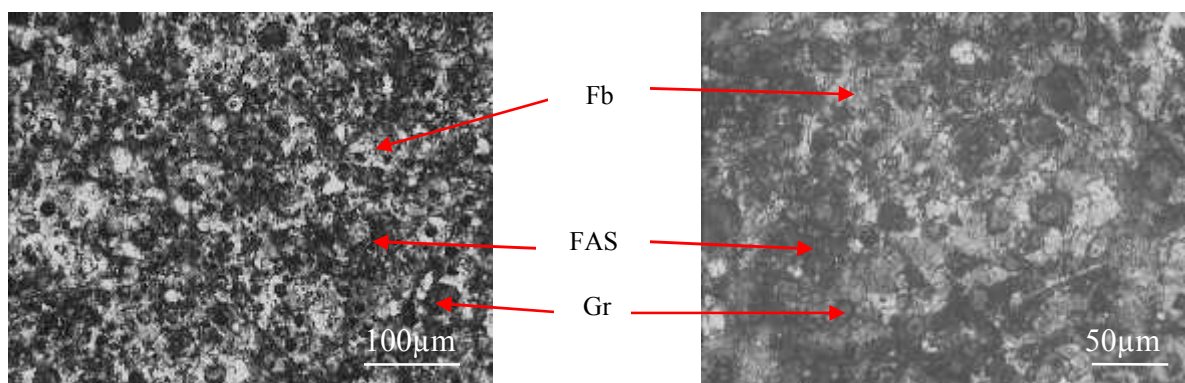


Figure 93. Microstructures de la fonte C après traitement de trempe bainitique

Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite

Dans la fonte D, à l'état brut de coulée (figure 94) la microstructure est ferrito-perlitique comme pour toutes les fontes étudiées. Mais, l'élévation de la teneur de nickel à 1,5% a permis d'accroître la quantité de perlite et d'affiner d'avantage la microstructure comparativement aux fontes de base, A, B et C. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure est entièrement toujours sphérique.

Après traitement thermique, la structure (figure 95) est formée de ferrite bainitique et feather ausferrite avec une grande quantité de ferrite bainitique et sa structure est encore plus fine que les

autres fontes pour les mêmes raisons citées plus haut. Quant au graphite, la morphologie des nodules dans la microstructure reste entièrement toujours sphérique.

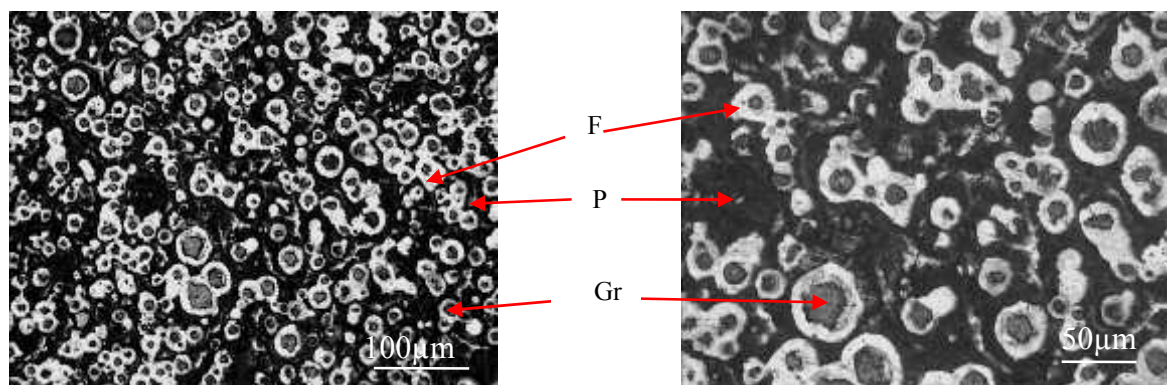


Figure 94. Microstructures de la fonte D avant traitement de trempe bainitique

F : ferrite, P : perlite, Gr : graphite

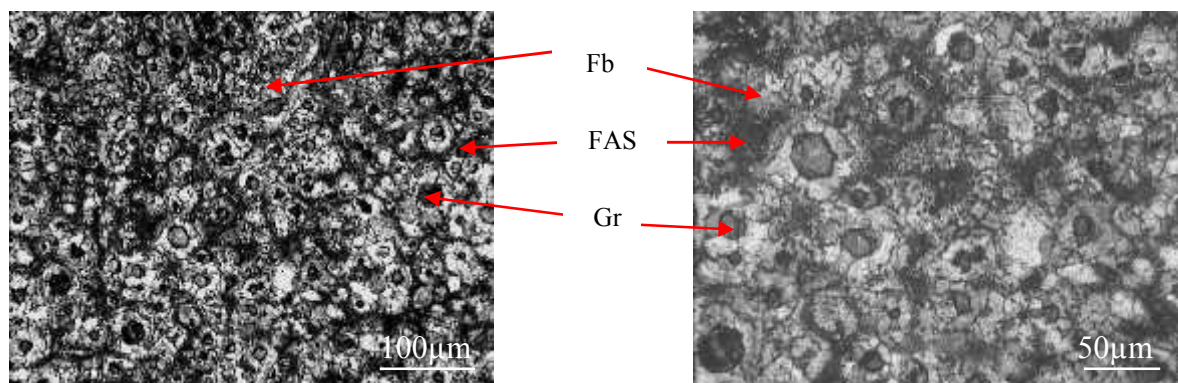


Figure 95. Microstructures de la fonte D après traitement de trempe bainitique

Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite

IV.1.2. Observations au MEB

La microscopie électronique à balayage a permis de préciser certains aspects non perceptibles par le microscope optique. La présence de proportions d'austénite résiduelle dans ces fontes a été observée.

L'observation montre que la morphologie assez grossière de la ferrite bainitique et de l'austénite indiquent que l'austénite obtenue est supérieure. Ce qui confirme l'observation de cette austénite pendant l'examen au microscope optique. Selon les zones observées, il est remarqué que les plages de l'austénite résiduelle et de la ferrite bainitique peuvent être plus ou moins grossières.

La microscopie électronique à balayage a permis de révéler des plages de ferrite équiaxe autour des nodules de graphite ou dans la matrice pour certain échantillons.

Comme à la microscopie optique, les plages de ferrite bainitique apparaissent avec une certaine irrégularité de leurs contours.

L'ausferrite supérieure se présentant sous forme de plages résulte de l'austénite formée à l'état brut de coulée lors de la réaction bainitique.

Toutes les microstructures des fontes en études sont examinées au MEB à l'état traité.

L'observation au microscope électronique à balayage de la fonte de base (FB) montre que sa structure (figure 96) se forme d'une matrice de ferrite bainitique et de feather ausferrite supérieur. Cette observation montre d'une manière remarquable la présence de l'austénite résiduelle et l'appariation de la ferrite équiaxe entourant les nodules de graphite.

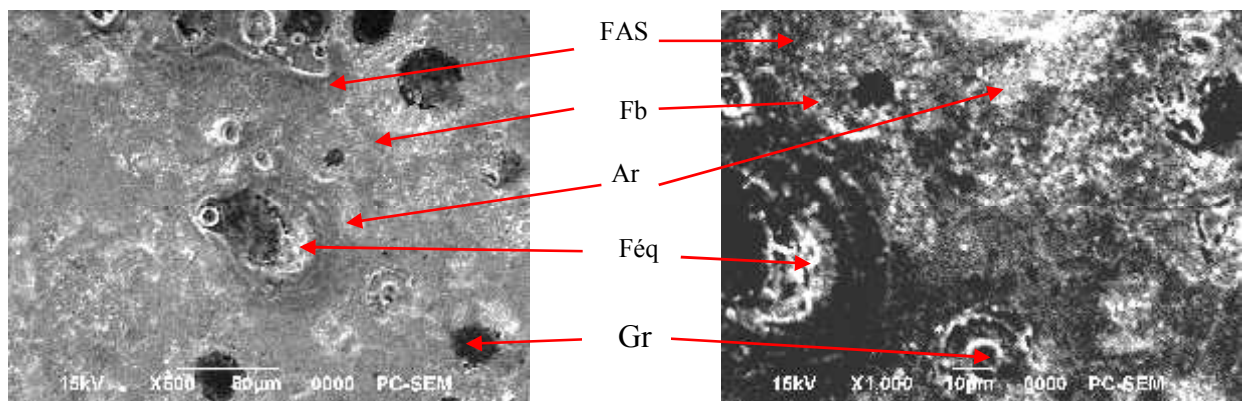


Figure 96. Microstructures de la fonte de base après traitement de trempe bainitique

Fb : ferrite bainitique, FAS: feather ausferrite supérieur, Gr : graphite, Féq : ferrite équiaxe,
Ar : austénite résiduelle

L'observation de la structure de la fonte A (figure 97) montre une matrice constituée de ferrite bainitique, de feather ausferrite et de faible quantité de ferrite équiaxe qui entoure les nodules de graphite. Par rapport à la fonte de base, la structure de la fonte A montre une quantité d'austénite résiduelle plus faible.

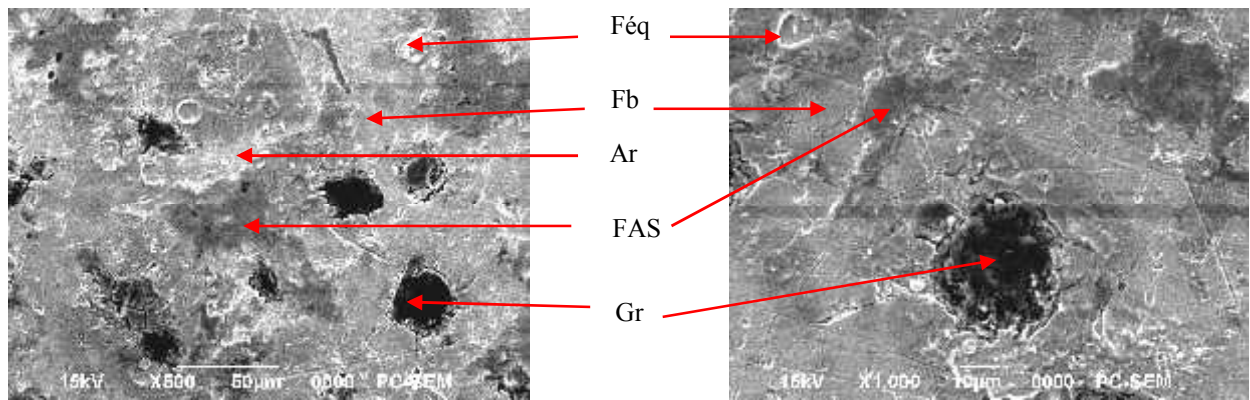


Figure 97. Microstructures de la fonte A après traitement de trempe bainitique
 Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite, Féq : ferrite équiaxe,
 Ar : austénite résiduelle

Quant à la structure de la fonte B (figure 98), l'observation 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 sous forme de plages dispersées dans la matrice.

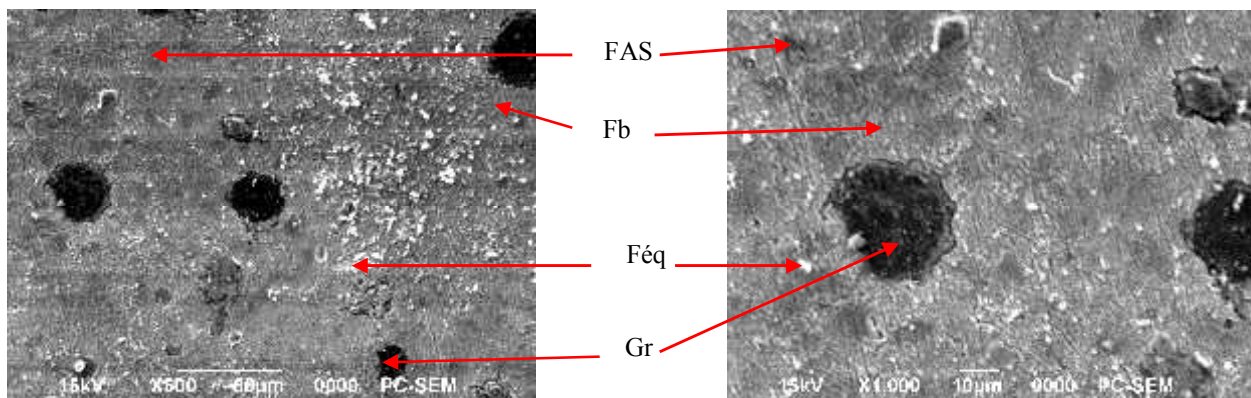


Figure 98. Microstructures de la fonte B après traitement de trempe bainitique
 Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite, Féq : ferrite équiaxe,
 Ar : austénite résiduelle

L'observation de la structure de la fonte C (figure 99) montre une matrice composée de ferrite bainitique en grande quantité, de faible quantité de feather ausferrite supérieur, de l'austénite résiduelle et l'appariation d'auréoles de ferrite équiaxe entourant les nodules de graphite.

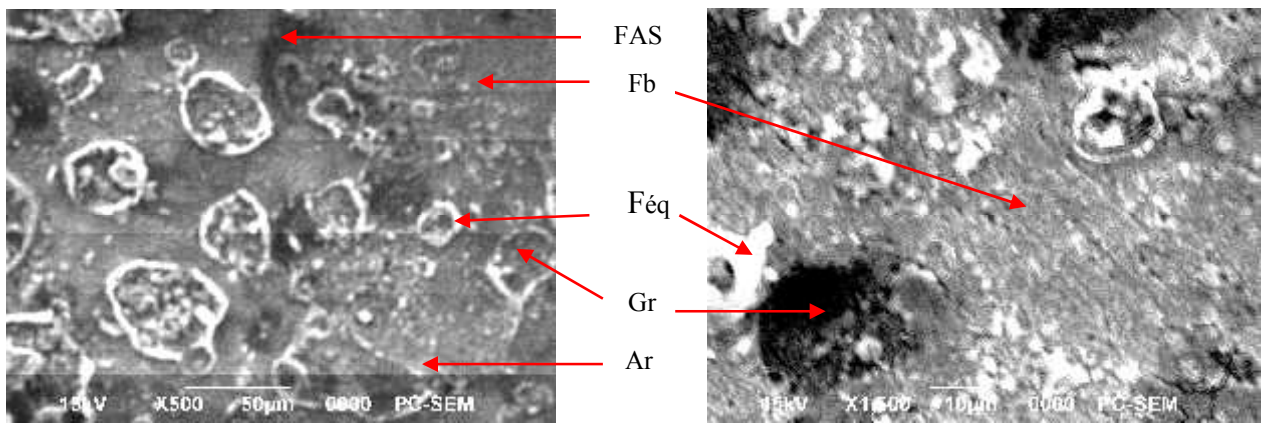


Figure 99. Microstructures de la fonte C après traitement de trempe bainitique
 Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite, Féq : ferrite équiaxe,
 Ar : austénite résiduelle

L'observation de la structure de la fonte D (figure 100) montre une matrice composée de ferrite bainitique et de feather ausferrite avec la présence de ferrite équiaxe dispersée dans toute la matrice.

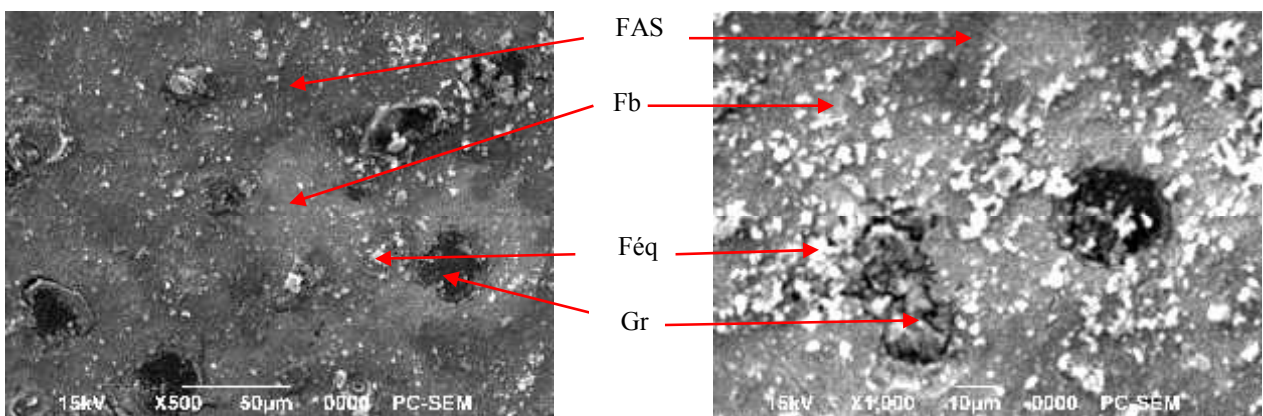


Figure 100. Microstructures de la fonte D après traitement de trempe bainitique
 Fb : ferrite bainitique, FAS : feather ausferrite supérieur, Gr : graphite, Féq : ferrite équiaxe,
 Ar : austénite résiduelle

Cette analyse morphologique par observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage a permis de contrôler l'évolution de la microstructure en fonction de la composition chimique et du traitement de trempe bainitique. Il ressort que ces deux paramètres ont influencé le caractère de cristallisation des différentes fontes expérimentées. Il faut remarquer qu'aucun carbure n'a pu être mis en évidence malgré la présence d'éléments carburigènes tel que le chrome, le molybdène, le vanadium et le manganèse. Ceci signifie que le taux de ces éléments reste insuffisant pour précipiter des carbures. Cette analyse correspond avec certaines sources

bibliographiques [15,19 et 20] sur les bainites supérieures traitées pendant la "processing window". La présence de ces carbures est une caractéristique du stade II de la transformation bainitique.

D'après l'examen métallographique au microscope optique et au MEB, il est remarqué que le cycle de traitement thermique bainitique appliqué pour toutes les fontes élaborées est de type "dual phase". Ce dernier a conduit à la formation d'une matrice composée de deux phases ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure. Il est donc nécessaire de définir la microstructure optimale par rapport aux propriétés mécaniques souhaitées. Le rôle de l'ausferrite supérieure, constituant associé à la ferrite, est de renforcer localement la matrice car il présente une résistance plus élevée que la ferrite.

IV.2. Microanalyse X par EDS sur MEB

L'objectif de cette microanalyse X par EDS sur MEB est l'identification des éléments d'alliage ajoutés dans les fontes ADI en étude.

Cette microanalyse nous a donné les résultats suivant :

D'après la figure 101 qui représente le spectre obtenu pour la fonte ADI de base non alliée, l'absence d'éléments d'alliage (Mn, Ni, Mo, Cr et V) est remarquée. Le spectre montre simplement la présence d'éléments normaux de la fonte tels que le C, Si, Mn, P, et S et la présence d'oxygène et du magnésium. Ces deux derniers éléments proviendraient de l'hérédité de la charge métallique. Sur le spectre obtenu, nous observons :

- Le fer est identifié rapidement vers une énergie de 0.7 et 6.5 keV à 96.41% ;
- le carbone est vers une énergie de 0.3 keV ;
- le silicium est vers une énergie de 1.8 keV ;
- le manganèse est vers une énergie de 0.6 keV ;
- le phosphore est vers une énergie de 1.6 keV ;
- le soufre est vers une énergie de 2.3 keV ;
- Comme il est identifié des traces de magnésium vers une énergie de 1.5 keV avec la présence de l'oxygène vers une énergie de 0.5 keV.

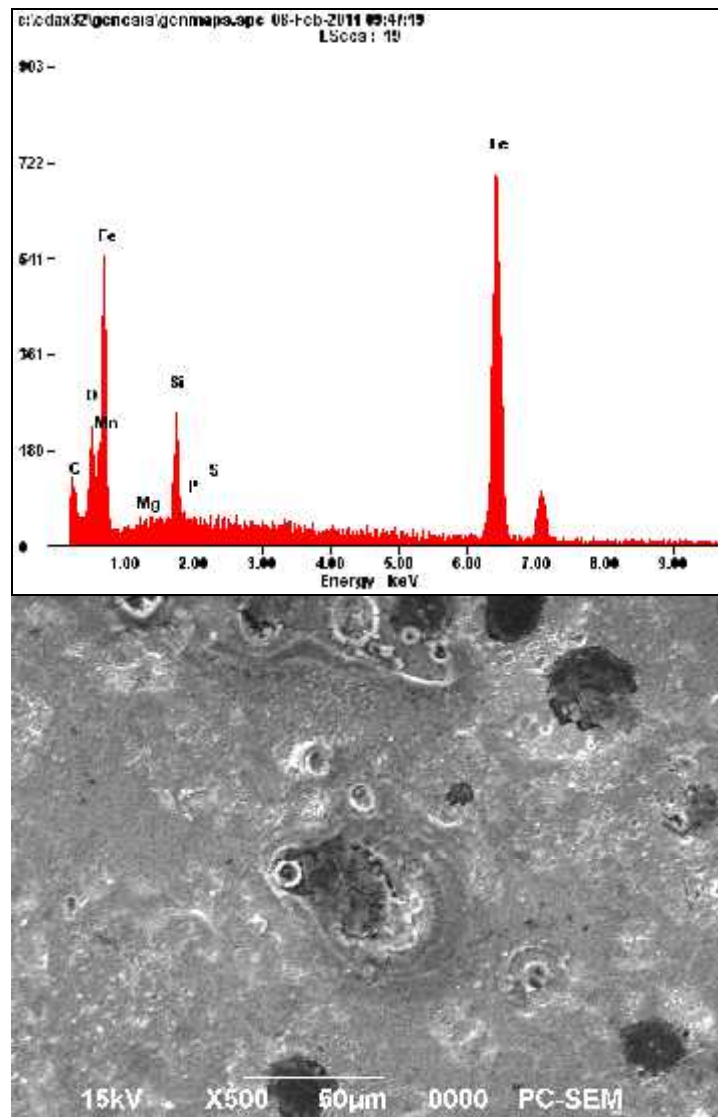


Figure 101. Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte de base (FB)

Comparativement à la fonte de base, le spectre de la fonte A (figure 102), montre, en plus des éléments normaux, la présence des éléments d'alliage ajoutés. Cela est montré par la diminution de pourcentage de fer à 95.41% toujours vers des énergies de 0.7 et 6.5 keV. Sur ce spectre sont observés :

- le Manganèse est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.6 keV ;
- le Nickel est vers une énergie de 0.6 keV ;
- le molybdène est vers une énergie de 2.4 keV ;
- le Vanadium est vers une énergie de 5 keV ;
- Dans le spectre on remarque la présence du chrome vers une énergie de 0.6 keV.

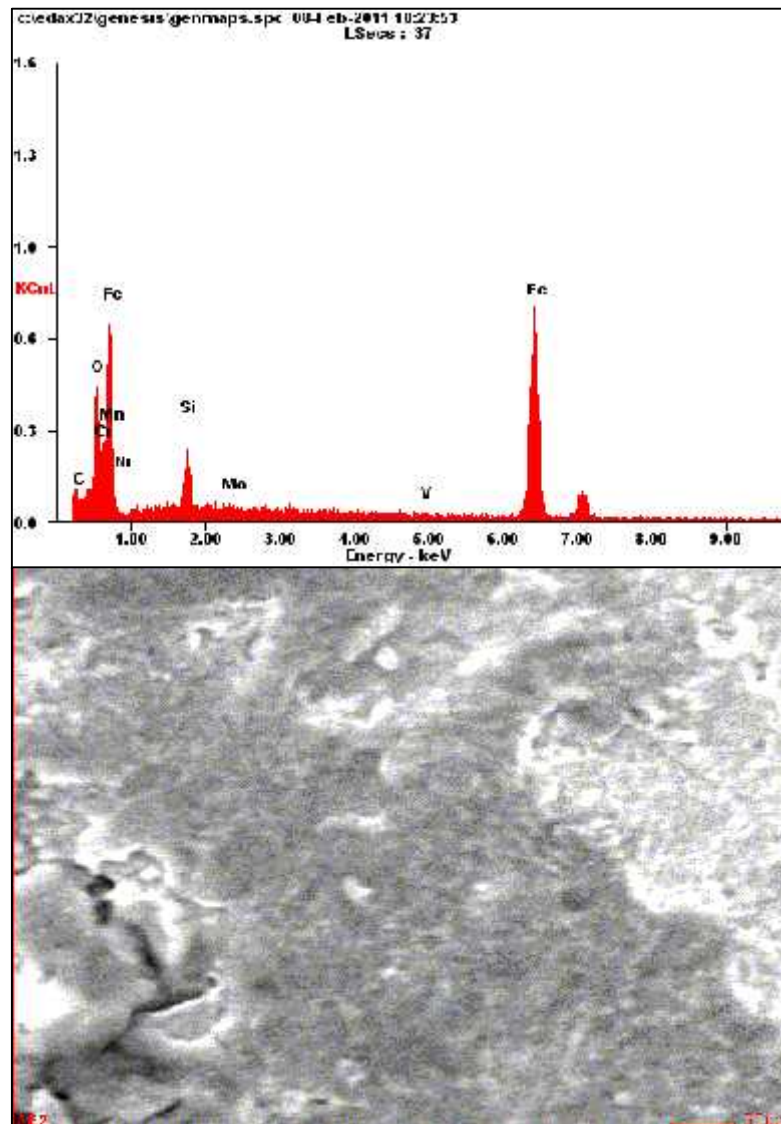


Figure 102. Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte A

Les éléments d'alliage ajoutés dans la fonte B sont identifiés par la microanalyse X présentés sur la figure 103. Sur cette figure, chaque élément est identifié par :

- Le Manganèse est identifié dans le spectre toujours vers une énergie de 0.6 keV ;
- Le Nickel est aussi vers la même énergie de 0.6 keV ;
- Le molybdène est toujours comme l'échantillon A vers une énergie de 2.4 keV ;
- Le Vanadium est identifié vers une énergie de 5 keV ;

La même remarque peut être faite pour cet échantillon quant à la présence du chrome qui est identifié vers une énergie de 5.5 keV.

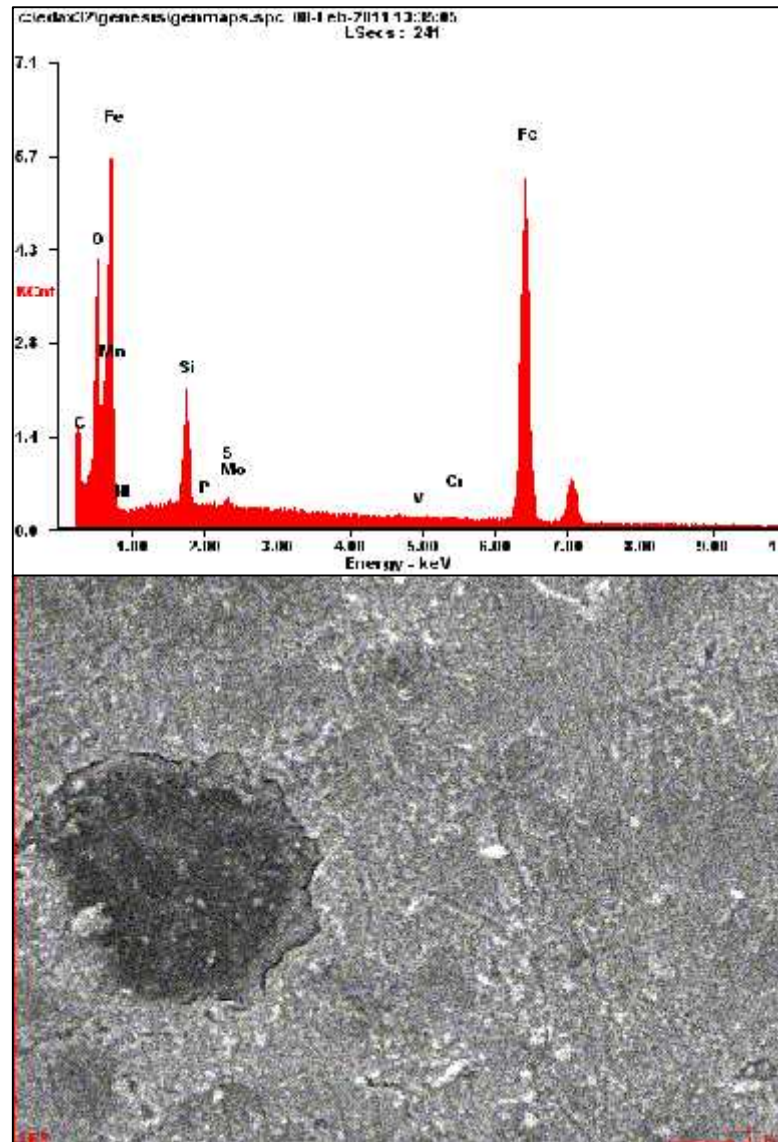


Figure.103. Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte B

D'après la figure 104, La microanalyse X de la fonte C montre sur le spectre que:

- Le manganèse est identifié dans toujours vers une énergie de 0.6 keV ;
- le nickel est vers la même énergie que les échantillons précédents de 0.6 keV ;
- Le molybdène est toujours identifié comme pour les échantillons précédent vers une énergie de 2.4 keV ;
- le vanadium est identifié vers une énergie différente à celle des autres échantillons pour cet élément, elle est de 0.5 keV ;
- Dans le spectre il est remarqué la présence du chrome vers une énergie de 0.6 keV.

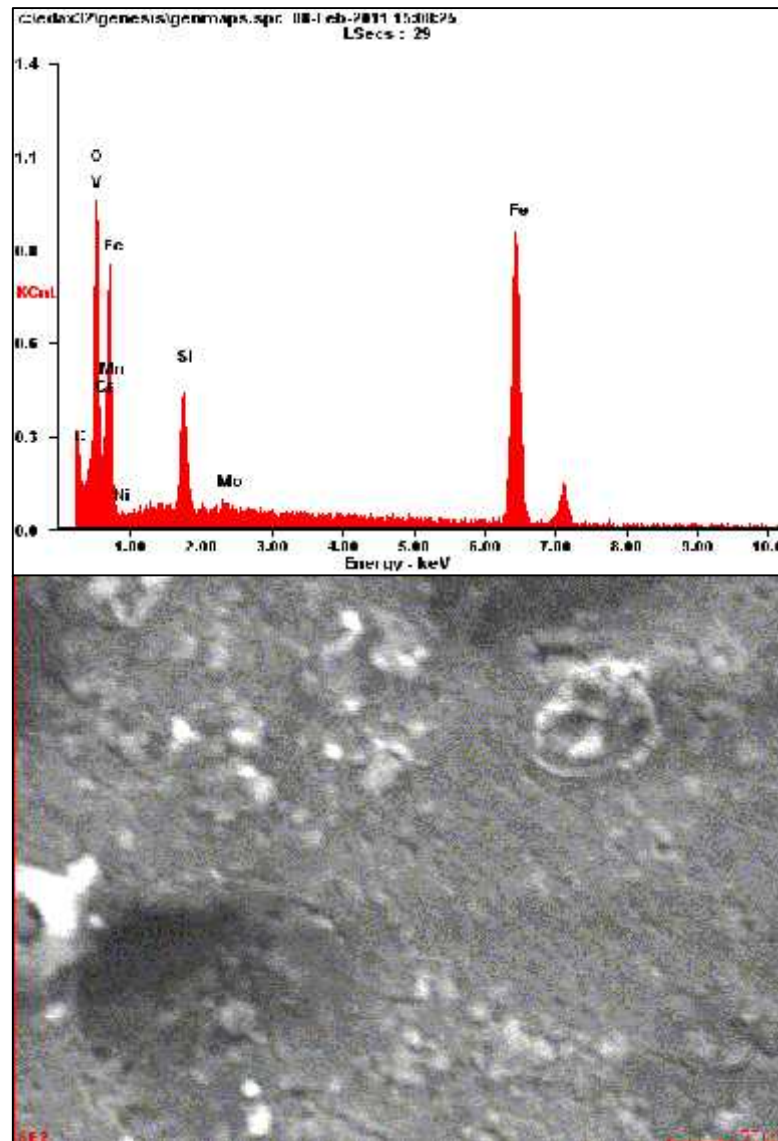


Figure 104. Résultats de microanalyse X par EDS la fonte C

Les éléments d'alliage ajoutés dans la fonte D sont identifiés d'après la figure 105 par :

- Le Manganèse vers une énergie de 0.6 keV ;
- Le nickel, vers la même énergie que le manganèse ;
- Le molybdène, toujours comme pour les autres échantillons, vers une énergie de 2.4 keV ;
- Le vanadium, vers une énergie de 5 keV.

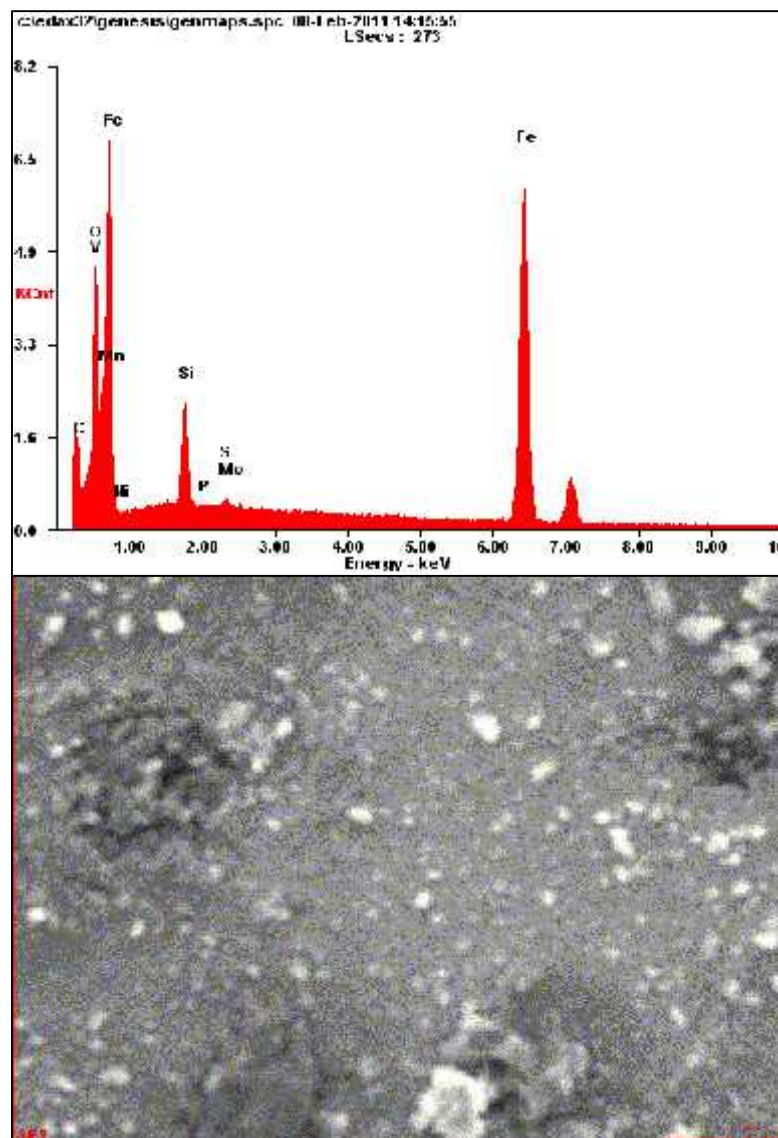


Figure 105. Résultats de microanalyse X par EDS de la fonte D

D'après cette microanalyse X par EDS de tous les échantillons des fontes ADI étudiées, une différence de valeurs de concentration est remarquée entre le balayage d'un point à un autre. Cette différence peut être expliquée par une ségrégation des éléments normaux et d'alliage dans ces échantillons appelée parfois ségrégation majeure. Cette dernière est due à l'existence d'un gradient thermique dans l'échantillon qui n'est pas le même en tous points et les zones solidifiées en dernier ont tendance à s'enrichir en éléments augmentant la ségrégation. Ceci peut être à l'origine de l'hétérogénéité structurale due à la distribution des éléments d'alliage d'une manière non homogène dans le métal au cours de son refroidissement dans le moule. Ce phénomène de ségrégation existe toujours dans les fontes à graphite sphéroïdal. Il est lié à la présence des éléments graphitisants tel que le Ni qui ségrège près des nodules de graphite et les éléments antigrafitisants tels que le Mn, Mo, Cr et V qui à leur tour ségrègent dans les zones situées entre les nodules de graphite appelées zones de fin de solidification.

IV.3. Diffraction des rayons X

L'analyse du spectre de diffraction obtenu permet d'identifier les différentes phases, en particulier dans le cas des fontes ADI, l'austénite et la ferrite. La détection de la martensite peut être aussi envisageable. La présence de martensite se traduit par un dédoublement des pics de ferrite du fait de la tétragonalité de sa maille quadratique. Cependant, ce dédoublement peut être lié à la largeur intrinsèque des pics de diffraction notamment en présence de contraintes internes.

Dans le cas des fontes étudiées traitées à 580°C, cette température est loin de celle de début de transformation de l'austénite en martensite. Ainsi, le pic de martensite ne peut pas être observé.

La fraction volumique d'austénite résiduelle des fontes ADI est très importante. Elle peut atteindre 40% pour les fontes ADI à bainites supérieures [20]. Il est remarqué dans les paragraphes précédents que son observation peut être décelée à partir d'une analyse d'image des micrographies. Elle peut être donc obtenue par l'analyse spectrale X en fonction de la température d'austénitisation.

D'après plusieurs recherches [15, 16, 20 et 37], de nombreux exemples montrent que l'utilisation de cette méthode peut être utilisée pour déterminer l'évolution de la teneur en austénite résiduelle. La connaissance du taux d'austénite permet ainsi d'estimer l'avancement de la réaction bainitique et notamment de localiser le stade II (figure 27) qui se traduit par une forte diminution de ce taux.

Il est possible aussi d'évaluer la teneur de carbone en solution des deux phases (ferritique et austénitique) car les distances inter-réticulaires varient avec la teneur en carbone. La position des pics nous renseigne donc sur la dimension moyenne de la maille de ferrite et de la maille d'austénite.

Dans cette partie, la répartition des phases dans une fonte ADI est étudiée dans le cas d'un traitement thermique de trempe isotherme. Ensuite, l'intérêt de l'étude de la structure est appuyé par l'analyse des rayons X. Les résultats obtenus ont permis d'appréhender quelle est l'effet des éléments d'alliage et du traitement thermique sur l'état de la structure dans une fonte ADI de composition chimique donnée.

Pour les analyses quantitatives des spectres de diffraction, le logiciel MAUD est utilisé. Le tableau 5 montre les résultats obtenus reproduisant le pourcentage et les paramètres des réseaux.

Tableau 5. Résultats de diffraction des rayons X

Echantillons	ferrite		graphite		
	a (Å)	%	a (Å)	c (Å)	%
FB	2.8663473	97.15125	2.46	6.70	2.484745
A	2.8655517	99.12	2.46	6.70	0.878
B	2.8664258	99.271	2.46	6.6993	2.729
C	2.8662021	98.45	2.46	6.6993	1.5445
D	2.8653202	97.31	2.46	6.70	2.67

Sur les échantillons traités thermiquement, sont effectuées des mesures quantitatives des phases en présence.

L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte de base, est donnée par la figure 106. Ce spectre représente l'intensité diffractée en fonction d'angle de diffraction 2θ .

Dans l'ensemble, est observé uniquement des pics différents de ferrite dont le pourcentage est de 97.15125 % et un paramètre de réseau "a" est de 2.8663473 Å. Une diminution du paramètre de maille de la ferrite est remarquée, sachant que le paramètre de réseau de la ferrite courante "a" est de 2.8665Å.

Quant au graphite, son pourcentage est de 2.484745% avec un paramètre de réseau "a" de 2.46 Å et "c" de 6.70 Å.

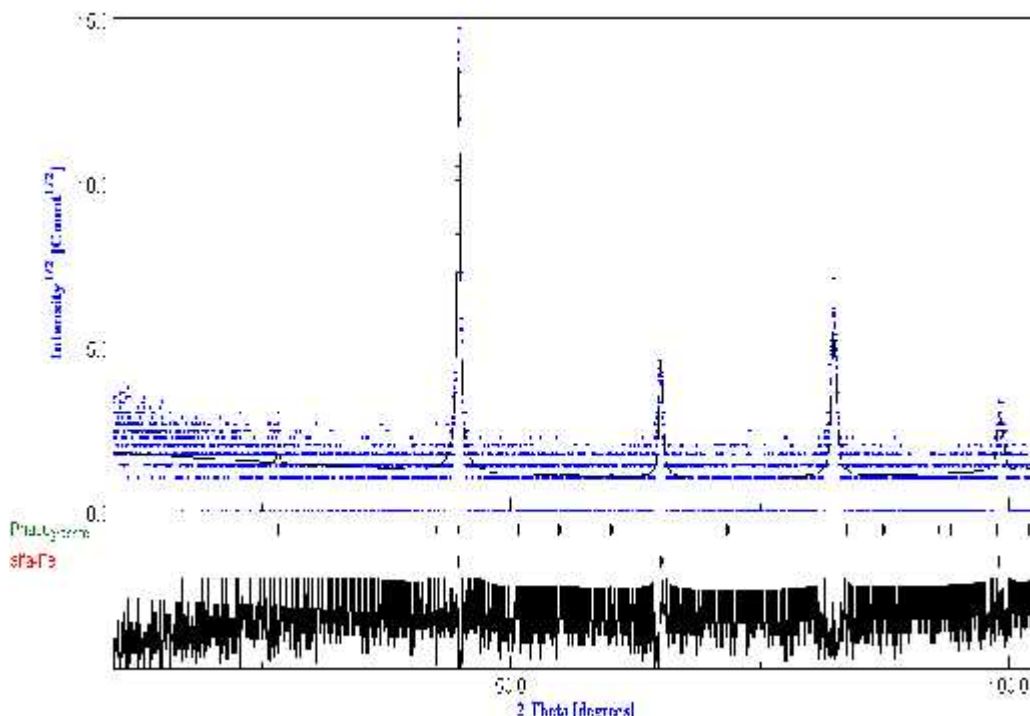


Figure 106. Spectre de diffraction des rayons X de la fonte de base FB

L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte A est donnée par la figure 107.

Dans l'ensemble, nous observons :

- De différents pics de ferrite comme pour l'échantillon FB, mais le pourcentage de ferrite est de 99.12% avec un paramètre de réseau "a" de 2.865517 Å. Une diminution du paramètre de maille de la ferrite est aussi remarquée. Par rapport à la fonte de base, une augmentation du taux de ferrite est remarquée dans cette fonte et le paramètre de maille est inférieur à celui de la fonte de base ;
- Des pics de graphite où son taux est de 0.878% avec un paramètre de réseau "a" de 2.46 Å et "c" de 6.70 Å. Par rapport à la fonte de base le taux de graphite est inférieur et par contre ses paramètres de maille restent identiques.

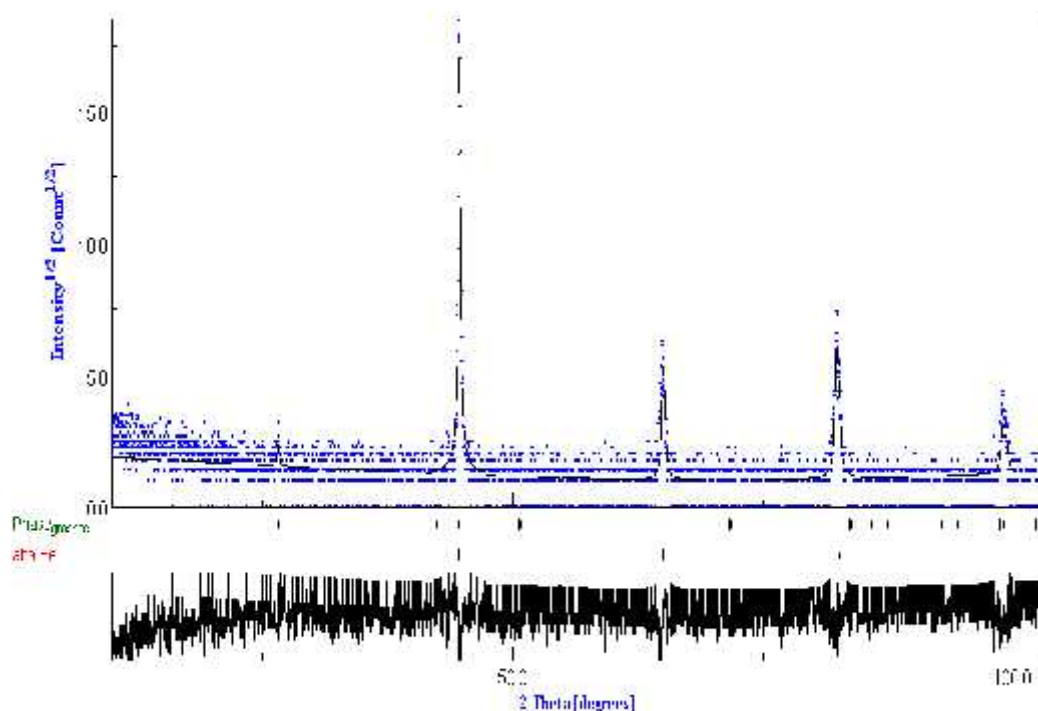


Figure 107. Spectre de diffraction des rayons X de la fonte A

L'analyse quantitative des phases de la fonte B est donnée par la figure 108. Sur cette figure, nous observons :

- Des différents pics de ferrite comme le cas de la fonte FB et la fonte A mais le taux de ferrite est de 99.271% avec un paramètre de réseau "a" est de 2.8664258 Å. Une diminution du paramètre de maille de la ferrite est observée. Comparativement à la fonte de base et la fonte A, le taux de ferrite est plus grand dans cette fonte et son paramètre de maille est supérieur à celui dans la fonte de base et la fonte A ;
- Des pics de graphite donnant un pourcentage de 2.729% avec les mêmes paramètres de réseau que la fonte de base.

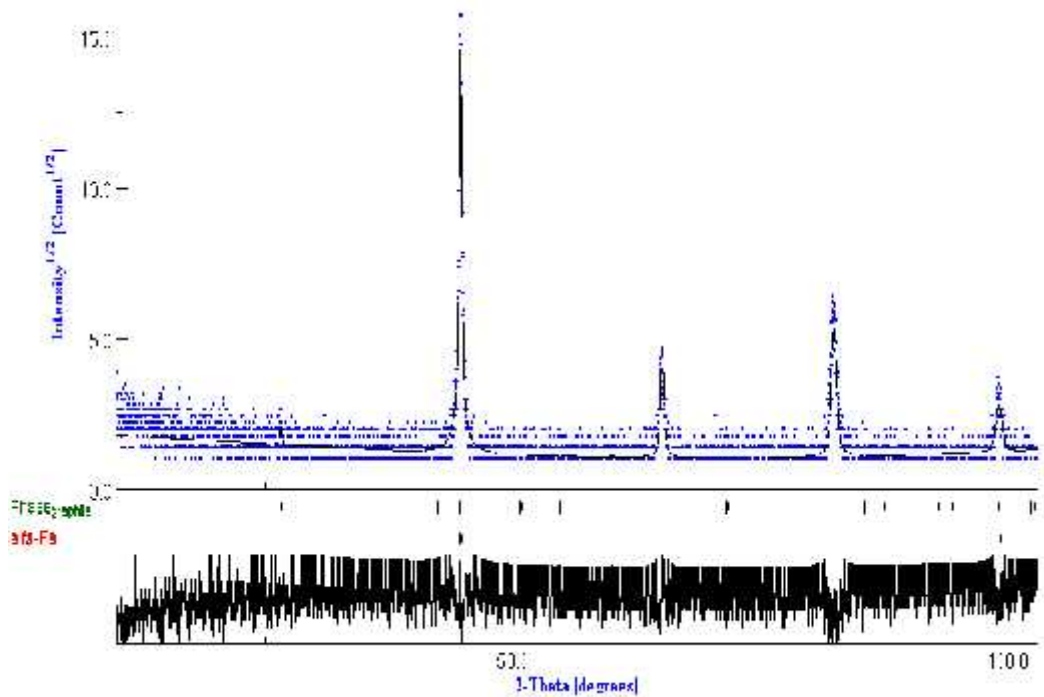


Figure 108. Spectre de diffraction des rayons X de la fonte B

L'analyse quantitative des phases de la fonte C est illustrée par la figure 109. Sur cette figure, nous observons :

- De différents pics de ferrite comme dans l'échantillon FB, mais le taux de ferrite est de 98.45% avec un paramètre de réseau "a" de 2.8662021 Å. Comme dans les autres fontes le paramètre de maille de la ferrite a baissé ;
- Quant au graphite, son taux est de 1.5445% avec les mêmes paramètres de réseau que l'échantillon de base.

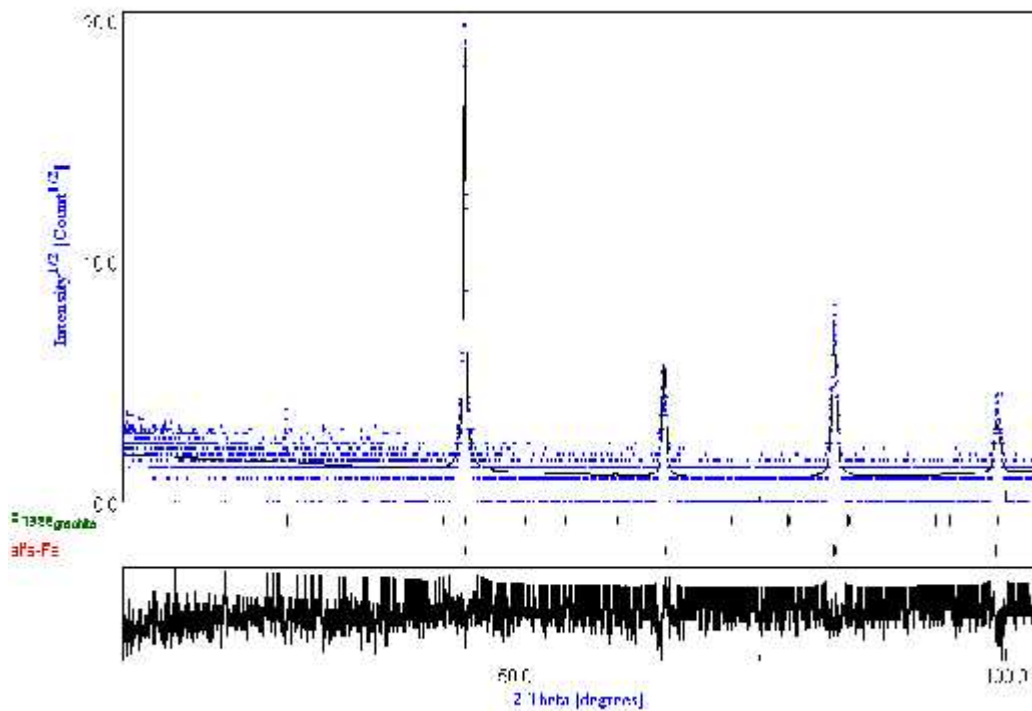


Figure 109. Spectre de diffraction des rayons X de la fonte C

L'analyse quantitative des phases de la fonte D est donnée par la figure 110. Sur cette figure, nous observons :

- Différents pics de ferrite comme pour l'échantillon FB, mais son taux est de 97.31% avec un paramètre de réseau "a" de 2.8653202 Å. Il faut noter une diminution du paramètre de maille de la ferrite, ceci peut être expliqué par une baisse de dissolution des éléments d'addition éventuellement. Comparativement aux fontes précédentes, le taux de ferrite est plus élevé que dans la fonte de base mais inférieur à celui des trois autres fontes A, B et C ;
- Quant au graphite, son pourcentage est de 2.67% avec les mêmes paramètres de réseau que la fonte de base.

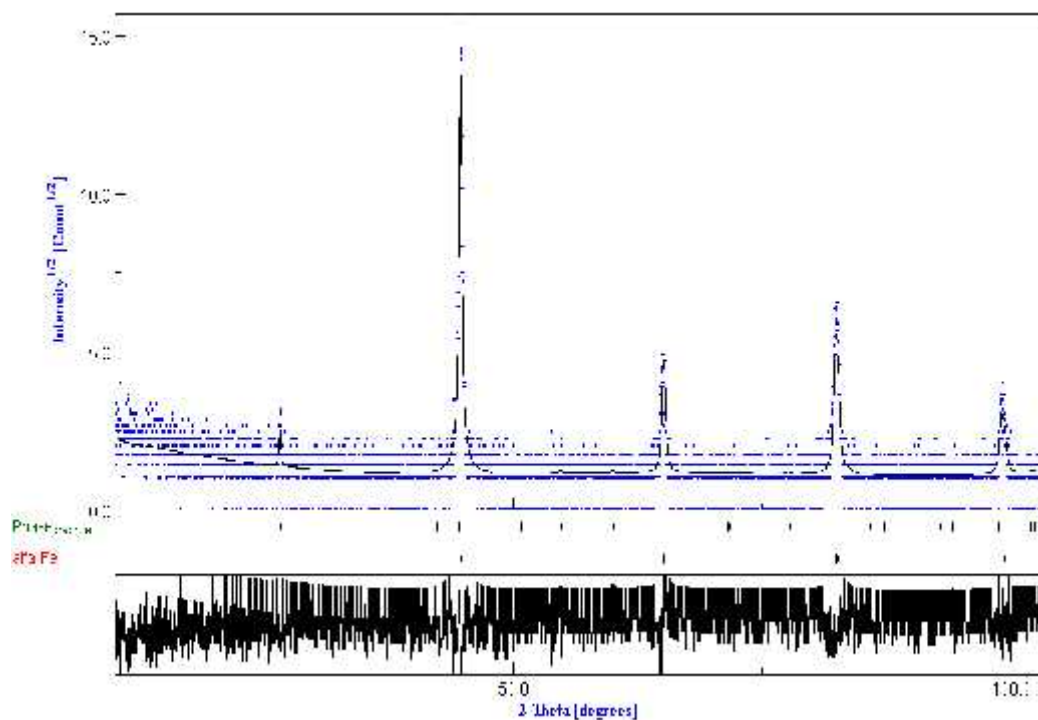


Figure 110. Spectre de diffraction des rayons X de la fonte D

D'après l'analyse de diffraction X, les spectres des fontes étudiées montrent uniquement du fer alpha et du graphite. Le paramètre de maille du graphite n'a pas changé pour toutes les fontes, car ce constituant structural se précipite uniquement à partir du carbone et ne peut dissoudre aucun élément dans son réseau cristallin qui est hexagonal.

Les résultats obtenus pour tous les échantillons montrent que l'austénite résiduelle n'a pas pu être détectée par la diffraction X. Ceci peut être expliqué par une faible quantité à cause de la température d'austénitisation (830°C) relativement basse. Ainsi, pendant la trempe bainitique, la majorité d'austénite est transformée en ferrite car la trempe bainitique est élevée (530°C). L'austénite devient ainsi métastable, par contre la ferrite et le graphite sont des phases stables dans l'ADI. A une température plus élevée, cette austénite métastable se décompose par diffusion de carbone vers les nodules existants de graphite, en raison de la réaction accélérée à une température plus élevée.

Toutes les fontes expérimentées contiennent dans leur composition chimique des éléments carburigènes. Mais les méthodes de caractérisation utilisées n'ont pas pu mettre en évidence de manière claire la présence des carbures et leur nature. Ceci est expliqué par le fait que tous les échantillons n'ont pas pu atteindre le stade II de la réaction bainitique (figure 27). Par contre, le traitement s'est réalisé au cours de la "processing window" (figure 32).

IV.4. Microdureté

Les essais de microdureté ont montré la variation de la microdureté des constituants structuraux et l'influence des éléments d'alliage ajoutés. Ces essais peuvent dans certaines mesures identifier les constituants microstructuraux des fontes étudiées.

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. Ces résultats sont présentés par le tableau 6 et les figures 111, 112, 113, 114, 115 et 116.

Les mesures de microdureté des constituants microstructuraux de la fonte de base ont donné une ferrite de 132 Hv et une perlite de 214 Hv à l'état brut de coulée. Par contre, à l'état traité, d'autres constituants microstructuraux se sont formés avec une de 204.85 Hv pour la ferrite bainitique et de 306.22 Hv pour le feather ausferrite supérieure.

L'addition des différents éléments ajoutés (Mn, Ni, Mo et V) dans la fonte A avant traitement bainitique a élevé la microdureté de la ferrite à 147.83 Hv et à 260.3 Hv celle de la perlite. Après traitement de trempe bainitique, la même remarque peut être faite pour la ferrite bainitique dont les microduretés sont portées à 228.14 Hv pour la ferrite bainitique et à 355.5 Hv pour la feather ausferrite supérieure. Cette augmentation de la microdureté des différents constituants microstructuraux avant et après traitement de trempe bainitique par apport à la fonte de base est expliquée par une dissolution des éléments suscités et par leur effet affinant de la structure.

Pour la fonte B à l'état brut de coulée, la microdureté de la ferrite est de 143.34 Hv et de 264.54 Hv pour la perlite. Après traitement de trempe bainitique, elle est de 254.25 Hv pour la ferrite bainitique et de 354.57 Hv pour la feather ausferrite supérieure. Par rapport à la fonte de base, une augmentation de la microdureté des divers constituants microstructuraux est observée avant et après traitement. Mais comparativement à l'échantillon A, la microdureté de la ferrite est inférieure et celle de perlite est plus élevée. Ceci peut être expliqué par une teneur plus élevée de manganèse portée de 0.5 à 1% et celle du nickel de 0.25 à 0.75%. Après le traitement bainitique, la microdureté de la ferrite bainitique est plus grande que celle de l'échantillon A et elle est presque identique pour la feather ausferrite.

A l'état brut de coulée, la microdureté de la ferrite est de 149.4 Hv et de 260.83 Hv pour la perlite de la fonte C. Cette augmentation est provoquée par une légère élévation de la teneur en molybdène et l'introduction du chrome. Ces deux éléments ont favorisé le durcissement des constituants microstructuraux.

A l'état traité, la microdureté de la ferrite bainitique de la fonte C est de 229.75 Hv. La matrice de cette fonte est pratiquement composée de ferrite bainitique avec la présence de petite plage de feather ausferrite supérieure. La microdureté de la ferrite bainitique est supérieure à celle

de l'échantillon de base et presque identique à celle de l'échantillon A mais inférieure à celle de la fonte B.

Avant traitement thermique, la microdureté est de 150.7 Hv pour la ferrite et de 273.09 Hv pour la perlite de la fonte D. La microdureté de la ferrite reste inchangée mais celle de la perlite est supérieure à celle des autres échantillons (FB, A, B et C). Ceci est expliqué par la teneur plus élevée en Ni (1.5%), élément perlitisant et affinant la structure.

Après traitement thermique, la microdureté de la ferrite bainitique est de 229 Hv et celle de feather ausferrite supérieure est de 353.4 Hv. La microdureté des constituants structuraux de cette fonte est supérieure à celle des constituants de l'échantillon de base mais reste pratiquement identique à celle des autres fontes alliées.

Tableau 6. Résultats de microdureté des fontes étudiées

Echantillons	Hv avant traitement bainitique		Hv après traitement bainitique	
	ferrite	perlite	ferrite bainitique	Ausferrite supérieure
FB	132.00	214.00	204.85	306.22
A	147.83	260.30	228.14	355.50
B	143.34	264.54	254.25	354.57
C	149.40	260.83	229.75	-
D	150.75	273.09	229.00	353.40

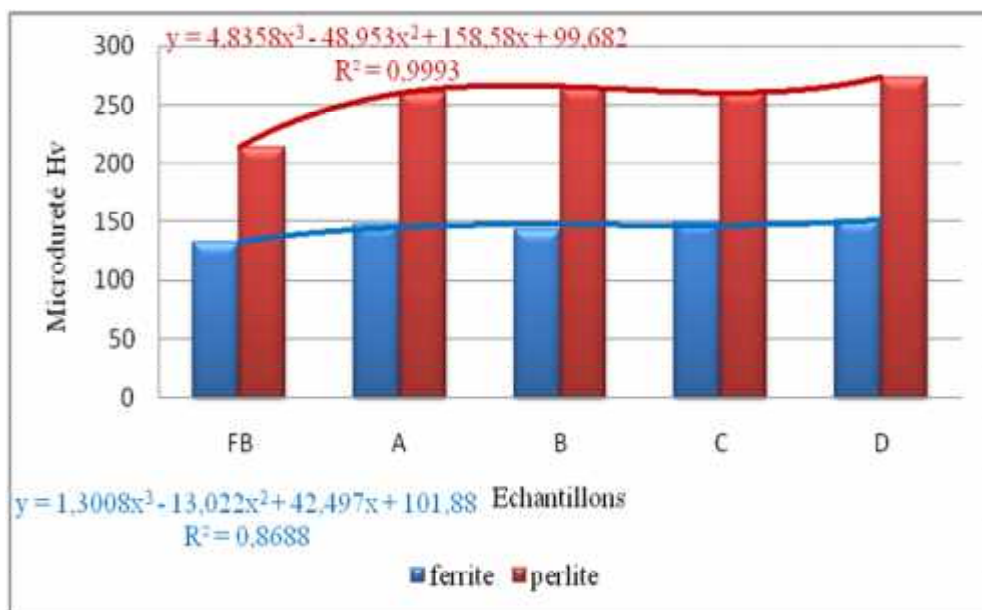


Figure 111. Microdureté des fontes étudiées à l'état brut de coulée

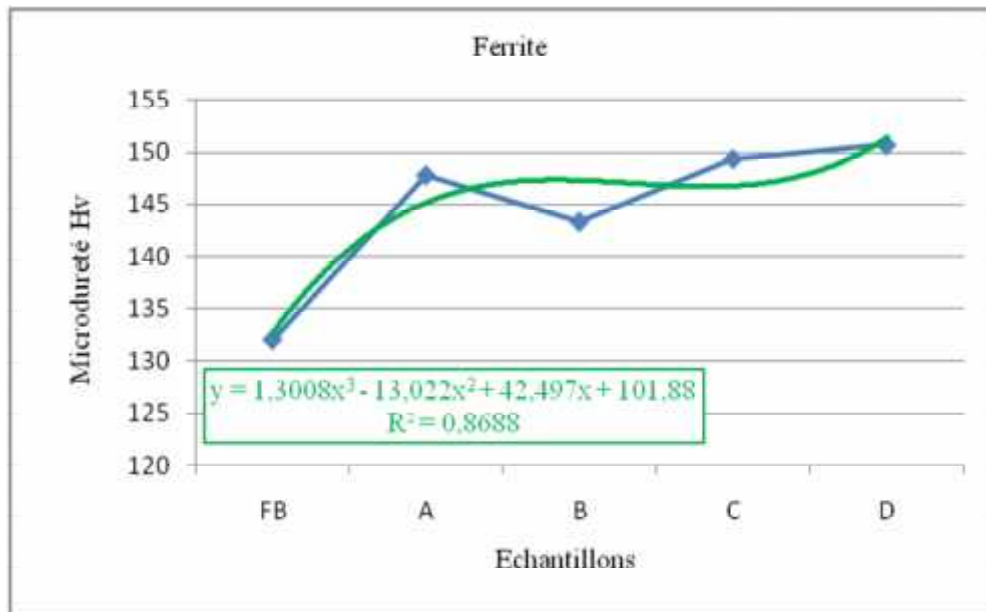


Figure 112. Variation de microdureté de la ferrite des fontes étudiées

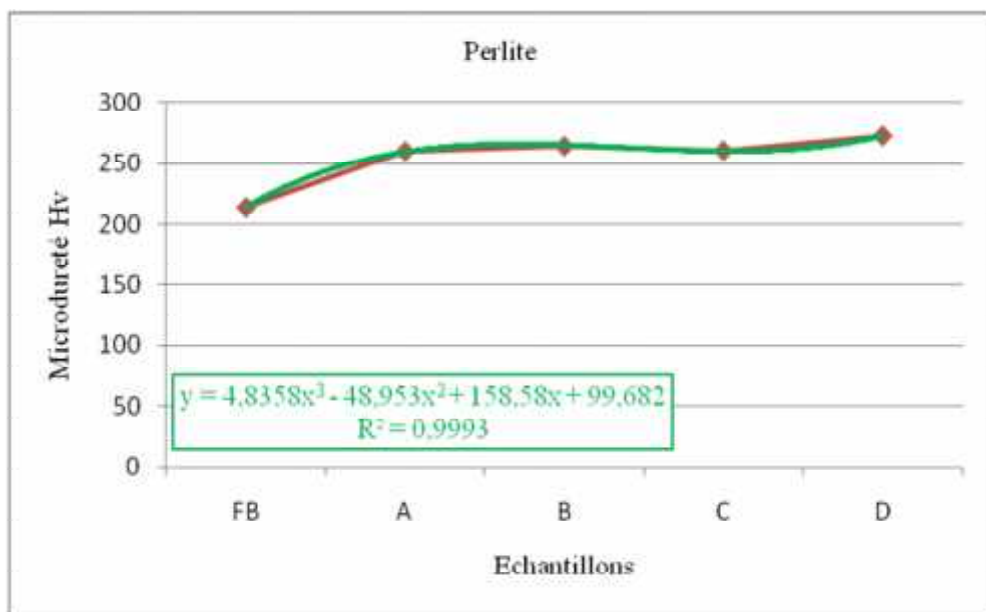


Figure 113. Variation de microdureté de la perlite des fontes étudiées

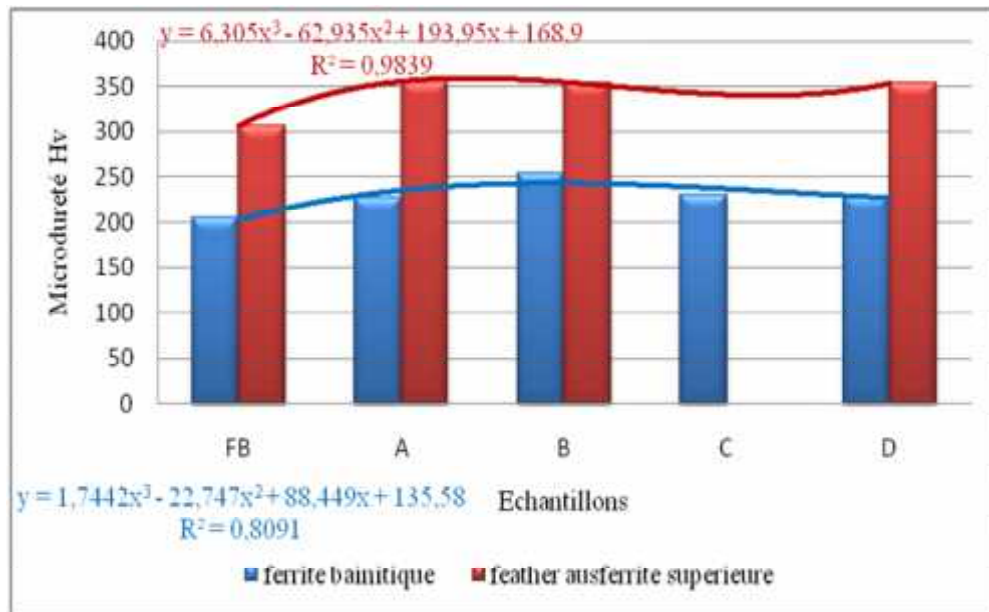


Figure 114. Microdureté des fontes étudiées à l'état traité

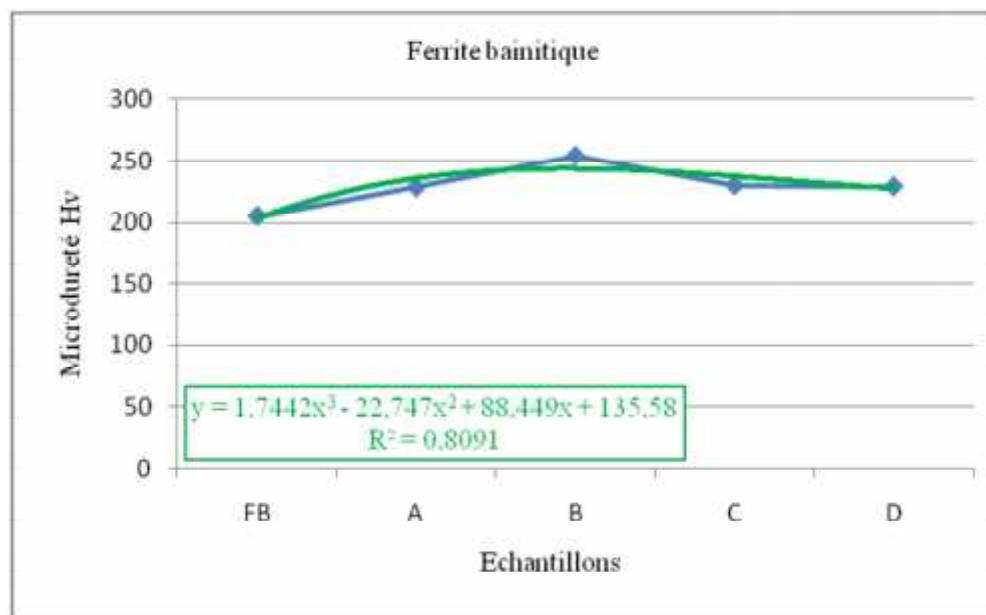


Figure 115. Variation de microdureté de la ferrite bainitique des fontes étudiées

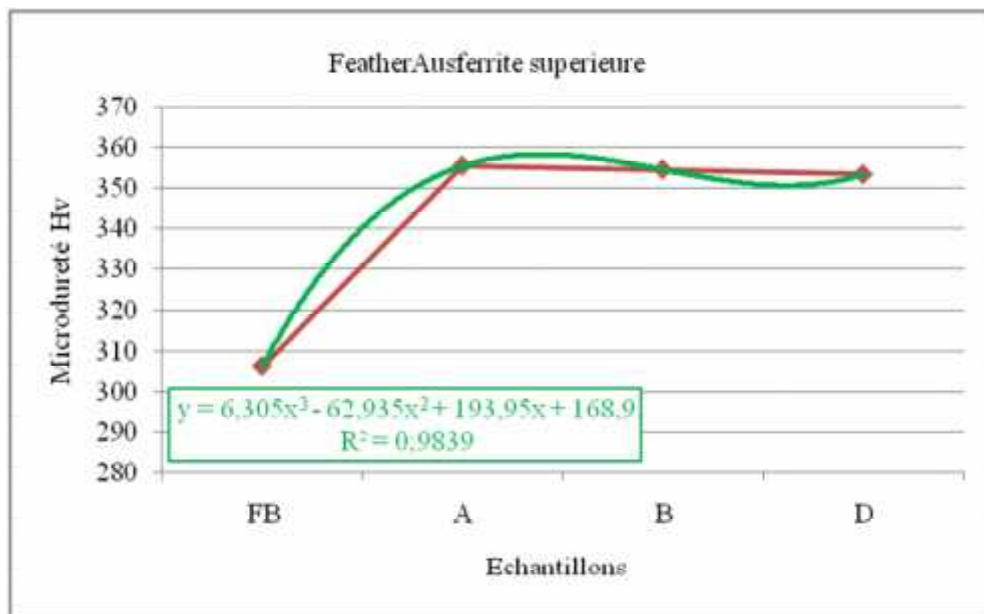


Figure 116. Variation de microdureté de l'ausferrite des différentes fontes expérimentées

Il est remarqué dans cette étude une variation de microdureté pour tous les échantillons, soit avant traitement thermique soit après. Cette variation de microdureté est expliquée par les phénomènes de ségrégation, à cause de l'hétérogénéité de la structure due à la distribution des éléments d'alliage d'une manière non homogène dans le métal. Cela est lié à la présence des éléments graphitisants tel que le Ni qui ségrège près des nodules de graphite et les éléments antigrahitissant tels que le Mn, Mo, Cr et V qui se concentrent dans les régions de fin de solidification loin des nodules de graphite. Cette variation de microdureté est due à la ségrégation montrée par la microanalyse X par EDS.

Avant traitement thermique la microdureté la plus élevée est celle de l'échantillon D pour la ferrite et la perlite. Après traitement thermique, elle est plus élevée dans l'échantillon B pour la ferrite bainitique et pour l'ausferrite supérieure dans l'échantillon A.

IV.5. Dureté

Les essais de dureté ont montré une variation de dureté des différentes fontes expérimentées avant et après traitement thermique et l'effet des éléments d'alliage sur cette propriété.

Les résultats obtenus (figures 117, 118 et tableau 7) 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 119 présente les résultats obtenus avant et après traitement thermique de type bainitique.

La dureté de la fonte de base à l'état brut de coulée est de 92.96 HRB (1.12 HRC) et atteint 11.33 HRC après traitement de trempe bainitique.

Après addition des éléments d'alliage dans ces fontes, il y a une augmentation remarquable de la dureté avant et après traitement thermique.

L'addition du Mn (0.5%), Ni (0.25%), Mo (0.2%) et V (0.1%) dans la fonte A a élevé la dureté à 95.45 HRB (1.15 HRC). Cette augmentation est liée à la dissolution de ces derniers dans la solution solide de la fonte.

A l'état traité, une augmentation remarquable est notée (18.33 HRC). Ceci est liée à la formation d'une structure composée de ferrite bainitique et de ferrite supérieure.

A l'état brut de coulée la dureté de la fonte B est de 106.24 HRB (1.28 HRC). Par rapport à la fonte de base et la fonte A, la dureté de la fonte B est supérieure à celle de ces deux dernières, ceci est dû à l'augmentation de la teneur en Mn à 1% et Ni à 0.75%.

A l'état traité, la dureté de cette fonte est de 25.66 HRC, il est remarqué qu'elle est plus élevée à cause du changement de structure comme le cas de la fonte A.

A l'état brut de coulée, la dureté de la fonte C est de 104.58 HRB (1.26 HRC) et de 19 HRC après traitement. Cette fonte est caractérisée donc par une dureté supérieure à celle de l'échantillon de base et l'échantillon A, mais comparable à celle de l'échantillon B. Cette amélioration de dureté est due à l'augmentation de la teneur en molybdène (0.3%) et l'introduction du chrome (0.2%), éléments accélérant la vitesse critique de trempe.

Après traitement thermique, la dureté de cette fonte est supérieure à celle de l'échantillon de base mais inférieure à celle de A et B. Ceci est liée au changement microstructural opéré suite à l'addition du chrome, élément alphagène, qui a favorisé la formation de ferrite bainitique en quantité plus grande que les fontes A et B.

La dureté de la fonte D est de 99.6 HRB (1.2 HRC) à l'état brut de coulée et de 18.33 HRC après traitement thermique. Elle est largement plus grande de celle de la fonte de base.

Par rapport aux autres fontes, la dureté de la fonte D est supérieure à celle de la fonte A à cause des teneurs en Ni (1.5%) et en Mo (0.5%) plus élevées, mais inférieure à celle de B, à cause de la teneur élevée en Mn (1%).

A l'état traité, la dureté est identique à celle de A car les deux fontes présentent une même matrice composée de ferrite bainitique mais inférieure à celle de B et C pour les mêmes raisons qu'avant traitement thermique.

Tableau 7. Résultats de dureté HRC des fontes avant et après traitement bainitique

Echantillons	Etat brut de coulée	Etat traité
FB	1.12	11.33
A	1.15	18.33
B	1.28	25.66
C	1.26	19.00
D	1.20	18.33

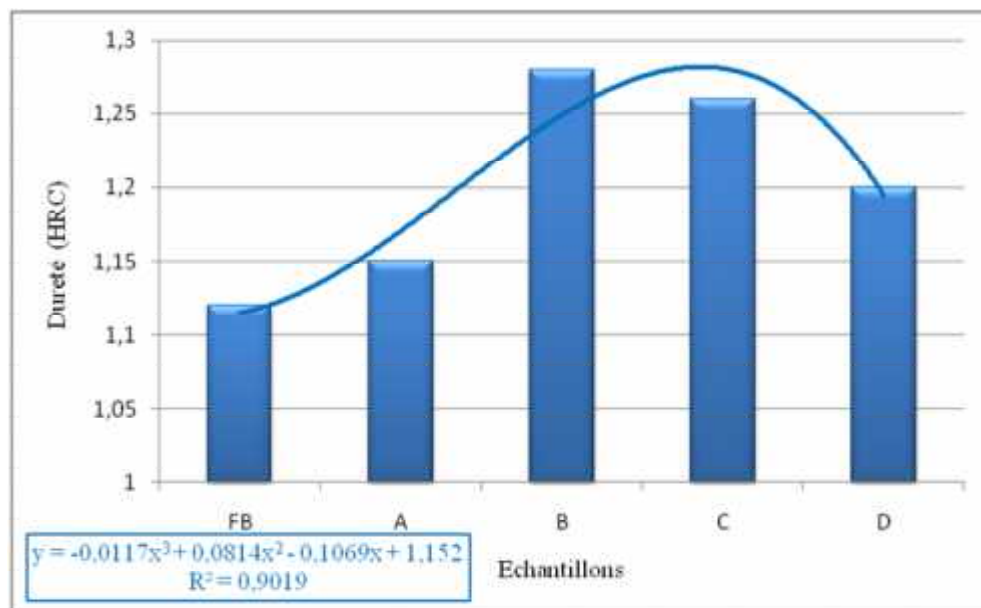


Figure 117. Dureté des fontes à l'état brut de coulée

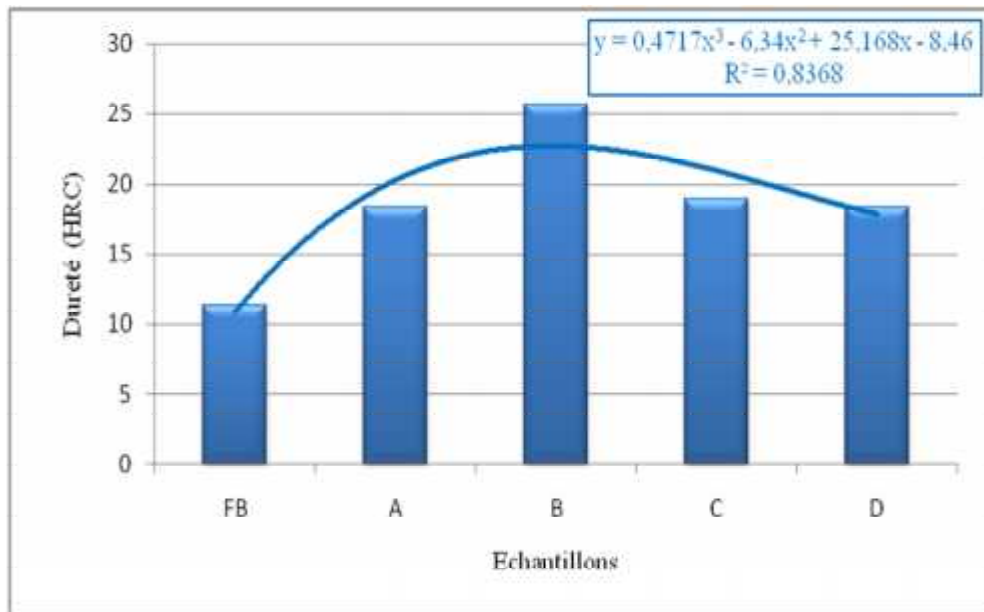


Figure 118. Dureté des fontes à l'état traité

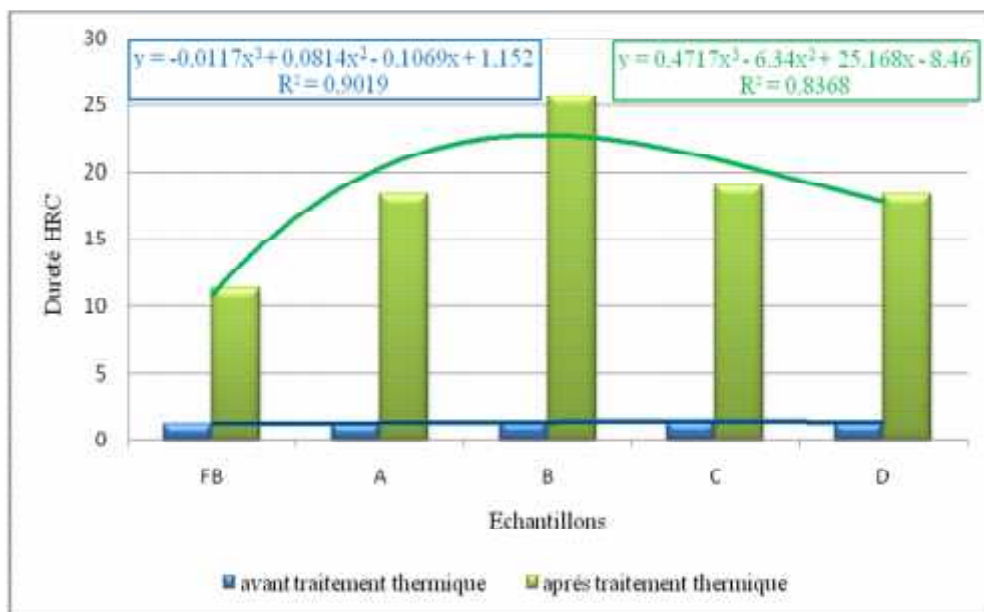


Figure 119. Dureté des fontes avant et après traitement de trempé bainitique

La dureté est augmentée d'une façon cohérente pour tous les échantillons alliés par rapport à la fonte de base avant et après traitement thermique bainitique.

D'après ces résultats, la fonte B présente la meilleure dureté avant et après traitement bainitique.

IV.6. Traction

Les propriétés mécaniques des fontes étudiées, tels que la résistance à la traction (R_m), limite élastique (R_e), l'allongement ($A\%$) et la striction (Z), sont assez significatives suite à l'action des éléments d'alliage incorporés et du traitement thermique bainitique appliqué.

Les résultats de limite élastique sont présentés par la figure 120.

La limite élastique de la fonte de base est de 525 MPa. Une légère augmentation (531 MPa) est observée pour la fonte A suite à l'addition du Mn (0.5%), du Ni (0.25%), du Mo (0.2%) et du V (0.1%). Cette propriété s'élève encore d'avantage (544 MPa) suite à l'augmentation du taux de manganèse jusqu'à 1% et du taux de nickel à 0.75% dans la fonte B par rapport à la fonte A. L'addition du chrome (fonte C) a permis aussi d'élever la limite élastique jusqu'à 553 MPa grâce à l'effet du chrome qui améliore la trempabilité. Une nette résistance (601 MPa) est remarquée pour la fonte D, dans laquelle la teneur en nickel est portée à 1.5% et celle du molybdène à 0.5%. Ces deux éléments agissent favorablement sur la trempabilité des fontes.

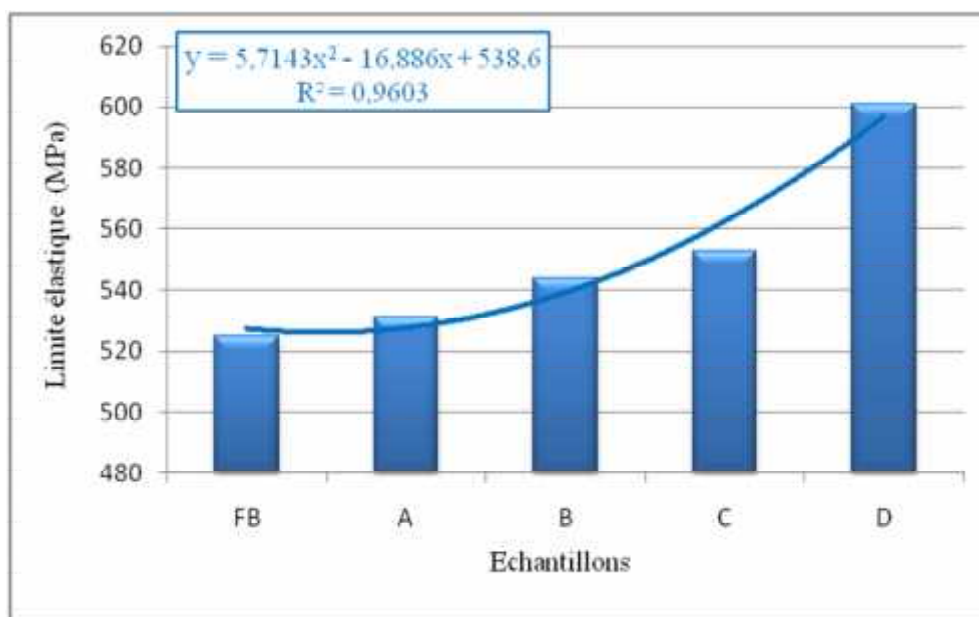


Figure 120. Limite élastique des différents fontes après traitement de tremp bainitique

Les résultats de la résistance à la traction (R_m) sont présentés par la figure 121.

La résistance à la traction de la fonte de base est de 707 MPa.

Après l'addition de 0.5% Mn, de 0.25% Ni, de 0.2% Mo et de 0.1%V, la résistance à la traction de la fonte A s'est élevée à 740 MPa. Cet accroissement de la résistance est lié au durcissement structural suite à la dissolution de ces derniers dans les solutions solides.

L'accroissement de la résistance R_m de la fonte B à 755 MPa est dû à l'augmentation de la teneur en Mn jusqu'à 1% et du Ni à 0.75% par rapport à la fonte A. Ces deux éléments améliorent la trempabilité de la fonte et favorisent ainsi cette augmentation.

Malgré l'introduction de Cr (0.2%) et l'augmentation du titre en molybdène de 0.1 à 0.3%, la résistance R_m de la fonte C demeure pratiquement inchangée (753 MPa) par rapport à la fonte B. Mais cette caractéristique demeure élevée par rapport aux autres fontes (fonte de base et A) malgré la diminution de la teneur en manganèse à 0.5% et celle du Nickel à 0.1%. La réduction des teneurs de ces derniers éléments explique en partie la constance de la résistance.

La même constatation peut être faite pour la résistance R_m de la fonte D malgré l'élévation du titre en nickel à 1.5% et celle du Molybdène à 0.5%. Mais, cette caractéristique est supérieure à celle de la fonte de base et de la fonte A.

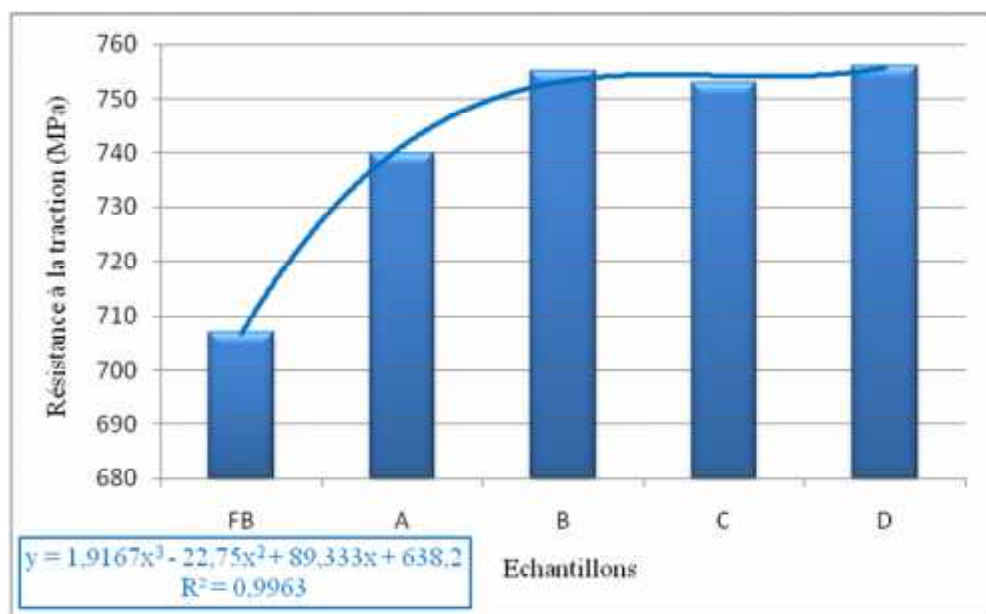


Figure 121. Résistance à la traction des fontes après traitement de trempé bainitique

L'allongement (A%) des différentes fontes expérimentées est illustré par la figure 122. 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 (0.5% Mn, 0.75% Ni et 0.1% V) dans cette dernière dont l'effet n'est pas marqué. L'allongement des fontes B, C et D a diminué par rapport aux autres fontes (base et A). Ceci montre que l'élévation ou l'introduction des différents éléments (tableau compo chimique "III") a favorisé un durcissement structural qui explique cette nette régression de la ductilité.

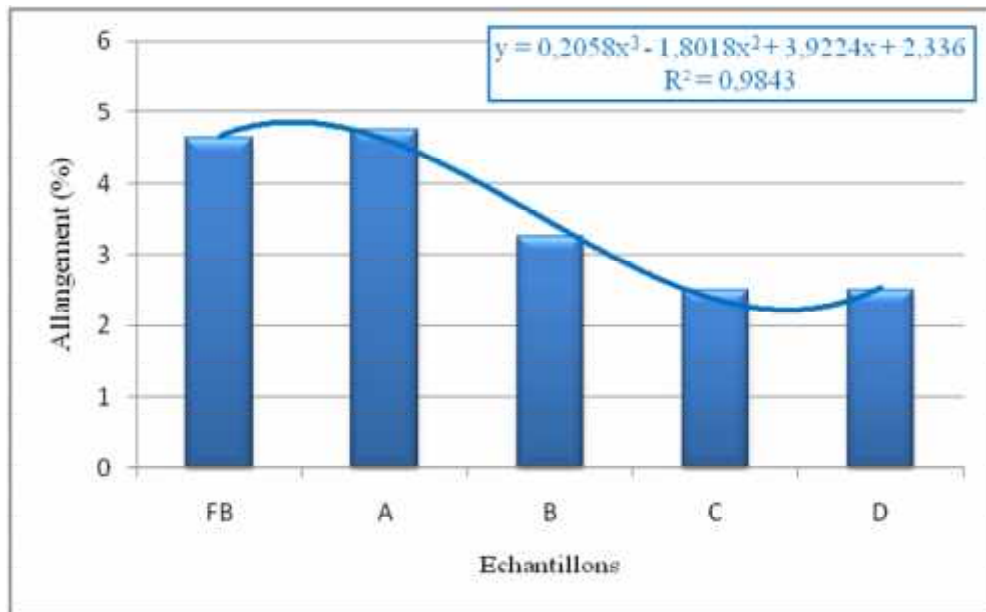


Figure 122. Allongement des fontes après traitement de trempe bainitique

La striction (Z) des fontes étudiées est illustrée par la figure 123. A l'exception de la fonte A dont la striction est supérieure à celle de la fonte de base, les autres fontes (C et D) présentent une striction plus faible que celle de la fonte de base.

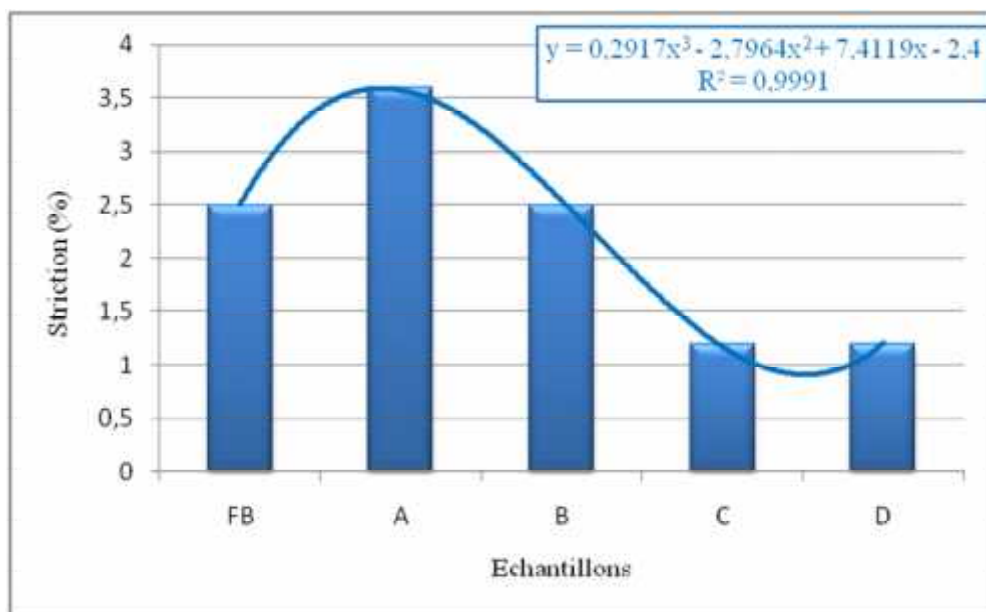


Figure 123. Striction des fontes après traitement de trempe bainitique

Le tableau 8 résume les résultats obtenus par l'essai de traction des échantillons de fontes ADI en étude.

Tableau 8. Résultats de traction des échantillons

Echantillons	Rp _{0,2} (Mpa)	Rm (Mpa)	A (%)	Z (%)
FB	525	707	4.63	2.5
A	531	740	4.75	3.6
B	544	755	3.25	2.5
C	553	753	2.5	1.2
D	601	756	2.5	1.2

D'après les résultats de l'essai de traction, il est constaté que la résistance est augmentée pour toutes les fontes par rapport à la fonte de base, mais il faut remarquer que la fonte D présente une résistance à la traction et une limite élastique maximales après traitement bainitique. Cette augmentation est liée directement aux éléments d'alliage ajoutés (Mn, Ni, Mo, V. et Cr). Par contre l'allongement et la striction sont plus faibles pour la fonte C. Cette réduction d'allongement et de striction est due à l'augmentation des teneurs en chrome et en molybdène.

IV.7. Résilience

En contrôle industriel, l'énergie de rupture est souvent un repère de qualité plus sensible que les résultats de traction. C'est aussi une caractéristique qui figure dans le plan d'assurance de la qualité des fontes.

Les transformations structurales au niveau de la fonte de base à cause du traitement thermique jouent un rôle très important sur l'amélioration de la résilience et la ductilité de la fonte.

L'étude de la résistance aux chocs des fontes ADI élaborées est réalisée après le traitement thermique bainitique. Les résultats de ces essais sont présentés sur le tableau 9 et illustrés par la figure 124.

La fonte de base présente une résilience de 6.12 j/cm^2 . Cette caractéristique s'est élevée à 6.82 j/cm^2 pour la fonte A suite à l'addition de 0.2% Mo et 0.1% V.

L'ajout du manganèse et du nickel sur la résilience de la fonte B n'a pas eu un effet escompté par rapport à la fonte A. Mais, comparativement à la fonte de base, un accroissement de la résilience est observé.

L'augmentation de la teneur en molybdène à 0.3% et l'addition du chrome (0.2%) dans la fonte C a par contre amélioré la résilience qui a atteint une valeur de 8.16 j/cm^2 .

L'élévation du titre en molybdène dans la fonte D à 0.5% n'a pas amélioré sa résilience. Cette dernière est comparable à celle de la fonte C.

Tableau 9. Résilience des échantillons testés

Echantillons	a (mm)	b (mm)	e (mm)	Energie (j)	Surface (cm ²)	Resilience (j/cm ²)
FB	10.1	10	4.9	3	0.49	6.12
A	10	10	4.4	3	0.44	6.82
B	10	10	4.5	3	0.45	6.67
C	10.1	10	4.9	4	0.49	8.16
D	10	10	5	4	0.5	8.00

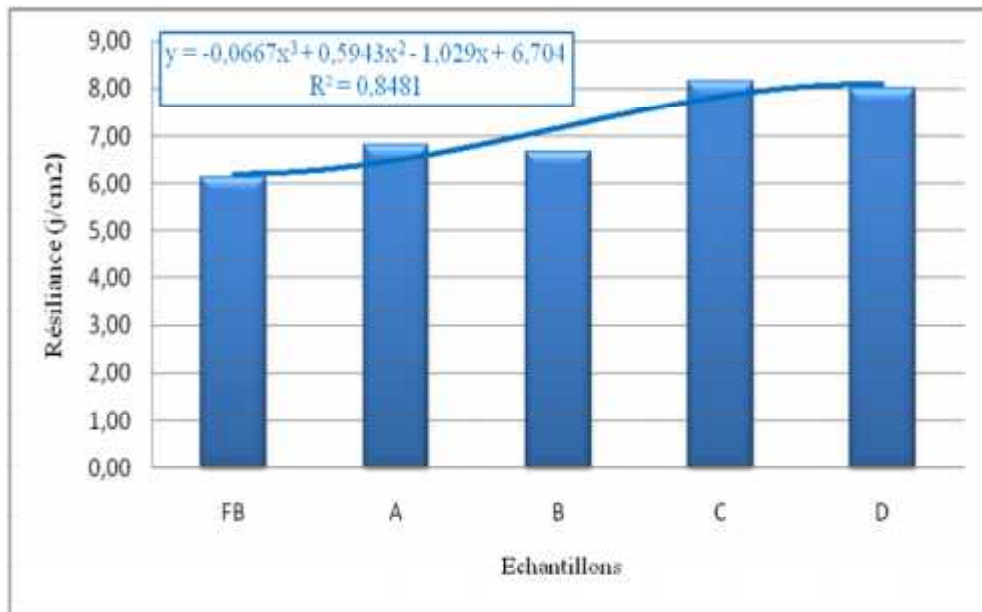


Figure 124. Résilience des fontes après traitement de trempé bainitique

En ce qui concerne la résilience, les essais réalisés montrent que la présence de l'ausferrite ne fragilise pas les fontes. Il est remarqué même une légère augmentation de la valeur de cette propriété.

L'addition à la fonte de base des différents éléments a permis d'accroître la résilience. La fonte C a montré une meilleure résilience par rapport à toutes les fontes testées.

IV.8. Usure

L'usure par frottement est un mécanisme de rupture dominant des fontes. Il est devenu un sujet important dans la science et la technologie des fontes.

Comme il est connu, la résistance à l'usure d'un métal peut être influencée par de nombreux facteurs. Parmi ces facteurs, on peut citer la microstructure et la composition chimique. En conséquence, le mécanisme d'usure est toujours important à étudier pour améliorer la résistance à l'usure des fontes ADI. En outre, une analyse réelle de la microstructure peut soutenir les mécanismes d'un métal pour expliquer son comportement différent dans des conditions de service diverses.

La résistance à l'usure de toutes les fontes ADI est déterminée après traitement de trempe bainitique. Les résultats des essais sont illustrés par le tableau 10 et la figure 125. Ces résultats montrent que la perte de poids de l'échantillon de base FB selon les conditions utilisées est de 0.043g.

La perte de poids de la fonte A est de 0.025g. Une nette amélioration de cette caractéristique par rapport à la fonte de base est observée. 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.

La résistance de la fonte B s'est élevée par rapport à la fonte de base mais à un degré plus faible par rapport à la fonte A. Ceci est expliqué par l'élévation de la teneur en nickel à 0.75% et du manganèse à 1%, éléments diminuant la vitesse critique de trempe malgré la présence du molybdène et du vanadium à la même teneur.

L'introduction du chrome à 0.2% et l'augmentation du titre de molybdène à 0.3% a permis à la fonte C de mieux résister à l'usure que la fonte de base, la fonte A et la fonte B. Ces deux éléments améliorent la trempabilité et la vitesse critique de trempe. La perte de poids de cette fonte est de 0.011g (figure 125).

Quant à la fonte D, sa perte de poids est supérieure à celle de la fonte C. Ce faible comportement à l'usure de cette fonte est du à l'élévation du titre en nickel à 1.5%. Cette élément stabilise la perlite à cette teneur et ralentit la transformation de l'austénite en bainite. Mais sa résistance est meilleure que celle de la fonte de base ainsi que celle des fontes A et B.

Tableau 10. Résultats d'essai d'usure des échantillons

Echantillons	Masse avant usure(g)	Masse après usure(g)	Perte de Masse (g)
FB	7.083	7.04	0.043
A	7.613	7.578	0.035
B	8.646	8.621	0.025
C	8.085	8.074	0.011
D	7.57	7.551	0.019

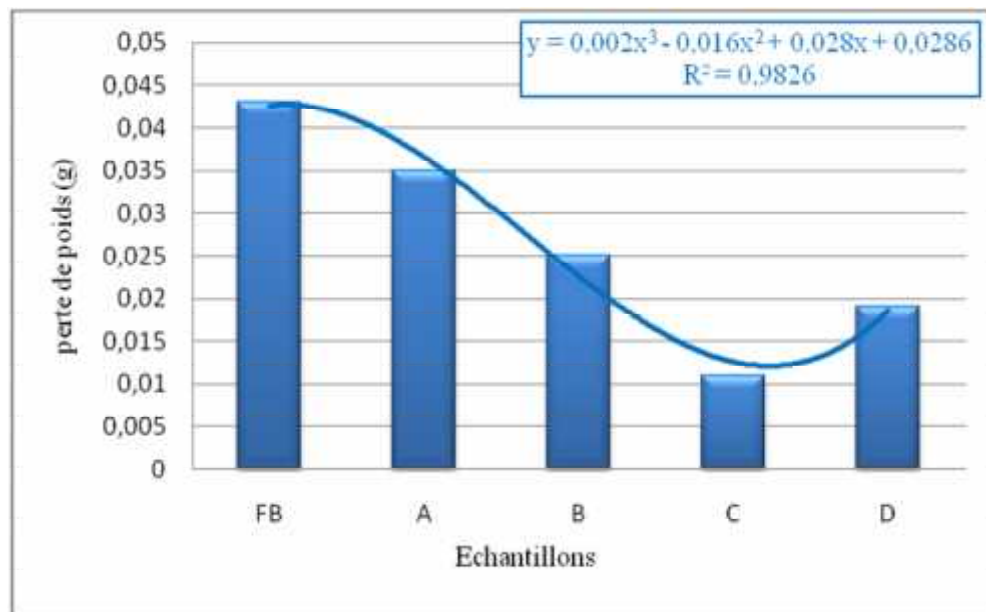


Figure 125. Perte de poids des fontes expérimentées

L'addition des différents éléments dans les fontes testées a permis d'améliorer sensiblement la résistance à l'usure après le traitement thermique appliqué. Il apparaît donc que ces fontes peuvent être mieux adaptées aux essais d'usure par frottement.

D'après ces résultats, on constate que la fonte C a la meilleure résistance à l'usure après traitement bainitique où sa perte de poids pendant l'essai est de 0.011g.

V. CONCLUSION

Le présent travail s'inscrit dans le contexte d'études techniques de caractérisation des fontes austénito-ferritique à graphite sphéroïdal. Ce travail a pour objectif d'étudier l'effet des éléments d'alliage sur l'évolution structurale et les propriétés des fontes à graphite sphéroïdal dites ADI.

En effet, les propriétés mécaniques de ces fontes sont très attractives, mais elles sont très sensibles au bon déroulement du traitement thermique, notamment l'opération de trempe étagée. Les propriétés mécaniques d'une fonte ADI sont dépendantes de la microstructure de la matrice, qui est constituée d'une ferrite bainitique et d'une austénite enrichie en carbone. Cette structure est produite par une transformation isotherme de l'austénite en deux étapes. Les conditions de traitement thermique de type bainitique ont un effet sur la structure et les propriétés mécaniques des fontes ADI.

L'utilisation du traitement thermique en deux paliers entraîne une austénitisation partielle de la matrice, considérée comme une solution intéressante d'optimisation de la microstructure vis-à-vis ces propriétés.

D'après notre étude, nous pouvons conclure que le cycle de traitement thermique bainitique appliqué pour toutes les fontes élaborées est de type "dual phase" qui a conduit à la formation d'une matrice composée de deux phases ferrite et ausferrite. Ce cycle de traitement comporte un palier d'austénitisation à une température de 830°C durant 60 minutes. Une seconde étape identique de transformation bainitique en bain de sel est réalisée à une température de 580°C durant aussi 60 minutes.

Les résultats obtenus ont permis de mettre en évidence les différents aspects micrographiques des fontes ADI par la métallographie optique et MEB, d'identifier les éléments ajoutés à l'aide de l'EDS, d'évaluer à l'aide de la diffraction X les phases en présence, de déterminer le comportement mécanique de ces fontes et d'estimer l'effet des éléments d'alliage et du traitement thermique appliqué sur leurs propriétés.

Après ce traitement, nous observons pour tous les échantillons ont des structures de fonte ADI formées de ferrite bainitique et de feather ausferrite supérieure où les zones ausferritique sont situées uniquement loin des sphéroïdes de graphite. Ces structures diffèrent d'un échantillon à un autre en fonction des pourcentages des éléments d'alliage ajoutés.

Les observations en microscopie électronique à balayage montrent qu'il existe des faibles quantités de ferrite équiaxe due au traitement thermique appliqué. Leur aspect est semblable à celui des carbures précipitant lors de trempes étagées bainitique ou lors du revenu de structures martensitiques.

Le taux d'austénite résiduelle est très faible à cause de la faible température d'austénitisation (830°C).

L'analyse EDS permet d'estimer les écarts entre la teneur du carbone en solution. La teneur du carbone en solution dans la ferrite est susceptible de varier car cet élément diffuse depuis les sphéroïdes de graphite vers la matrice lors du chauffage et inversement lors du refroidissement. L'analyse de la distribution des éléments en solution dans la ferrite montre que les éléments d'alliage ajoutés sont répartis de manière non homogène à cause des phénomènes de ségrégation.

Les résultats des essais mécaniques (dureté, microdureté, traction, résilience et résistance à l'usure) montrent dans l'ensemble que les fontes étudiées permettent d'atteindre des propriétés plus élevées. La dureté et la microdureté sont augmentées d'une façon remarquable pour tous les échantillons alliés par rapport à la fonte de base que ce soit avant ou après traitement thermique bainitique.

Les échantillons des fontes étudiées ont atteint des résistances à la traction plus élevées que celle de la fonte de base, avec une ductilité importante. La même constatation peut être faite pour la résilience, car elle est augmentée d'une manière remarquable par rapport à la fonte de base.

Pour l'essai d'usure, nous avons 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.

D'après notre étude, il est recommandé pour des besoins d'utilisation précis, il est possible d'élaborer des fontes ADI alliées à faible teneur d'éléments d'alliage. En plus de ces additions, il est recommandé de déterminer aussi un cycle de traitement thermique adapté à ces fontes.

VI. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. Elisabeth Weidmann, Anne Guesnier : Préparation métallographique de la fonte, Struers A/S, Copenhague, Danemark 05/2006.
2. I.lakhtine : Métallographie et traitement thermique des métaux, Mir, Moscou 1978.
3. H. le breton : manuel pratique de fondeur de fonte, Dunod, paris 1966.
4. Jean Barradis, Gérard Maeder : Précis de métallurgie, Nathan, paris 2005.
5. Miguel Angel Yescas-Gonsales : Modlling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron, University of Cambridge 2001.
6. Noureddine Bouaouaja : Matériaux métalliques (Tome 2), O.P.U, Alger 1992.
7. A.R. Ghaderi, M. Nili Ahmadabadi, H.M. Ghasemi : Effect of graphite morphologies on the tribological behavior of austempered cast iron, *Wear* 255 (2003) 410-416.
8. M. Pasotti : Bainitique (ADI), EINEV, 1987.
9. Yusuf Sahina, Volkan Kilicli, Melika Ozerb, Mehmet Erdoganb : Comparison of abrasive wear behavior of ductile iron with different dual matrix structures, *Wear* 268 (2010) 153-165.
10. M. Cavallini, O. Di Bartolomeo, F. Iacoviello : Fatigue crack propagation damaging micromechanisms in ductile cast irons, *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008) 694-704.
11. Fritz Klocke : Manufacturing Processes 2 Grinding, Honing, Lapping, (The Machinability of Various Materials), Engineering Rwthedition, Germany 2009.
12. Michel Geier : Métallurgie de fonderie (Tome 2), Eyrolles, paris 1978.
13. Henri Laplanche : Les fontes et leur traitement thermique (Tome 2) Métallurgie Structurale, Puc-édition des forges, Paris 1976.
14. Jean-Claude Margerie : Elaboration des fontes (hormis les fontes malléables), Technique de L'ingénieur, rubrique (M 760) France 2002.
15. Florin Serban : Evaluation et modélisation des contraintes résiduelles dans les fontes austénito-ferritiques à graphite sphéroïdal: Influence du traitement thermique et thermomécanique, Université de Reims Champagne-Ardenne 2004.
16. Susil K. Putatunda, Sharath Kesani, Ronald Tackett, Gavin Lawesb : Development of austenite free ADI, *Materials Science and Engineering A* 435–436 (2006) 112-122.
17. A.R. Kiani Rashid : Influence of austenitising conditions and aluminium content on microstructure and properties of ductile irons, *Journal of Alloys and Compounds* 470 (2009) 323-327.
18. A. Kutsov, Y. Taran, K. Uzlov, A. Krimmel, M. Evsyukov: Formation of bainite in ductile iron, *Materials Science and Engineering A* 273–275 (1999) 480-484.
19. B. Bosnjak, B. Radulovic, K. Pop-Tonev, and V. Asanovic : Influence of microalloying and heat treatment on the kinetics of bainitic reaction in austempered ductile iron, *JMEPEG* (2001) 10:203-211.

20. Christine D'Amato : Caractérisation non destructive des fontes bainitiques (fontes « ADI ») par bruit Barkhausen et courants de Foucault pulsés, Ecole doctorale : Matériaux de Lyon 2004.
21. Karl-Heinrich Grote Erik K. Antonsson : Springer Handbook of Mechanical Engineering, (Materials Science and Engineering), Springer Berlin Heidelberg, Germany 2009.
22. Kurt Beghyn : L'éolien crée des opportunités pour les fondeurs, SIRRI, France 11/2008.
23. Dmitri kopeliovich : Effect of alloying elements on steel properties, Substances and Technologies 2009.
24. Francois Cardarelli : Materials Handbook (Ferrous Metals and Their Alloys), Chemistry and Materials Science, Springer London 2008.
25. Mehran Maalekian : The effects of alloying elements on steels (I), Technische Universität Graz, October 2007.
26. R. C. Voigt and C. R. Ioper: Austempered ductile iron presses control and quality assurance, heat treating, vol. 3 N4 12/1984 309.
27. H. K. D. H. Bhadeshia : Bainite in Steels, University of Cambridge, 2004.
- 28 Jacques JAULT: Fontes à graphite sphéroïdal (Propriétés d'utilisation) Technique de L'ingénieur, Rubrique (M 4 610), France 2003.
29. Mok Chek Min : Effect of steel alloying elements, NDT solution, USA 2008.
30. A. Refaey and N. Fatahalla : Effect of microstructure on properties of ADI and low alloyed ductile iron, Journal of Materials Science 38 (2003) 351-362.
31. M. Martínez Madrid, M.A. Acosta, A. Torres-Acosta, R. Rodríguez-T, and V.M. Castaño : Effects of austempering temperature on fatigue crack rate propagation in a series of modified (Cu, Ni, and/or Mo) nodular irons, JMEPEG (2002) 11:651-658.
32. Boducote : Traitements de trempe bainitique, Metal Technology, RCS Lyon B 696 780 428 - Code NAF : 285 A 07/2002.
33. Gülcan Toktas, Mustafa Tayanc, Alaaddin Toktas : Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron, Materials Characterization 57 (2006) 290-299.
34. Mikhail V. Riabov, Yury S. Lerner, and Mohammed F. Fahmy : Effect of low temperatures on Charpy impact toughness of austempered ductile irons, JMEPEG (2002) 11:496-503.
35. B. Stokes, N. Gao, K.K. LEE, and P.A.S. REED : Effects of carbides on fatigue characteristics of austempered ductile iron, Metallurgical and Materials Transactions, 988-volume 36A, 2005.
36. Y. Sahin, M. Erdogan and V. Kilicli: Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures, Materials Science and Engineering A 444 (2007) 31-38.
37. Olivera Erić, Dragan Rajnović, Slavica Zec, Laposava Sidjanin, Milan T. Jovanović : Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron, Materials Characterization 57 (2006) 211-217.

38. K. Narasimha Murthy, P. Sampath kumar**an**, S. Seetharamu : Abrasion and erosion behaviour of manganese alloyed permanent moulded austempered ductile iron, *Wear* 267 (2009) 1393-1398.
39. L.C. Chang, I.C. Hsui, L.H. Chen**b**, T.S. Lui : Effects of heat treatment on the erosion behavior of austempered ductile irons, *Wear* 260 (2006) 783-793.
40. Susil K. Putatunda, Pavan K. Gadicherla : Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure, *Materials Science and Engineering A*268 (1999) 15-31.
41. Yoon-Jun Kim, Hocheol Shin, Hyounsoo Park and Jong Dae Lim : Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron(ADI) in accordance with austempering temperature, *Materials Letters* 62 (2008) 357-360.
42. Olivera Eric, Milan Jovanovic, Leposava Sidanin, Dragan Rajnovic, and Slavica Zec : The austempering study of alloyed ductile iron, *Materials and Design* 27 (2006) 617-622.
43. Srinivasmurthy Daber P. Prasad Rao : Formation of strain-induced martensite in austempered ductile iron, Springer Science+Business Media, LLC 2007.
44. M. Cemal Cakir, Ali Bayram : Yahya Isik, Baris Salar, The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron, *Materials Science and Engineering A* 407 (2005) 147-153.
45. J. Faerber : Microscopie électronique à balayage et Microanalyse X par sonde électronique, IPCMS, France 2004.
46. S. Salmana, F. Findik, P. Topuz : Effects of various austempering temperatures on fatigue properties in ductile iron, *Materials and Design* 28 (2007) 2210–2214.
47. JEAN BLOUET : Usure et frottement, *Technique de L'ingénieur*, Rubrique (A 3139), France 2003.
48. Jianghuai Yang, Susil K. Putatunda : Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process, *Materials Science and Engineering A* 406 (2005) 217–228.