

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

BADJI MOKHTAR-ANNABA UNIVERSITY

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR-ANNABA



جامعة باجي مختار- عنابة

Année : 2016

Faculté des Sciences de l'Ingéniorat

Département de Métallurgie et Génie des Matériaux

THESE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de DOCTORAT EN SCIENCES

Influence des éléments d'alliage sur la formation de la structure et les propriétés mécaniques des fontes ADI

Option : Métallurgie et Génie des Matériaux

Par

Mohammed Iliasse BOULIFA

DIRECTEUR DE THESE : Ali HADJI Pr U. BADJI Mokhtar ANNABA

DEVANT LE JURY

PRESIDENT : Med Zine TOUHAMI Pr U. BADJI Mokhtar ANNABA

EXAMINATEURS : Omar ALLAOUI Pr U. Amar TLIDJI LAGHOUAT

Boudjema BEZZAZI Pr U. M'Hamed BOUGARA BOUMERDES

Mosbah ZIDANI MC U. Mohamed KHIDER BISKRA

Saïd MECHACHTI MC U. BADJI Mokhtar ANNABA

RESUME

RESUME

Les fontes à graphite sphéroïdales de structures ausferritiques dites ADI (austempered ductile irons) sont parmi les meilleurs matériaux métalliques à matrice de nature multiphasique. Ce matériau est largement utilisé dans différentes industries (mécaniques, agricoles etc.). Leurs applications vis à vis des sollicitations mécaniques et thermiques dépendent de la nature des différentes phases qui les composent et de leurs interactions mutuelles. Les propriétés microstructurales et mécaniques de ces fontes, après coulée, dépendent de la composition chimique et des paramètres du processus de production (procédé de fusion et surtout traitement thermique). Les principaux facteurs qui influent sur les propriétés de service de l'ADI sont leur structure (présence de ferrite et d'austénite), l'existence de carbures et de la martensite, la morphologie des nodules de graphite (taille et circularité) et la présence ou non d'inclusions.

Aujourd'hui, les efforts de recherche sur la qualité de ce matériau à base fer, fonte ADI, sont portés principalement sur l'amélioration de ses propriétés d'exploitation. L'ensemble des activités de recherche dans ce travail a pour motivation l'étude expérimentale des comportements mécaniques de ce matériau. Pour comprendre ces comportements, nous avons étudié l'influence de la composition chimique et du traitement thermique bainitique sur la formation de la microstructure et sa corrélation avec les propriétés mécaniques.

L'objectif de cette recherche s'inscrit dans l'optique de l'amélioration de la qualité et des propriétés d'exploitation de la fonte ADI et d'appréhender le rôle des éléments d'alliage sur l'évolution de sa microstructure.

Dans ce travail, des éléments d'additions (manganèse, nickel, molybdène, chrome, vanadium, titane et niobium) sont ajoutés à faible teneur à la fonte ductile de base pour étudier l'effet de ces derniers sur l'évolution de la formation de la structure et les propriétés mécaniques. La fonte à étudier est élaborée dans un four à induction. Après fusion, elle est inoculée par un ferro-silicium-magnésium à 45% de Si et 10% de Mg. Les échantillons sont coulés dans des moules en sable autodurcissant à froid sous forme de barreaux cylindriques de 22 mm de diamètre et 300 mm de longueur. Ensuite, des éprouvettes sont austénitisées à 830°C pendant 60 minutes puis trempées dans un bain de sel à 550°C pendant 60 minutes.

Les techniques utilisées pour caractériser les différents échantillons des fontes ADI élaborées sont la spectrométrie à fluorescence X, la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage (MEB), l'analyse de spectroscopie de rayons X (Energie Dispersive X-ray Spectrométrie, EDS), la diffraction des rayons X (DRX) et les essais mécaniques (la dureté, la microdureté, la traction et la résilience).

D'après les observations microscopiques, les résultats obtenus montrent que les fontes expérimentées présentent des structures d'une fonte ADI dual phase formées de ferrite bainitique et

d'ausferrite supérieure en plume. Ces structures diffèrent d'un échantillon à un autre en fonction des taux des éléments d'alliage ajoutés et de leur nature. Les résultats des essais mécaniques montrent que la qualité des fontes étudiées a été améliorée et ces dernières présentent des propriétés meilleures par rapport à la fonte de base, suite au changement microstructural qui s'est opéré après le traitement thermique appliqué d'une part et au durcissement structural provoqué par l'addition de certains éléments d'alliage carburigènes d'autre part.

Mots clés : Fonte GS, Fonte ADI, ferrite bainitique, ausferrite, bainite, traitement de trempe bainitique.

SUMMARY

The spheroidal graphite cast irons at ausferritic structures called ADI (austempered ductile irons) are among the best metallic materials at multiphasic matrix nature. This material is widely used in different industries (mechanical, agricultural etc.). Their applications against mechanical and thermal stresses depend on the nature of the various phases that make up and their mutual interactions. The microstructural and mechanical properties of these cast irons, after casting, depend on the chemical composition and parameters of the production process (melting process and especially heat treatment). The main factors that affect the ADI service properties are the structure (presence of ferrite and austenite), the existence of carbides and martensite, the morphology of graphite nodules (size and roundness) and the presence or absence of inclusions.

Today, research efforts on the quality of the iron based material, ADI, are worn principally on improving its operating properties. All the research in this work has motivated the experimental study of the mechanical behavior of this material. To understand its behavior, we studied the influence of the chemical composition and bainitic heat treatment on the formation of the microstructure and its correlation with the mechanical properties.

The objective of this research is in the perspective of improving the quality and operating properties of ADI and understanding the role of alloying elements on the evolution of its microstructure.

In this work, alloying elements (manganese, nickel, molybdenum, chromium, vanadium, titanium and niobium) are added in low rate at the basic cast iron to study the effect of these late on the evolution of microstructural formation and the mechanical properties. The cast iron in case of study is elaborated in an induction furnace. After melting, the cast iron is inoculated by a ferro-silicon-magnesium to 45% Si and 10% Mg. The samples were casted into self-hardening molds in form of cylindrical rods 22 mm in diameter and 300 mm long. Then samples were austenized at 830°C (60 minutes) then soaked in a salt bath of 550°C (60 minutes).

The techniques used to characterize the different samples of ADI elaborated are the X-ray fluorescence spectrometry, the optical microscopy, the scanning electron microscopy (SEM), the X-ray spectroscopy analysis (Energy Dispersive X-ray Spectrometry, EDS), X-ray diffraction (XRD) and mechanical tests (hardness, micro-hardness, tensile strength and resilience).

According to microscopic observations, the obtained results show that the tested cast irons have ADI dual phase structures formed of bainitic ferrite and upper ausferrite. These structures differ from one sample to another depending on the rate of alloying elements added and their nature. The results of mechanical tests show that, the quality of the cast irons studied, have been improved and these latters exhibit improved properties, compared to the basic cast iron, due to the microstructural

change, that has operated after the applied heat treatment on the one hand and structural hardening, provoked by the addition of certain carbidic alloying elements the on other hand.

Key words: Spheroidal graphite cast iron, austempered ductile iron, bainitic ferrite, ausferrite, bainite, austempering treatment

ملخص

حديد الزهر بالغرافيت الكروي ببنية أوسفيريتية المسمى (الزهر ذو السقاية البينية). هذه المادة المستعملة بشكل واسع في مختلف الصناعات (الميكانيكية، الفلاحية... الخ). تعتمد تطبيقاته فيما يتعلق بالطلبات الميكانيكية والحرارية على طبيعة مختلف الاطوار التي تشكل وتفاعلاتها المتبادلة. تعتمد الخصائص البنيوية والميكانيكية لهذا الزهر، بعد الصب، على التركيب الكيميائي ومعايير عملية الإنتاج (عملية الصهر وخاصة المعالجات الحرارية). أهم العوامل التي تؤثر على خصائص تطبيقات هذا الزهر هي بنيتها (وجود الفيريت والاوستينيت)، وجود الكريبد والمرتنسيت، مرفولوجية كريات الغرافيت (الحجم والاستدارة)، ووجود أو عدم وجود الشوائب.

اليوم جهود الأبحاث على نوعية هذه المادة ذات القاعدة الحديدية المسماة الزهر ذو السقاية البينية تركز أساسا على تحسين خصائص استغلاله. مجموعة نشاطات الأبحاث في هذه العمل هي بدافع الدراسة التجريبية للسلوك الميكانيكي لهذه المادة، لفهم هذا السلوك قمنا بدراسة تأثير التركيب الكيميائي والمعالجة الحرارية البينية على تشكيل البنية المجهرية وارتباطها بالخصائص الميكانيكية.

الغرض من دراسة هذا البحث يدخل في إطار تحسين نوعية وخصائص الزهر ذو السقاية البينية وفهم دور عناصر الامزجة على تطور بنيته المجهرية.

في هذا العمل عناصر الإضافة (المغنيز، النيكل، الموليبدان، الكروم، الفناديوم، التيتان والنيوبيوم)، أضيفت بنسب قليلة الى حديد الزهر القاعدي لدراسة أثر هذه الأخيرة على تطوير تكوين البنية والخصائص الميكانيكية.

حديد الزهر المراد دراسته تم انتاجه داخل فرن كهربائي، بعد الصهر أضيفت له نسبة قليلة جدا من خليط الحديد-سليسيوم-مغنيزيوم ب 45% من السليسيوم و 10% من المغنيزيوم. العينات صبت داخل قوالب من الرمل على شكل أعمدة دائرية بقطر 22 ملم وبطول 300 ملم. بعد ذلك تم تسخين هذه العينات في درجة حرارة 830°م لمدة 60 دقيقة بعد ذلك ثم سقايتها في حوض من الأملاح درجة حرارته 550°م لمدة 60 دقيقة.

التقنيات المستعملة لدراسة خصائص عينات الزهر المنتج هي الميكروسكوب الضوئي، الميكروسكوب الالكتروني، التحليل الدقيق بالأشعة السينية، انكسار الأشعة السينية والتجارب الميكانيكية (الصلابة، الصلابة الدقيقة، مقاومة الشد عند الكسر ومقاومة الصدمات).

حسب الرؤية الميكروسكوبية، النتائج المحصل عليها تبين أن الزهر المدروس هو زهر ذو السقاية البيئيتية ذو الطورين المكون من الفيريت البيئيتي والأسفيريت العلوي وهذه البنيات مختلفة من عينة إلى أخرى حسب نسبة العناصر المضافة ونوعها. نتائج التجارب الميكانيكية بينت أن نوعية الزهر المدروس تم تحسينها وهذه الأخيرة تحمل خصائص أفضل مقارنة مع الزهر القاعدي بعد تغيير البنية المجهرية بالمعالجة الحرارية المطبقة من جهة والتصلب البنيوي الناجم عن إضافة بعد عناصر الأمزجة المشكلة للكربيد من جهة أخرى.

الكلمات المفتاحية: حديد الزهر بالغرافيت الكروي، حديد الزهر ذو السقاية البيئيتية، الفيريت البيئيتي، الأسفيريت، الفيريت، المعالجات الحرارية البيئيتية.

***REMERCIEMENT
ET DIDICACES***

Remerciement

Cette thèse a été réalisée au laboratoire de fonderie, département de métallurgie et génie des matériaux, faculté des sciences de l'ingénierie, Université BADJI Mokhtar-ANNABA. Au terme de ces cinq années de travail, je tiens à remercier chaleureusement toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail de recherche.

J'adresse en premier lieu, une reconnaissance particulière ainsi mes plus profonds respect et remerciements à mon directeur de thèse, professeur **Ali HADJI**, directeur du laboratoire de fonderie, Université BADJI Mokhtar ANNABA, pour avoir dirigé ce travail et qui n'a ménagé aucun effort pour m'orienter tout au long de la réalisation de cette thèse, par son immense savoir, savoir-faire et savoir être. Je le remercie plus particulièrement pour la confiance qu'il m'a accordée en me confiant ce sujet de thèse, pour les discussions fructueuses, pour sa très grande disponibilité et tous ses précieux conseils sur le plan scientifique et le plan personnel.

Je présente aussi mes profonds respect et remerciements au Professeur **Mohammed Zine TOUHAMI**, chef de Département de Métallurgie et Génie des Matériaux, Université BADJI Mokhtar ANNABA, qui malgré ses responsabilités a bien voulu s'intéresser à notre travail et présider le jury de cette thèse. Comme je le remercie infiniment pour son aide et disponibilité, concernant la microscopie électronique à balayage et la microanalyse EDS en Allemagne.

Je tiens également à remercier particulièrement les membres du jury, Professeur **Omar AIAOUI**, de l'université Amar TLIDJI LAGHOUAT, Professeur **Boudjema BEZZAZI**, de l'université M'Hamed BOUGARA BOUMERDES, Dr. **Mosbah ZIDANI**, Maître de conférence à L'université Mohamed KHIDER BISKRA et Dr. **Saïd MECHACHTI**, Maître de conférence à l'université BADJI Mokhtar ANNABA, pour l'honneur qu'ils nous ont fait en acceptant d'examiner ce manuscrit et de commenter avec un très grand intérêt notre travail.

J'adresse un remerciement particulier à Mr. **Hichem MAOUCHE** de l'Unité de Recherche Appliquée à Sidérurgie et Métallurgie (URASM / CSC ANNABA) pour son aide, sa disponibilité et pour m'avoir facilité pleins de tâches lors de l'élaboration et la caractérisation des échantillons.

Je tiens également à remercier très chaleureusement tout le personnel de l'Entreprise Tracteur Agricole (ETRAG) Constantine pour nous avoir permis de réaliser la coulée des échantillons et le traitement thermique, spécialement Mr. **Yazid MAHROUG**, directeur de la fonderie, Mrs. **Rabie MACIB** et **Zoubir CHENIKI**, ingénieurs unité fonderie, Mrs. **Yacine TALHI** et **Achour**

BOUAKAZE, ingénieurs unité de traitement thermique et Mr. **Samir BOULDRAK**, ingénieur de laboratoire.

Je tiens également à remercier aussi Mrs. **Mohammed HBIRECH** et **Sahraoui DERBALI** du Complexe fonderie de BEROUAGUIA et Mr. **Abderrazak GOUZIE** du CFPA1 EL-OUED pour leur aide et disponibilité pendant la confection des éprouvettes de traction et de résilience.

Je présente mes remerciements aux ingénieurs des laboratoires du Département de Métallurgie et Génie des Matériaux U. ANNABA, **Noura RAMDANE**, **Amel GHARBI**, **Hadda REZZAG** et **Siham MEBROUKI** ainsi ceux des laboratoires de l'Ecole Mines et Métallurgie ANNABA, **Nadir BENAMIRA** et **Soumia MEDDAH** pour leur aide lors de la caractérisation des échantillons.

Je présente mon profond respect et mes remerciements aux Pr. **Abderrazak DEBILOU**, Dr. **Rachid MAKHLOUFI** et Dr. **Fayçal JANI** (Université de BISKRA) pour leur aide et disponibilité concernant la microscopie électronique à balayage et la diffraction des rayons X. Ainsi au Dr. **Lahcene FELLAH** pour son aide concernant la maîtrise et l'utilisation du logiciel X'pert High Score.

Je suis extrêmement reconnaissant à mon cher ami, Mr. **Mohammed Bachir MOKADDEM** pour son aide et sa disponibilité de m'avoir facilité pleins de tâches concernant l'outil informatique.

Je remercie tout particulièrement Pr. **Djamel MERGHNI** (Université de BIKRA), Dr. **Abderrahim HAMLAOUI** (Université de OUARGLA), Mrs **Abdallah BOULIFA** et **Mohamad Ashkar** (National Petroleum Services, DOHA-QATAR), Dr. **Imène HADJI**, Mrs **Samir BOULIFA**, **Kamel MESSAOUDI**, **Hamza MESSAOUDI** et **Fethallah GASMI** pour leur aide et disponibilité concernant les critiques linguistiques en Anglais.

Je remercie aussi tous **mes collègues de travail** au CFPA DJAMAA (enseignants et responsables) pour leurs encouragement et de m'avoir facilité plusieurs tâches.

Mes remerciements vont aussi à tous **mes amis** qui m'ont aidé et encouragé. Je remercie en fin **ma famille** pour son soutien sans faille durant toutes ces années.

Mohammed Iliasse Boulifa

Dédicace

Je dédie le fruit de ce travail A :

Mes chers parents ;

Ma chère épouse ;

Mes chères filles ;

Mes chers frères et sœurs, leurs conjoints et leurs enfants ;

Tous mes enseignants ;

Tous mes amis ;

Toute ma famille.

Mohammed Iliasse Boulifa

***LISTE
DES TABLEAUX***

LISTE DES TABLEAUX		
Tableau	Titre	Page
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE		
1	Eléments stabilisateurs de ferrite et d'austénite	14
2	Effet des éléments d'alliage sur les propriétés	24
METHODES EXPERIMENTALES		
3	Planification expérimentale	56
4	Composition chimique de la fonte expérimentée	56
RESULTATS ET DISCUSSION		
5	Résultats de diffraction des rayons X	96
6	Paramètres de la ferrite	103
7	Paramètres de l'austénite	103
8	Paramètres de la martensite	104
9	Paramètres de la cémentite	104
10	Résultats de microdureté des constituants microstructuraux des fontes étudiées	109
11	Résultats de dureté des fontes étudiées avant et après traitement bainitique	115
12	Résultats des essais de traction des fontes étudiées	122
13	Résultats de résilience des fontes testées	125

***LISTE
DES FIGURES***

LISTE DES FIGURES		
Figure	Titre	Page
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE		
1	Propriétés et structures de différents types de fonte	3
2	Comparaison des propriétés mécaniques des fontes	4
3	Microstructures d'une fonte ADI à 1% Ni, 0.25% Mo et 0.66% Cu	5
4	Structures des ADI ferritiques à différentes températures d'austénitisation	5
5	Microstructures de la fonte ADI dual phase	6
6	Coupe du diagramme d'équilibre stable Fe-C-Si	7
7	Microstructures de CADI avec variation de la teneur en bore	8
8	Description schématique de la solidification d'une fonte G.S	12
9	Classification des phases des fontes alliées	15
10	Effet des éléments d'alliage sur le domaine de la phase γ	15
11	Zones de ségrégation des éléments d'alliage	16
12	Microstructures d'une fonte ADI présentant une transformation non uniforme résultant d'une ségrégation des éléments d'alliage	16
13	Composition de l'alliage Fe-C en fonction de la teneur en Carbone	18
14	Schématisme d'une partie du diagramme d'équilibre stable	18
15	Domaine de variation des teneurs en carbone et en silicium et facteurs pratiques limitant ce domaine	19
16	Effet des éléments d'alliage sur la dureté de ferrite	23
17	Structures de de trois types de fontes	25
18	Microstructures des fontes traitées à 370°C	25
19	Influence de la nature de la matrice sur les propriétés mécaniques	26
20	Comparaison des propriétés mécaniques de la fonte GS obtenu par différents traitements thermique	26
21	Diagramme (TTT) de traitement thermique de fontes ADI	28
22	Diagramme T.R.C pour les fontes G.S	29

23	Illustration du traitement thermique de trempe étagée	29
24	Schéma des cycles thermiques comportant un passage dans l'intervalle critique α/γ	31
25	Schéma représentant la microstructure « idéale » obtenue par l'intermédiaire de traitements permettant l'austénitisation des zones de fin de solidification	31
26	Cycle de traitement thermique pour obtenir une ADI « Duale phase »	32
27	Représentation schématique des traitements thermiques effectués afin d'obtenir les microstructures : ausferrite, ferrite - bainite et ferrite-martensite	32
28	Microstructures de l'ausferrite au microscope optique	34
29	Microstructures de l'ausferrite au MEB	34
30	Cycle de traitement de trempe bainitique expliquant la formation de l'ausferrite et la bainite	34
31	Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien isotherme	35
32	Influence de la teneur en Mn sur la fenêtre de traitement ADI	35
33	Représentation schématique de la bainite supérieure et inférieure	37
34	Microstructures de la bainite inférieure et supérieure	38
35	Microstructure ADI présentant de carbures et d'austénite résiduelle	38
36	Fonte ADI alliée au : a. Cu et b. Cu+Ni, avec présence de perlite	39
37	Microstructure de CADi avec des contenus différents de nano ceria	39
38	Micrographie d'une fonte austénitisée à la température intercritique de 795 °C pendant 20 min, puis traitée à 365 °C pour différents temps	40
39	Micrographie d'une fonte austénitisée à la température intercritique de 815 °C pendant 20 min, puis traitée à 365 °C pour différents temps	40
40	Microstructure d'une ADI à : a. 1% de Mn, b. 2% de Mn et c. 3% de Mn	41
41	Proportions des constituants microstructuraux et dureté HV en fonction de la température et du temps de traitement thermique	41
42	Effet de la température d'austénitisation sur : a. propriétés mécaniques, b. taux d'usure (temps d'austénitisation 60 min)	42
43	Microstructures (MEB) de la fonte austénitisée pendant 1h à : a. 850°C, b.	42

	900°C, c. 950°C et traitée bainitiquement pendant 30 min à 420°C	
44	Microstructures de la fonte austénitisée pendant 2 h : a. 871°C, b. 898°C, c. à 927°C, d. 954°C, e. 982°C	43
45	Influence de la température d'austénitisation sur les propriétés de l'ADI	45
46	Microstructures des fontes traitée bainitiquement à 120 min à des températures : a. 795°C ; b. 815°C et c. 900°C	45
47	Effet du temps d'austénitisation sur : a. les propriétés mécaniques, b. taux d'usure (température d'austénitisation 925°C)	46
48	Microstructures de la fonte austénitisée à 925°C à : a. 5 min, b. 60 min et c. 120 min, traitée bainitiquement à 420°C à 30 min	46
49	Microstructures de la fonte de base avant trempe bainitique	47
50	Microstructures après trempe bainitique	47
51	Effet de la température de trempe bainitique sur la limite élastique, la résistance à la traction, la résilience et l'allongement	48
52	Effet de la température de trempe bainitique sur, le carbone de l'austénite, l'austénite résiduelle, l'allongement et la résistance à la traction	48
53	limite d'élasticité et allongement de l'ADI en fonction de la température de trempe bainitique	48
54	variation de la dureté en fonction de la trempe bainitique	49
55	Effet de la température de trempe bainitique sur les propriétés mécaniques et le taux d'usure (temps de température de trempe bainitique 60 min)	49
56	Microstructures de la fonte de base	50
57	Microstructures après trempe bainitique pendant 1 h à : a. 300°C et pendant 2 h à : b. 300°C, c. 350°C et d. 400°C	50
58	Microstructures (MEB) après trempe bainitique à 1 h à : a. 300°C et pendant 2 h à : b. 300°C, c. 350°C et d. 400°C	51
59	Effet du temps de maintien sur la fraction de volume de l'austénite résiduelle à différentes températures de trempe bainitique	51
60	Effet de temps de maintien sur : a. la limite élastique, b. la résistance à la traction, c. la résilience et d. l'allongement à différentes températures de trempe bainitique	52

61	Cinétique de réaction mesurée à 300 et 400°C des fontes au Ni, au Mo et au Ni et Mo	54
62	Variation de la microstructure (a), des propriétés mécaniques (b), et du taux d'usure (c) en fonction du temps de trempe bainitique (température de trempe bainitique, 420 °C)	54
METHODES EXPERIMENTALES		
63	Méthode de coulée des éprouvettes	55
64	Cycle de traitement thermique utilisé	57
65	Four « DEGUSSA »	57
66	Microscope optique utilisé pour les essais métallographiques	58
67	MEB utilisé pour les essais métallographiques	59
68	Diffractomètre utilisé pour les essais	59
69	Microduromètres utilisés pour les essais	60
70	Duromètre utilisé pour l'essai de dureté HRC	61
71	Principe de l'essai de traction	61
72	Forme et dimensions de l'éprouvette de traction	62
73	Eprouvette de traction utilisée	62
74	Machine utilisée pour les essais de traction	62
75	Principe de l'essai de résilience	63
76	Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience	63
77	Eprouvette de résilience utilisée	64
78	Machine utilisée pour les essais de résilience	64
RESULTATS ET DISCUSSION		
79	Microstructures de la fonte de base FB à l'état brut de coulée	67
80	Microstructures de la fonte FB de base après traitement de trempe bainitique	67
81	Microstructures de la fonte FA1 à l'état brut de coulée	68
82	Microstructures de la fonte FA1 après traitement de trempe bainitique	68
83	Microstructures de la fonte FA2 à l'état brut de coulée	69
84	Microstructures de la fonte FA2 après traitement de trempe bainitique	69

85	Microstructures de la fonte FA3 à l'état brut de coulée	70
86	Microstructures de la fonte FA3 après traitement de trempe bainitique	70
87	Microstructures de la fonte FA4 à l'état brut de coulée	71
88	Microstructures de la fonte FA4 après traitement de trempe bainitique	71
89	Microstructures de la fonte FA5 à l'état brut de coulée	72
90	Microstructures de la fonte FA5 après traitement de trempe bainitique	72
91	Microstructures de la fonte FA6 à l'état brut de coulée	73
92	Microstructures de la fonte FA6 après traitement de trempe bainitique	73
93	Microstructures de la fonte FA7 à l'état brut de coulée	73
94	Microstructures de la fonte FA7 après traitement de trempe bainitique	74
95	Microstructures de la fonte FA8 à l'état brut de coulée	74
96	Microstructures de la fonte FA8 après traitement de trempe bainitique	75
97	Microstructures de la fonte FA9 à l'état brut de coulée	75
98	Microstructures de la fonte FA9 après traitement de trempe bainitique	76
99	Microstructures de la fonte FA10 à l'état brut de coulée	76
100	Microstructures de la fonte FA10 après traitement de trempe bainitique	76
101	Microstructure (MEB) de la fonte FB à l'état traité	77
102	Microstructure (MEB) de la fonte FA1 à l'état traité	78
103	Microstructure (MEB) de la fonte FA2 à l'état traité	78
104	Microstructure (MEB) de la fonte FA3 à l'état traité	79
105	Microstructure (MEB) de la fonte FA4 à l'état traité	79
106	Microstructure (MEB) de la fonte FA5 à l'état traité	79
107	Microstructure (MEB) de la fonte FA6 à l'état traité	80
108	Microstructure (MEB) de la fonte FA7 à l'état traité	80
109	Microstructure (MEB) de la fonte à l'état traité	81
110	Microstructure (MEB) de la fonte FA9 à l'état traité	81
111	Microstructure (MEB) de la fonte FA10 à l'état traité	81
112	Microanalyse X par EDS de la fonte de base FB	84
113	Microanalyse X par EDS de la fonte FA1	85

114	Microanalyse X par EDS de la fonte FA2	86
115	Microanalyse X par EDS de la fonte FA3	87
116	Microanalyse X par EDS de la fonte FA4	88
117	Microanalyse X par EDS de la fonte FA5	89
118	Microanalyse X par EDS de la fonte FA6	90
119	Microanalyse X par EDS de la fonte FA7	91
120	Microanalyse X par EDS de la fonte FA8	92
121	Microanalyse X par EDS de la fonte FA9	93
122	Microanalyse X par EDS de la fonte FA10	94
123	Spectre de diffraction X de la fonte ADI de base FB	96
124	Spectre de diffraction X de la fonte FA1	97
125	Spectre de diffraction X de la fonte FA2	98
126	Spectre de diffraction X de la fonte FA3	98
127	Spectre de diffraction X de la fonte FA4	99
128	Spectre de diffraction X de la fonte FA5	100
129	Spectre de diffraction X de la fonte FA6	100
130	Spectre de diffraction X de la fonte FA7	101
131	Spectre de diffraction X de la fonte FA8	101
132	Spectre de diffraction X de la fonte FA9	102
133	Spectre de diffraction X de la fonte FA10	103
134	Microdureté des constituants microstructuraux des fontes étudiées à l'état brut de coulée	110
135	Microdureté de la ferrite	110
136	Microdureté de la perlite	111
137	Microdureté des constituants microstructuraux des fontes étudiées à l'état traité	111
138	Microdureté de la ferrite bainitique	112
139	Microdureté de l'ausferrite supérieure	112
140	Dureté des fontes à l'état brut de coulée	116

141	Dureté des fontes à l'état traité	116
142	Dureté des fontes testées	117
143	Limite élastique des différentes fontes après traitement de trempe bainitique	119
144	Résistance à la traction des fontes à l'état traité	121
145	Allongement des fontes testées après traitement de trempe bainitique	122
146	Résilience des fontes après traitement de trempe bainitique	125

SOMMAIRE

SOMMAIRE

Titre	Page
I. INTRODUCTION	1
II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	3
II.1. Définition de la fonte ductile à trempe bainitique (ADI).....	3
II.2. Classification des fontes ADI.....	4
II.3. Particularités spécifiques des fontes ADI.....	8
II.4. Applications des fontes ADI.....	9
II.5. Elaboration des fontes ADI.....	10
II.5.1. Elaboration de la fonte GS destinée à L'ADI.....	10
II.5.2. Traitement thermique de la fonte GS destinée à l'ADI.....	26
III. METHODES EXPERIMENTALES	55
III.1. Elaboration de la fonte GS alliée et coulée des échantillons.....	55
III.2. Traitement thermique.....	56
III.3. Métallographie optique.....	58
III.4. Microscopie électronique à balayage et Microanalyse X (MEB - EDS).....	58
III.5. Diffraction de rayons X.....	59
III.6. Essais mécaniques.....	60
IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS	65
IV.1. Métallographie.....	65
IV.1.1. Observations au microscope optique.....	66
IV.1.2. Observations au MEB.....	77
IV.2. Microanalyse X par EDS sur MEB.....	83
IV.3. Diffraction des rayons X.....	95
IV.4. Microdureté.....	106
IV.5. Dureté.....	113
IV.6. Traction.....	117
IV.7. Résilience.....	123
V. CONCLUSION	126
VI. PERSPECTIVES	129
VII. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	130
VIII. ANNEXES	135

INTRODUCTION

I. INTRODUCTION

Les fontes ADI (Austempered Ductile Irons) constituent une famille de matériaux technologiques qui peuvent être employés avec succès dans beaucoup d'applications. Les excellentes propriétés mécaniques des ADI, en particulier la combinaison favorable de la résistance à la traction, la résistance à l'usure et la ductilité élevée, prédestinent ces fontes pour agir en tant que produits de remplacement pour les matériaux forgés, la fonte malléable, l'acier cémenté et trempé ou comparables à celles de certains aciers à haute résistance. Ces matériaux offrent également un grand potentiel pour les pièces moulées pour des applications impliquant des charges d'impact combinées à l'usure. L'intérêt croissant pour l'étude et le développement des fontes ADI peut être attribué à la combinaison remarquable des propriétés mécaniques résultantes de leurs microstructures. La microstructure de l'ADI peut être affectée par l'addition des éléments d'alliage, par le changement du pourcentage de chaque phase et par la formation de l'austénite non transformée. Ainsi la résistance à la traction et la ductilité des fontes ADI peuvent être changées dans un large éventail pendant le procédé de traitement thermique bainitique. La fonte ADI est donc une occasion de répondre à la demande industrielle croissante du coût et de densité des matériaux. Les avantages sont bien connus et les larges champs des demandes de cette fonte se développent rapidement. Le développement des fontes à graphite sphéroïdal de type ADI est une avancée importante dans la technologie des fontes ductiles. Ces dernières années, en raison de leurs importantes propriétés, elles trouvent aujourd'hui une place prépondérante dans de nombreuses applications (industries mécaniques, industries agricoles...). Les progrès considérables des propriétés mécaniques, produites par les fontes ADI, offrent aux fonderies des possibilités importantes, parmi lesquelles, on trouve le développement d'un marché pour ces fontes, dans lequel les fontes GS classiques ont perdu leur place en raison de leurs faibles propriétés mécaniques. Les fontes GS de type ADI offrent donc des combinaisons exceptionnelles des propriétés mécaniques et de propriétés d'usage en alliant une ductilité élevée, une bonne résistance à l'usure et une masse volumique relativement 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. Cette fonte est obtenue par un traitement thermique spécifique d'une fonte GS. Le principe consiste à appliquer à cette dernière un traitement bainitique. Le but de ce traitement est d'obtenir une microstructure de type bainitique stable avec des caractéristiques mécaniques comparables à celles de certains aciers. Durant ces dernières années, la fonte ADI d'après Florin Serban (Thèse de Doctorat, 2004, Université de Reims Champagne Ardenne) 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 austénite-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 sont principalement concentrés sur des améliorations possibles de ses propriétés mécaniques. C'est dans cette optique que s'inscrit l'objectif de notre recherche qui est l'amélioration des propriétés mécaniques de la fonte GS destinée à la coulée des pièces de tracteurs agricoles tels que têtes d'articulation, pédales de couplage, tendeurs, bielles, etc.

Les phases principales suivies dans ce travail, pour atteindre cet objectif et réaliser cette thèse sont basées sur quatre parties.

Une première partie qui est une recherche bibliographique dans laquelle sont collectées et analysées les informations théoriques et pratiques, nécessaires à comprendre les détails de ce matériau, résultantes d'un suivi continu de nouvelles études dans différents axes de recherche sur ce matériau. Dans cette recherche bibliographique, une étude 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 formation de structure et ses propriétés en se référant à des travaux de recherche déjà réalisés.

Une deuxième partie de cette étude, dans laquelle sont présentées les différentes méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation des échantillons coulés en fonte ADI élaborées à la fonderie de l'Entreprise de Tracteur Agricole de Constantine (ETRAG) où sont pratiqués aussi les traitements thermiques.

Une troisième partie de cette thèse, dans laquelle sont présentés les résultats de la caractérisation des échantillons et leur discussion.

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

ETUDE
BIBLIOGRAPHIQUE

II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

II.1. Définition de la fonte ductile à trempe bainitique (ADI)

La fonte ADI (Austempered Ductile Iron), ou fonte ductile à trempe bainitique, est une fonte à graphite sphéroïdale (fonte G.S.) traitée thermiquement qui combine d'excellentes propriétés mécaniques avec des coûts de fabrication relativement faibles. Elle propose une alternative aux ingénieurs en acier et en alliages d'aluminium. Elle est utilisée dans de nombreuses applications dans l'ingénierie automobile, agricole et industrie lourde. Elle est récemment apparue comme un matériau d'ingénierie très important [1-3]. 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. Le principe consiste à donner à cette dernière un traitement de type bainitique [4, 5]. Le traitement thermique de l'ADI commence par une austénitisation entre 810 et 982 °C (T_γ), où la fonte brut de coulée à matrice ferritique et / ou perlitique se transforme en austénite et s'enrichit en carbone à partir de nodules de graphite [2], suivi d'une trempe étagée généralement entre 250-390°C ou 390-500°C. Le premier intervalle correspond à une bainite inférieure et le second à une bainite supérieure [6], 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 (bainite, ausferrite, ferrite bainitique, bainite perlitique, etc.). Ainsi, il permet d'atteindre des propriétés mécaniques comparables à celles de certains aciers à haute résistance (figure 1 et 2). Ces propriétés sont liées à sa microstructure ausferritique [5, 7]. Comme il permet d'obtenir une gamme de matériaux aux propriétés exceptionnelles bien supérieures à celles des fontes G.S. ferrito-perlitique.

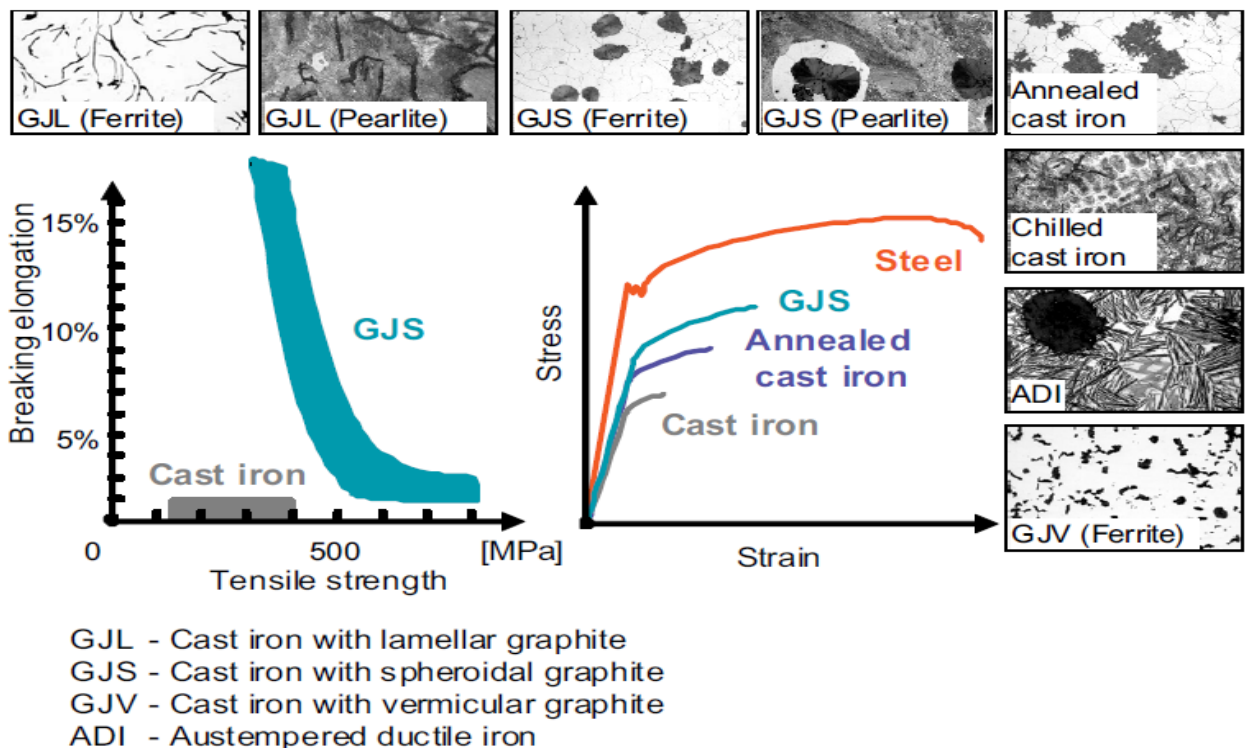


Figure 1. Propriétés et structures de différents types de fontes [8]

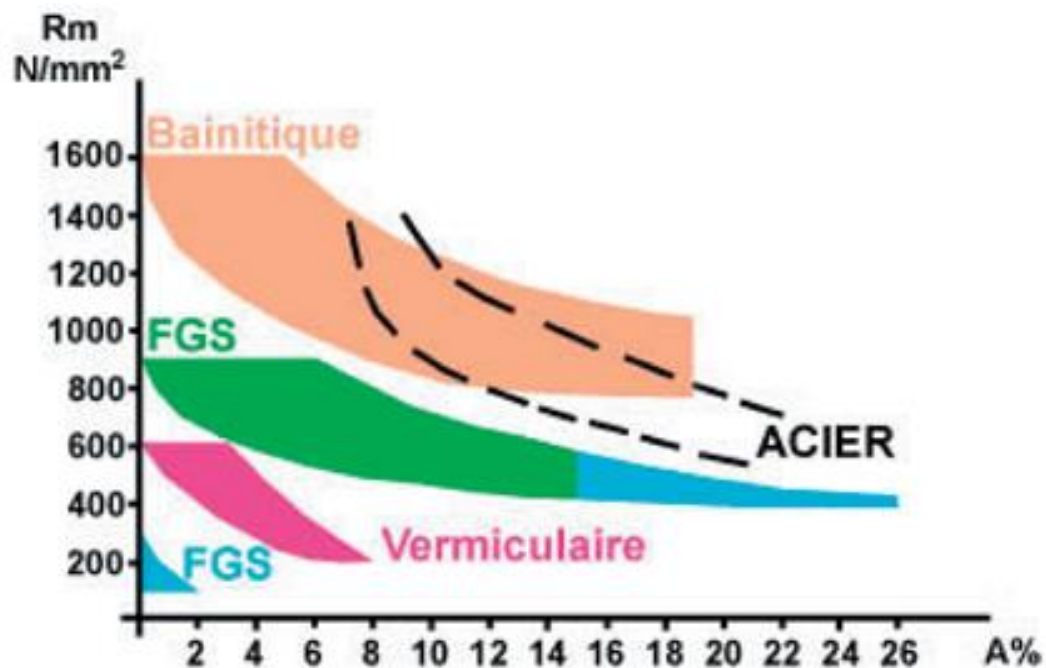


Figure 2. Comparaison des propriétés mécaniques des fontes [9]

II.2 Classification des fontes ADI

Les fontes ADI sont classées en deux familles, les fontes ADI inférieures à ausferrite inférieure et les fontes ADI supérieures à ausferrite supérieure qui possèdent des propriétés et des applications bien distinctes [10].

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 les éléments pour la compression ou le grenailage [10].

Les fontes ADI supérieures ont une résistance à la traction assez élevée (800-1200 MPa) liée 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 [10]. La figure 3 montre les structures des fontes ADI inférieures, les fontes ADI supérieures et celle des fontes ADI mixtes [11].

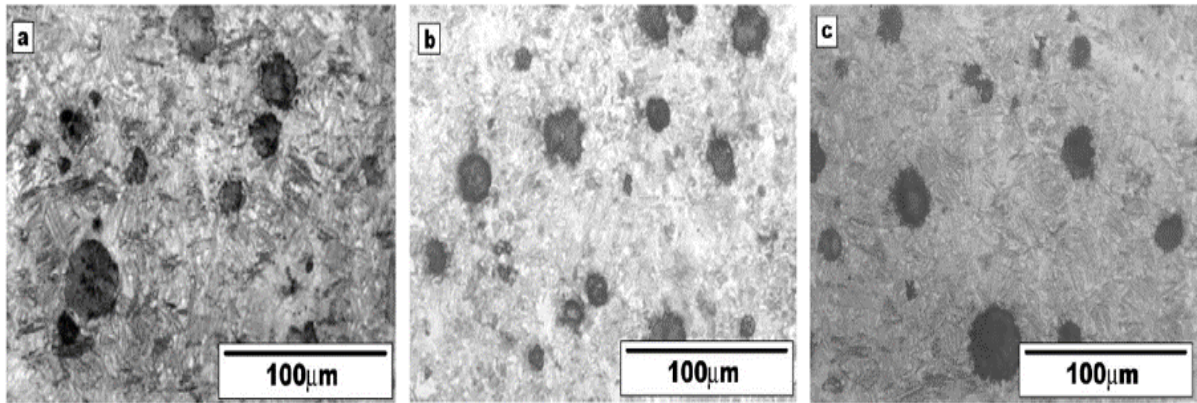


Figure 3. Microstructures d'une fonte ADI à 1% Ni, 0.25% Mo et 0.66% Cu traitée à :
 a. 315°C : ausferrite inférieure, b. 370°C : ausferrite supérieure et c. 350°C : ausferrite mixte
 (inférieure et supérieure) [11]

Durant ces dernières années, des travaux de recherche [5, 12, 13, 14, 15] ont prouvés que la structure traditionnelle de la fonte ADI purement ausferritique (ferrite plus austénite) dite conventionnelle, peut être affectée par des problèmes de changement de phases pendant l'usinage. Dans ce cas, l'austénite est mécaniquement instable et se transforme en martensite dans les pièces mécaniques, soumises à des opérations d'usinage, destinées à l'industrie d'automobile et aéronautique [5]. Comme la plupart des composants en fonte ADI dans l'automobile, l'aéronautique et d'autres industries ont besoin des opérations d'usinage, la fonte ADI de structure entièrement ferritique (avec aucune trace d'austénite résiduelle) pourrait réduire les coûts d'usinage de ces composants [5]. La figure 4 montre des exemples de structures ferritiques pour les ADI ferritiques.

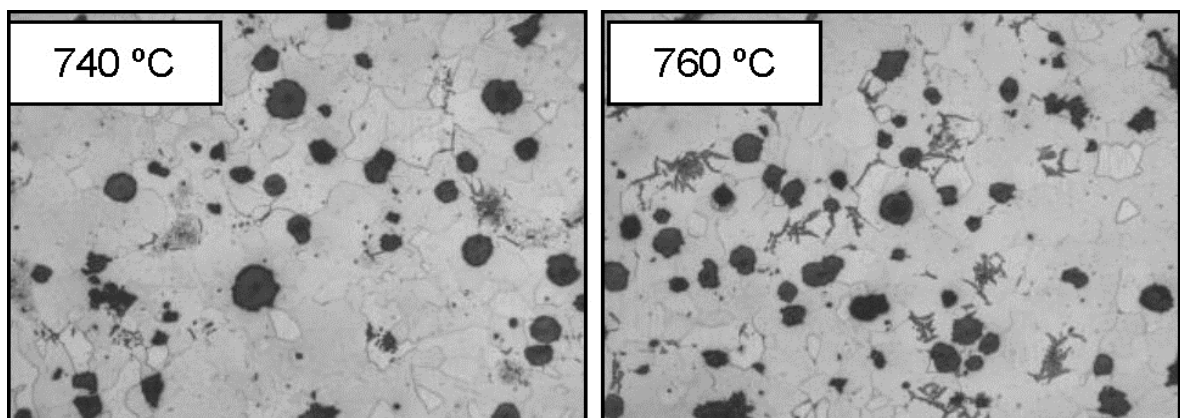


Figure 4. Structures des ADI ferritiques à différentes températures d'austénitisation [12]

Au cours de ces dernières années, une attention croissante a été accordée au développement d'un nouveau type de fonte ADI (figure 5), parfois appelée Dual Phase Austempered Ductile Iron

« DPADI » ou fonte ductile à trempe bainitique à double phase. La structure de cette fonte se compose de ferrite plus un faible taux de bainite (ausferrite) ou de martensite [5, 12, 13, 14, 15].

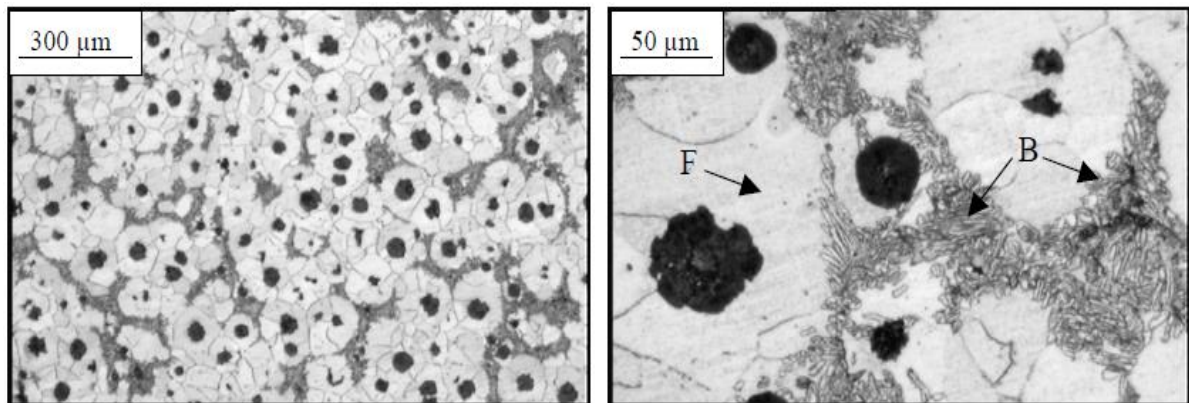


Figure 5. Microstructures de la fonte ADI dual phase [15]

Des études antérieures (Basso et al., 2011) ont montré que l'une des méthodologies possibles pour atteindre la DPADI consiste à soumettre la fonte GS à une trempe bainitique à partir d'une température d'austénitisation partielle [13]. Le diagramme d'équilibre de la fonte ductile peut être représenté par une coupe du diagramme de phase Fe-C-Si (figure 6). Pour les alliages riches en carbone, comme la fonte ductile, la transformation d'austénite en ferrite bainitique lors du refroidissement prend place dans un intervalle de température, parfois désigné sous le nom intervalle intercritique de températures (ITI), dans lequel l'austénite, la ferrite et le graphite coexistent [14].

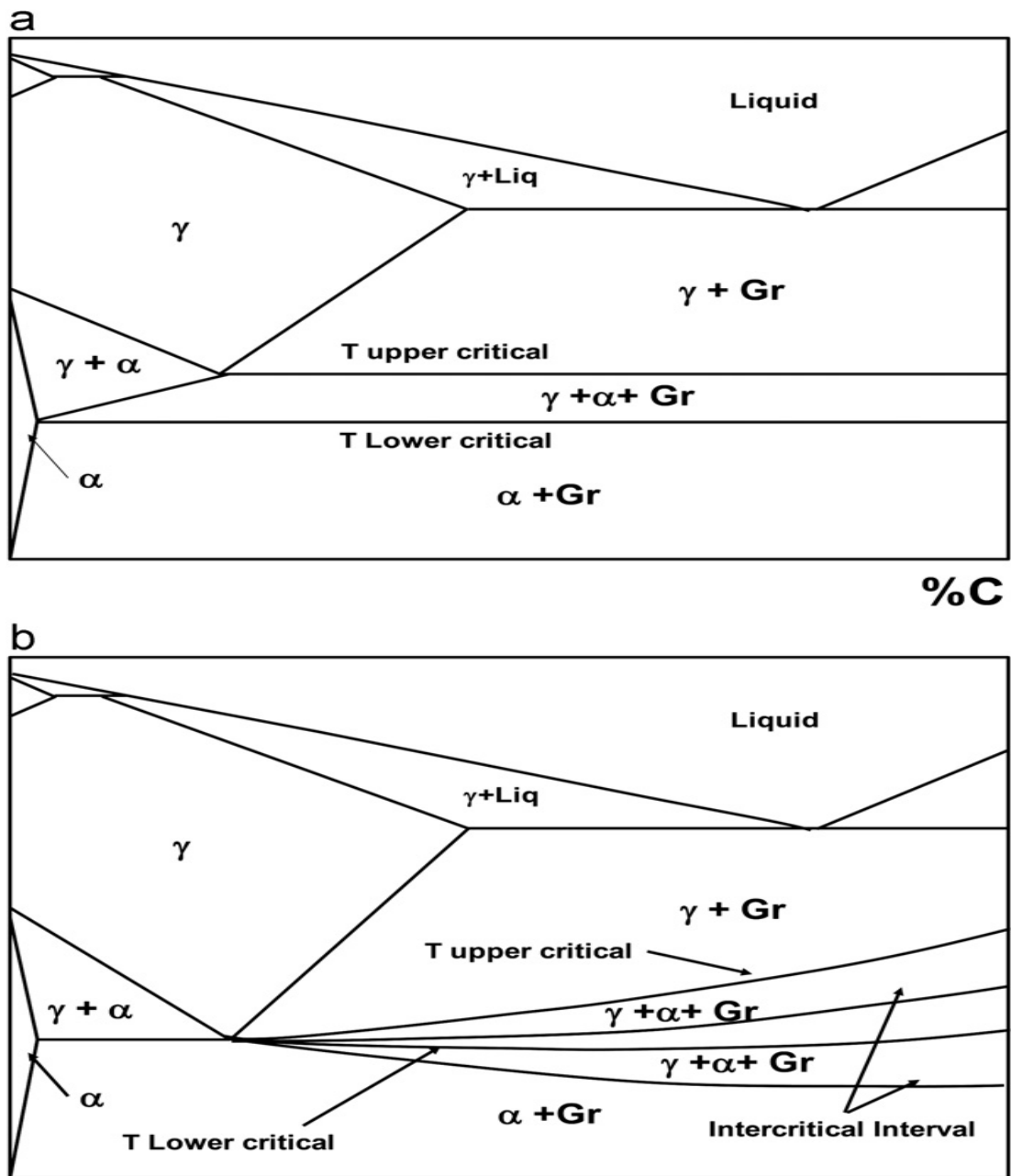


Figure 6. Coupe du diagramme d'équilibre stable Fe-C-Si : a. à 2,5% de Si et b. effet de Si et de Ni sur la position d'intervalle intercritique [14]

Un nouveau type de fonte ADI qui présente des carbures immergés dans une matrice ausferritique, appelé « Carbodic ADI » ou « CADI » (figure 7), a été récemment introduit sur le marché. L'utilisation de CADI est en augmentation en raison de l'excellente combinaison de sa résistance à l'usure abrasive élevée et sa bonne résistance aux chocs par rapport à d'autres matériaux présentant une résistance similaire à l'usure [16, 17].

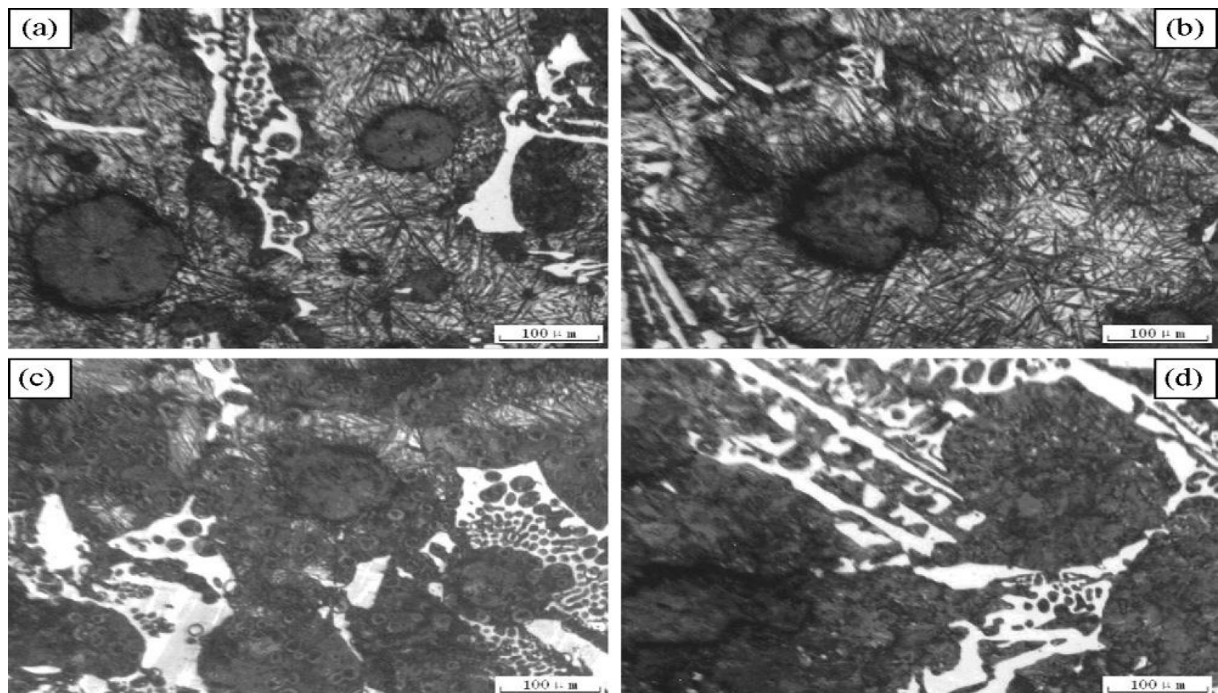


Figure 7. Microstructures de CADI avec variation de la teneur en bore :

a. 0.03% B, b. 0.05% B, c. 0.08% B, et d. 0.12% B [16]

D'après ces récentes recherches, les fontes ADI peuvent être classées selon leurs structures en quatre types :

- Fontes ADI conventionnelles purement ausferritiques (ferrite plus austénite) ;
- Fontes ADI purement ferritiques avec aucune trace d'austénite résiduelle ;
- Fontes ADI à double phase « DPADI » (ferrite avec bainite (ausferrite) ou martensite) ;
- Fontes ADI contenant de carbures (Carbide ADI) « CADI » avec la présence de carbures dans la structure.

II.3. Particularités spécifiques des fontes ADI

En plus des propriétés mécaniques intéressantes telles que ténacité, ductilité et résistance à la traction élevées, haute résistance à la fatigue, haute résistance à l'usure et haute résistance aux chocs [9], les fontes ADI offrent un certain nombre d'avantages techniques :

➤ La masse d'une pièce en fonte ADI est inférieure de 10% par rapport à celle d'une pièce en acier forgé pour les mêmes dimensions [4]. Cela est dû à la présence de carbone en quantité plus importante se présentant sous forme de graphite [18]. Dans certains domaines, notamment dans l'industrie automobile, la réduction de la masse est un facteur très important [4] ;

➤ Les engrenages en fonte GS bainitique présentent un fonctionnement plus silencieux que les engrenages équivalents en aciers [4] ;

➤ Les pièces en fonte ADI présentent une résistance supérieure au grippage que les pièces semblables en acier, en particulier avec une autolubrification [9]. Dans le cas de pannes 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 [4] ;

- La possibilité de couler des pièces de formes complexes avec un minimum d'usinage [9, 18] ;
- Un recyclage aisé, une grande liberté de conception et une surface de qualité [18] ;
- Capacité d'amortissement aux chocs élevée. Elle est intermédiaire entre les fontes grises et l'acier [9] ;
- Caractéristiques insensibles à la massivité [9].

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 austénito-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 [4] ;

➤ 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, le prix 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 [4] ;

➤ Excellente coulabilité et faibles frais de production : une 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 [9, 18].

II.4. 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 austénito-ferritique sont appliquées avec succès dans différents domaines [1], parmi lesquels :

- Pièces de mécanique générale et d'usure [19] ;
- Agriculture : socs de charrue, fléaux etc. ;

- Automobile : arbres à cames, cames, segments de piston, rotules [18], amortisseurs, fourchettes pour arbres à transmission, vilebrequins, engrenages, pignons, supports moteur [4] ;
- Pièces de machines et tubes [20] ;
- 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 [21] ;
- 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 [21] etc.

II.5. Elaboration des fontes ADI

Comme il est indiqué dans la définition, la fonte ADI est une fonte à graphite sphéroïdal traitée thermiquement par un traitement de type bainitique avec une austénitisation et une trempe bainitique dans un bain de sel. Les propriétés microstructurales et mécaniques des fontes GS à trempe bainitique dites ADI après coulée dépendent de la composition chimique et des paramètres exacts des étapes du processus de production (le procédé de fusion et surtout la technologie de traitement thermique). Les principaux facteurs qui influent sur les propriétés mécaniques de l'ADI sont la structure de la matrice (présence de ferrite et d'austénite), l'existence et la distribution de carbures et de martensite dans la microstructure, la morphologie du graphite (taille et forme sphéroïdale des nodules) et les défauts de fonderie (inclusions).

La production de cette fonte est conditionnée par deux facteurs principaux : l'élaboration de la fonte GS destinée à L'ADI et le choix du traitement thermique de type bainitique adéquat.

II.5.1. Elaboration de la fonte GS destinée à L'ADI

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 des réfractaires, l'inoculation, le mode de coulée et le refroidissement de la pièce.

La fonte destinée à la transformation de fonte GS peut être élaborée dans l'un des fours utilisés en fonderie [22] : cubilot acide (à vent froid), cubilot basique (à vent chaud) ou four électrique (à arc, ou à induction) [23]. 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 inoculants. 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 l'inoculation au magnésium est la seule utilisée. 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. La teneur efficace à ajouter est de 0.04% [23] ;

➤ **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'inoculant ne doit pas dépasser 0.05 à 0.1%. Quant à l'inoculation de la fonte en 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 [22].

L'action des inoculants se distingue selon le type de l'élément ajouté s'il est sphéroïdisant ou graphitisant. Dans les fontes à graphite lamellaire (FGL), la lamelle poursuit sa croissance avec son extrémité plongeant dans le liquide, alors que dans les fontes à graphite sphéroïdale (FGS), le sphéroïde est entouré par un grain d'austénite à travers lequel le carbone diffuse.

Solidification d'une fonte ADI. 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 [4]. La solidification des fontes GS ne s'effectue pas à une température constante, mais sur un certain intervalle de température [24]. A l'état solide, la fonte GS présente une morphologie très particulière, car elle est composée de « cellules de solidification » [4]. Les phénomènes de solidification des fontes GS présentent des différences importantes par rapport aux

fontes lamellaires (FGL). La comparaison, du déroulement des phénomènes de solidification 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 [24]. 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 [24]. 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 [24]. 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 parois du 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 [24].

Lors de la solidification, c'est le graphite qui se forme en premier dans le bain liquide sur les sites de germination constitués lors de l'étape d'inoculation. Les sphéroïdes formés s'entourent ensuite d'une gaine austénitique, appelée cellule eutectique, à travers laquelle le carbone doit diffuser pour les faire croître. La figure 8 schématise les mécanismes de solidification d'une fonte GS.

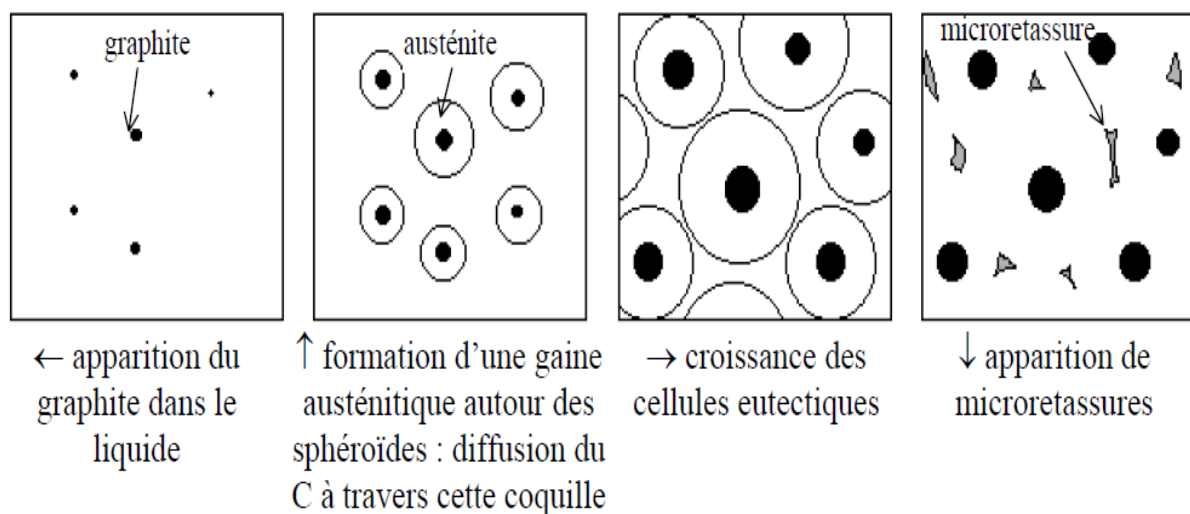


Figure 8 : Description schématique de la solidification d'une fonte G.S.

La solidification des fontes G.S. entraîne toujours la formation de porosités que l'on peut diviser en deux familles :

- des microretassures de petite taille (de l'ordre de quelques micromètres) qui sont dues aux espaces laissés libres en fin de solidification, lorsque les cellules eutectiques se rencontrent [15] ;
- des porosités de tailles plus importantes (de quelques dizaines de micromètres jusqu'à parfois plus d'un millimètre qui apparaissent dans les zones de la pièce se solidifiant en dernier. Elles sont dues à la différence de densité du métal à l'état liquide et à l'état solide, qui entraîne un retrait lors de la solidification et provoque la formation de cavités appelées retassures [15].

II.5.1.1. Effet de la composition chimique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

Pendant l'élaboration, 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 [4].

II.5.1.1.1. 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 [25, 26, 27] :

- 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 antigrafitisants et tout le carbone se lie avec l'élément d'alliage, dans ce cas 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. Cette 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.5.1.1.2. Classification des éléments d'alliage

A partir de la distribution des éléments d'alliage dans la fonte, ces derniers peuvent être classés comme suit :

➤ Éléments graphitisants : Ces éléments diminuent la stabilité des carbures et favorisent la formation du graphite, comme le silicium (Si), le nickel (Ni), le cobalt (Co), l'aluminium (Al), etc. [25, 26, 27] ;

➤ 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). Ces derniers forment des carbures durs (souvent complexes), augmentent la dureté et la résistance [25, 26, 27].

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

➤ Éléments stabilisateurs d'austénite (gammagènes) : Ces derniers 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 . Ce sont le nickel (Ni), le manganèse (Mn), le cobalt (Co) et le cuivre (Cu) [25, 26, 27] ;

➤ Éléments stabilisateurs de ferrite (alphagènes) : 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) [25, 26, 27].

Le tableau 1 synthétise les éléments d'alliage alphagènes et gammagènes et leur effet dans la fonte.

Tableau 1. Éléments stabilisateurs de ferrite et d'austénite [28]

Effet	Éléments 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 9 et 10 montrent l'effet des éléments d'alliage sur le domaine de la phase γ .

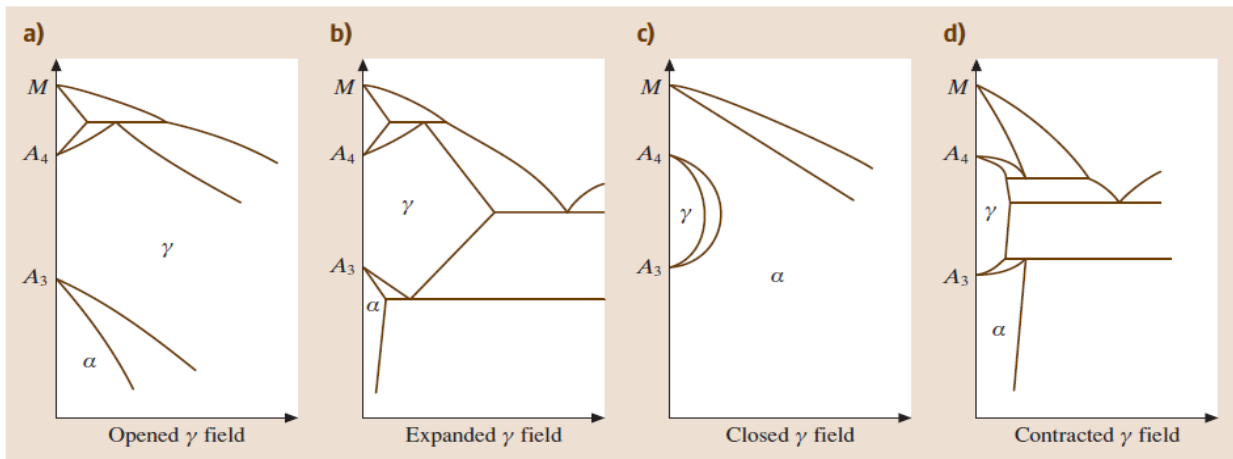


Figure 9. Classification des phases des fontes alliées :

- 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 [29]

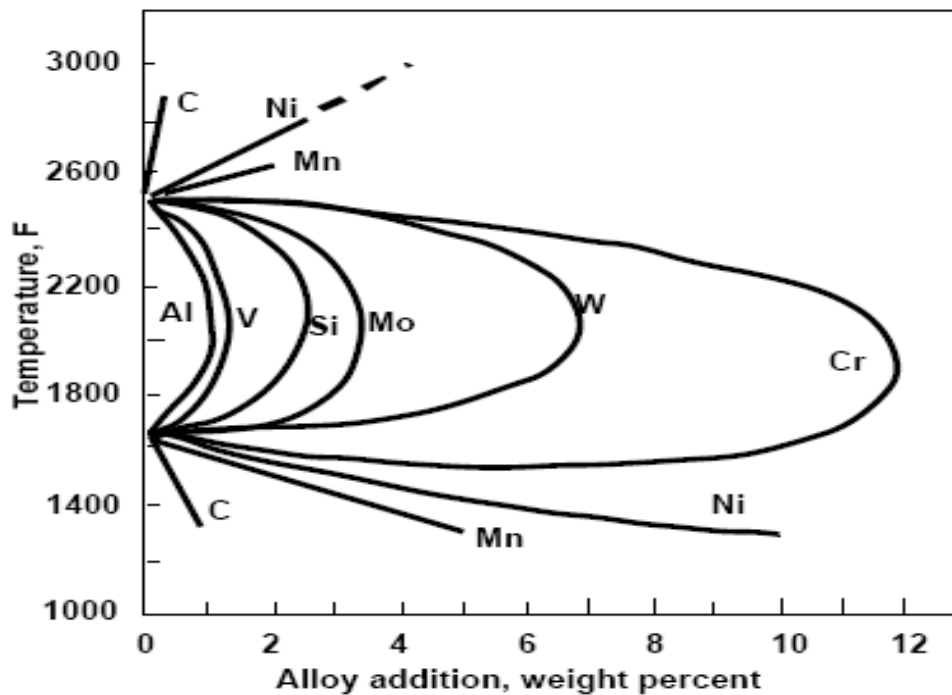


Figure 10. Effet des éléments d'alliage sur le domaine de la phase γ [25]

II.5.1.1.3. 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 avec une répartition homogène [29]. 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 [29]. La solidification de la matrice débute autour des nodules (zone I, figure 11) et se termine loin des nodules (zone III, figure 11) [30]. La plus grande partie de la matrice correspondant à la zone notée II (figure 11), où le changement de la concentration se fait progressivement [30]. Pendant la solidification, les éléments carburigènes (Mn, Mo, Cr etc.) se concentrent dans les régions intercellulaires de fin de solidification (zone III, figure 11), alors que les éléments graphitisant (Si, Ni, Cu) ségrègent près des nodules (zone I, figure 11) [30].

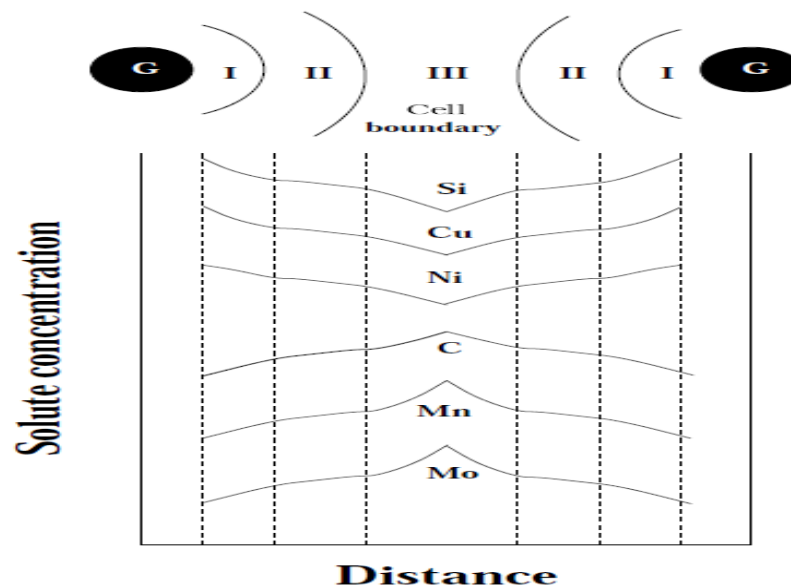


Figure 11. Zones de ségrégation des éléments d'alliage [30]

La figure 12 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.

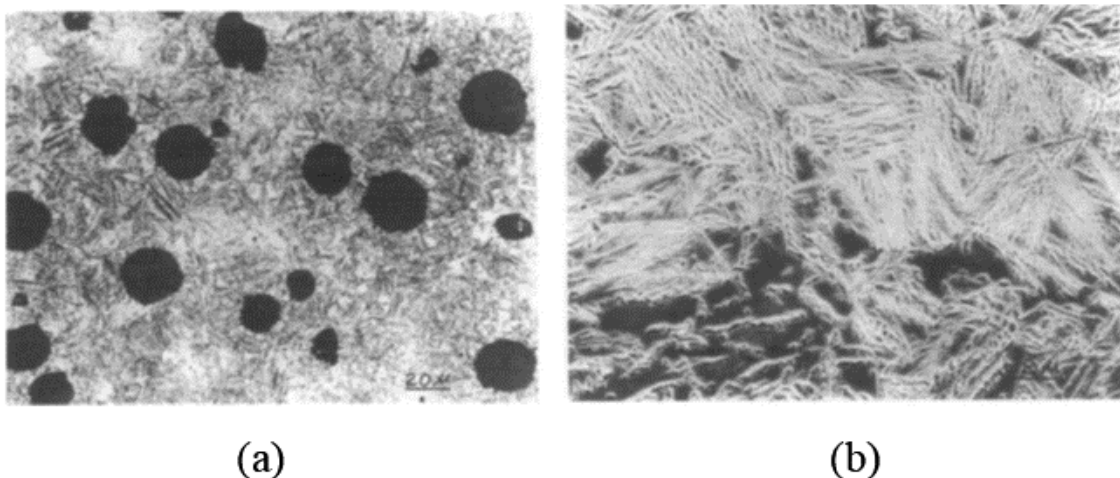


Figure 12. Microstructures d'une fonte ADI présentant une transformation non uniforme résultante d'une ségrégation des éléments d'alliage : a. microscope optique et b. MEB [31]

II.5.1.2. 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. C'est est un élément graphitisant [32]. 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 [4]. 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 [33] :

$$B_s (^{\circ}\text{C}) = 830 - 270 \text{ C\%} - 90 \text{ Mn \%} - 37 \text{ Ni \%} - 70 \text{ Cr \%} - 83 \text{ Mo \%} \quad (1)$$

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 [33]. 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 [33]. 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 [33]. 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 [30], comme le montre la figure 13.

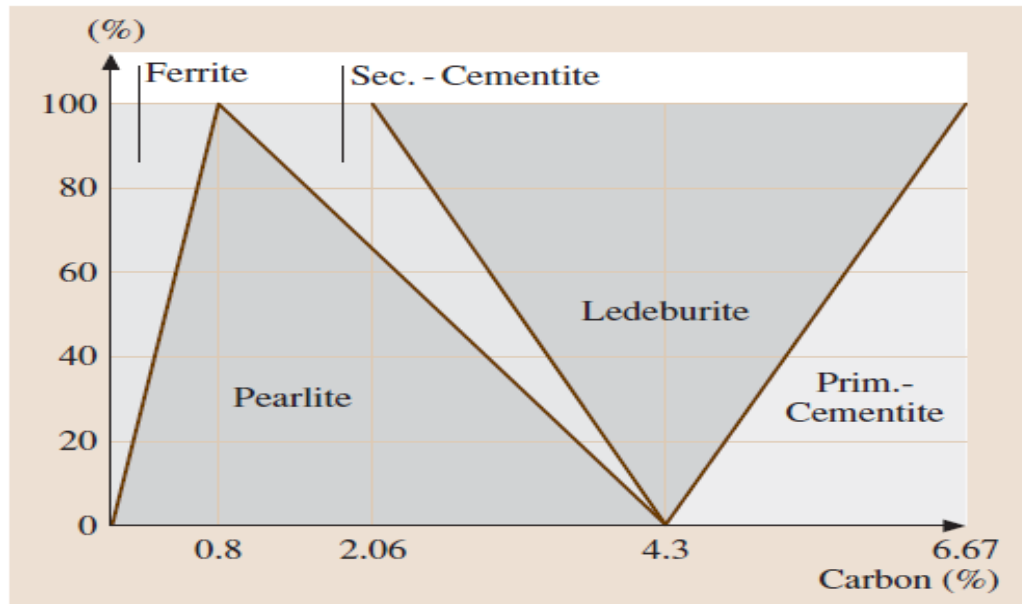


Figure 13. Composition de l'alliage Fe-C en fonction de la teneur en Carbone [29]

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 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 14). 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 [32]. La teneur en silicium doit être ajustée en fonction de la teneur en carbone (figure 15) et de la vitesse de refroidissement des pièces moulées [34].

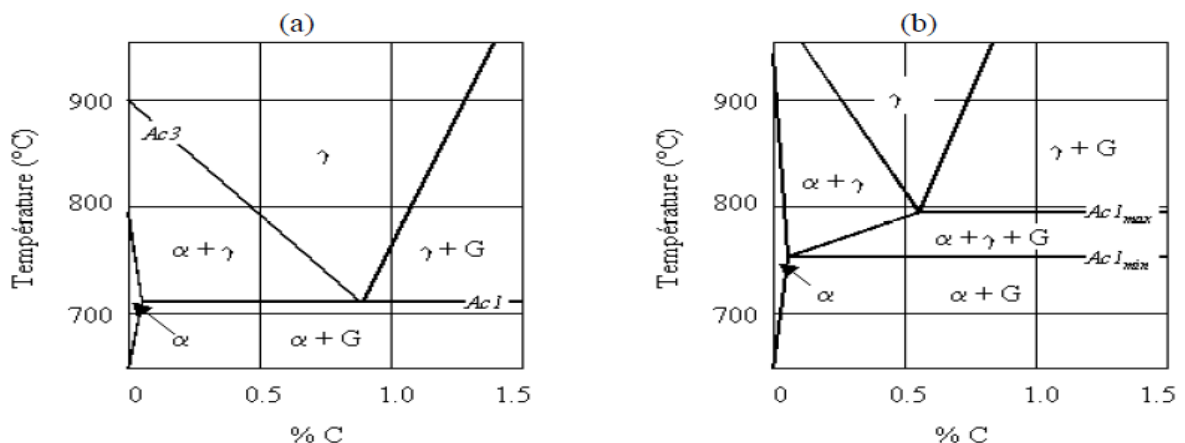


Figure 14. Schématisation d'une partie du diagramme d'équilibre stable :

- a. système binaire : fer-carbone, b. système ternaire : fer-carbone-silicium correspondant à une teneur en silicium de 2.4% [10]

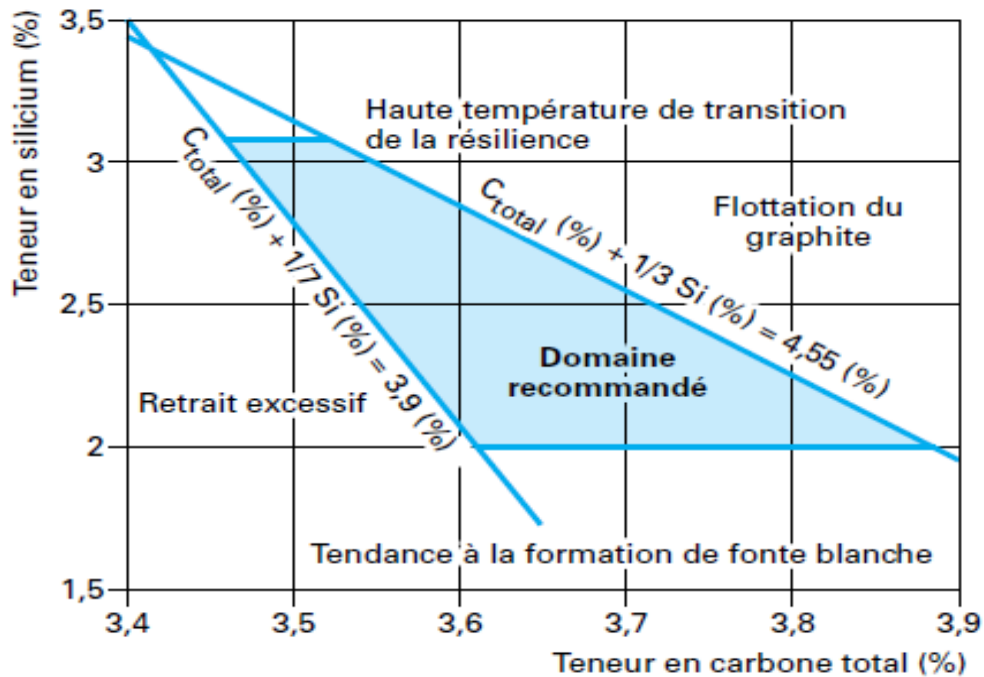


Figure 15. Domaine de variation des teneurs en carbone et en silicium et facteurs pratiques limitant ce domaine [34]

Effet du manganèse. 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 permet de neutraliser le soufre [32]. Le sulfure de manganèse (MnS) peu soluble et difficilement fusible se forme suivant la réaction (2). La teneur en Mn pour neutraliser tout le soufre présent dans la fonte peut être calculée d'après la relation (3). Quand sa quantité est voisine ou supérieure à 1.5%, le manganèse est considéré comme élément d'alliage.



$$\text{Mn} = 1.7\% \text{ S} + 0.3 \quad (3)$$

Effet 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 graphite et empêche la diffusion du carbone, ce qui freine la croissance du germe [32].

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 de type Fe₃P-Fe. Avec le fer et la

cémentite, il forme un eutectique ternaire de type $\text{Fe}_3\text{P}-\text{Fe}_3\text{C}-\gamma$ dont la température de fusion est de 950°C qui provoque la fragilité à froid. Cet eutectique élargit les criques et les soufflures [32]. Le phosphore influe peu sur l'intervalle stable-métastable et n'influe pas sur la liaison Fe-C.

II.5.1.3. 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 courante 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 SiO_2 formant ainsi dans le métal des inclusions non métalliques [27]. Il a un certain effet pour gêner le grossissement du grain [26]. 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 [27]. 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 [26]. Comme il augmente considérablement l'inoxidabilité à chaud, la coulabilité de la fonte et la résistance aux températures élevées [32].

Effet du manganèse en tant qu'élément d'alliage. Le manganèse 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 [27]. Le manganèse 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 [27]. 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) [27]. C'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 [27]. 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 [27].

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 [27]. 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 [27]. 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 [4]. 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 [32]. 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%) [32].

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 [27]. Avec le chrome, il augmente la résistance aux substances chimiques. Il réduit fortement la conductivité thermique et la conductibilité électrique et la dilatation [27].

Effet du chrome. De température de fusion de 1920°C, le chrome est un 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 [27]. 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 [32].

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 [32]. Il est utilisé en combinaison avec le nickel et/ou le cuivre [4]. 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 [27]. Il améliore l'usinabilité et les propriétés de résistance aux chocs et à la fatigue [32]. Les fontes au molybdène sont destinées à la coulée de pièces présentant des variations d'épaisseur, parce que le molybdène confère à la fonte une bonne coulabilité. Pour homogénéiser la structure des fontes au molybdène, il est utile d'ajouter un peu de nickel [32]. 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 [27]. La possibilité de durcir le métal par la trempe sans fragilité est une des caractéristiques des additions de molybdène [33]. 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 [33].

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 [27]. 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 [32]. 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 [32].

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 [27]. Le vanadium est un élément qui

a pour effet de stabiliser les carbures. Il a donc, en d'autres termes, une action antigrafitisante. 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%) [32].

Effet du niobium. De température de fusion de 1950°C, il est un très puissant générateur de carbures, de ferrite tout 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 [35].

Effet du cuivre. De température de fusion de 1084°C, le cuivre est allié qu'à peu de nuances 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 [27]. L'addition seule de cuivre n'as pas d'influence directe sur la dureté, uniquement si les dimensions de pièces ne sont pas importantes [4]. Il augmente la résistance à la traction et la limite élastique. 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 [27].

Tous les éléments d'alliage qui forment des solutions solides dans la ferrite affectent sa dureté (figure 16) [25].

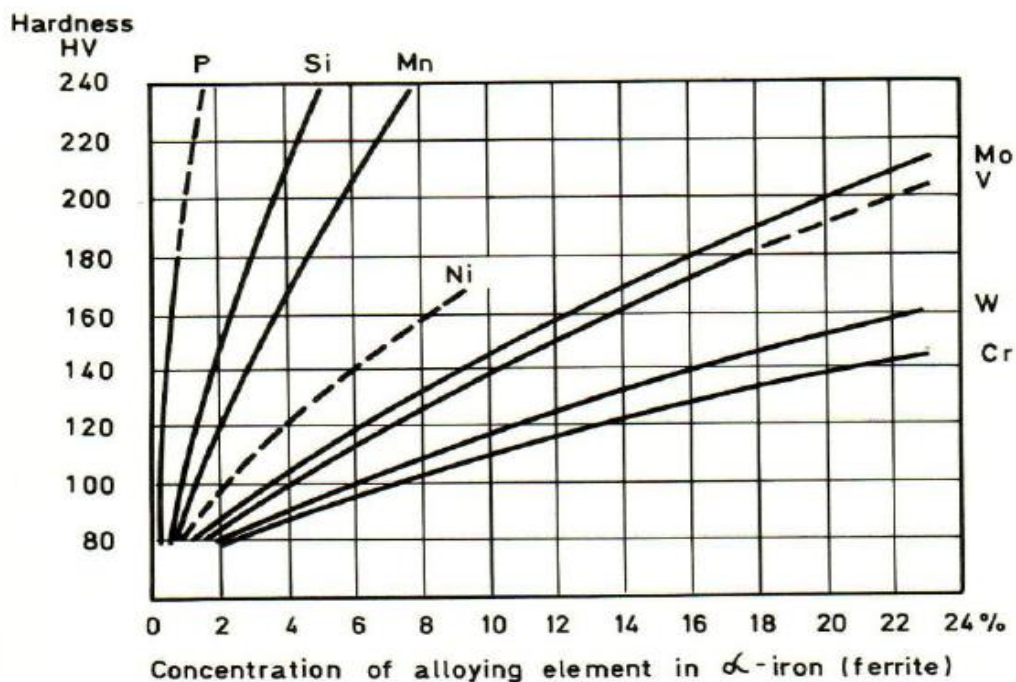
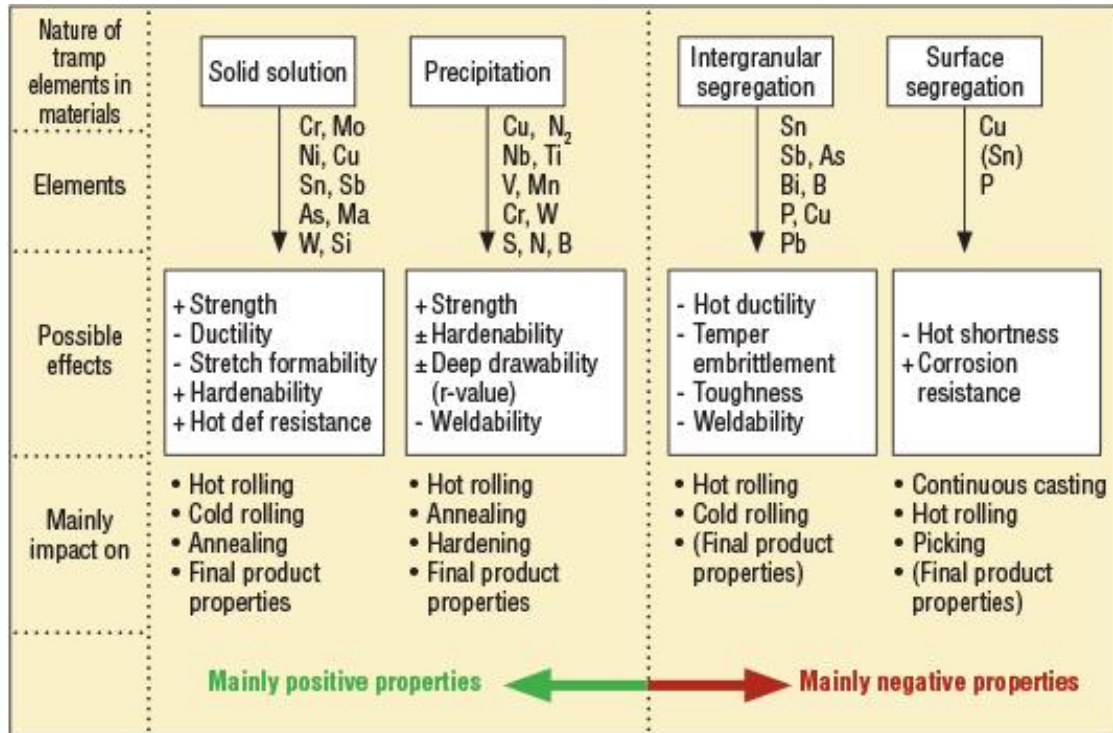


Figure 16. Effet des éléments d'alliage sur la dureté de ferrite [25]

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. Le tableau 2 résume l'effet des éléments d'alliage sur les propriétés.

Tableau 2. Effet des éléments d'alliage sur les propriétés



A. Refaey et al. [36] ont étudié la fonte ADI avec des nuances bien déterminées et ont comparés l'effet de la microstructure sur les propriétés de la fonte ADI, la fonte GS conventionnelle et la fonte GS faiblement alliée (figure 17). Leurs travaux montrent que les propriétés de la fonte ADI tels que les propriétés de traction, de résilience et de dureté sont meilleures. D'autres [11, 13, 16, 37, 38, 39, 40] ont étudié les fontes ADI dans différents axes de recherches. Les conclusions de ces travaux montrent que les meilleurs résultats concernant les propriétés mécaniques (dureté HB, limite élastique, résistance à la traction, résistance à l'usure etc.) des fontes ADI sont liés toujours à l'ajout de faible taux d'élément d'alliage tels que manganèse (Mn), nickel (Ni), molybdène (Mo), chrome (Cr), vanadium (V), cuivre (Cu), etc. dans ces fontes. L'amélioration de ces propriétés mécaniques reste toujours liée au traitement bainitique appliqué. Ces propriétés sont meilleures avec la diminution de la température de trempe bainitique. Certains travaux [39, 41, 42] ont conclu aussi que le manganèse peut créer des zones blanches dans la structures de la fonte ADI à cause des phénomènes de ségrégation, ces zones blanches peuvent être formées d'austénite résiduelle, de martensite ou de carbures. Certains éléments d'alliage comme le bore (B), le chrome (Cr), le molybdène (Mo) et le titane (Ti) peuvent créer des carbures associées à la structure ausferritique et servent pour le renforcement de la matrice en formant une fonte ADI contenant de carbures, ce qui

augmente la résistance à l'usure [16, 17]. La figure 18 montre les microstructures des fontes traitées à 370°C à différentes concentration en Mo, Ni et Cu [11].

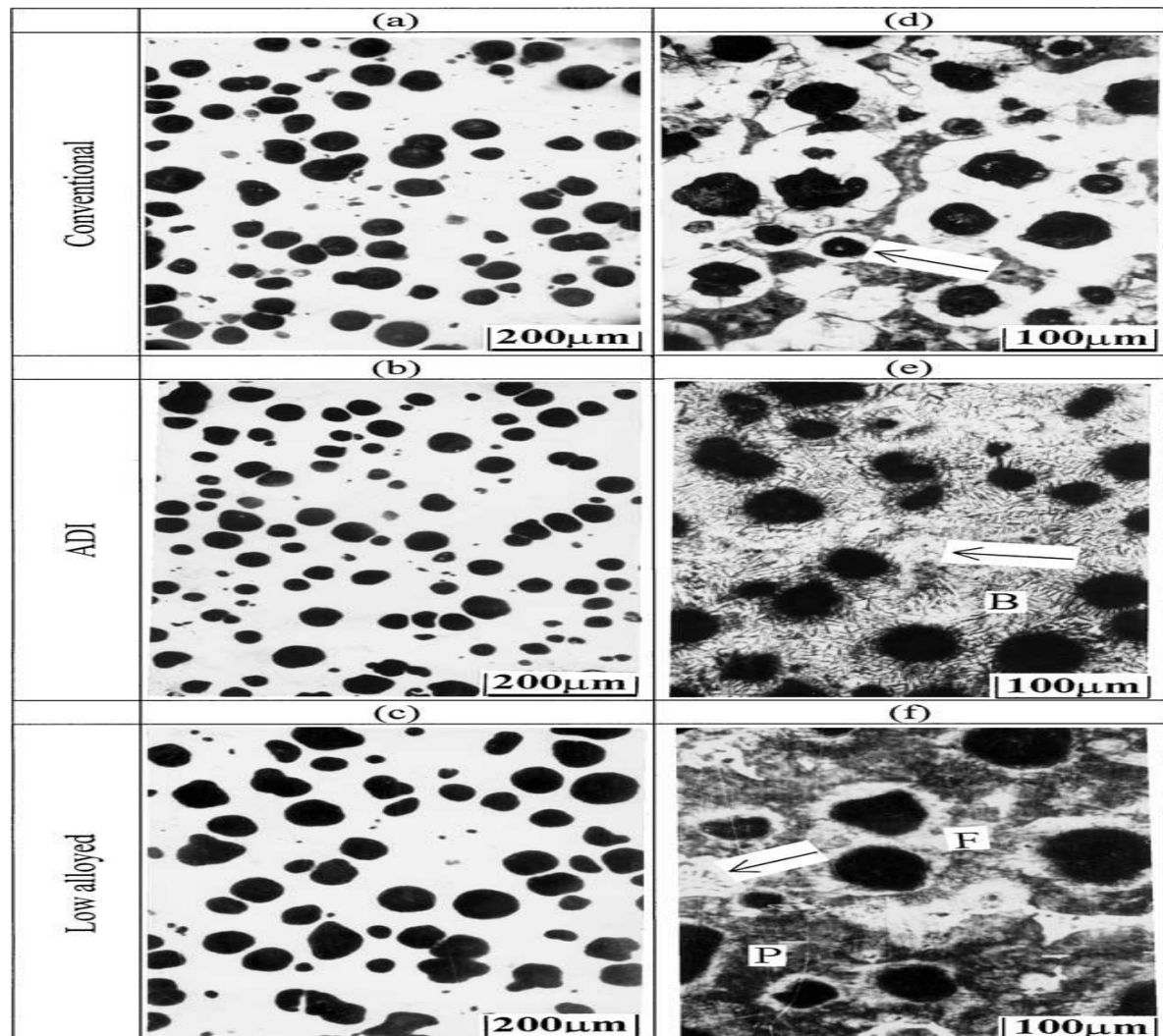


Figure 17. Structures de trois types de fonte :

a, b et c : sans attaque chimique ; d, e et f : avec attaque chimique [36]

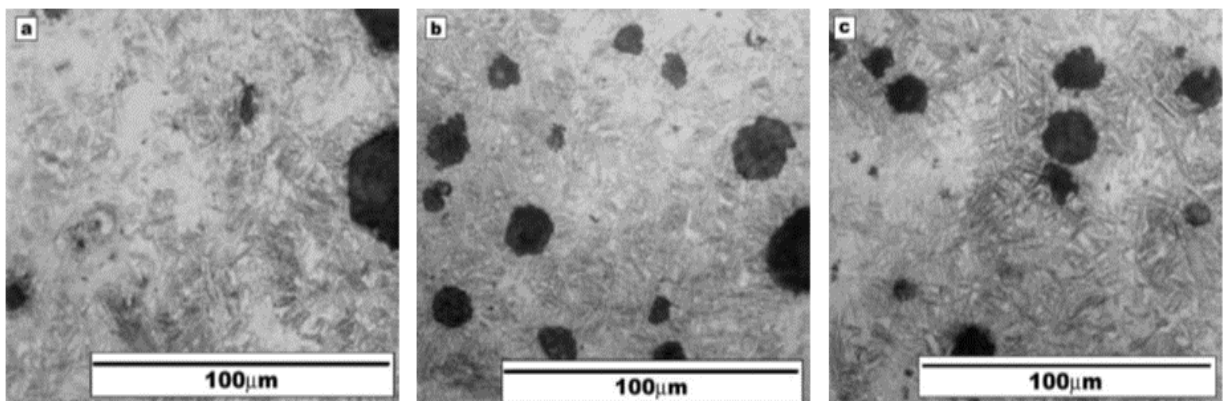


Figure 18. Microstructures des fontes traitées à 370°C : a. 0.17% Mo, 0.63% Ni, 0.14% Cu et
b. 1% Cu, 0.26% Mo, c. 0.41 % Cu, 0.31 % Mo [11]

II.5.2. Traitement thermique des fontes GS destinées à l'ADI

Les fontes ADI présentent toujours les meilleures propriétés mécaniques par rapport aux autres types de fontes GS (figure 19) [15]. Cela est lié au traitement de trempe bainitique appliqué. La figure 20 montre une comparaison des propriétés mécaniques de la fonte GS par différents traitements thermiques appliqués tels que traitement de stabilisation, de ferritisation de la matrice, de normalisation, de trempe et revenu, de durcissement superficiel et de trempe bainitique [4].

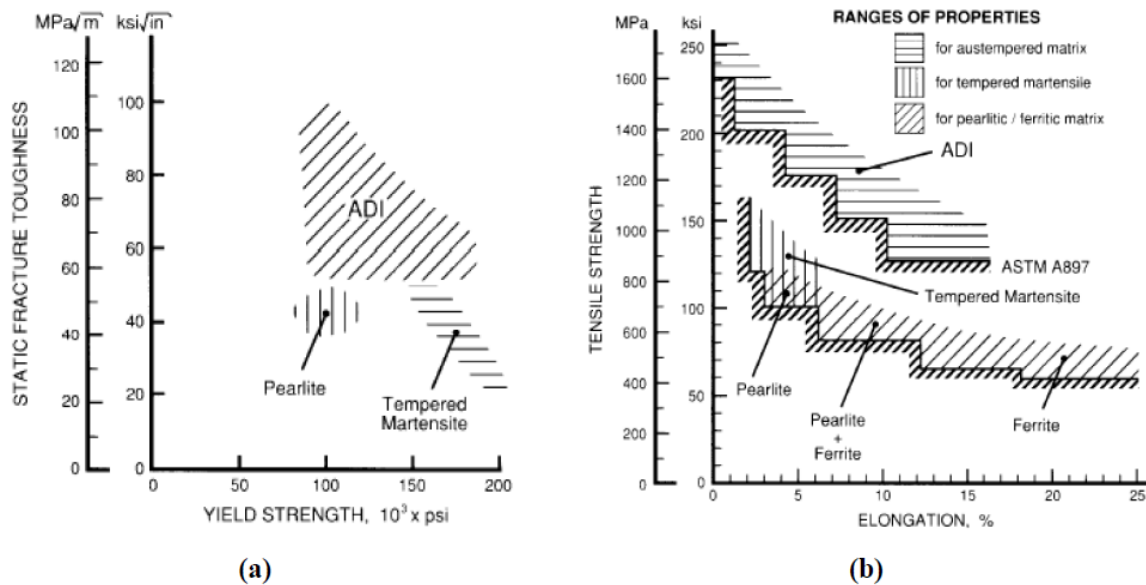


Figure 19. Influence de la nature de la matrice sur les propriétés mécaniques : a. ténacité en fonction de la limite d'élasticité et b. résistance à la traction en fonction de l'allongement [15]

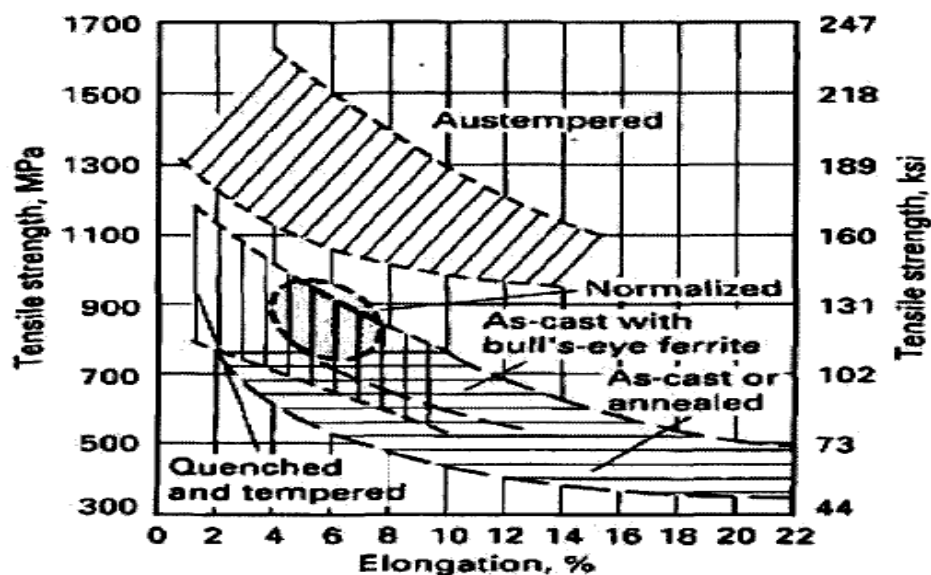


Figure 20. Comparaison des propriétés mécaniques de la fonte GS obtenue par différents traitements thermique [4]

II.5.2.1. Avantages de la trempe bainitique

Le traitement de trempe bainitique présente des avantages par rapport à la trempe classique qui sont :

- obtention directe des caractéristiques mécaniques et métallurgiques par un seul traitement équivalent en dureté et en 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 sont supérieures à celles obtenues par 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) [43].

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 [4]. 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 deux ou trois phases, auxquelles il faut ajouter la phase ferritique [4].

II.5.2.2. Cycles de traitement de trempe bainitique

La trempe bainitique consiste en un refroidissement rapide de l'austénite à partir d'une température d'austénitisation jusqu'à une température bien déterminée appelée température de trempe bainitique 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 [4]. La figure 21 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) [44].

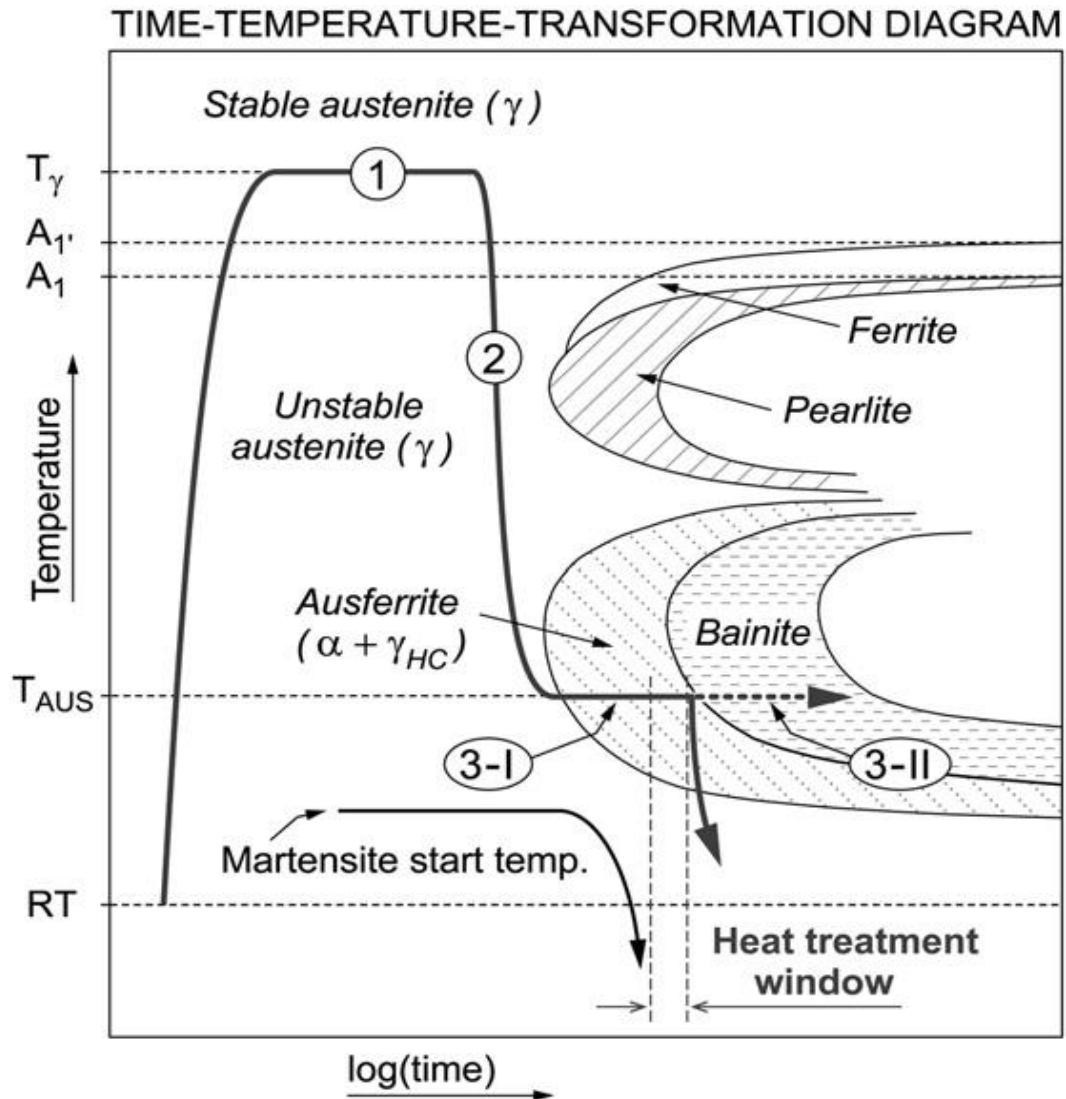


Figure 21. Diagramme de la transformation isotherme (TTT)
de traitement thermique de fontes ADI [44]

La composition chimique hétérogène de la fonte G.S. augmente la complexité des traitements thermiques, on peut considérer qu'il est impossible que la fonte G.S. possède une courbe T.R.C caractéristique après austénitisation, puisque la matrice est hétérogène. J.M. Schissler a mis en évidence ce problème et indique les variations des courbes T.R.C [45]. La Figure 22 présente un exemple de diagramme T.R.C de 2 nuances de fonte G.S. ayant des teneurs en silicium différentes [15].

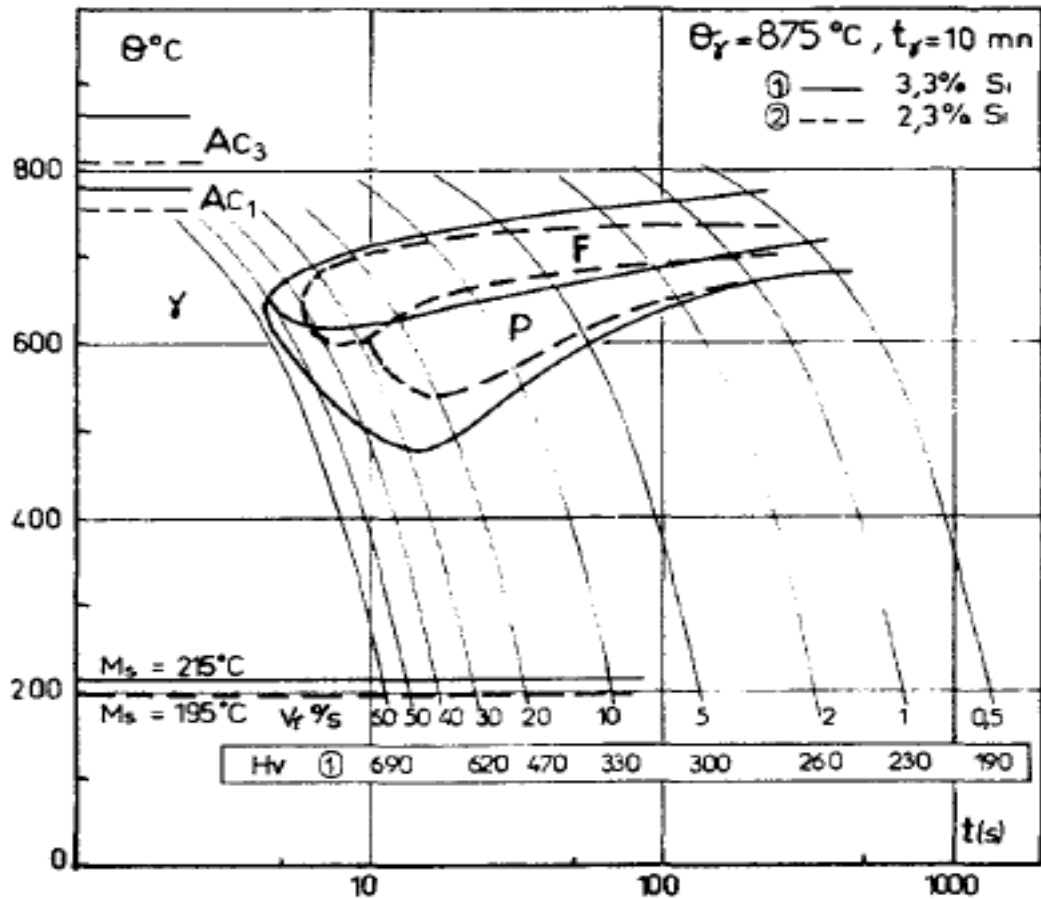


Figure 22. Diagramme T.R.C pour les fontes G.S avec 3,3 et 2,3 % de Si (refroidissement continu effectué après un traitement d'austénitisation à 875°C durant 10 minutes) [15]

Description du traitement thermique bainitique. Le traitement de trempe bainitique étagée se déroule en deux étapes comme l'illustre la figure 23.

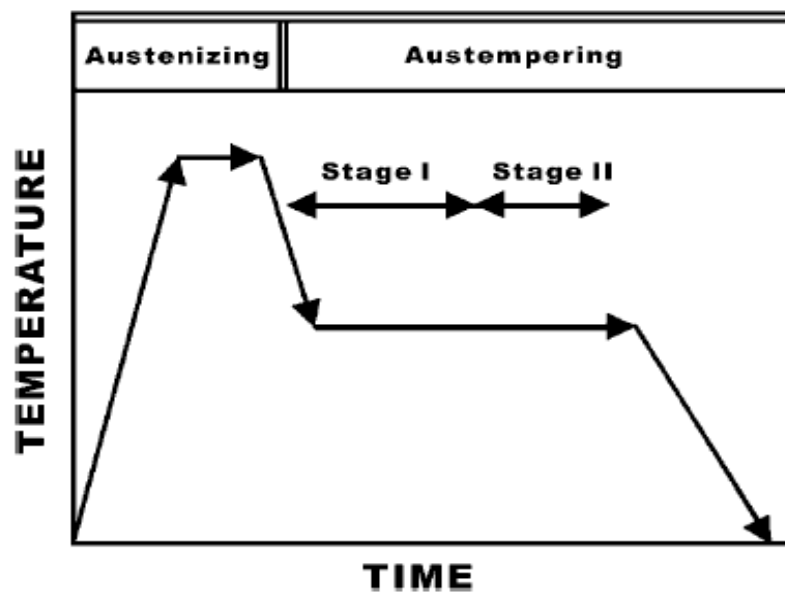


Figure 23. Illustration du traitement thermique de trempe étagée [7]

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 [10] 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 [10]. 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 de carbures) [10]. Après un maintien isotherme de 30 minutes à 2 heures, la fonte est refroidie à l'air jusqu'à température ambiante [10]. 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 [43], 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.

Des cycles de traitement thermique de type bainitique conduisant à la formation de la structure dual phase sont présentés dans plusieurs recherches [14, 15, 45]. Du fait de la teneur élevée en Si dans les fontes GS, il faut considérer non pas le diagramme binaire (Fe-C) mais le diagramme ternaire (Fe-C-Si) qui présente non pas une température mais une bande de température de transformation α en γ (figure 24) appelé intervalle critique de température (α , γ , Gr). La position en température de cette bande de transformation est dépendante de la teneur en carbone et silicium. Les structures dual phase sont obtenues par l'intermédiaire de traitements thermiques qui comportent une première étape d'austénitisation partielle de la matrice par un séjour dans cet intervalle de température critique (α , γ , Gr) suivie d'une seconde étape nécessaire à la transformation de l'austénite en martensite, ausferrite (bainite) ou perlite [45].

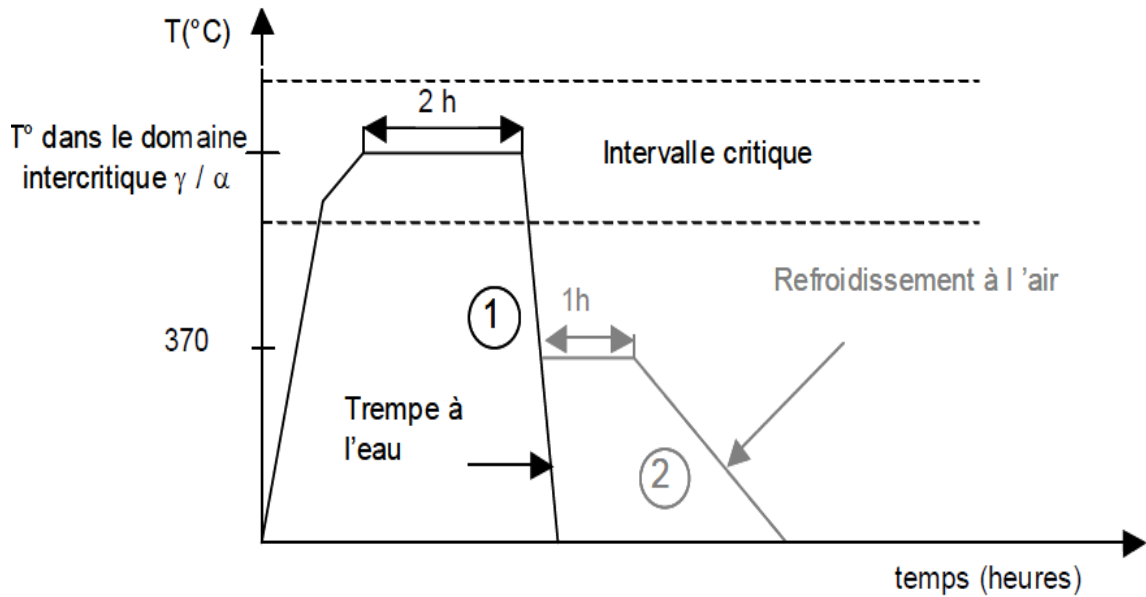


Figure 24. Schéma des cycles thermiques comportant un passage dans l'intervalle critique α/γ .

1 : Transformation de l'austénite en martensite,

2 : Transformation de l'austénite en ausferrite (bainite) [45]

Dans ce traitement, le maintien isotherme est choisi dans le domaine critique. La répartition de silicium dans la matrice n'est pas homogène. En effet, les zones moins riches en silicium (zones de fin de solidification) auront une température de transformation α en γ plus basse que celles ayant une teneur en silicium élevée (proches des sphéroïdes de graphite). Par conséquent, il sera possible d'austénitiser préférentiellement les zones de fin de solidification où se trouvent les porosités, premiers sites d'amorçage des fissures de fatigue, et d'obtenir la microstructure « idéale » du type de la figure 25 avec une fraction de seconde phase pas trop importante [45].

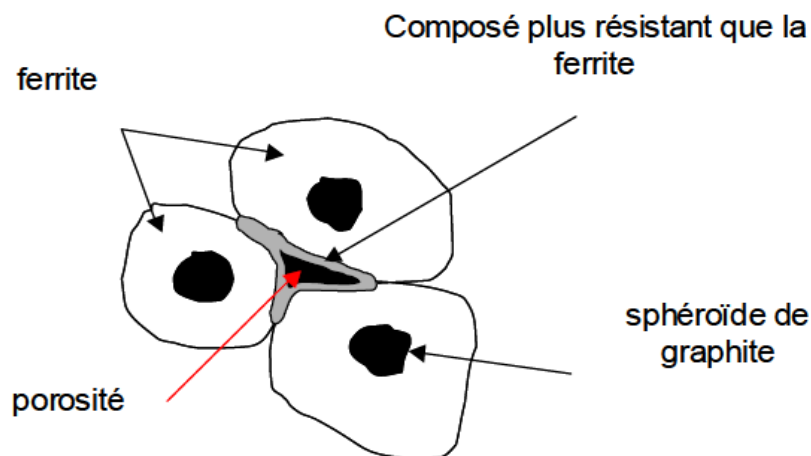


Figure 25. Schéma représentant la microstructure « idéale » obtenue par l'intermédiaire de traitements permettant l'austénitisation des zones de fin de solidification et donc l'enrobage des porosités par un constituant plus résistant que la ferrite [10, 45]

Basso et al. [13] se sont intéressés sur la production d'une ADI « Dual phase » en appliquant un nouveau cycle de traitement thermique (figure 26.a), comprenant une étape complète d'austénitisation suivie par une étape de maintien dans l'intervalle intercritique afin de produire l'austénite transformant en ferrite, se terminant par une étape finale de maintien à la température de trempe bainitique. Avec ce nouveau cycle de traitement thermique, une nouvelle microstructure (figure 16.b), composée d'un réseau fin et continu de ferrite libre sur une matrice ausferritique.

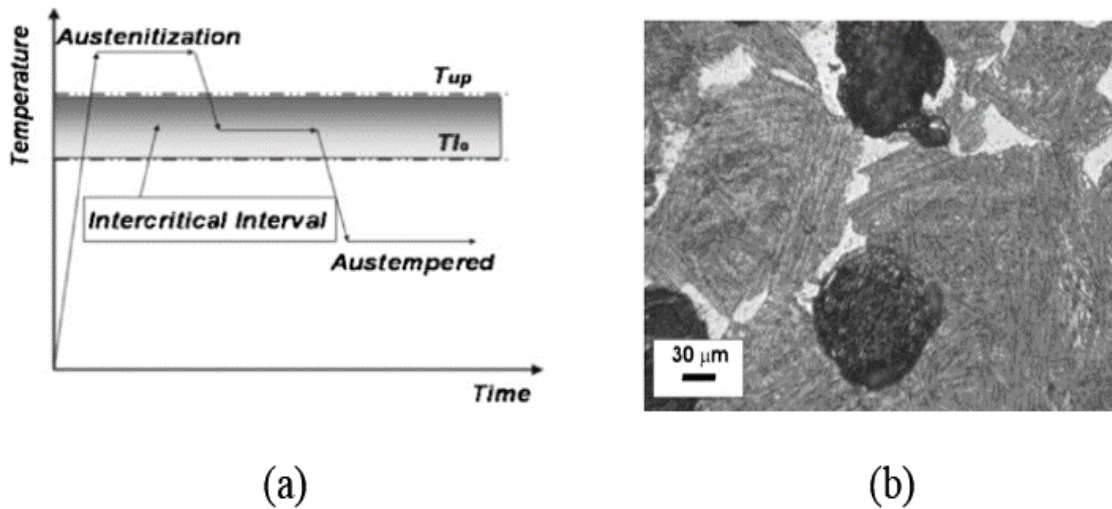


Figure 26. Cycle de traitement thermique d'obtention d'une ADI « Dual phase » (a) et microstructure d'une fonte ADI « Dual phase » (b) [13]

La figure 27 résume les cycles de traitements thermiques appliqués aux fontes GS, pour obtenir des fontes ADI contenant l'ausferrite, la ferrite-bainite (ausferrite) et la ferrite-martensite

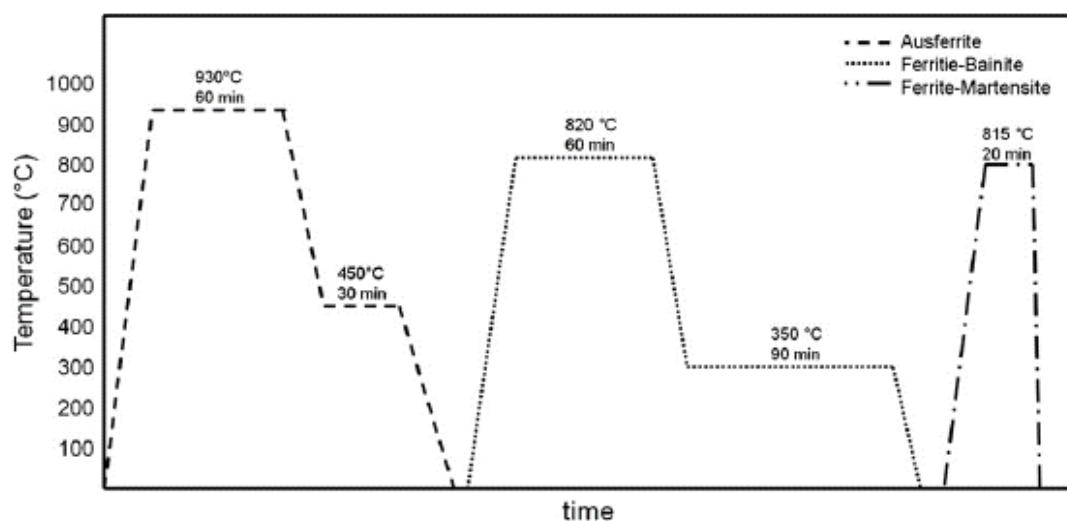
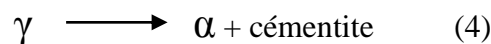


Figure 27. Représentation schématique des traitements thermiques effectués afin d'obtenir les microstructures : ausferrite, ferrite - bainite et ferrite-martensite dans les fontes ductiles [14]

II. 5.2.3. 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 [4].

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 [4] suivant la réaction (4) :



La différence entre les fontes ADI et les aciers est :

- Les fontes ADI contiennent des nodules de graphite qui sont considérés comme un 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 [10].

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 5 [7,10] ;



C'est l'ausferrite ($\alpha + \gamma_r$) qui confère aux fontes ADI ses excellentes propriétés mécaniques. Les figures 28 et 29 présentent des microstructures de l'ausferrite inférieure et supérieure respectivement au microscope optique et au MEB [46] ;

- Dans le stade II, si le temps de maintien est prolongé dans la température de trempe bainitique, l'austénite, à son tour, riche en carbone (γ_r) se décompose en ferrite (α) et carbures suivant la réaction 6 [7,10] :



Ce second stade de la réaction bainitique est néfaste pour les propriétés mécaniques car il entraîne une chute de ductilité. La figure 30 montre un cycle de traitement de trempe expliquant la

formation de l'ausferrite et de la bainite en fonction du temps de maintien à la température de trempe bainitique.

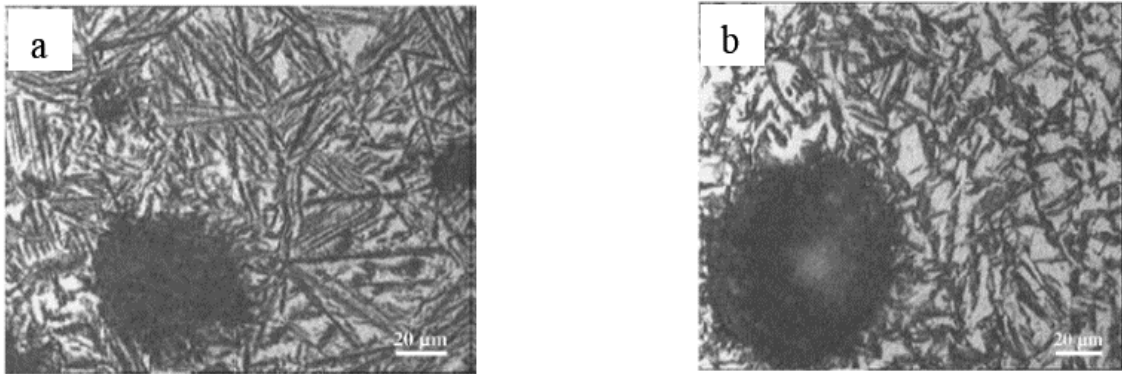


Figure 28. Microstructures de l'ausferrite :
a. ausferrite inférieure et b. ausferrite supérieure [46]

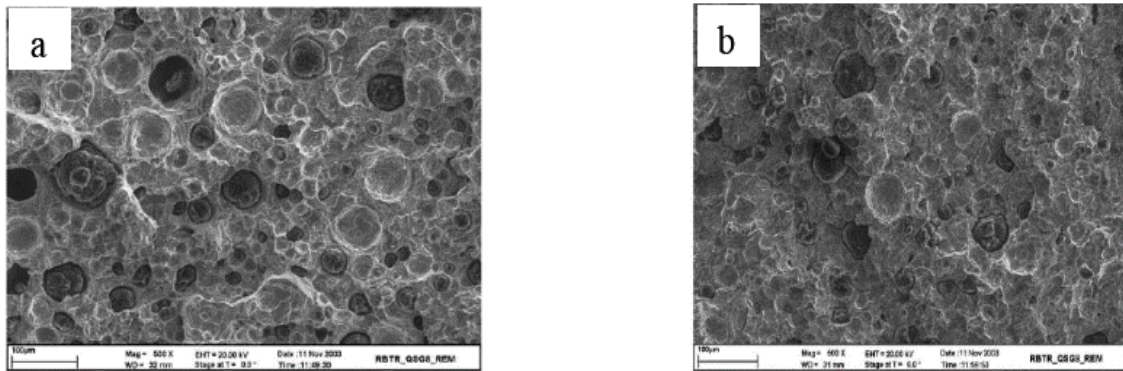


Figure 29. Microstructures au MEB de l'ausferrite :
a. ausferrite inférieure et b. ausferrite supérieure [46]

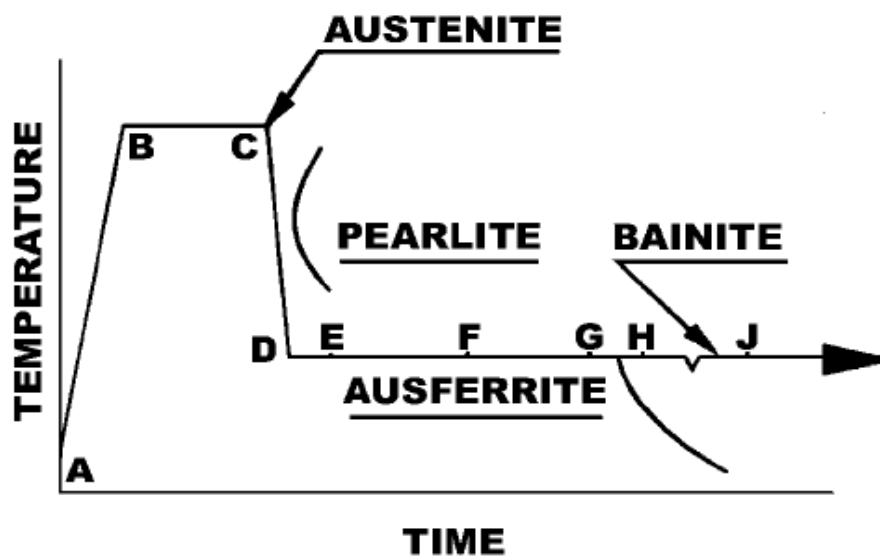


Figure 30. Cycle de traitement de trempe bainitique expliquant la formation de l'ausferrite et la bainite [47]

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 [10, 44], comme le montre la figure 31.

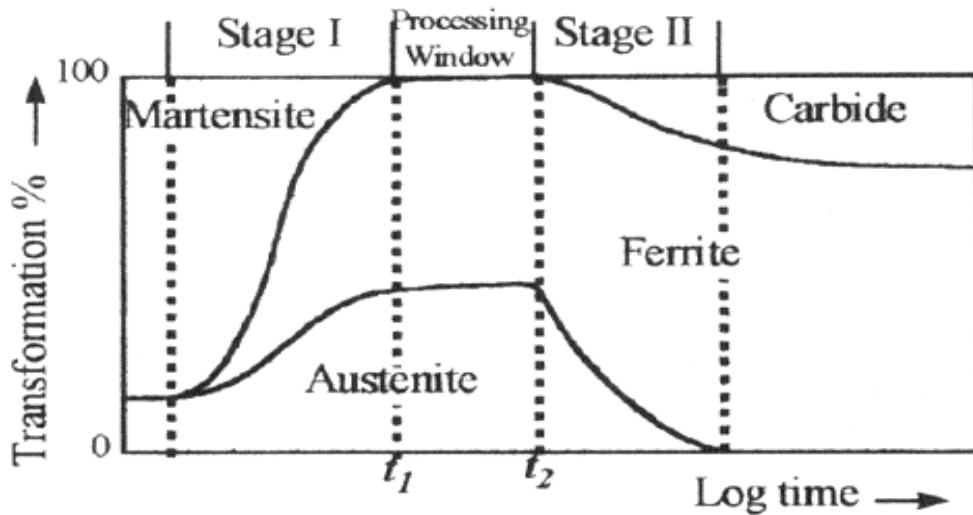


Figure 31. Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien [10]

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 32 montre l'influence de la teneur en Mn sur la fenêtre de traitement de l'ADI.

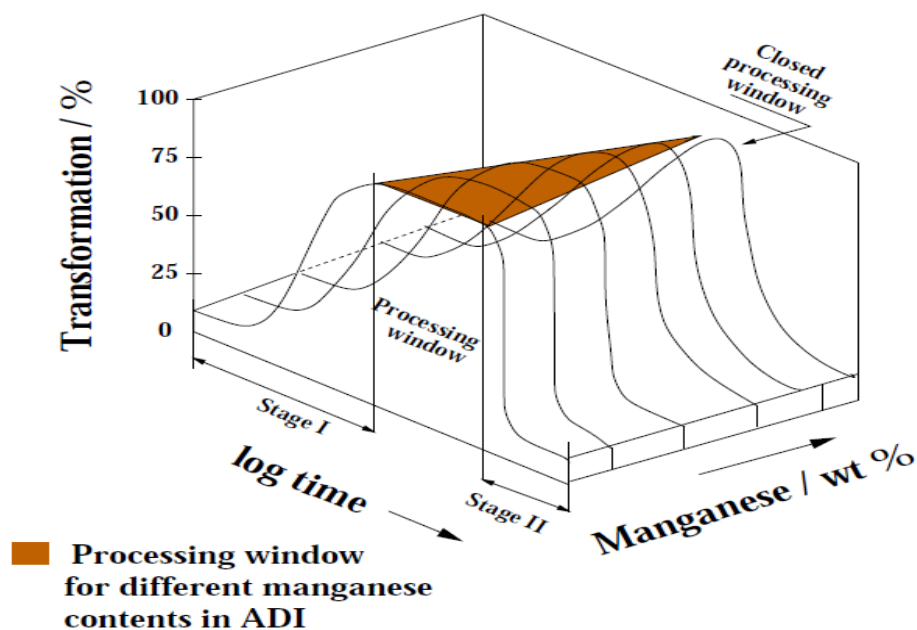


Figure 32. Influence de la teneur en Mn sur la fenêtre de traitement ADI [30]

II.5.2.4. Microstructures des fontes ADI

Les microstructures rencontrées dans les fontes ADI sont la bainite (l'ausferrite) supérieure et la bainite (l'ausferrite) inférieure (figure 33). Ces deux types de bainite (ausferrite) se forment à différentes températures, l'une à température élevée (au-dessus de 350°C environ : cas de la bainite supérieure) et l'autre (bainite inférieure) se forme à des températures plus basses (en dessous de 350°C).

La bainite supérieure est un constituant microstructural constitué 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 [33, 48]. La bainite supérieure se forme en plusieurs étapes distinctes, débutant 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 [33, 48].

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 [33]. 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 [33, 48].

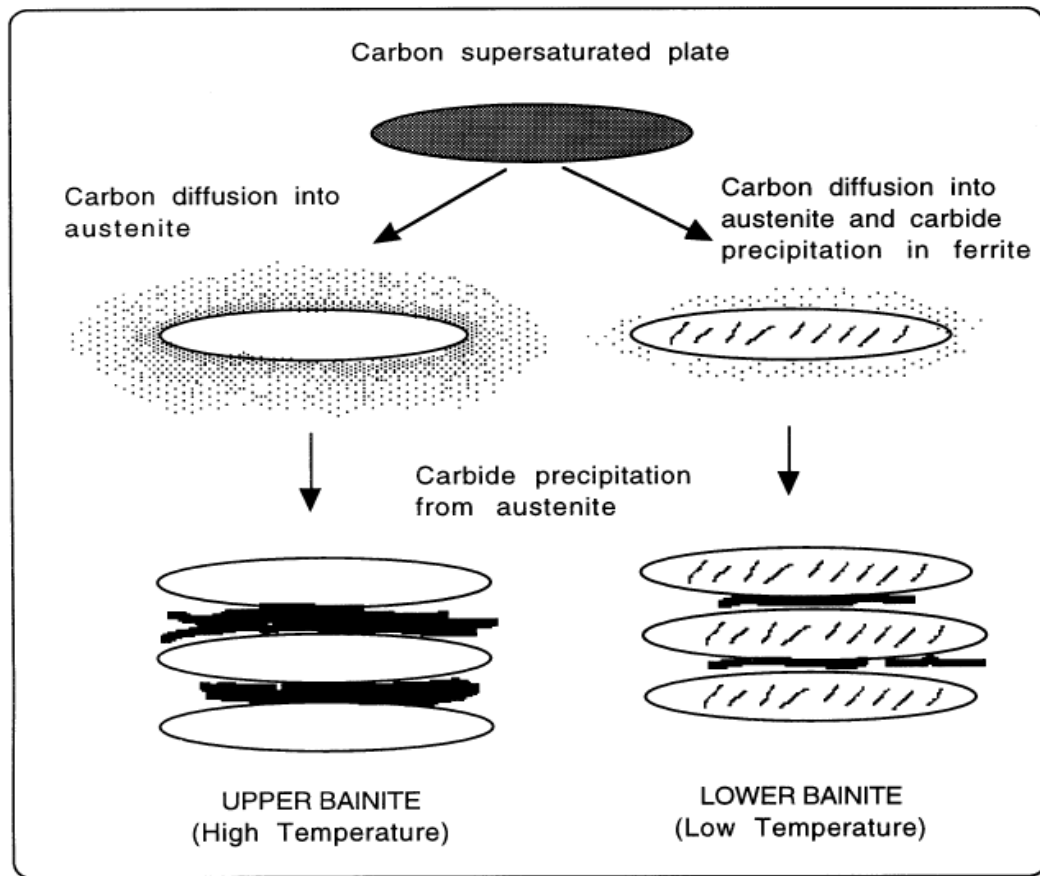


Figure 33. Représentation schématique de la bainite supérieure et inférieure [33]

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 silicium, 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 [10] ;

- Dans les fontes ADI, ou comme 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 [10] ;

- 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 [10].

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 [10].

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 [10].

La microstructure dans le cas des bainites inférieures est plus fine que dans le cas des bainites supérieures (figure 34). La largeur des épis étant plus importante que celle des aiguilles [10].

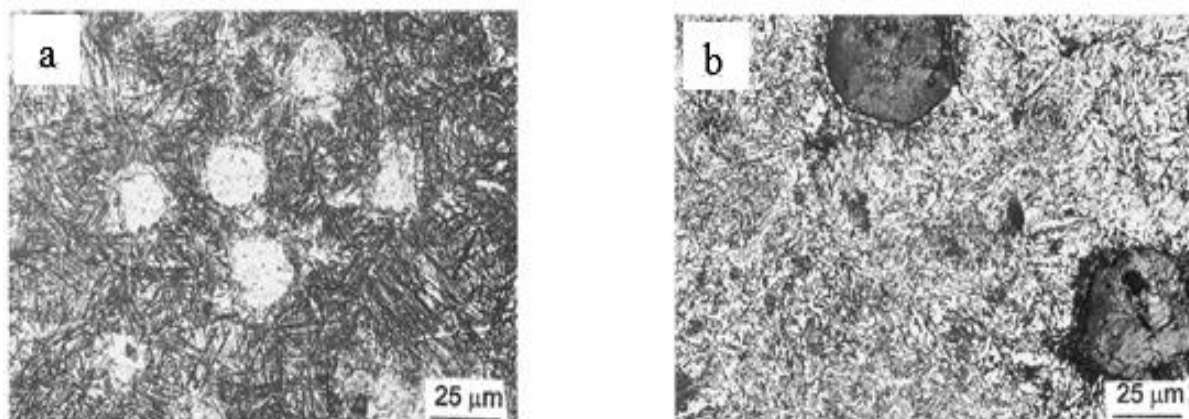


Figure 34. Microstructures de la bainite : a. inférieure, fonte ADI traitée bainitiquement à 250 °C et b. supérieure, fonte ADI traitée bainitiquement à 450°C [6]

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 dans les fontes ADI (figures 35 à 39)

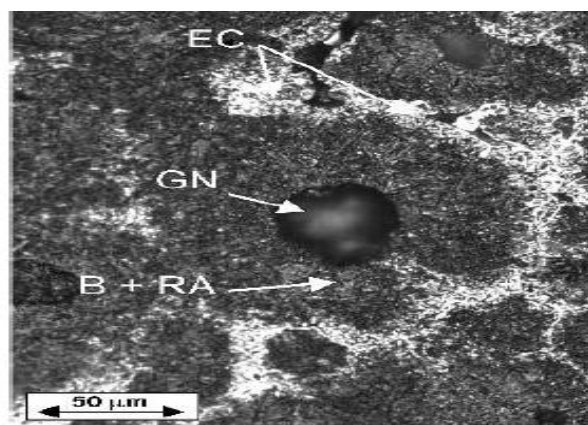


Figure 35. Microstructure ADI (EC : carbures eutectiques, GN : nodules de graphite, B : bainite et RA : austénite résiduelle) [49]

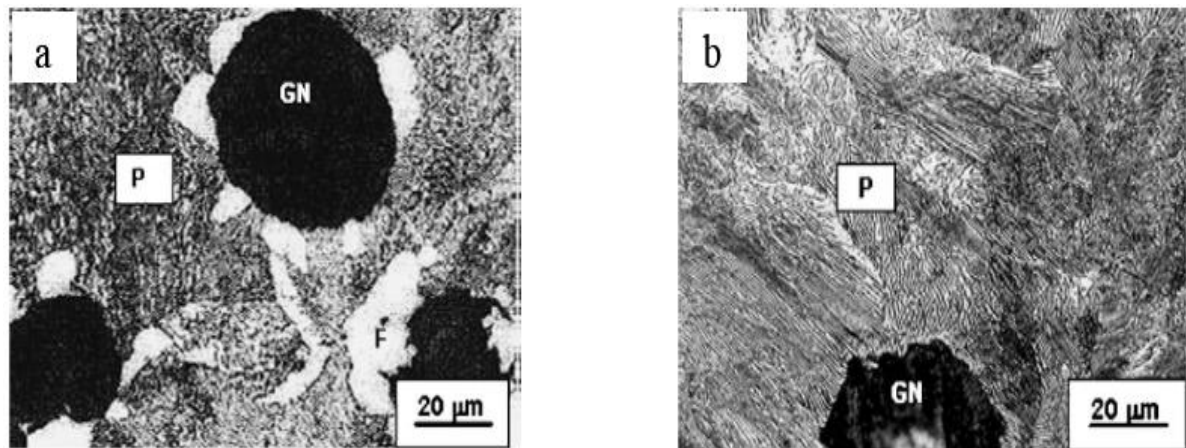


Figure 36. Fonte ADI alliée au : a. Cu et b. Cu+Ni, avec présence de perlite

Où : GN : nodule de graphite, F : ferrite et P : perlite [50]

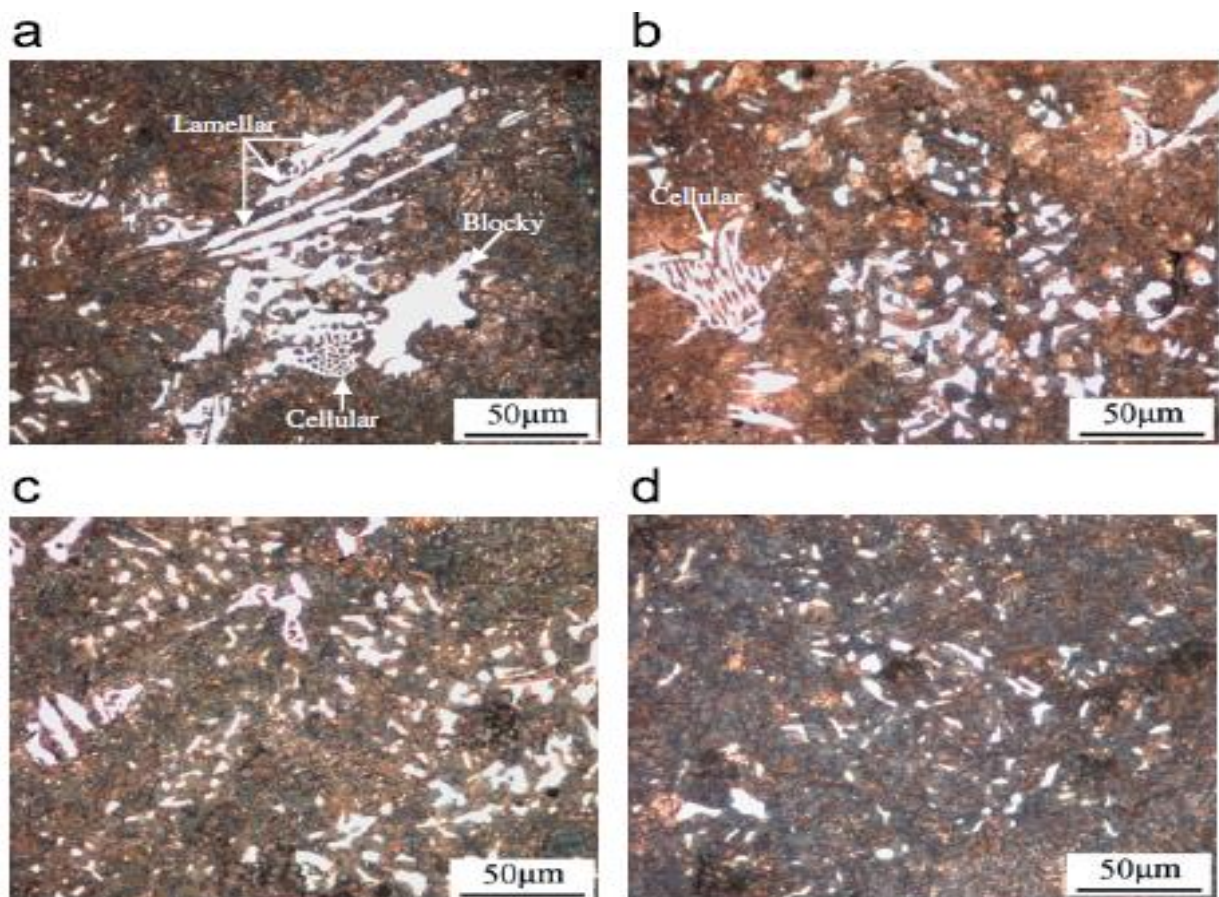
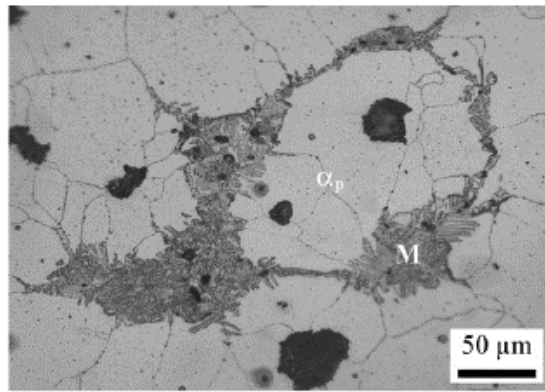
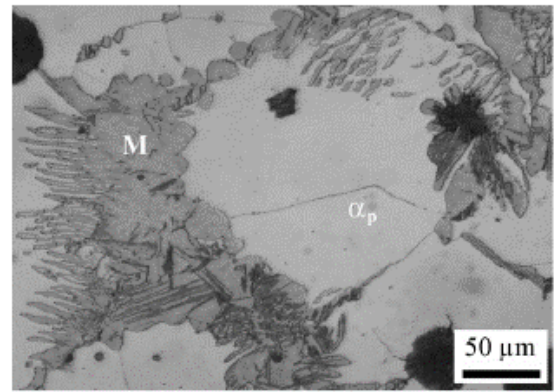


Figure 37. Microstructures de CADI avec des contenus différents de nano ceria :

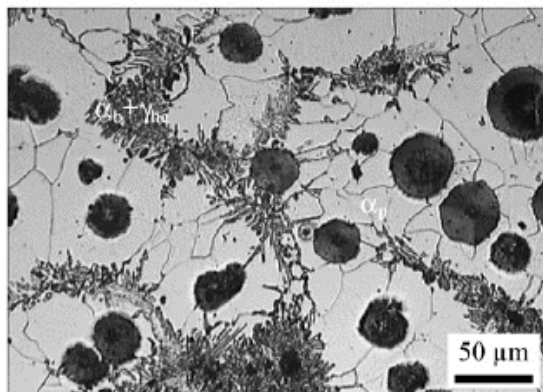
a. 0%, b. 0,03%, c. 0,06% et d. 0,09% [17]



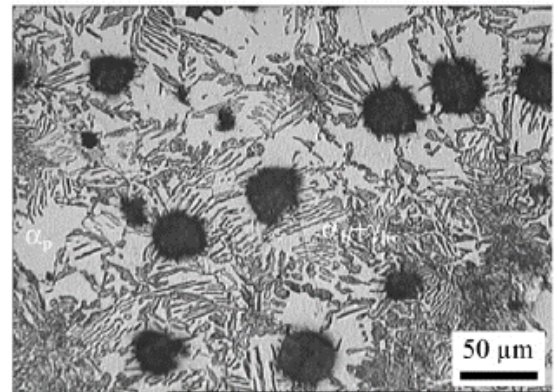
(a) A795-30



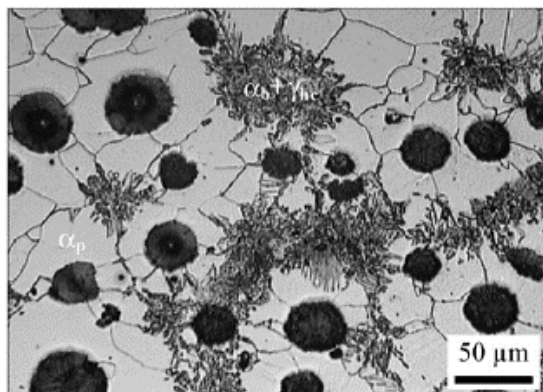
(a) A815-30



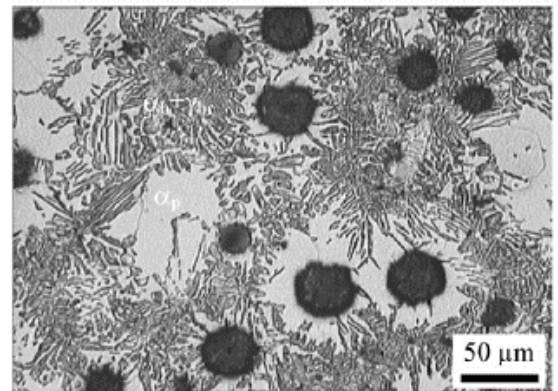
(b) A795-90



(b) A815-90



(c) A795-120



(c) A815-120

Figure 38. Micrographie d'une fonte austénisée à la température intercritique de 795 °C pendant 20 min, puis traitée bainitiquement à 365 °C à différents temps : a. 30 min, b. 90 min et c. 120 min. Attaque : 2% nital. $\alpha_b + \gamma_{hc}$: Ausferrite (ferrite bainitique + austénite à haut carbone), α_p ferrite proeutectoïde et M : martensite [51]

Figure 39. Micrographie d'une fonte austénisée à la température intercritique de 815 °C pendant 20 min, puis traitée bainitiquement à 365 °C à différents temps : a. 30 min, b. 90 min et c. 120 min. Attaque : 2% nital. $\alpha_b + \gamma_{hc}$: ausferrite (ferrite bainitique + austénite à haut carbone), α_p : ferrite proeutectoïde et M : martensite [51]

En plus de la morphologie de bainite appelée épis de blé, lames ou aussi latte, il existe une autre morphologie de bainite appelée bainite en plumes (en anglais : feather bainite) (figure 40).

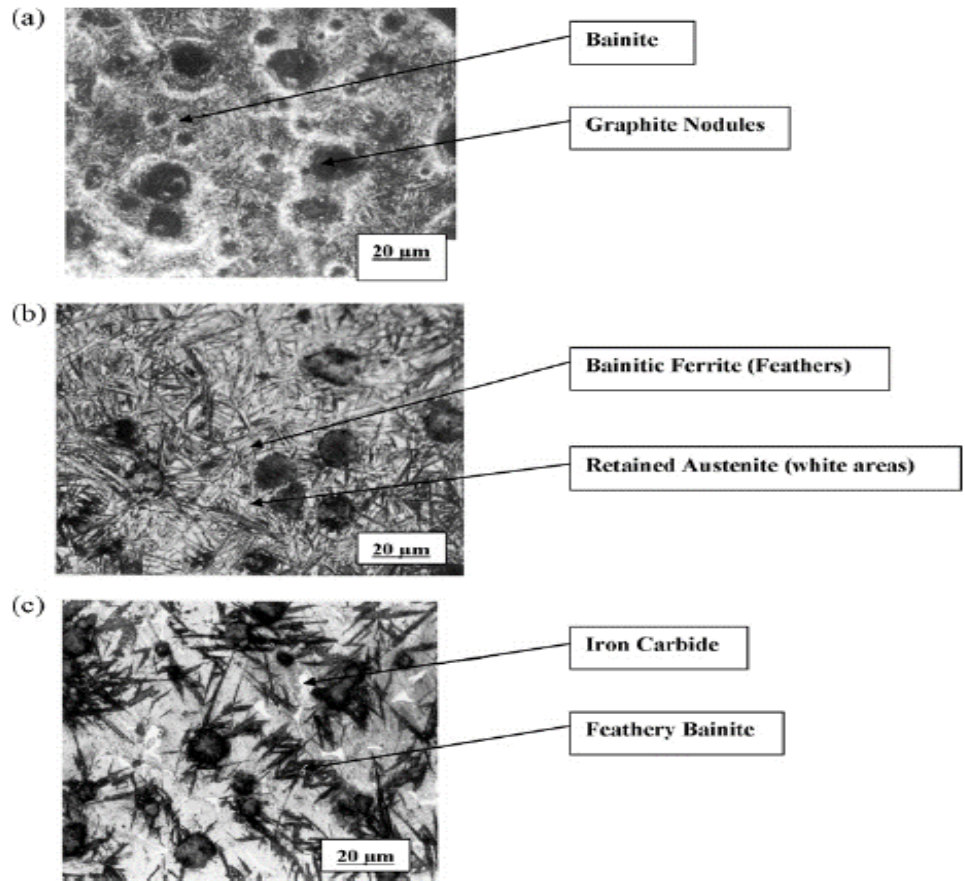


Figure 40. Microstructures d'une ADI à : a. 1% de Mn, b. 2% de Mn et c. 3% de Mn [52]

La figure 41 montre les proportions des constituants microstructuraux et les propriétés en fonction de la température et du temps de traitement thermique.

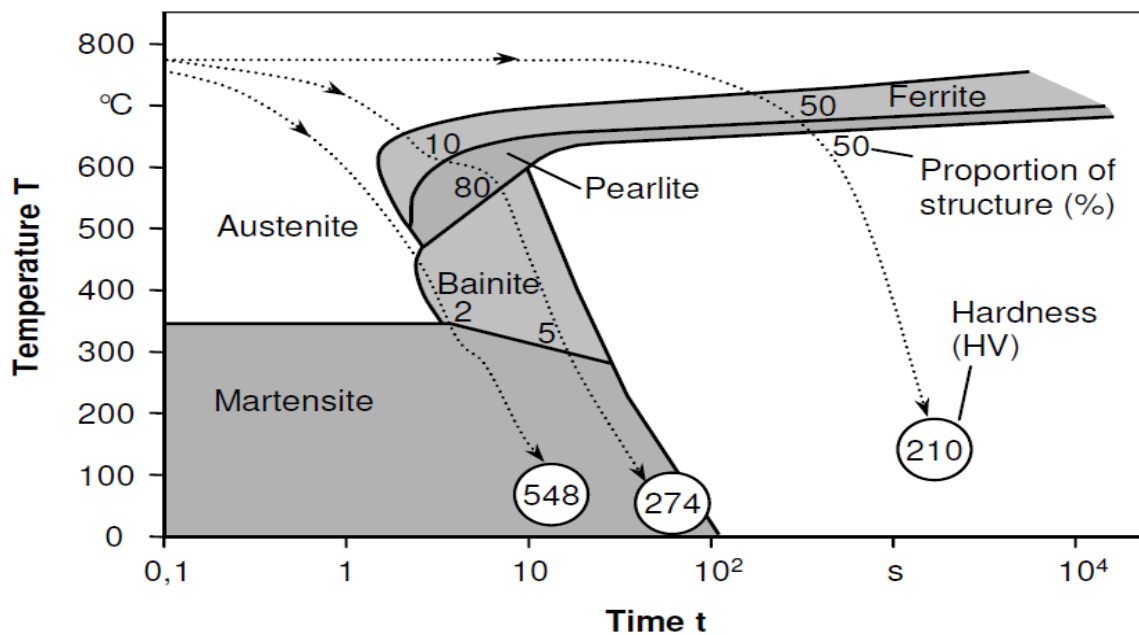


Figure 41. Proportions des constituants microstructuraux et dureté HV en fonction de la température et du temps de traitement thermique [8]

II.5.2.5. Effet de la température d'austénitisation sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

L.C. Changa, et al. [53] ont étudié l'effet de traitement thermique sur le comportement d'érosion des ADI en austénitisant la fonte de composition chimique suivante : 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 différents temps 5, 30, 60, et 120 min. D'après leurs résultats, avec l'augmentation de la température d'austénitisation, la résistance à la traction et le taux d'usure augmentent, l'allongement et la densité d'énergie mécanique diminuent (figure 42). La figure 43 présente des microstructures (MEB) de la fonte austénitisée à différentes températures.

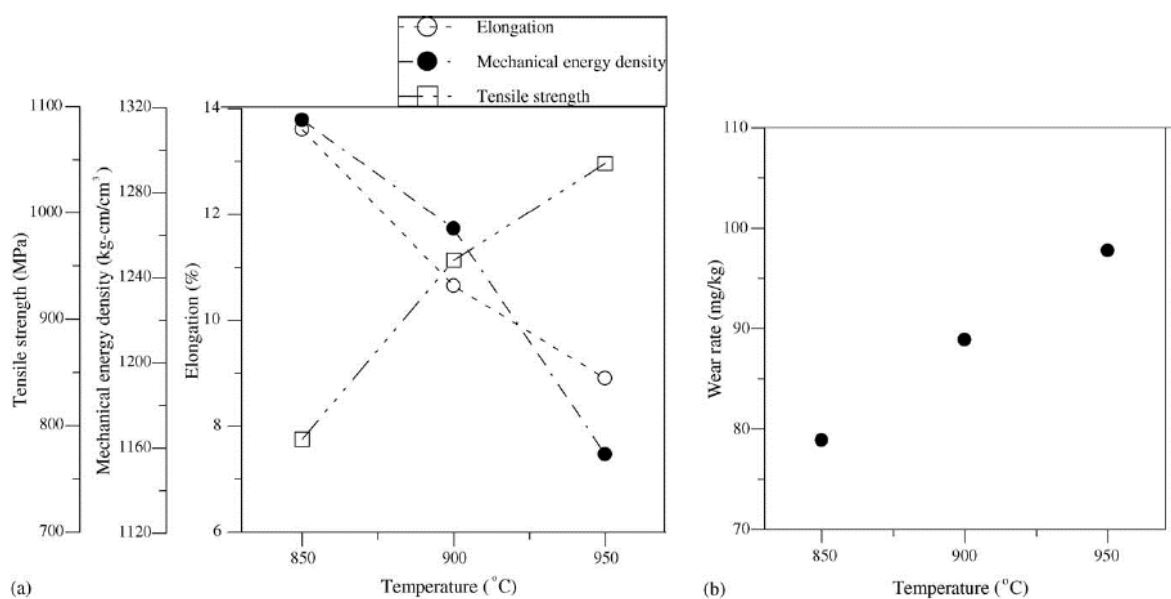


Figure 42. Effet de la température d'austénitisation sur : a. propriétés mécaniques et b. taux d'usure (temps d'austénitisation 60 min) [53]

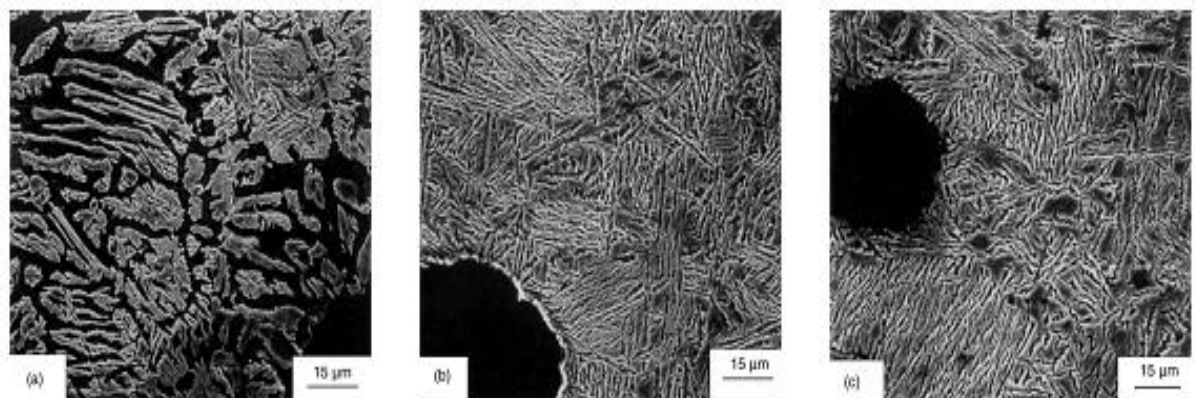


Figure 43. Microstructures (MEB) de la fonte austénitisée pendant 1h à : a. 850°C, b. 900°C et c. 950°C et traitée bainitiquement pendant 30 min à 420°C [53]

Susil K. Putatunda et Pavan K. Gadicherla [54] ont de leur côté 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 44 et 45).

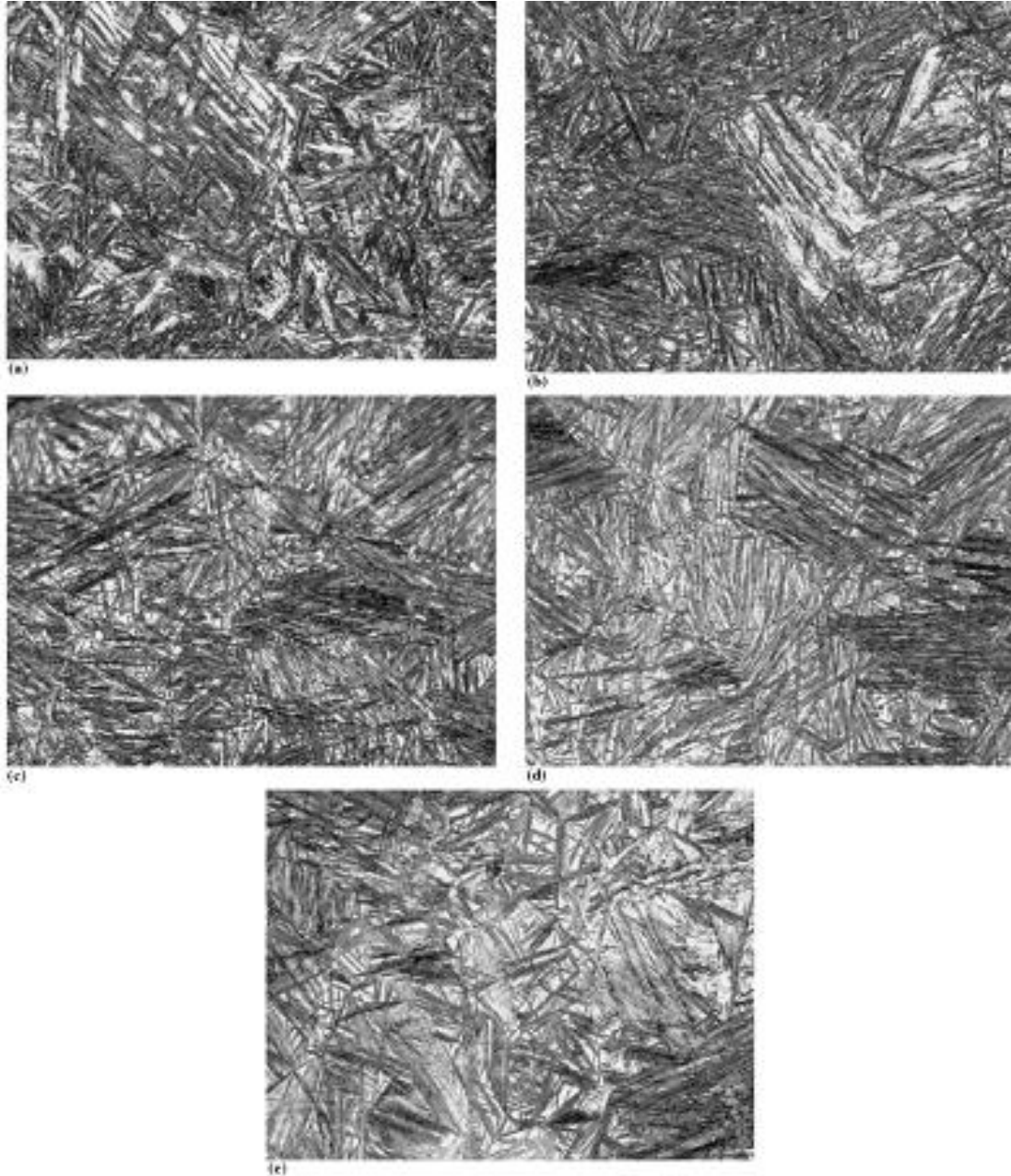
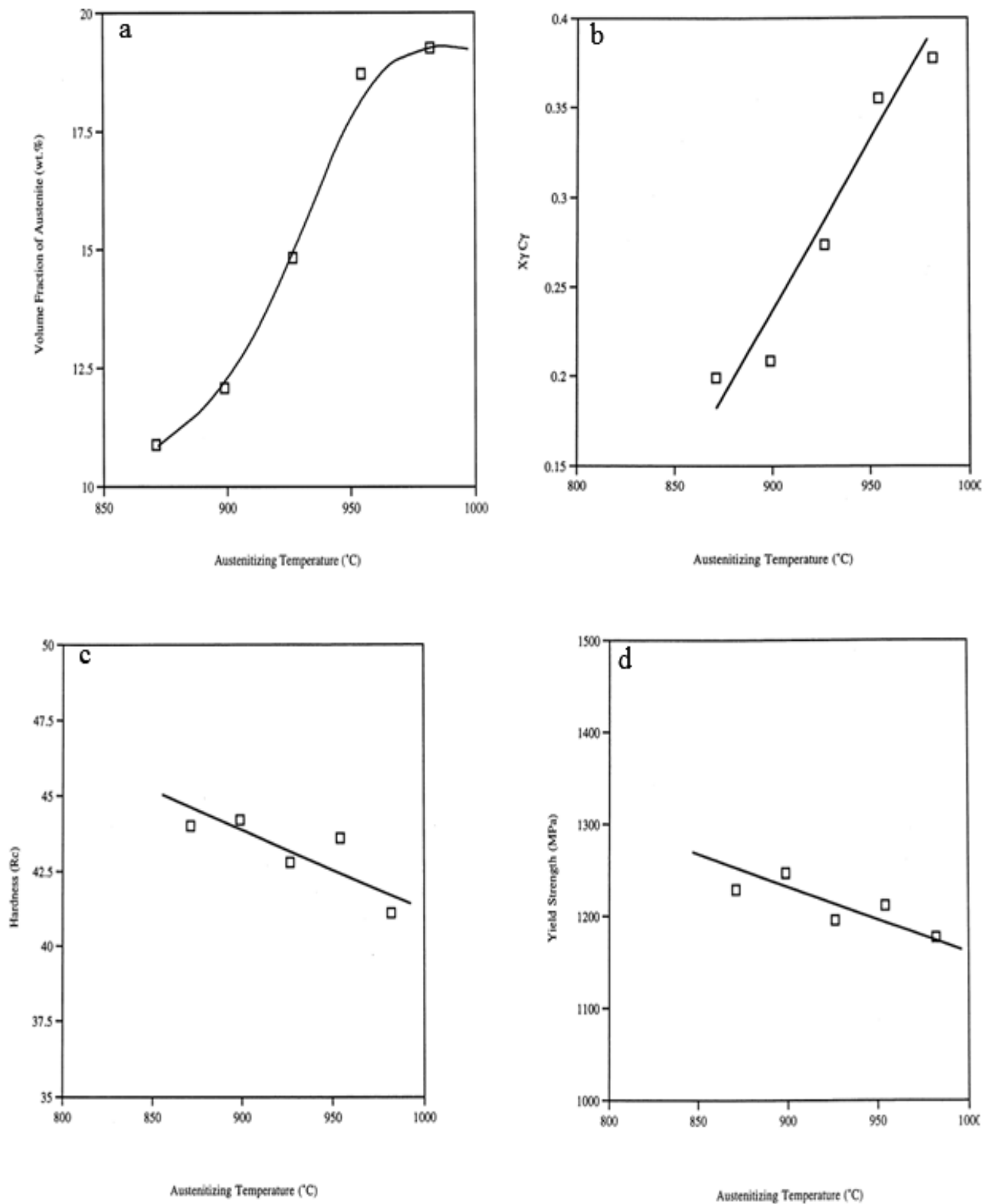


Figure 44. Microstructures de la fonte austénitisée pendant 2 h à :
a. 871°C, b. 898°C, c. 927°C, d. 954°C et e. 982°C [54]



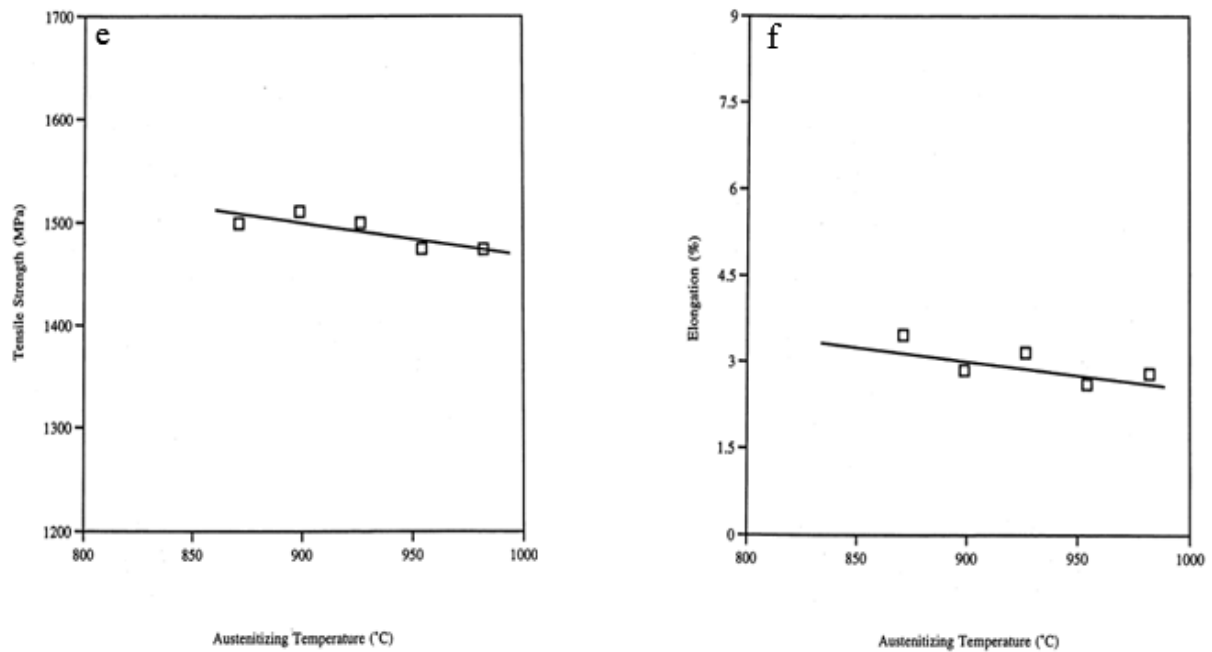


Figure 45. Influence de la température d'austénitisation sur : a. la fraction de volume de l'austénite dans la matrice, b. le carbone de l'austénite, c. la dureté, d. la limite élastique, e. la résistance à la traction et f. l'allongement [54]

La température d'austénitisation influe aussi sur le taux de bainite obtenue. Il s'élève avec l'augmentation de la température d'austénitisation comme le montre la figure 46.

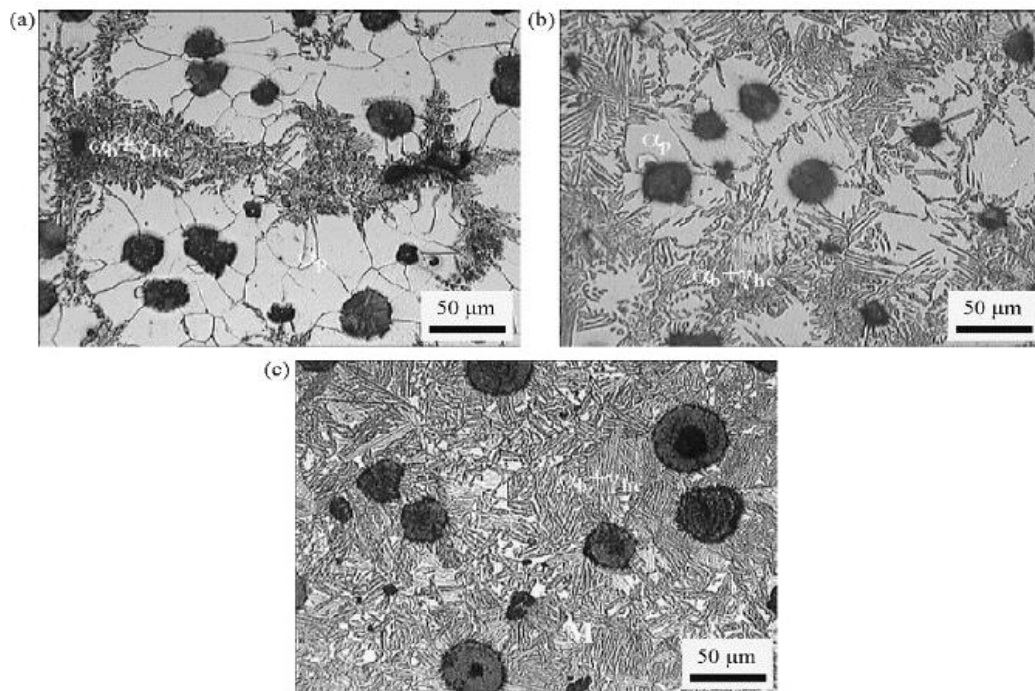


Figure 46. Microstructures des fontes traitées bainitiquement à 120 min à des températures : a. 795°C, b. 815°C et c. 900°C. $\alpha_b + \gamma_{hc}$: ferrite bainitique + austénite riche en carbone et α_p : ferrite proeutectoïde [55]

II.5.2.6 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 [53] ont montré aussi l'effet du temps de maintien à la température d'austénitisation sur les propriétés mécaniques (figure 47 et 48).

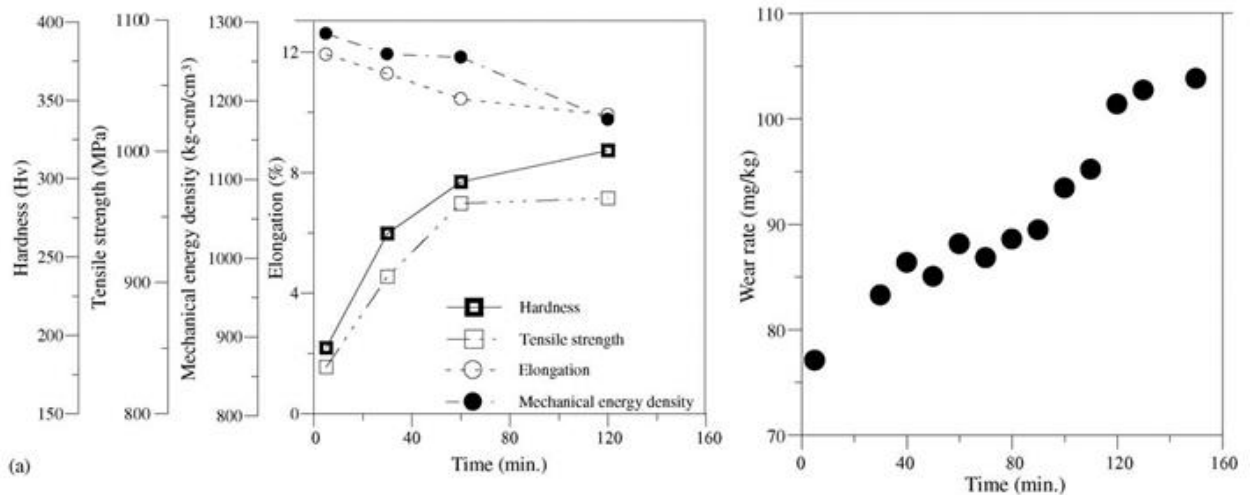


Figure 47. Effet du temps d'austénitisation sur : a. les propriétés mécaniques et b. taux d'usure (température d'austénitisation 925°C) [53]

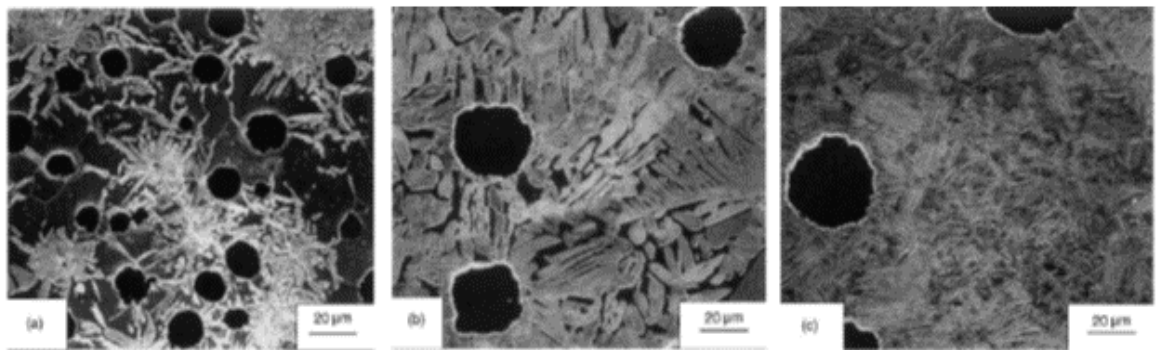


Figure 48. Microstructures de la fonte austénitisée à 925°C pendant : a. 5 min, b. 60 min et c. 120 min et traitée bainitiquement à 420°C pendant 30 min [53]

II.5.2.7. Effet de la température de trempe bainitique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

Comme la bainite (l'ausferrite) se forme pendant le maintien à la température de trempe bainitique, le choix de cette température est le critère le plus important pour la formation d'une structure et l'amélioration des propriétés des fontes ADI. Plusieurs chercheurs [53] et [56-59] ont étudié son effet sur les propriétés de certaines fontes. Ces derniers ont estimé l'effet de la température de trempe bainitique sur les propriétés mécaniques des échantillons d'une fonte ADI

alliée au cuivre et au molybdène (figure 49 et 50). L'austénitisation est réalisée à 910°C pendant 90 min et la trempe bainitique 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, la limite élastique, l'allongement, la dureté, la résilience et la résistance à l'usure (figures de 51 à 55). Ces propriétés ont été comparées après traitement à divers températures de trempe bainitique.

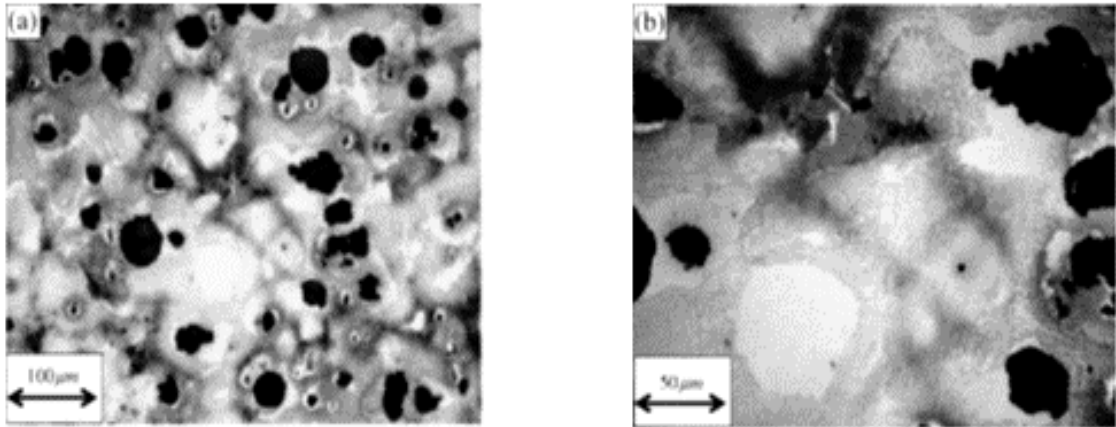


Figure 49. Microstructures de la fonte de base avant trempe bainitique [56]

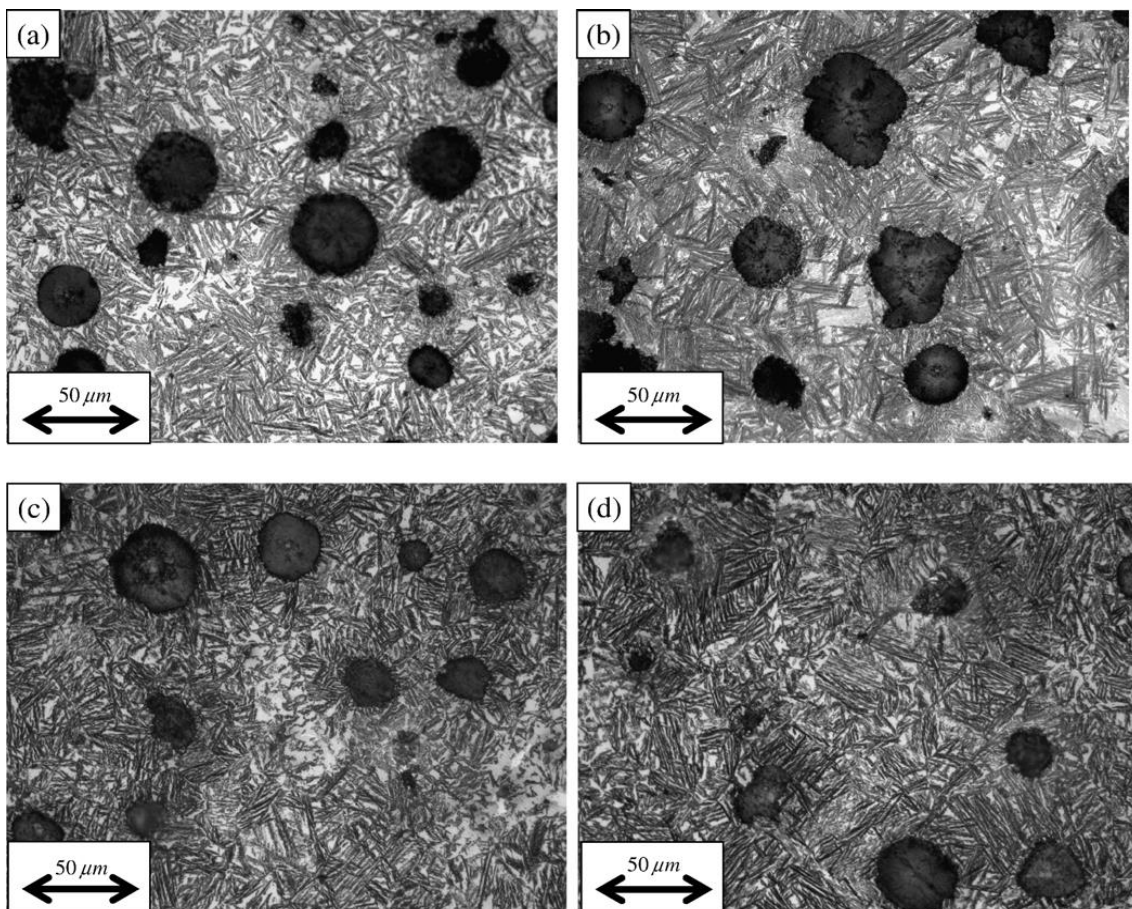


Figure 50. Microstructures après trempe bainitique à :
a. 350°C, b. 370°C, c. 390°C et d. 410°C [56]

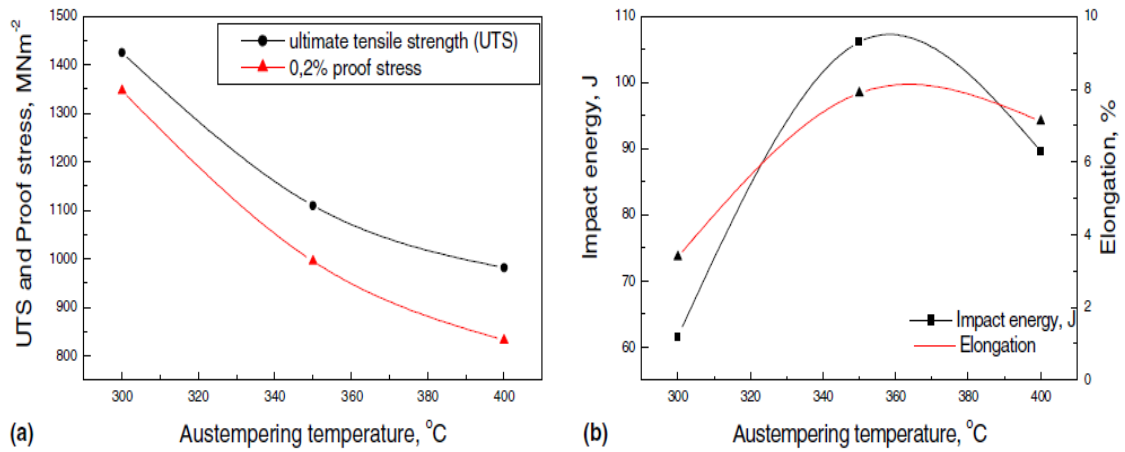


Figure 51. Effet de la température de trempe bainitique sur : a. la limite élastique et la résistance à la traction et b. la résilience et l’allongement après 2 h de maintien [57]

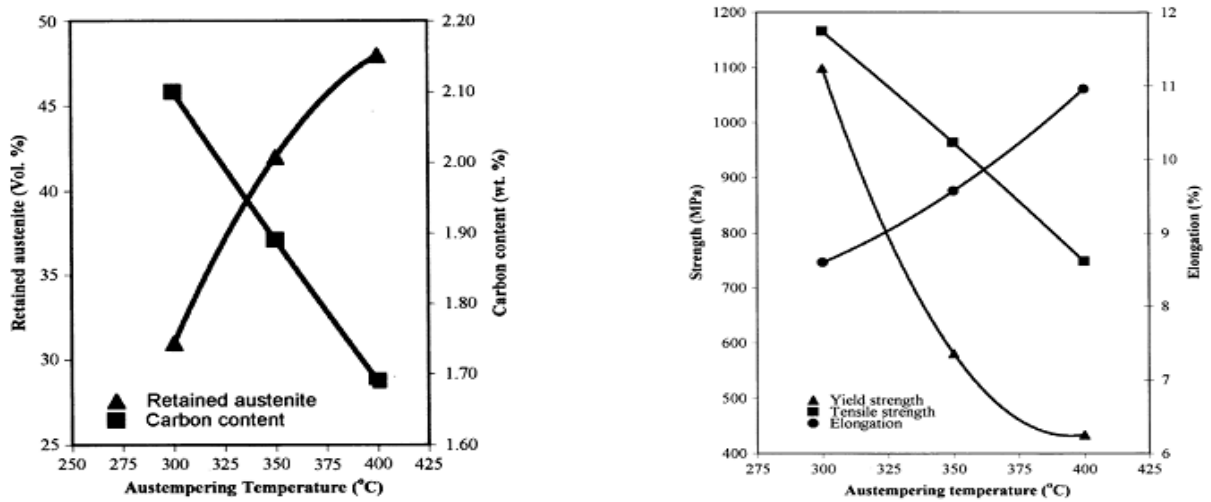


Figure 52. Effet de la température de trempe bainitique : a. sur le carbone de l'austénite et l'austénite résiduelle et b. sur l’allongement et la résistance à la traction [58]

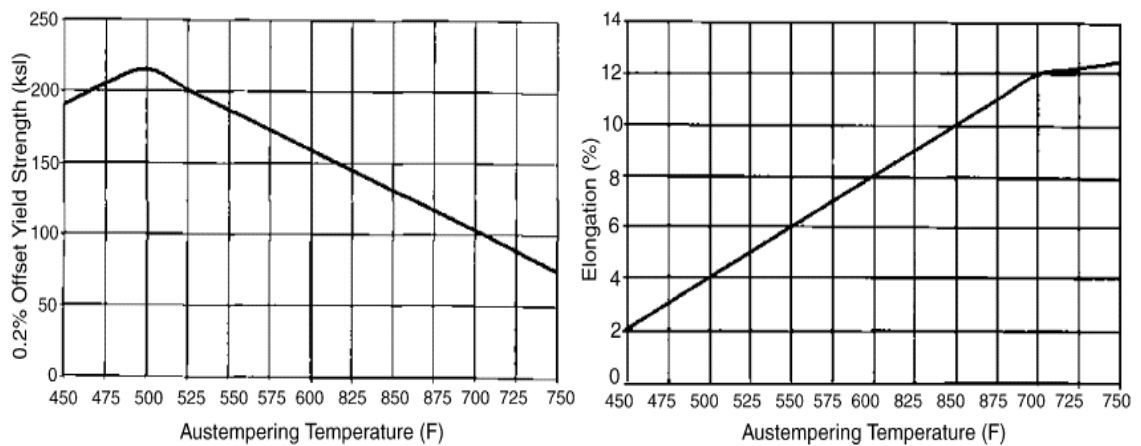


Figure 53. Limite d'élasticité et allongement de l'ADI en fonction de la température de trempe bainitique [59]

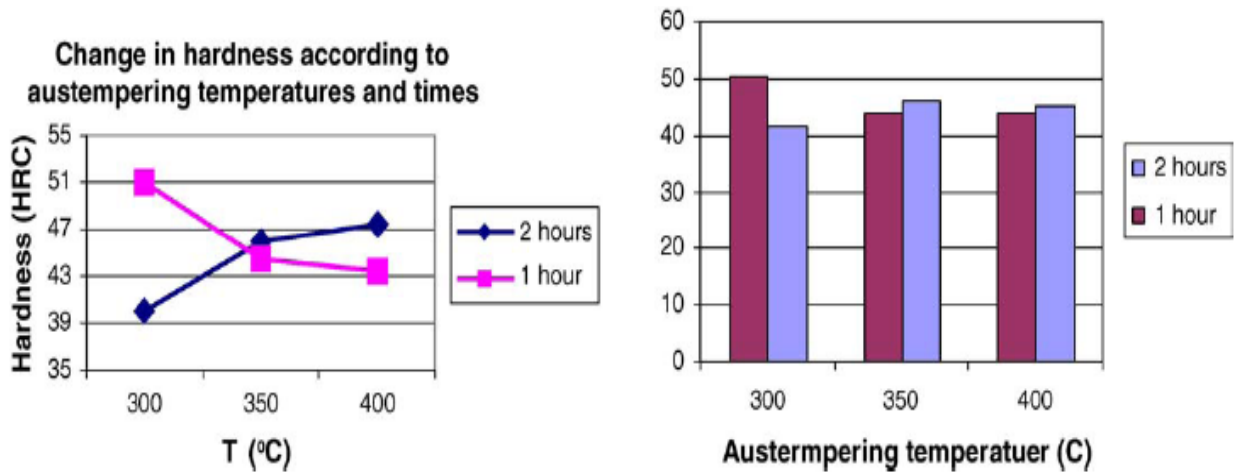


Figure 54. Variation de la dureté en fonction de la trempe bainitique [59]

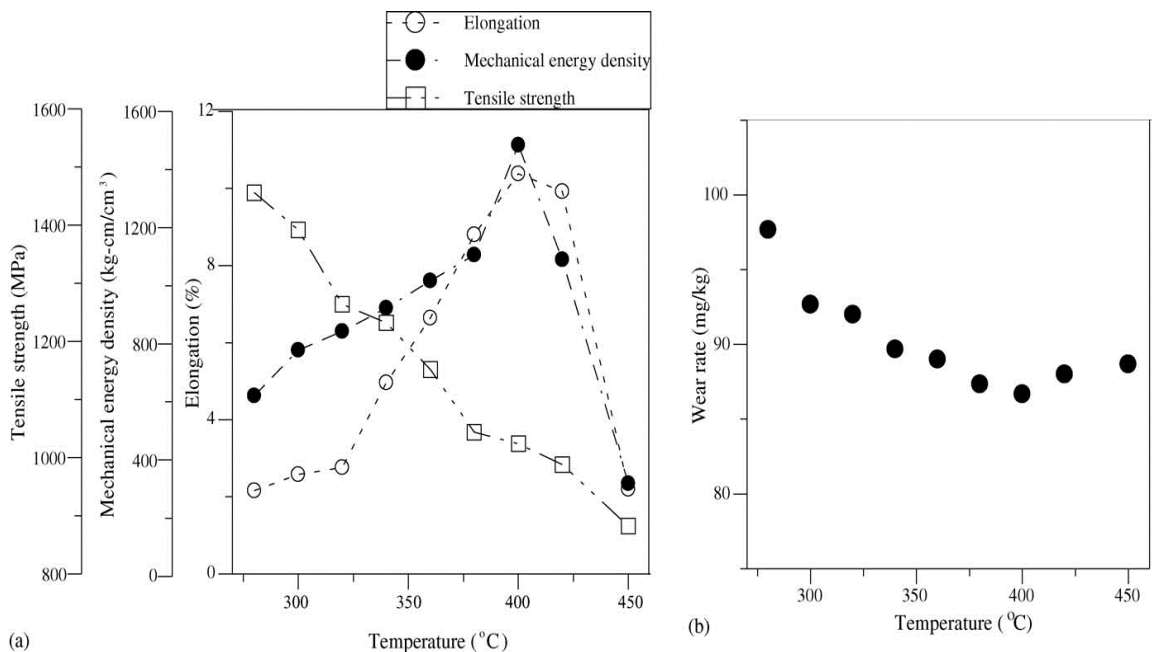


Figure 55. Effet de la température de trempe bainitique sur : a. les propriétés mécaniques et b. taux d'usure (temps de température de trempe bainitique 60 min) [53]

II.5.2.8. Effet du temps de maintien à la température de trempe bainitique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI

Olivera Eric, Milan Jovanovic, Lepsava Sidanin, Dragan Rajnovic, et Slavica Zec [57] ont étudié la trempe bainitique des fontes ADI alliée au Mo, Ni et Cu. Les fontes sont austénitisées à 900°C pendant 2 h, ensuite ils ont été rapidement transférées dans un bain de sel à différentes températures de trempe bainitique 300, 350 et 400°C, pendant 1, 2, 3 et 4 h puis refroidis à l'air jusqu'à la température ambiante. Leurs résultats sont montrés par les figures 56 - 60.

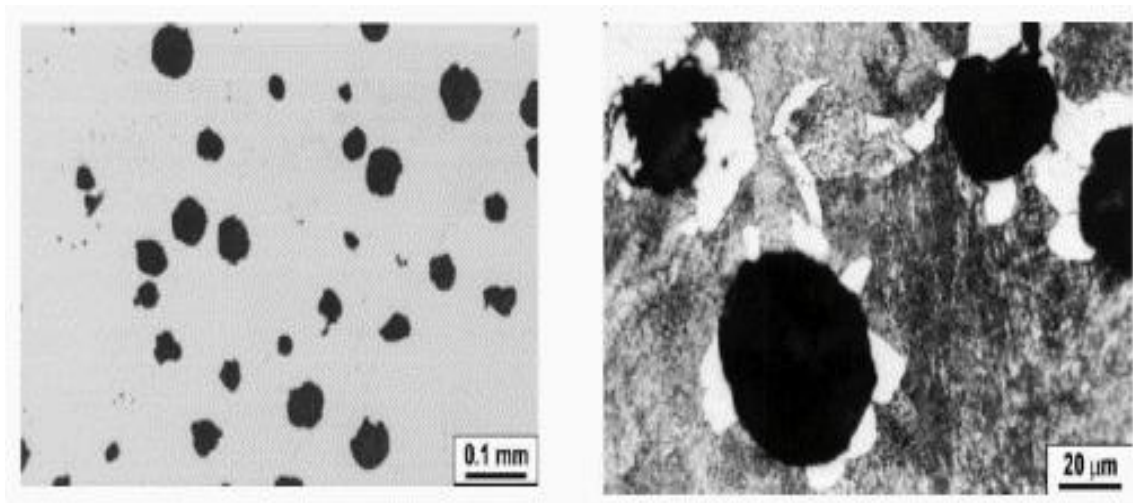


Figure 56. Microstructures de la fonte de base [57]

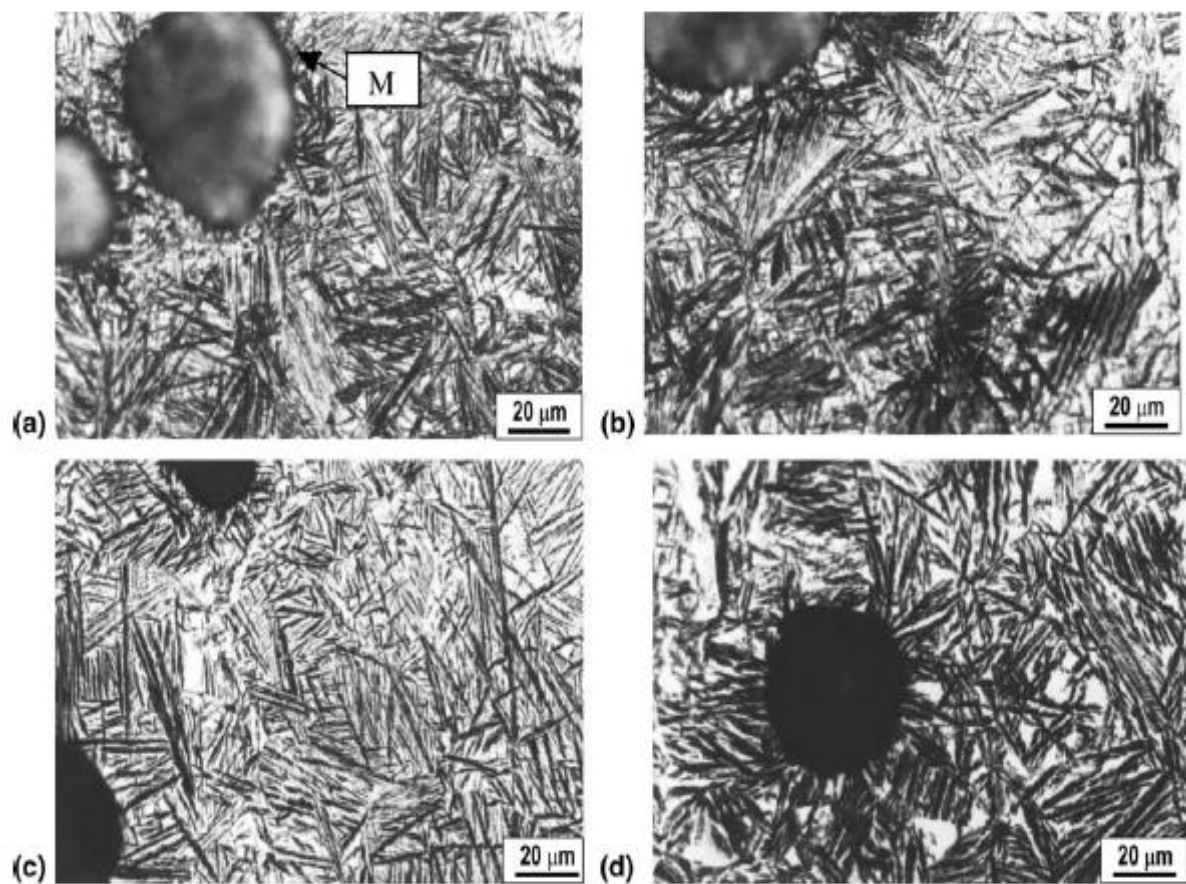


Figure 57. Microstructures après trempe bainitique pendant 1 h à : a. 300°C et pendant 2 h à : b. 300°C, c. 350°C et d. 400°C. M : martensite [57]

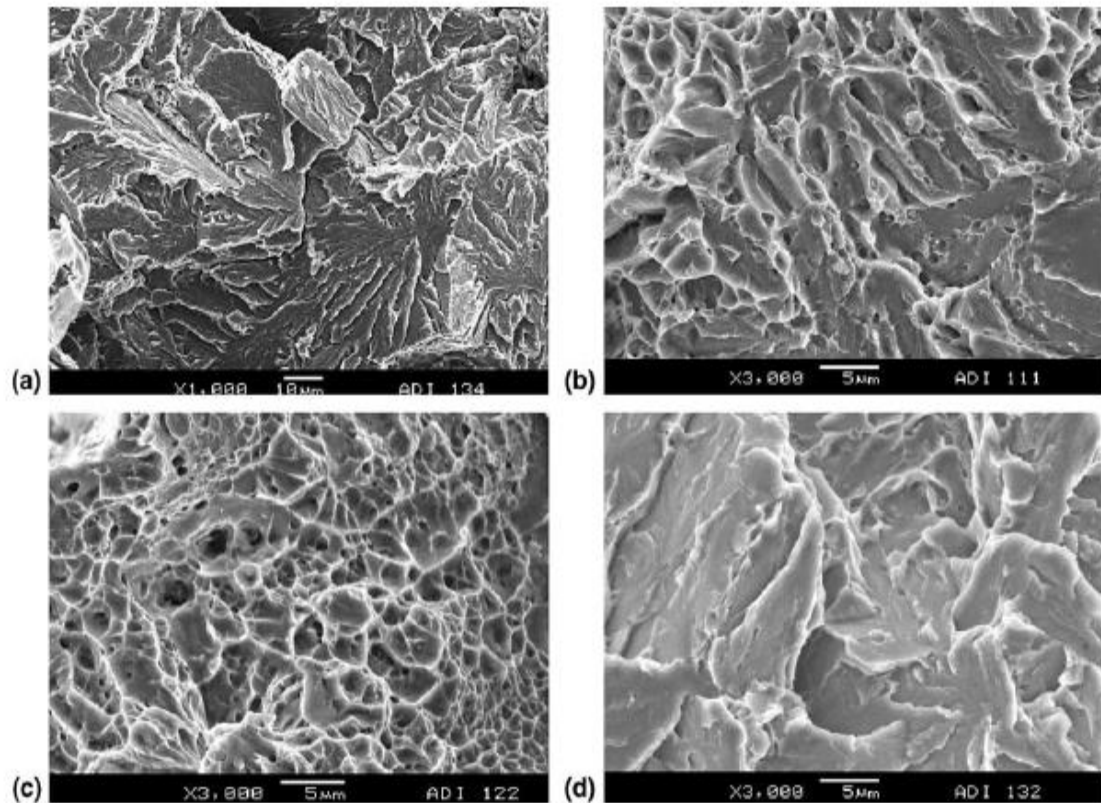


Figure 58. Microstructures (MEB) après trempe bainitique pendant 1 h à :
a. 300°C et pendant 2 h à : b. 300°C, c. 350°C et d. 400°C [57]

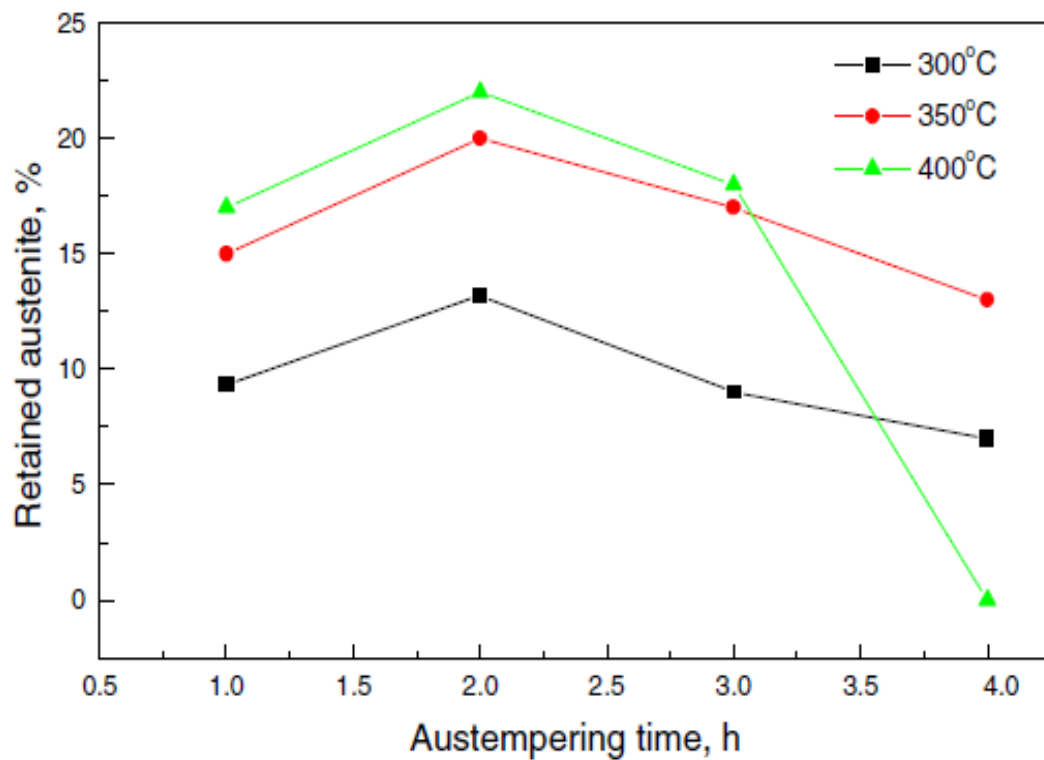


Figure 59. Effet du temps de maintien sur la fraction volumique de l'austénite résiduelle à différentes températures de trempe bainitique [57]

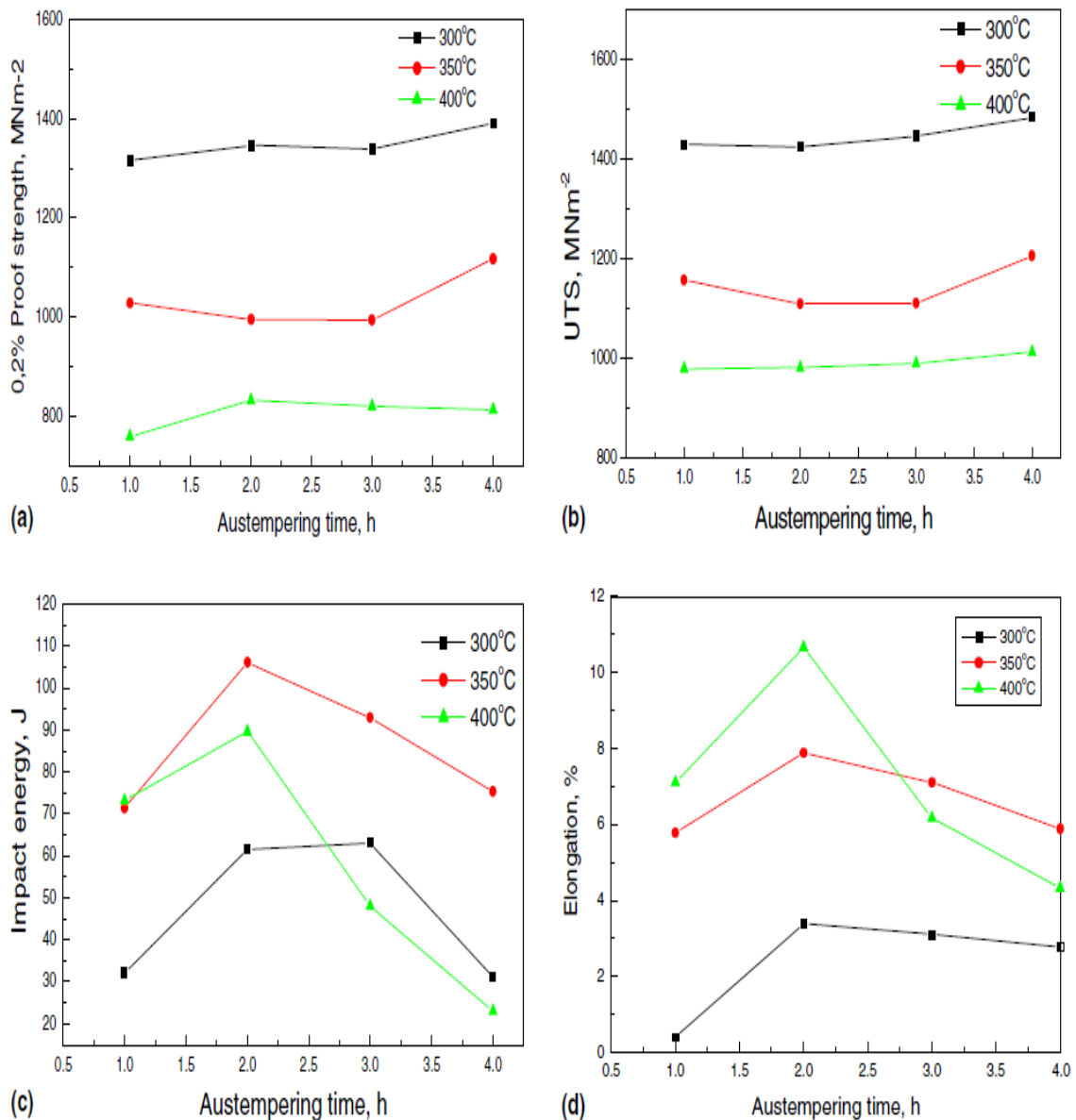
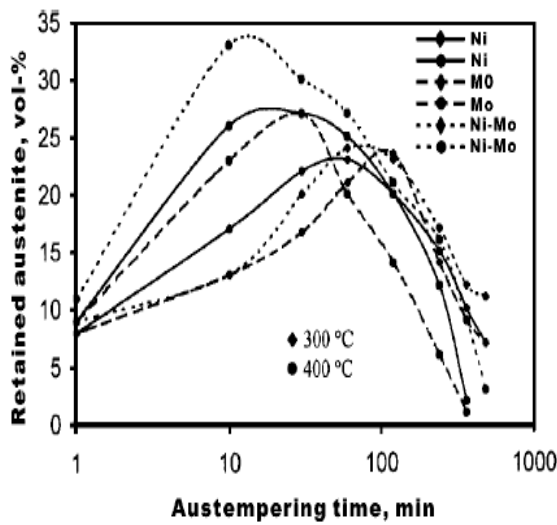
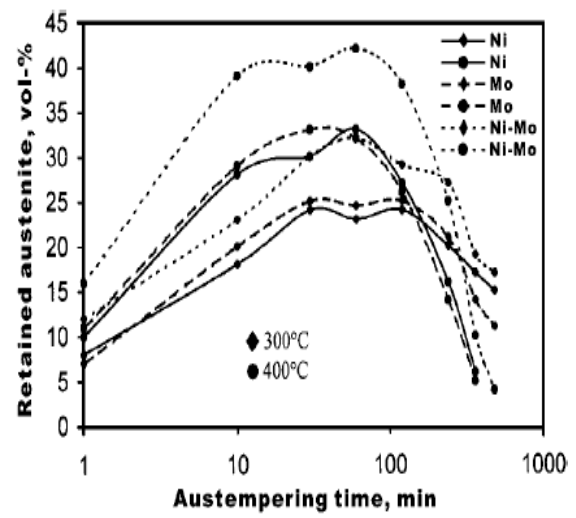


Figure 60. Effet de temps de maintien sur : a. la limite élastique, b. la résistance à la traction, c. la résilience et d. l'allongement à différentes températures de trempes bainitiques [57]

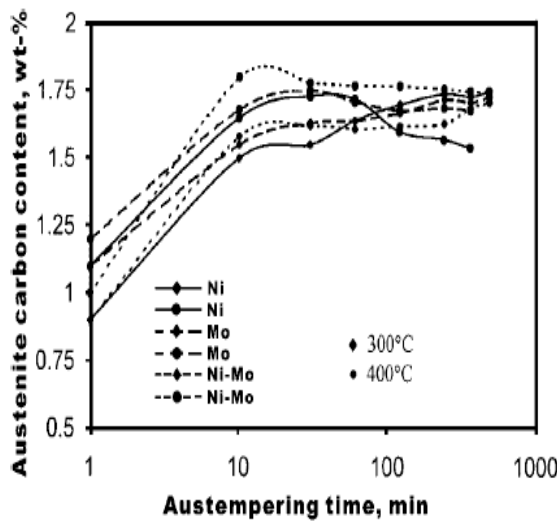
L'étude de B. Bosnjak, B. Radulovic, K. Pop-Tonev, et V. Asanovic [7] sur l'influence des éléments d'alliage et du traitement thermique sur la cinétique de la réaction bainitique de fonte ADI a montré l'effet du temps de maintien sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI alliées au Ni, au Mo et au Ni et Mo [7]. Les échantillons d'essai sont austénitisés pendant 2 h à 850 et 930°C et traités bainitiquement dans un bain de sel fondu à 300 et 400°C pendant 1, 10, 30, 60, 120, 240, 360, et 480 minutes et finalement refroidis à l'air [7]. Les résultats sont présentés par la figure 61.



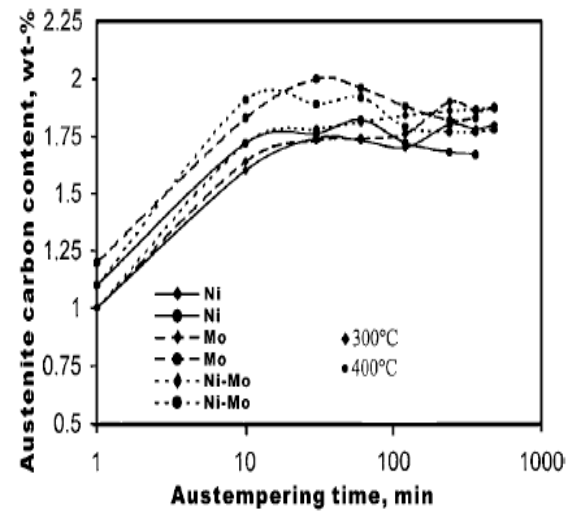
(a)



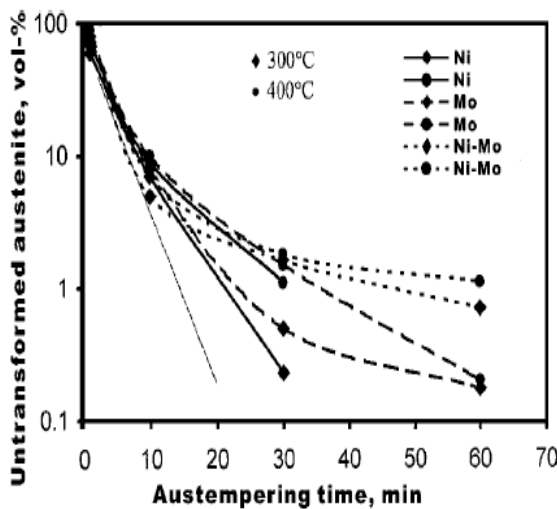
(b)



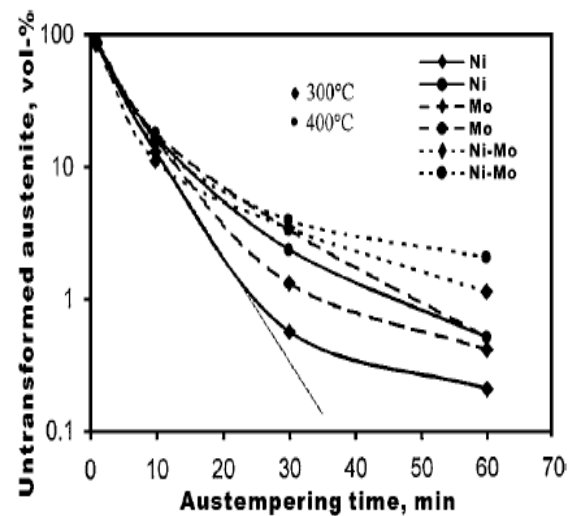
(c)



(d)



(e)



(f)

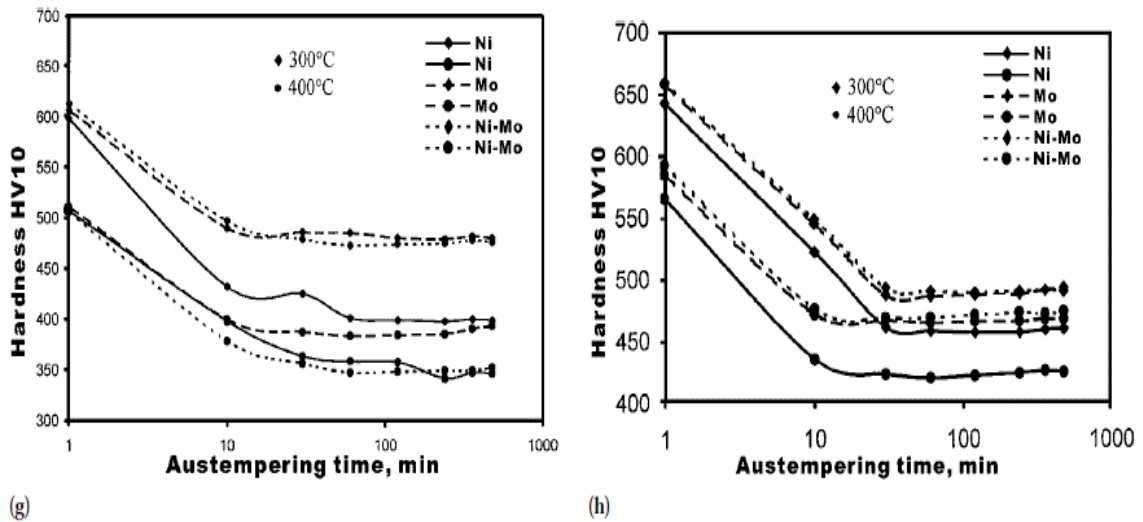


Figure 61. Cinétique de réaction mesurée à 300 et 400°C des fontes au Ni, au Mo et au Ni et Mo austénitisées : a, c, e et g à 850°C et b, d, f et h à 930°C pendant 120 min en fonction du temps de maintien à la température de trempe bainitique, avec variation du temps de trempe bainitique : (a) et (b) la fraction volumique d'austénite résiduelle, (c) et (d) la teneur en carbone de l'austénite, (e) et (f) la fraction volumique de l'austénite non transformée, et (g) et (h) la dureté [7]

L.C. Changa, et all [53] ont montré aussi l'effet du temps de maintien à la température de trempe bainitique sur la formation de la structure, les propriétés mécaniques et le taux d'usure (figure 62).

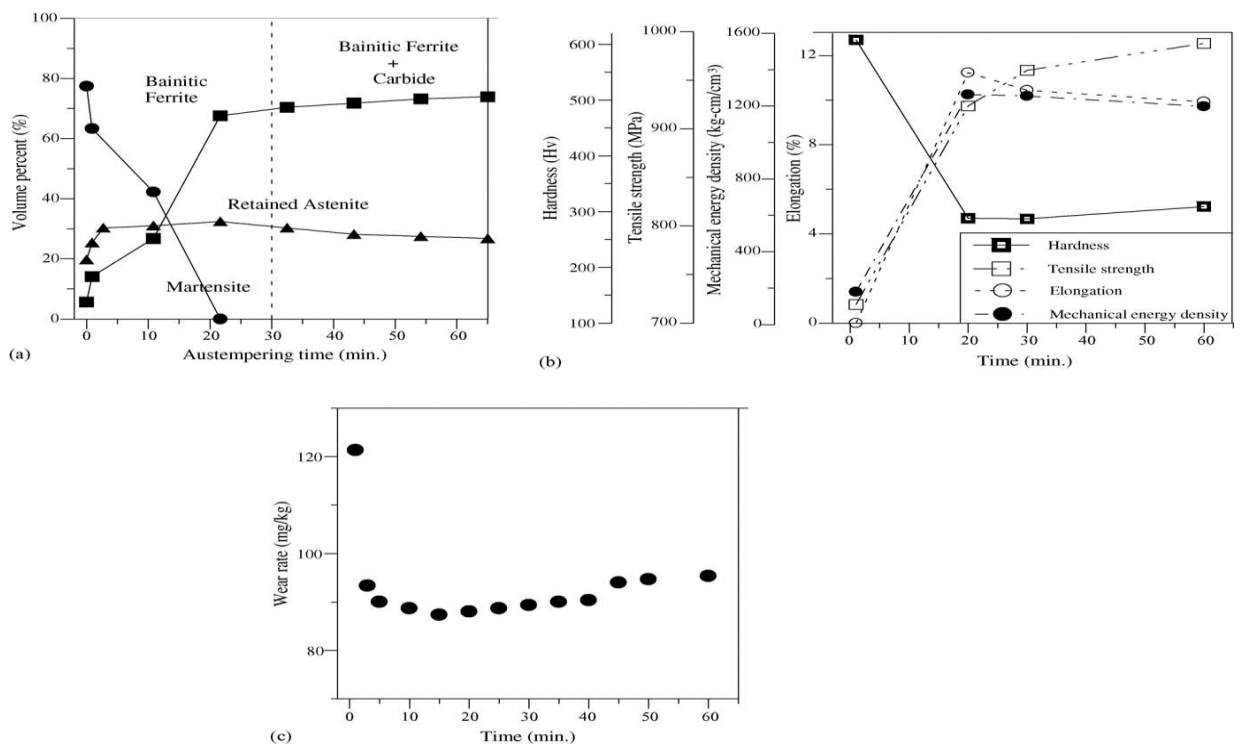


Figure 62. Variation de la microstructure (a), des propriétés mécaniques (b), et du taux d'usure (c) en fonction du temps de trempe bainitique (température de trempe bainitique, 420 °C) [53]

METHODES
EXPERIMENTALES

III. METHODES EXPERIMENTALES

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

Le matériau étudié est une fonte GS industrielle. L'élaboration de cette dernière destinée à l'ADI est réalisée au niveau de l'Entreprise de Tracteur Agricole (ETRAG) Constantine. La fonte est élaborée dans un four à induction de capacité 5 tonne. Après la fusion, elle est coulée dans une poche de traitement où elle est inoculée par 0.6% de ferro-silicium-magnésium à 45% de silicium et de 10% de magnésium par la méthode de sandwich. Après ce traitement mixte d'inoculation et de sphéroïdisation la fonte est transférée dans une poche de coulée. La fonte est ensuite alliée avec différents éléments d'alliage tels que manganèse (Mn), nickel (Ni), molybdène (Mo), chrome (Cr), vanadium (V), titane (Ti) et niobium (Nb). Ces éléments augmentent la trempabilité, évitent la formation de perlite et stabilisent l'austénite durant le traitement de trempage bainitique. Mn, Mo et V augmentent la dureté, Mo avec V évitent la formation de perlite, Ni et Mn améliorent la résistance à la traction et la trempabilité [51, 56]. Les échantillons en fontes élaborées, de différentes compositions chimiques, sont coulés dans des moules en sable, autodurcissant à froid à la résine furanique, sous forme de barreaux cylindriques de 22 mm de diamètre et 300 mm de long (figure 63). L'objectif est d'étudier l'action de ces éléments sur la formation de la structure et les caractéristiques mécaniques de ces fontes.

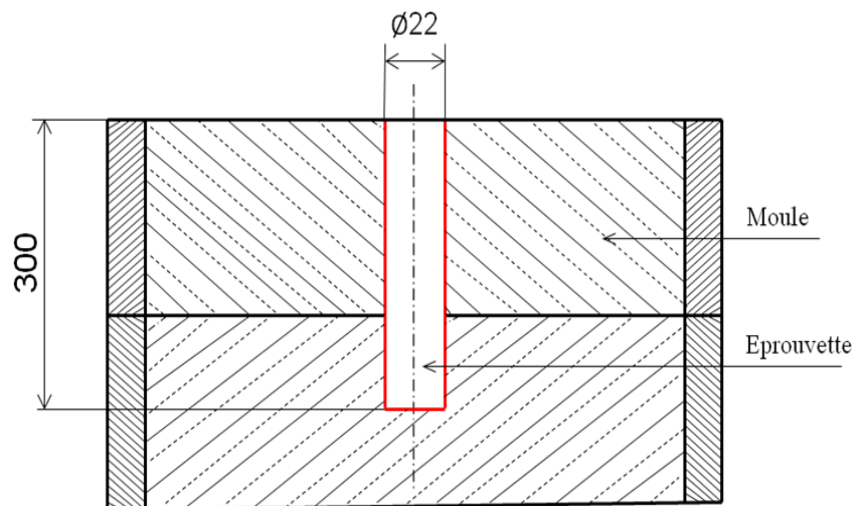


Figure 63. Méthode de coulée des éprouvettes

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 dans la fonte. Ces ferro-alliages sont introduits dans l'empreinte du moule et sur lesquels est coulée de la fonte liquide à une température 1450°C. Après refroidissement et décochage, les éprouvettes sont nettoyées dans une grenailleuse. Pour la réalisation de cette étude, les expériences sont planifiées selon le tableau 3. L'analyse chimique des échantillons coulés est réalisée à l'aide

d'un spectromètre à fluorescence X. Les résultats d'analyse de la fonte de base (FB) sont représentés par le tableau 4.

Tableau 3. Planification expérimentale (% massique)

Fontes	Mn,%	Ni,%	Mo,%	Cr,%	V,%	Ti,%	Nb,%
FA1	0.5	0.25	0.2	-	0.1	-	-
FA2	0.75	0.5	0.2	-	0.1	-	-
FA3	1	0.75	0.2	-	0.1	-	-
FA4	0.5	0.1	0.3	0.2	0.1	-	-
FA5	0.5	0.75	0.3	0.2	-	-	-
FA6	-	1.0	0.2	-	-	0.1	0.1
FA7	0.5	1.5	0.5	-	0.1	-	-
FA8	0.75	1.5	0.5	0.2	-	-	-
FA9	0.5	1.5	0.6	0.2	-	-	-
FA10	-	0.75		0.1	-	-	0.2

Tableau 4. Composition chimique de la fonte de base expérimentée (% massique)

C,%	Si,%	Mn,%	P,%	S,%	Ni,%	Mg,%	Mo,%	Cr,%	V,%	Cu,%	Al,%	Fe,%
3.50	2.175	<0.43	0.034	0.0073	0.099	0.043	0.011	0.055	0.008	0.062	0.011	93.564

III.2. Traitement thermique

L'obtention de fontes GS possédant une matrice de type bainitique 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 (ausferrite).

Les traitements thermiques de type bainitique utilisés sont composés de plusieurs étapes ; une première étape d'austénitisation, une seconde nécessaire à la transformation de l'austénite en ferrite bainitique, bainite, ausferrite, martensite, perlite etc. et en fin un refroidissement jusqu'à température ambiante. Le cycle de traitement thermique appliqué aux échantillons de la fonte GS élaborée est de type bainitique (figure 64), L'échantillon de la fonte de base (FB) et les échantillons

des fontes alliées (FA1 à FA10) sont austénitisés à 830°C dans un four à gaz puis maintenus à cette température pendant 60 minutes. Juste après l'austénitisation, les échantillons sont trempés dans un bain de sel dont la température est de 550°C et maintenus à cette température pendant 60 minutes. Le bain de sels est composé de (1.5 - 4.8)% de cyanure (CN) et de (33.5 – 36)% de cyanate (CNO). Le procédé utilisé est le procédé « TENIFER », four sous forme d'une cuve revêtue en titane appelé four « DEGUSSA » (figure 65). A la fin de la trempe bainitique, les échantillons sont refroidis à l'air calme jusqu'à la température ambiante.

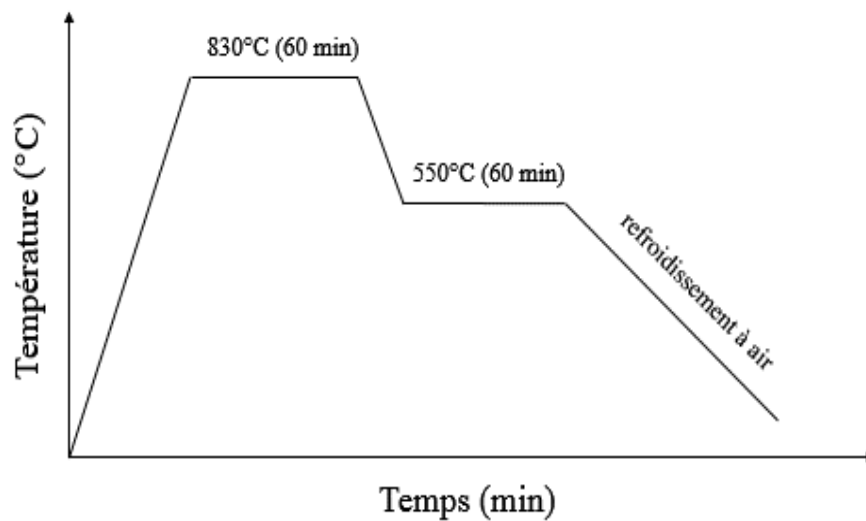


Figure 64. Cycle de traitement thermique utilisé



Figure 65. Four « DEGUSSA »

Ce traitement est choisi par ce qu'il est considéré comme un traitement de double phase et ayant le pouvoir de contrôler la fraction de volume de ferrite et d'austénite. Il est préférable d'austénitiser à des températures d'environ 830°C pour affiner la structure et éviter l'augmentation du taux de carbone de l'austénite et la formation de martensite [51, 60]. Le maintien à 550°C est choisi pour ne pas avoir une grande dureté et pour que la fonte ADI ne garde sa ductilité.

III.3. Métallographie optique

L'examen métallographique a pour but, la mise en évidence des structures métallographiques, obtenues après polissage sur un jeu de papiers émeris 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). L'observation microscopique est réalisée avant et après traitement thermique pour chaque échantillon, à l'aide d'un microscope optique, équipé d'une caméra de type « LEICA » relié à un microordinateur (figure 66).



Figure 66. Microscope optique utilisé pour les essais métallographiques

III.4. Microscopie électronique à balayage et Microanalyse X (MEB - EDS)

La microscopie électronique est réalisée pour les échantillons à l'état traité, par deux microscopes électroniques à balayage. L'un de type « JEOL.JSM.6390LV » équipé d'un dispositif de microanalyse X par Energie Dispersive (x-ray) et Spectrométrie (EDS) au niveau de l'université de Biskra (figure 67) et l'autre de type « OLYMPUS » doté d'une caméra et d'un logiciel de traitement d'image (Dresden - Allemagne). L'EDS 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 quantitative et qualitative. Cet essai est caractérisé par sa souplesse d'utilisation et sa rapidité de mise en œuvre [61].



Figure 67. MEB « JEOL.JSM.6390LV » utilisé pour les essais métallographiques

III.5. Diffraction des rayons X

La diffractométrie des 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. L'analyse des spectres de diffractions obtenues, permet d'identifier les différentes phases, en particulier dans le cas des fontes ADI, l'austénite et la ferrite.

L'analyse des phases est réalisée après traitement bainitique en utilisant la méthode de diffraction DRX. Pour cette analyse, un diffractomètre au niveau de l'université de Biskra de type « BRUKER D8 ADVANCE » est utilisé (figure 68), avec une anode monochromatique « Cu-K α radiation » de longueur d'onde $\lambda = 0.15406$ nm. Le voltage d'accélération du tube et le courant utilisés sont de 40 kV et de 40 mA respectivement. La ferrite et l'austénite sont déterminées par la méthode de comparaison directe en utilisant les intensités intégrées de {110}, {200} et {211} plans cristallographiques de ferrite et {111}, {200} et {220} plans cristallographiques d'austénite [62-65]. Pour l'analyse quantitative des spectres de diffraction, le logiciel X'pert High Score est utilisé.



Figure 68. Diffractomètre utilisé pour les essais

III.6. 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, deux microduromètres ont été utilisés (figure 69), un de type Vickers « ZWICK/ROELL ZHV10 » et un autre de type « INNOVATEST ». Les essais sont réalisés en utilisant une charge de 0.1 kg avec une période de 15 secondes. Six essais sont réalisés pour chaque phase et la moyenne est calculée pour représenter la microdureté.

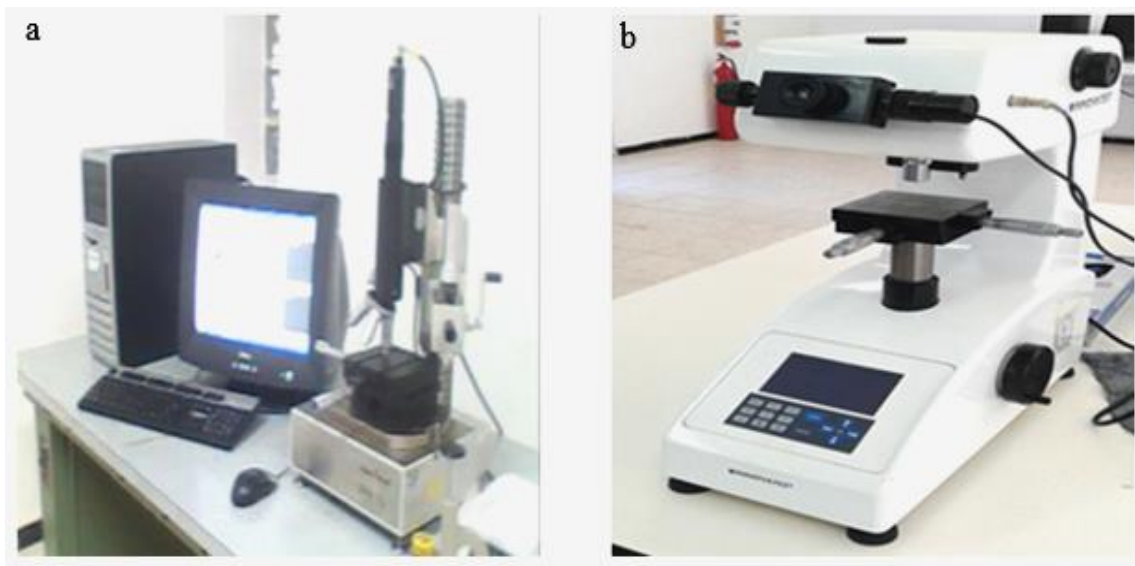


Figure 69. Microduromètres utilisés pour les essais :
a. ZWICK/ROELL ZHV10 et b. INNOVATEST

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.

Deux méthodes de mesure de dureté sont utilisées : dureté HRB (Hardness Rockwell Bille) pour les échantillons avant traitement thermique et dureté HRC (Hardness Rockwell Cône) pour les échantillons après traitement thermique (figure 70). Les valeurs de dureté HRB sont transférées en HRC d'après les tables de conversion pour bien comparer les résultats aux deux états, brut de coulée et traité.



Figure 70. Duromètre utilisé pour l'essai de dureté HRC

Le principe de l'essai de traction (figure 71) montre que l'éprouvette est tenue en deux points (par une pince ou par 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.

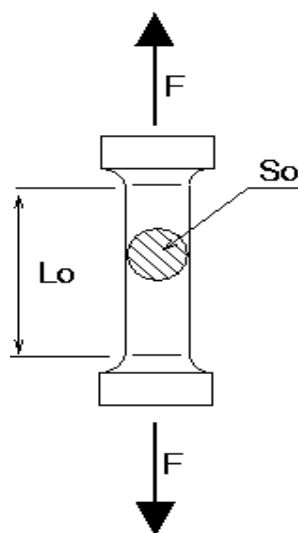


Figure 71. Principe de l'essai de traction

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, des échantillons sont coupés à partir des barreaux coulés et les éprouvettes sont confectionnées par des opérations de tournage et de fraisage au niveau du complexe de fonderie de Berouaguia (figures 72 et 73). La résistance à la traction est déterminée à l'aide d'une machine de traction de type « ZWICK/ROELL Z100 » (figures 74). La norme de l'essai est ISO 6892-1 matériaux métalliques essai de traction à température ambiante (20°C) et à une vitesse de $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

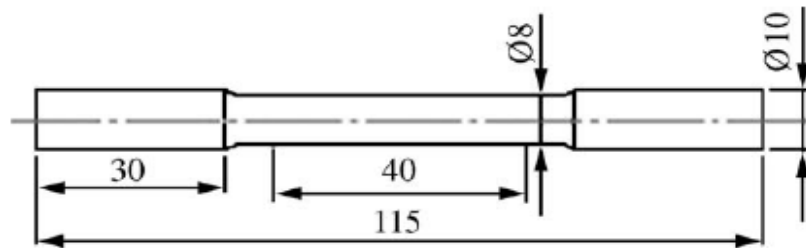


Figure 72. Forme et dimensions de l'éprouvette de traction [66]



Figure 73. Eprouvette de traction utilisée



Figure 74. Machine utilisée pour les essais de traction

L'essai de résilience a pour objectif 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 75).

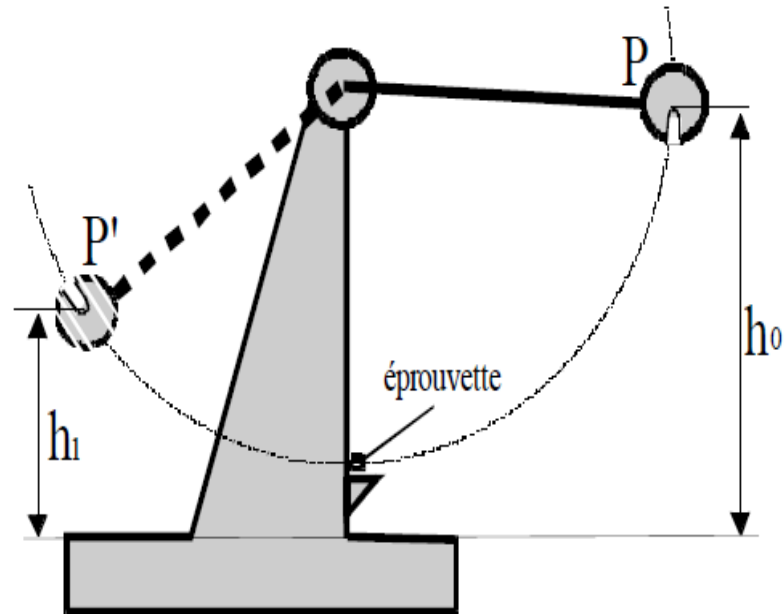


Figure 75. Principe de l'essai de résilience

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 :

$$K = W / S \quad (7)$$

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 76 et 77 montrent la forme et les dimensions de l'éprouvette utilisée.

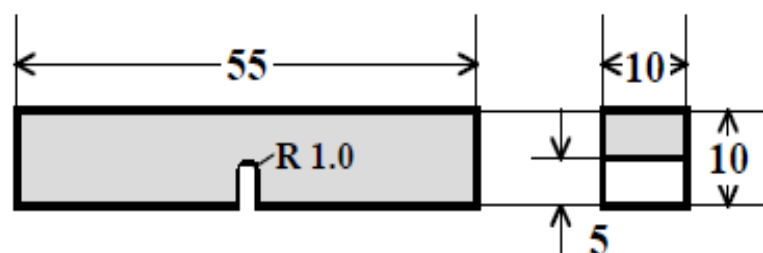


Figure 76. Forme et dimensions de l'éprouvette de résilience



Figure 77. Eprouvette de résilience utilisée

La machine utilisée pour l'essai de résilience est de type « SINTCO » (figure 78). Ces essais sont réalisés au niveau de l'Unité de Recherche Appliquée à Sidérurgie et Métallurgie (URASM / CSC Annaba). La norme de l'essai est ISO 148-1 matériaux métalliques essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy.



Figure 78. Machine utilisée pour les essais de résilience

***RESULTATS
ET DISCUSSION***

IV. RESULTATS ET DISCUSSION

Les propriétés mécaniques de la fonte ADI dépendent de la microstructure qui est à son tour fonction de la température d'austénitisation, de la température de trempe bainitique et du temps de maintien.

La plupart des récentes recherches [50, 56 et 59] sur cette fonte se sont portées sur l'effet des éléments d'alliage sur sa microstructure et ses propriétés mécaniques. Les fontes ADI sont utilisées dans de nombreuses applications, car elles offrent une combinaison de haute résistance mécanique avec un faible coût. Ces dernières années, il y'a eu un intérêt important sur les fontes ausferritiques dans l'ingénierie des matériaux. Lorsque la fonte GS est de type bainitique, il se produit une microstructure ausferritique mixte de ferrite et d'austénite résiduelle. Les nombreuses propriétés mécaniques souhaitables de la fonte ADI, comme la bonne ductilité, la bonne résistance au choc et la bonne résistance à l'usure ont fait de cette fonte un bon matériau utilisé 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. Elles consistent à obtenir une matrice composée de zones ferritiques possédant une ductilité et une ténacité élevées ainsi que des zones ausferritiques plus résistantes avec un pouvoir bénéfique sur le comportement mécanique de ces fontes.

Dans cette partie, sont présentés les différents résultats obtenus et leur discussion. La caractérisation des propriétés mécaniques des échantillons en fontes ADI étudiés permet de juger la validité des effets de la composition chimique et du traitement thermique bainitique appliqué. Le but est de transformer l'austénite afin d'obtenir la microstructure finale souhaitée.

IV.1. Métallographie

Les examens micrographiques ont pour principal but de mettre en évidence la microstructure des échantillons coulés lors de l'observation au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB).

Comme il a été mentionné dans la partie méthode expérimentale, le métal de base utilisé est une fonte GS qui a subi un traitement thermique de type bainitique après addition d'élément d'alliage. L'objectif est 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 ont été réalisées.

IV.1.1. Observations au microscope optique

L'observation au microscope optique a permis d'examiner l'évolution de la microstructure à l'état brut de coulée et à l'état traité, avant et après l'ajout d'élément d'alliage dans la fonte de base.

L'observation au microscopie optique a d'abord permis de vérifier la sphéroïdisation du graphite et la présence de défauts dus au traitement thermique conduisant à la formation de ferrite équiaxe et/ou de perlite. Cette observation ne montre pas de décarburation menant à la formation de ferrite équiaxe. Ce qui démontre que l'austénitisation a été bien réalisée. Pour l'ensemble des échantillons austénitisés à 830°C, l'examen au microscope optique ne montre pas l'existence de plages de cette ferrite équiaxe autour des nodules de graphite ou dans la matrice (figures 80, 82, 84, 86, 88, 90, 92, 94, 96, 98 et 100). Ces observations sont comparables à celles obtenues par Jérôme ADRIEN [15] et C.VERDU et al. [45].

Les différentes fontes traitées présentent toutes des microstructures composées de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure d'après le traitement thermique bainitique appliqué. A partir des observations réalisées au microscope optique, il apparaît sur toutes les microstructures que la fraction de l'ausferrite est plus faible par rapport à celle de 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 et les sphéroïdes de graphite sont entourés de ferrite bainitique.

L'observation au microscope optique a permis de distinguer l'ausferrite supérieure de l'ausferrite inférieure. Tous les échantillons sont traités à une température élevée (550°C). A cette température, l'ausferrite supérieure a plus tendance de se former que l'ausferrite inférieure. Toutes les fontes expérimentées ont présentés des microstructures pratiquement identiques mais le taux des constituants est différent en fonction des éléments ajoutés.

L'étude métallographique montre que la microstructure de la fonte de base (FB) avant traitement thermique bainitique (figure 79) est composée d'une matrice ferrito-perlitique et de graphite sphéroïdal, 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 est sphérique.

Après traitement thermique bainitique, la structure de la fonte de base, montré par la figure 80, est formée de la ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure sous forme de plumes condensées dite « feathery ausferrite ». La fraction de l'ausferrite dans la matrice est plus faible comparativement à la ferrite bainitique. Les plages d'ausferrite sont essentiellement regroupées dans les zones de fin de solidification. La structure à l'état traité est plus fine que celle obtenue à l'état brut de coulée. Les

sphéroïdes de graphite sont fréquemment entourés d'une large couronne de ferrite bainitique et leur morphologie dans la microstructure de la fonte reste pratiquement inchangée.

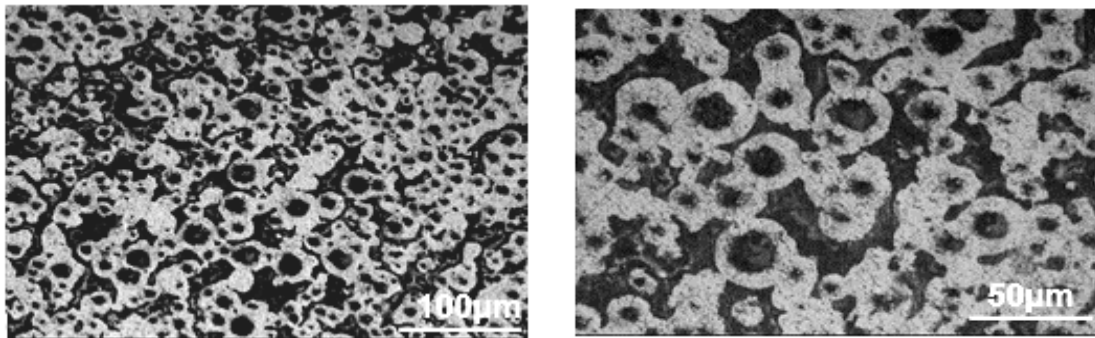


Figure 79. Microstructures de la fonte de base FB à l'état brut de coulée

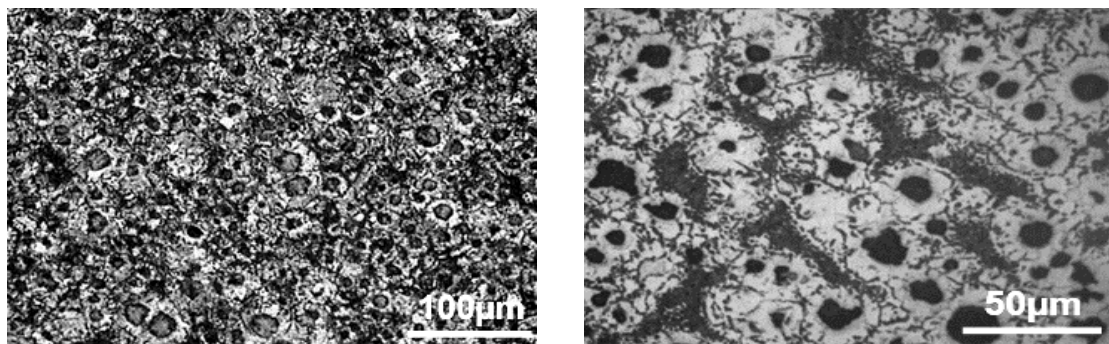


Figure 80. Microstructures de la fonte de base FB après traitement de trempe bainitique

La structure de la fonte alliée FA1 avant traitement bainitique (figure 81) est formée de ferrite et de perlite, « structure œil de bœuf » où la quantité de perlite est plus élevée que celle de la ferrite. Ceci est dû à l'action des éléments d'alliage ajoutés sur la transformation de l'austénite car le manganèse (0.5%) et le nickel (0.25%) sont des éléments fortement gammagènes, agissant ainsi comme des stabilisateurs de l'austénite alors que les éléments molybdène (0.2%) et vanadium (0.1%), éléments alphagènes, ont moins influencé la transformation de l'austénite au taux respectif. L'introduction de ces éléments a conduit à la formation d'une structure fine sans aucun changement de la morphologie du graphite dans la microstructure qui reste toujours sphérique.

Après le traitement bainitique, la structure de cette fonte (figure 82) est formée d'ausferrite et de ferrite bainitique en grande quantité. Une partie de la ferrite bainitique est associée à un très faible taux d'austénite résiduelle pour former l'ausferrite supérieure en plumes, qui à son tour se présente sous forme de petites plages allongées et dispersées dans la matrice. Cette ausferrite s'est formée certainement dans les zones de fin de solidification : zones loin des sphéroïdes de graphites moins riches en silicium que celles ayant une teneur en silicium élevée proches des sphéroïdes de graphite [5, 45]. L'obtention de ce type de structure est due au traitement thermique bainitique de

type double phase appliqué qui a permis d'austénitiser les zones de fin de solidification où peuvent se former des porosités, premiers sites d'amorçage des fissures de fatigue. La formation de cette ausferrite est conditionnée comme à l'état brut de coulée (cas de formation de perlite) par l'action des éléments fortement gammagènes (manganèse et nickel) agissant ainsi comme stabilisateurs de l'austénite, alors que les autres éléments alphagènes ajoutés (molybdène et vanadium) ont moins influencé la transformation de l'austénite. Ces deux constituants structuraux (ferrite bainitique et ausferrite) deviennent ainsi plus fins grâce à l'action affinante des éléments introduits. Quant au graphite, sa morphologie n'est pas influencée malgré l'ajout de faible taux d'éléments d'alliage carburigènes tels que le manganèse, le molybdène et le vanadium.

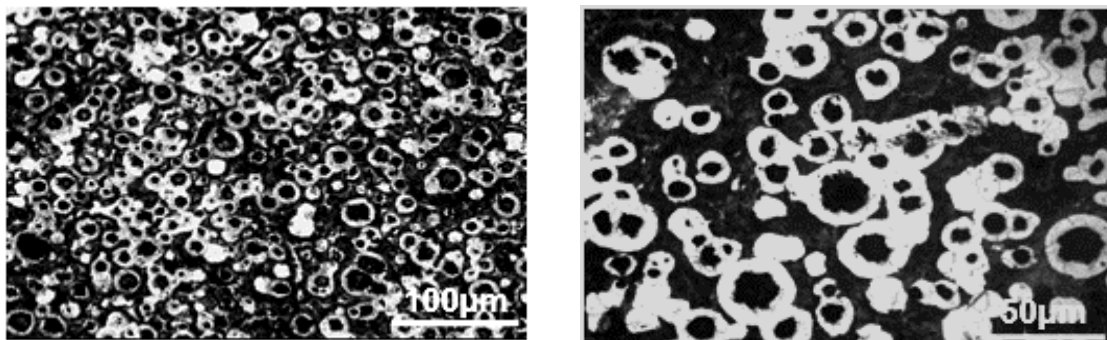


Figure 81. Microstructures de la fonte FA1 à l'état brut de coulée

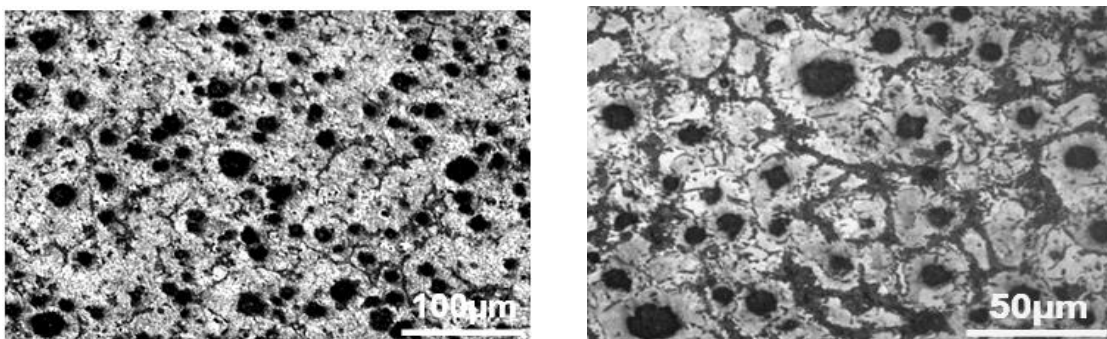


Figure 82. Microstructures de la fonte FA1 après traitement de trempe bainitique

La structure de la fonte alliée FA2 avant traitement bainitique (figure 83) est formée de ferrite et de perlite « structure œil de bœuf » où la quantité de perlite est plus importante que celle de ferrite comme pour la fonte FA1. Ceci est le résultat de l'action des éléments additionnés tels que manganèse (0.75%) et nickel (0.5%), éléments fortement gammagènes. Ces derniers ont agi fortement sur la transformation de l'austénite que les éléments alphagènes, molybdène (0.2%) et vanadium (0.1 %). L'introduction de ces additions a favorisé la formation d'une structure fine. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste toujours inchangée.

A l'état traité, la structure de cette fonte (figure 84) est formée de ferrite bainitique en grande quantité comme dans la fonte FA1. Une partie de la ferrite bainitique est associée à l'austénite

résiduelle d'un très faible taux pour former l'ausferrite supérieure en plumes qui à son tour se présente sous forme de petites plages allongées et dispersées dans la matrice, ce qui explique qu'elle s'est formée dans les zones de fin de solidification. Ces deux constituants structuraux deviennent plus fins grâce à l'action des éléments introduits. Quant au graphite, sa morphologie n'est pas influencée et reste toujours inchangée malgré la présence de faible teneur d'éléments carburérogènes tels que manganèse, molybdène et vanadium.

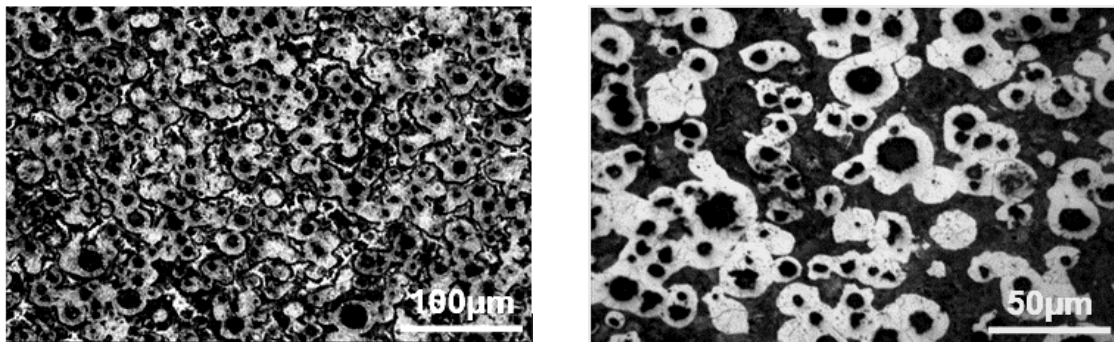


Figure 83. Microstructures de la fonte FA2 à l'état brut de coulée

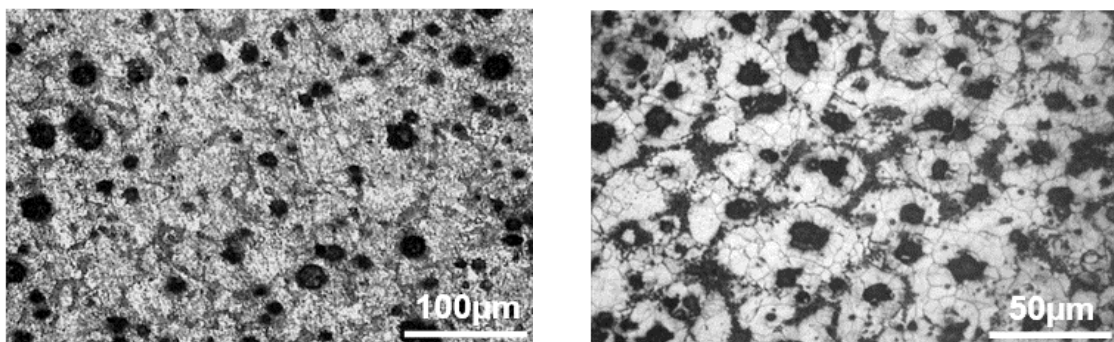


Figure 84. Microstructures de la fonte FA2 après traitement de trempe bainitique

La microstructure de la fonte alliée (FA3) avant traitement bainitique (figure 85) est composée d'une matrice ferrito-perlitique « structure œil de bœuf ». Par rapport à la fonte de base, elle présente de la perlite en quantité plus importante, ceci s'explique par l'effet du manganèse (1%) et du nickel (0.75%) à des teneurs plus élevées par rapport aux fontes précédentes. L'effet affinant du nickel et du manganèse sur la microstructure est aussi observé. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste inchangée.

A l'état traité, la microstructure de la fonte FA3 (figure 86) est formée de ferrite bainitique en quantité plus élevée et d'ausferrite supérieure en plumes. L'ausferrite présente sous forme allongées et réparties d'une manière non homogène dans la structure. L'effet affinant des éléments ajoutés (nickel et manganèse) est aussi observé à l'état traité par rapport aux fontes de base, FA1 et FA2. L'élévation de la teneur du nickel à 0.75% retarde le grossissement des grains austénitiques et affine

ainsi la microstructure. Quant à la nodularité du graphite, sa morphologie dans la microstructure de la fonte reste sphérique.

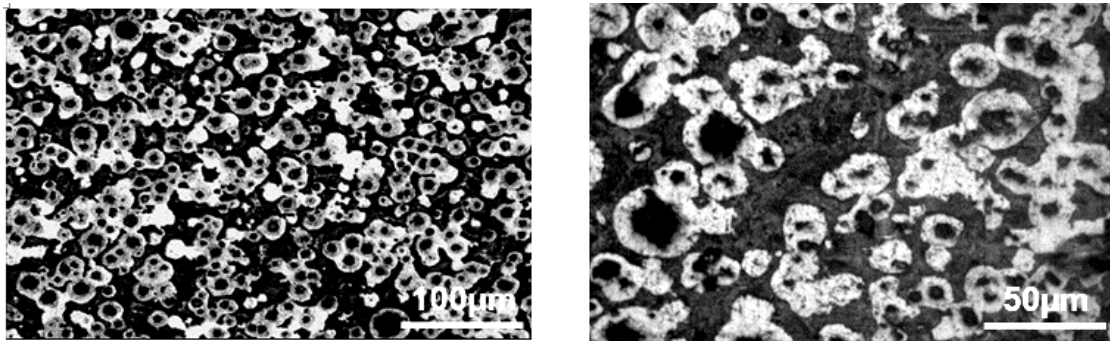


Figure 85. Microstructures de la fonte FA3 à l'état brut de coulée

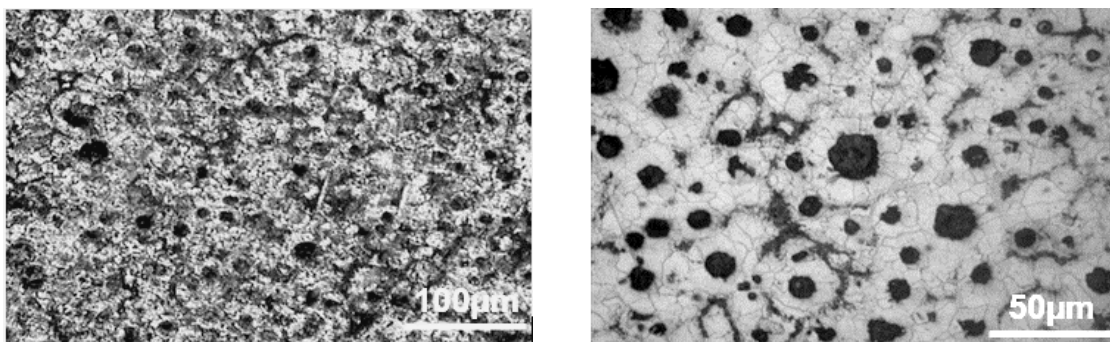


Figure 86. Microstructures de la fonte FA3 après traitement de trempe bainitique

La fonte FA4 est différente des autres fontes expérimentées par une addition de chrome (0.2%) et une légère augmentation du titre en molybdène (0.3%). La structure de cette dernière à l'état brut de coulée (figure 87) montre une microstructure ferrito-perlitique plus fine que celles des fontes déjà considérées. Cet effet est dû à l'action du molybdène et du chrome, éléments améliorant la trempabilité. Une augmentation remarquable du taux de perlite est observée comme dans le cas des fontes FA1, FA2 et FA3. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste sphérique.

Après traitement thermique, la microstructure de cette fonte (figure 88) est formée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure. Le taux de la ferrite bainitique est plus important que celui de l'ausferrite grâce à l'introduction de 0.2% chrome et l'augmentation de titre de molybdène à 0.3% (éléments alphagènes). La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste toujours invariable.

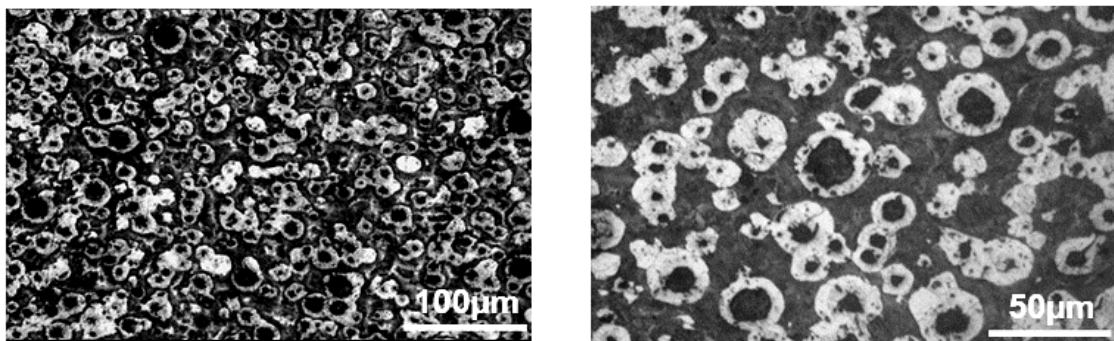


Figure 87. Microstructures de la fonte FA4 à l'état brut de coulée

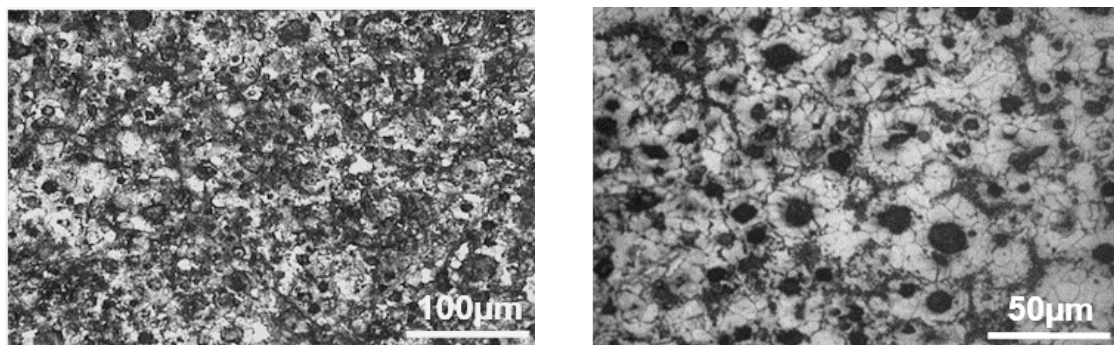


Figure 88. Microstructures de la fonte FA4 après traitement de trempe bainitique

La fonte FA5 est différente des autres fontes testées par une addition de chrome (0.2%), une légère augmentation du titre de molybdène (0.3%) comme la fonte FA4 et l'absence du vanadium. La microstructure de cette dernière à l'état brut de coulée (figure 89) présente une matrice ferrito-perlitique fine. Cet effet est dû à l'action du molybdène et du chrome. Une augmentation du taux de ferrite est observée par rapport aux fontes alliées FA1, FA2 et FA3 et FA4, ceci peut être expliqué par l'augmentation du titre de molybdène et l'introduction du chrome (éléments alphas). La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste sphérique.

Après traitement thermique, la microstructure de cette fonte (figure 90) est formée de ferrite bainitique et d'ausferrite en plumes. Par rapport aux autres fontes (FB, FA1, FA2 et FA3), la présence d'éléments stabilisateurs d'austénite dans la fonte FA5, en l'occurrence le nickel et le manganèse, retardent la transformation de l'austénite et élèvent ainsi le taux d'austénite résiduelle. Ceci favorise l'augmentation de l'ausferrite dans la fonte. Quant à la morphologie des nodules de graphite, elle reste inchangée.

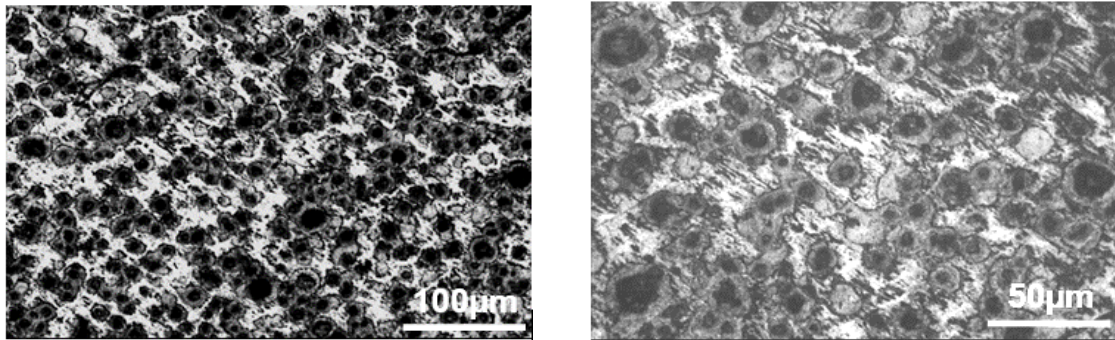


Figure 89. Microstructures de la fonte FA5 à l'état brut de coulée

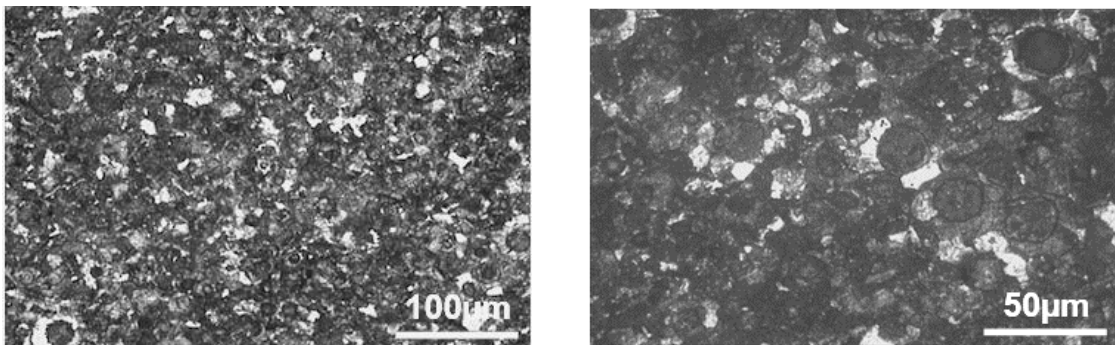


Figure 90. Microstructures de la fonte FA5 après traitement de trempe bainitique

La fonte FA6 est différente des autres fontes expérimentées par une addition de titane (0.1%) et de niobium (0.1%) et une légère augmentation du titre en nickel (1%). La structure de cette dernière à l'état brut de coulée (figure 91) présente une matrice ferrito-perlitique dont le taux de ferrite est plus important que celui de perlite comparativement aux fontes précédentes. Ceci est dû à l'action des éléments ajoutés sur la formation de la structure, où le molybdène (0.2%), le titane (0.1%) et le niobium (0.1%) éléments fortement alphagènes. Ces derniers ont favorisé la transformation de l'austénite malgré la présence de l'élément gammagène nickel (1%). La structure apparaît plus fine. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste sphérique.

Après traitement thermique, la microstructure de cette fonte (figure 92) est formée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure en plumes. Le taux d'ausferrite n'est pas important pour les mêmes raisons qu'à l'état brut de coulée. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste sphérique.

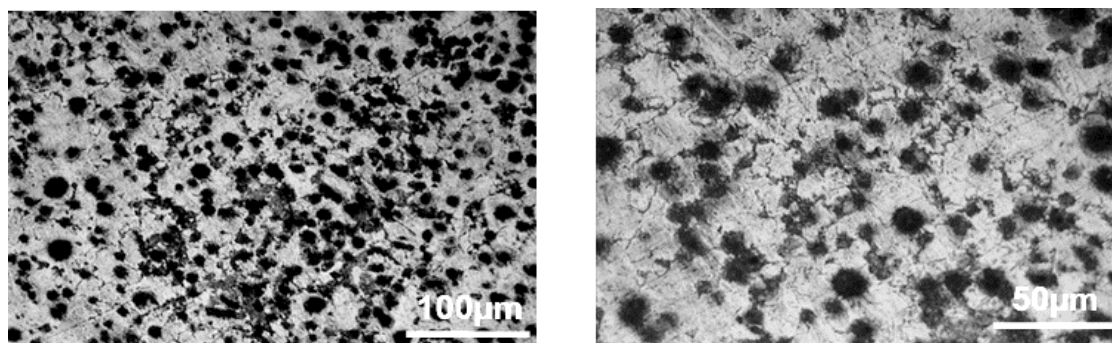


Figure 91. Microstructures de la fonte FA6 à l'état brut de coulée

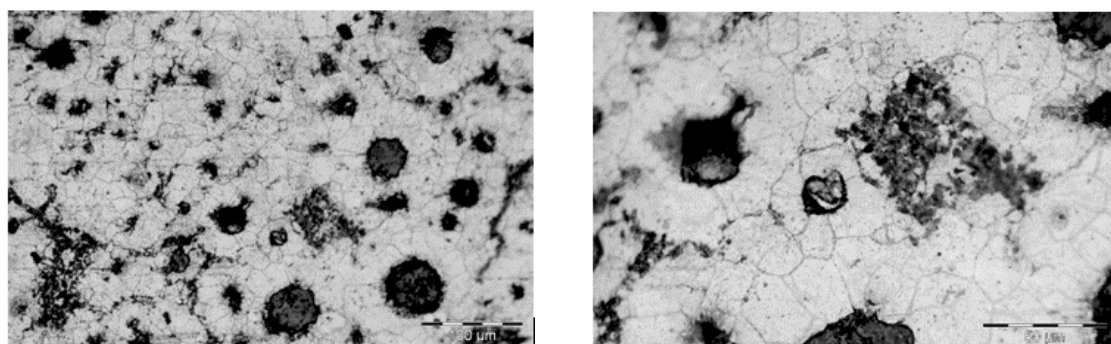


Figure 92. Microstructures de la fonte FA6 après traitement de trempe bainitique

A l'état brut de coulée (figure 93), la fonte FA7 est formée d'une matrice ferrito-perlitique comme pour toutes les fontes déjà considérées. Les éléments ajoutés à cette fonte sont les mêmes comme dans les fontes FA1, FA2 et FA3, mais l'élévation de la teneur en nickel à 1,5% a permis d'accroître la quantité de perlite et d'affiner d'avantage la microstructure comparativement aux fontes de base, FA1, FA2, FA3, FA4, FA5 et FA6. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure reste sphérique.

Après traitement thermique, sa matrice (figure 94) est formée d'ausferrite en plumes et de ferrite bainitique en quantité plus grande. Sa microstructure est plus fine que les autres fontes déjà testées grâce à la présence d'éléments trempant. Quant au graphite, sa morphologie reste inchangée.

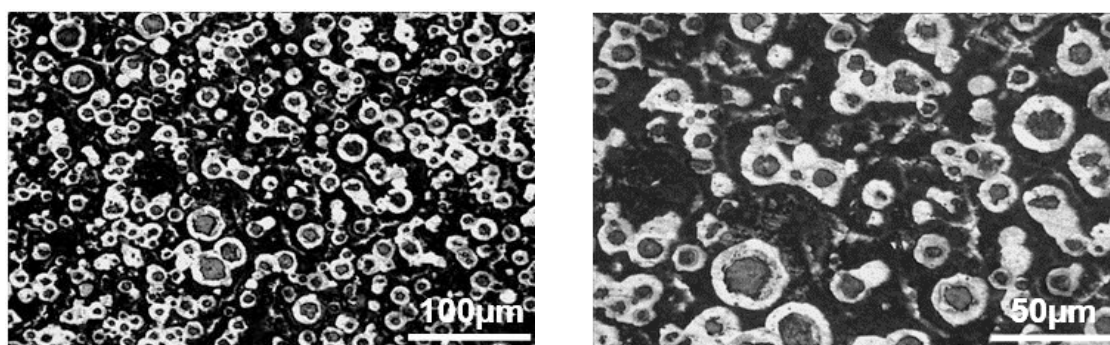


Figure 93. Microstructures de la fonte FA7 à l'état brut de coulée

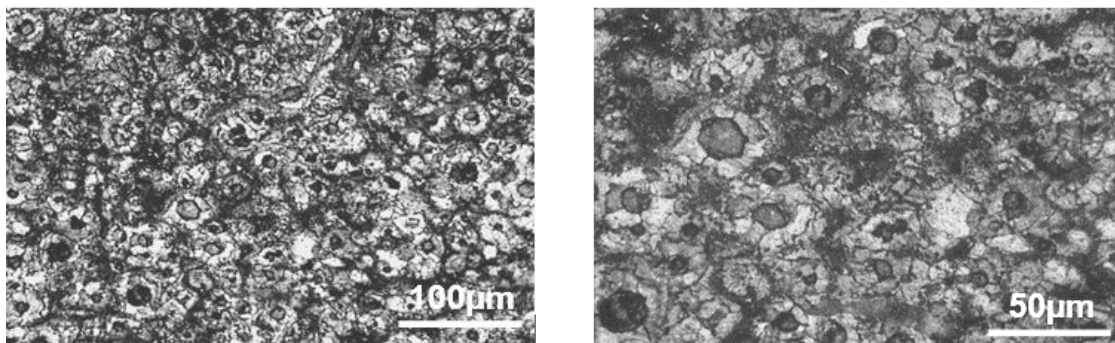


Figure 94. Microstructures de la fonte FA7 après traitement de trempe bainitique

La fonte FA8 à l'état brut de coulée est différente des autres fontes expérimentées par une addition de chrome (0.2%) comme pour la fonte FA5, mais avec une légère augmentation du titre en nickel (1.5%) et en molybdène (0.5%). La structure de cette dernière, à l'état brut de coulée (figure 95), montre une matrice ferrito-perlitique plus fine. Cet effet est dû à l'action du molybdène et du chrome éléments améliorant la trempabilité des fontes. Une augmentation remarquable du taux de perlite est observée, ceci s'explique par l'augmentation du taux de nickel et de manganèse éléments gammagène et perlitisant. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste sphérique.

Après traitement thermique, la microstructure de cette fonte FA8 (figure 96) est formée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure. Par rapport aux précédentes fontes, le taux d'ausferrite est plus élevé, ceci peut être expliqué par à l'influence du manganèse et du nickel, éléments fortement gammagènes, agissant comme des stabilisateurs de l'austénite alors que les autres éléments molybdène et chrome, éléments alphagènes, ont moins influencé cette transformation. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste sphérique.

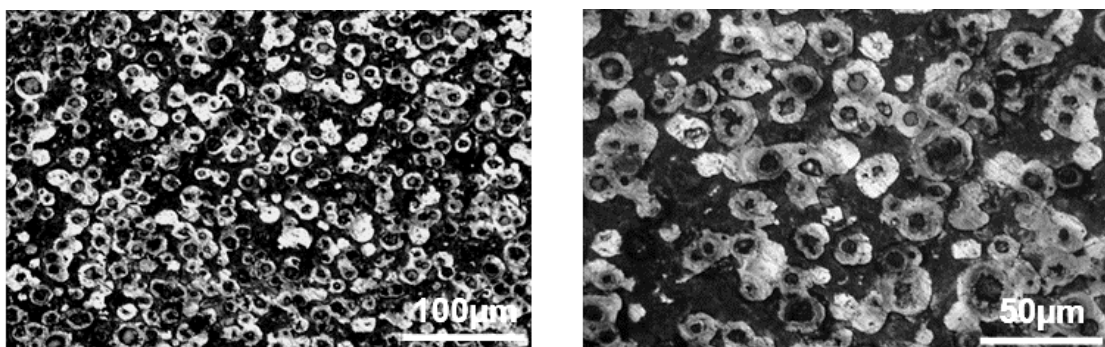


Figure 95. Microstructures de la fonte FA8 à l'état brut de coulée

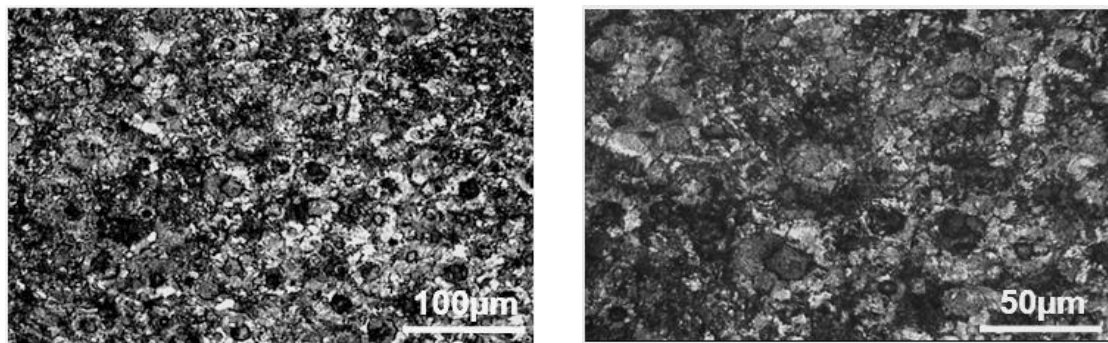


Figure 96. Microstructures de la fonte FA8 après traitement de trempe bainitique

La fonte FA9, à l'état brut de coulée, est différente des autres fontes expérimentées par une addition de chrome (0.2%) comme la fonte FA5 et FA8 avec une légère augmentation du titre de nickel (1.5%) et de molybdène (0.6%). La structure de cette dernière à l'état brut de coulée (figure 97) montre une matrice ferrito-perlitique. Une augmentation remarquable du taux de ferrite est observée, ceci peut être expliqué par l'augmentation de la teneur de molybdène et de chrome, éléments alphagènes et la diminution du titre de manganèse à 0.5%, élément gammagène, par rapport à la fonte FA8. La morphologie des nodules de graphite dans la microstructure de cette fonte reste inchangée.

Comme pour les fontes précédentes, après traitement thermique, la matrice de la fonte FA9 (figure 98) est formée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure. Par rapport aux autres fontes expérimentées, une augmentation du taux d'ausferrite est remarquée. La morphologie du graphite dans la microstructure de la fonte reste sphérique.

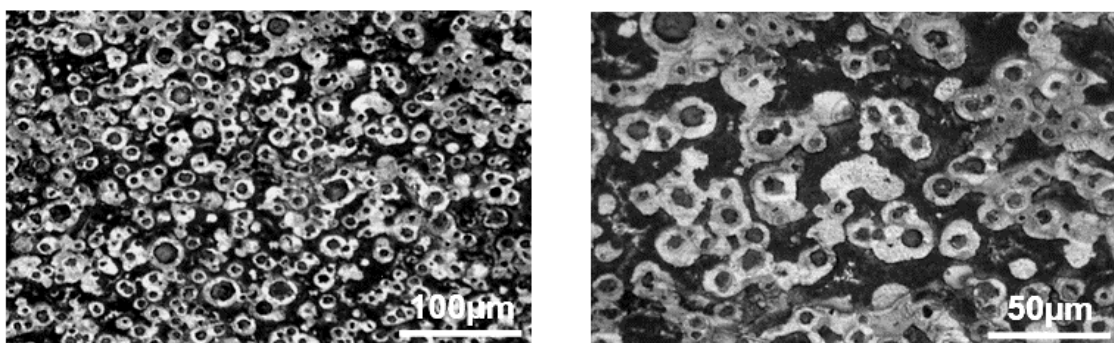


Figure 97. Microstructures de la fonte FA9 à l'état brut de coulée

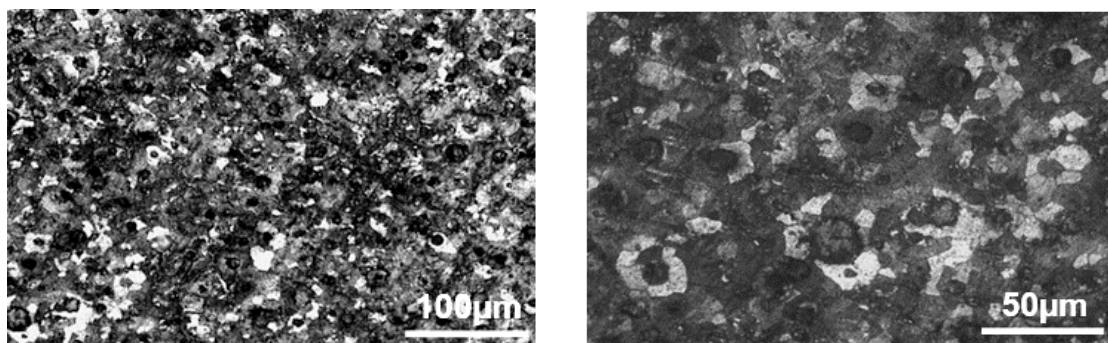


Figure 98. Microstructures de la fonte FA9 après traitement de trempe bainitique

Dans la fonte FA10, sont ajoutés 0.75% de nickel, 0.1% de chrome et 0.2% de niobium. La microstructure de cette dernière, à l'état brut de coulée (figure 99), présente une matrice ferrito-perlitique dont le taux de ferrite est plus important que celui de perlite. Ceci est dû à l'action des éléments ajoutés sur la formation de la structure où le chrome et le niobium, éléments alphas, ont agi sur la transformation de l'austénite malgré la présence du nickel et ont affiné cette dernière. La morphologie du graphite dans la microstructure de cette fonte est sphérique.

Après traitement thermique, la matrice de cette fonte (figure 100) est formée de ferrite bainitique et d'ausferrite. La présence du nickel, élément gammagène et stabilisateur de l'austénite a permis la transformation de cette dernière en ausferrite en grande quantité par rapport aux autres fontes malgré la présence du chrome, élément alphas. Les nodules de graphite n'ont pas été altérés par les différentes additions.

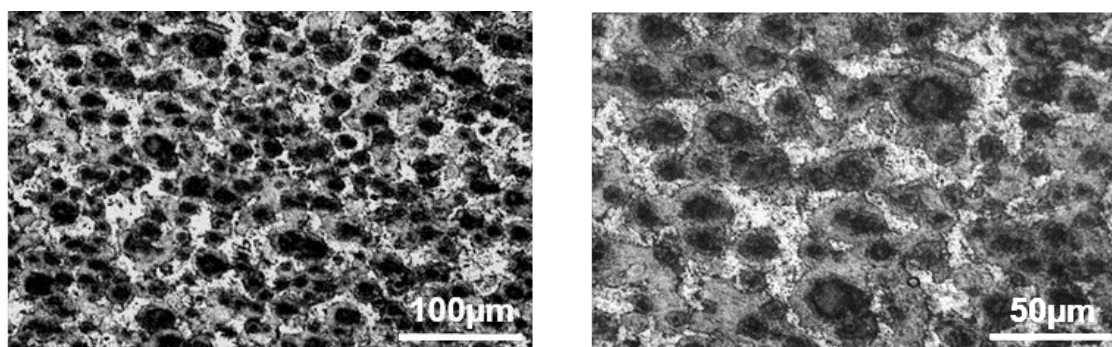


Figure 99. Microstructures de la fonte FA10 à l'état brut de coulée

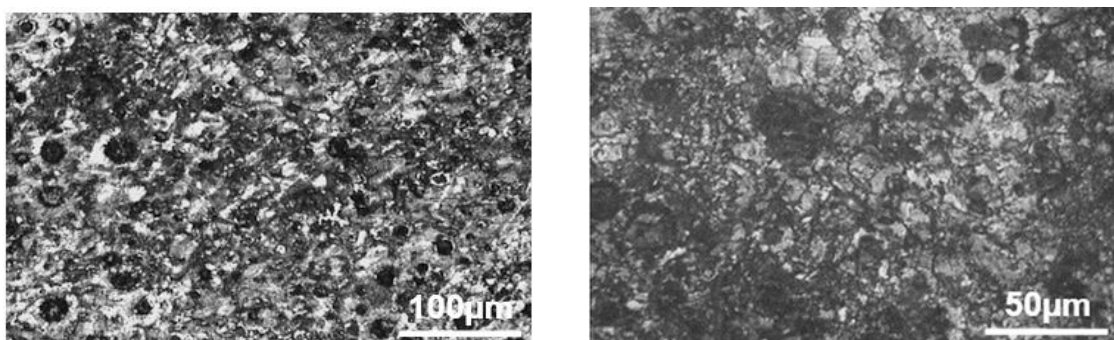


Figure 100. Microstructures de la fonte FA10 après traitement de trempe bainitique

IV.1.2. Observations au MEB

La microscopie électronique à balayage a permis de préciser certains aspects non perceptibles par le microscope optique. L'observation montre que la morphologie assez grossière de la ferrite bainitique et de l'austénite indiquent que l'ausferrite obtenue est supérieure. Ce qui confirme l'observation de l'examen au microscope optique. Dans les zones observées, il est remarqué que les plages de la ferrite bainitique et de l'ausferrite peuvent être plus ou moins grossières. Comme en microscopie optique, les plages de ferrite bainitique apparaissent avec une certaine irrégularité de leurs contours. L'ausferrite supérieure se présentant sous forme de plages résultantes de l'austénite, formée à l'état traité lors de la réaction bainitique.

L'observation au microscope électronique à balayage de la fonte de base (FB) montre que sa microstructure (figure 101) se forme d'une matrice de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure en plumes en faible quantité. Cette observation fait apparaître l'apparition des zones lumineuses blanches dues au temps du maintien non prolongé à la température de trempe bainitique. Ces zones lumineuses blanches peuvent être constituées de martensite, d'austénite résiduelle ou de carbures [39, 68, 69, 70].

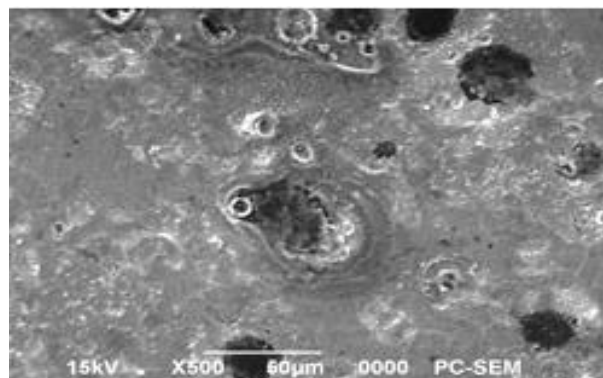


Figure 101. Microstructure MEB de la fonte de base à l'état traité

L'observation MEB de la fonte FA1 (figure 102) montre une matrice constituée de ferrite bainitique et des plages d'ausferrite supérieure en plumes dispersées dans la matrice. Comme pour la fonte de base, l'observation fait apparaître de faibles zones lumineuses blanches dans la structure qui peuvent être engendrées par la ségrégation du manganèse ou par la réduction du temps de la transformation bainitique. Ces zones lumineuses blanches se composent de martensite, d'austénite résiduelle ou de carbures.

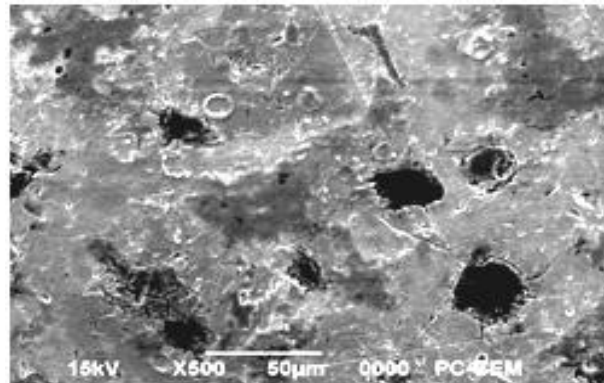


Figure 102. Microstructure MEB de la fonte FA1 à l'état traité

L'observation MEB de la structure de la fonte FA2 (figure 103) présente une matrice constituée de ferrite bainitique et des plages d'ausferrite supérieure dispersées dans la matrice. Comme dans la fonte de base et la fonte FA1, l'observation montre une augmentation assez remarquable de la quantité des zones lumineuses blanches dans la structure qui peuvent être dues à la ségrégation du manganèse, de teneur plus élevée par rapport à la fonte FA1 ou à la réduction du temps de la transformation bainitique. L'augmentation de ces zones peut être favorisée aussi par l'augmentation du taux de carbures formés par les éléments ajoutés.

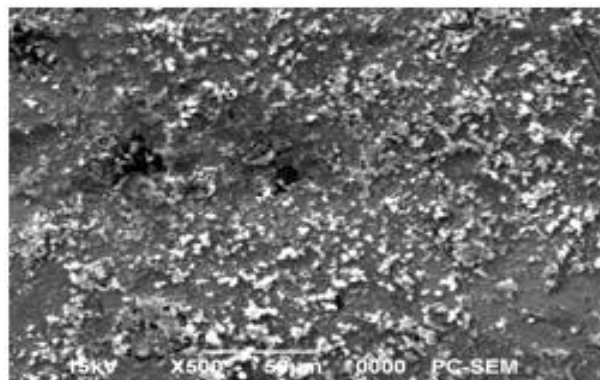


Figure 103. Microstructure MEB de la fonte FA2 à l'état traité

La microstructure de la fonte FA3 observée au MEB (figure 104) présente une matrice constituée de ferrite bainitique et de faible quantité d'ausferrite supérieure sous forme de petites plages, avec la présence des zones lumineuses blanches en quantité élevée par rapport à FB. L'augmentation de ces zones peut être produite par l'augmentation du taux de carbures comme dans le cas de la fonte FA2.

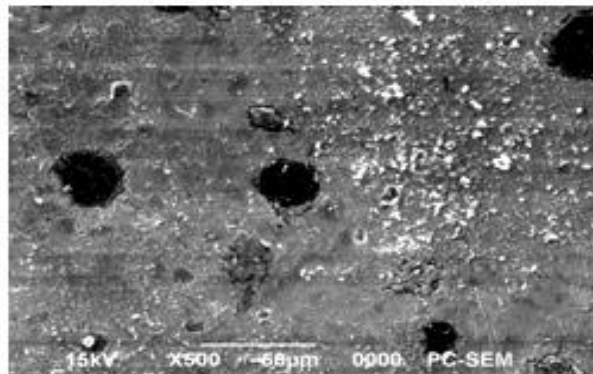


Figure 104. Microstructure MEB de la fonte FA3 à l'état traité

L'observation au MEB de la fonte FA4 (figure 105) montre une matrice composée de ferrite bainitique en grande quantité, de faible quantité d'ausferrite supérieure avec l'apparition d'auréoles blanchâtres entourant les nodules de graphite.

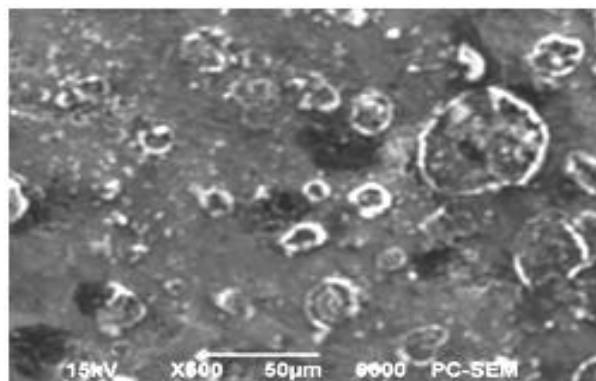


Figure 105. Microstructure MEB de la fonte FA4 à l'état traité

L'observation MEB de la fonte FA5 (figure 106) montre une matrice constituée de ferrite bainitique sous forme allongée et des plages d'ausferrite supérieure. Il faut remarquer l'absence des zones lumineuses blanches par rapport aux autres fontes étudiées.

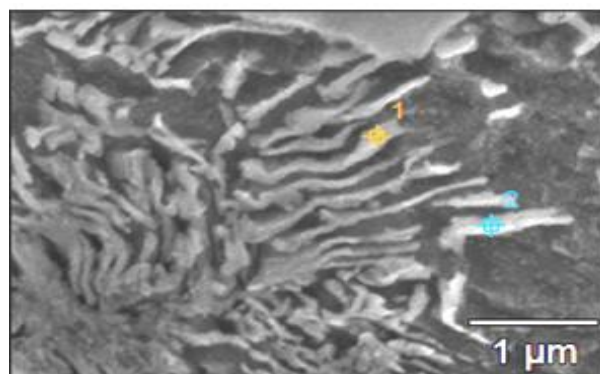


Figure 106. Microstructure MEB de la fonte FA5 à l'état traité

La microstructure (MEB) de la fonte FA6 observée sur la figure 107 présente une matrice composée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure avec la présence de zones blanches de tailles différentes et dispersées dans toute la matrice qui peuvent être de l'austénite, de la martensite ou des carbures comme cela a été remarquer par certains auteurs [39, 68, 69, 70].

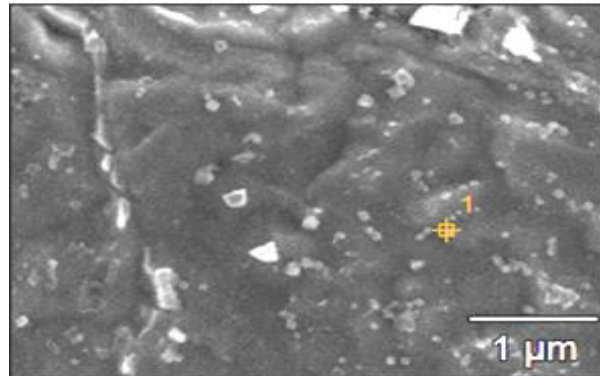


Figure 107. Microstructure MEB de la fonte FA6 à l'état traité

L'observation au MEB de la fonte FA7 (figure 108) montre une matrice composée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure avec la présence de zones blanches de petites tailles et réparties uniformément dans toute la matrice comme dans la fonte FA6.

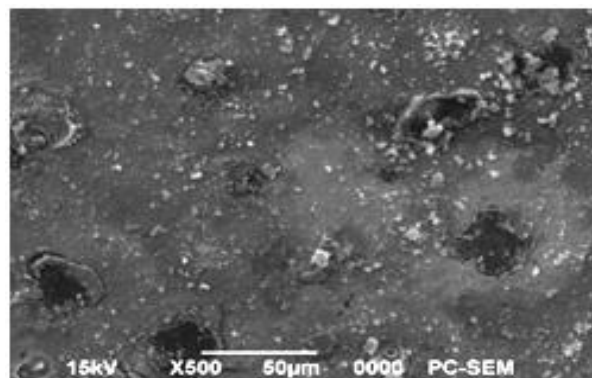


Figure 108. Microstructure MEB de la fonte FA7 à l'état traité

La structure de la fonte FA8 observée au MEB (figure 109) présente une matrice composée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure avec la présence de zones blanches de tailles différentes et de forme allongée, dispersées dans toute la matrice.

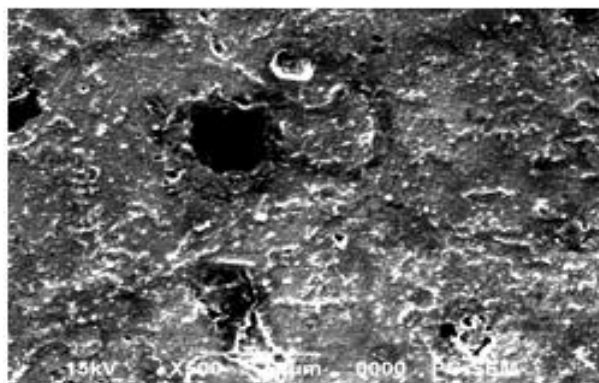


Figure 109. Microstructure MEB de la fonte FA8 à l'état traité

L'observation MEB de la structure de la fonte FA9 (figure 110) présente une matrice composée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure avec la présence des zones blanches de différentes tailles et regroupées non uniformément dans la matrice.

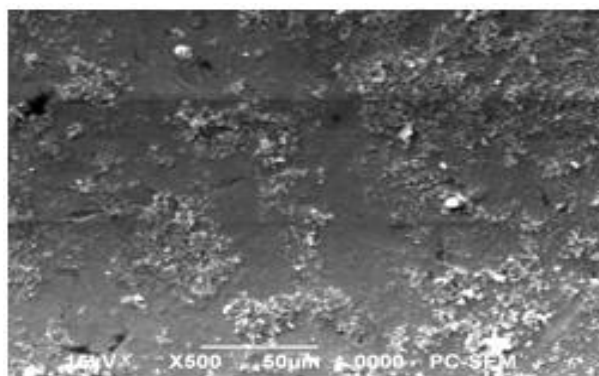


Figure 110. Microstructure MEB de la fonte FA9 à l'état traité

La microstructure de la fonte FA10 observée au MEB (figure 111) présente une matrice constituée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure en présence de faibles zones blanchâtres de différentes tailles et qui peuvent être formée de martensite, d'austénite ou de carbures [39, 68, 69, 70].

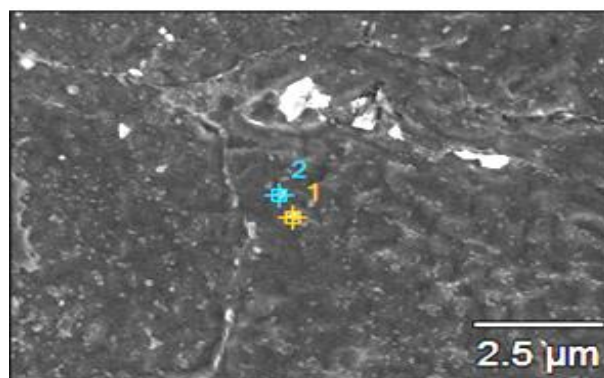


Figure 111. Microstructure en MEB de la fonte FA10 à l'état traité

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 appliqué. Il ressort que ces deux paramètres ont influencé le caractère de cristallisation des différentes fontes expérimentées. Il faut noter la présence de l'austénite résiduelle, de la martensite ou de certains carbures observés dans les microstructures. La présence de faible taux de carbures est expliquée par l'ajout d'éléments carburégènes tel que le chrome, le molybdène, le vanadium, le manganèse, le niobium et le titane. Ceci signifie que la teneur de ces éléments reste insuffisante pour donner des taux importants de carbures. Cette analyse concorde avec certaines sources bibliographiques [16, 17, 49, 50, 51 et 52]. D'après l'examen métallographique au microscope optique et au MEB, il faut remarquer que le cycle de traitement thermique bainitique appliqué pour toutes les fontes élaborées est de type « double 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 bainitique, est de renforcer localement la matrice car elle a une résistance plus élevée que la ferrite bainitique.

IV.2. Microanalyse X par EDS

L'objectif de cette microanalyse X par EDS est l'identification des éléments d'alliage ajoutés dans les fontes ADI en étude. Après analyse de l'échantillon, un spectre avec une haute tension « passe-partout » est obtenu (0 à 20 keV). Sur ce spectre, on cherche à identifier en premier les pics les plus intenses. On indexe alors les raies satellites moins intenses de ces éléments repérés. Puis on s'intéresse aux traces. Les raies caractéristiques vont toujours par séries, série K, L, et M, dont les intensités relatives sont tabulées pour chaque série. Cette microanalyse a donné les résultats qui sont expliqués plus bas.

D'après la figure 112 qui représente le spectre obtenu pour la fonte ADI de base non alliée, l'absence d'éléments d'alliage (Mn, Ni, Mo, Cr, V, Ti et Nb) 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 de magnésium. Ces deux derniers éléments proviendraient de l'hérédité de la charge métallique et de l'inoculation sphéroïdisante. Sur le spectre obtenu, nous observons :

- Le fer est identifié rapidement vers une énergie de 0.7 et 6.5 keV à 96.41% en raie K ;
- Le carbone est vers une énergie de 0.3 keV en raie K ;
- Le silicium est vers une énergie de 1.8 keV en raie K ;
- Le manganèse est vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le phosphore est vers une énergie de 1.6 keV en raie K ;
- Le soufre est vers une énergie de 2.3 keV en raie K ;
- Le magnésium vers une énergie de 1.5 keV en raie K ;
- L'oxygène vers une énergie de 0.5 keV en raie K.

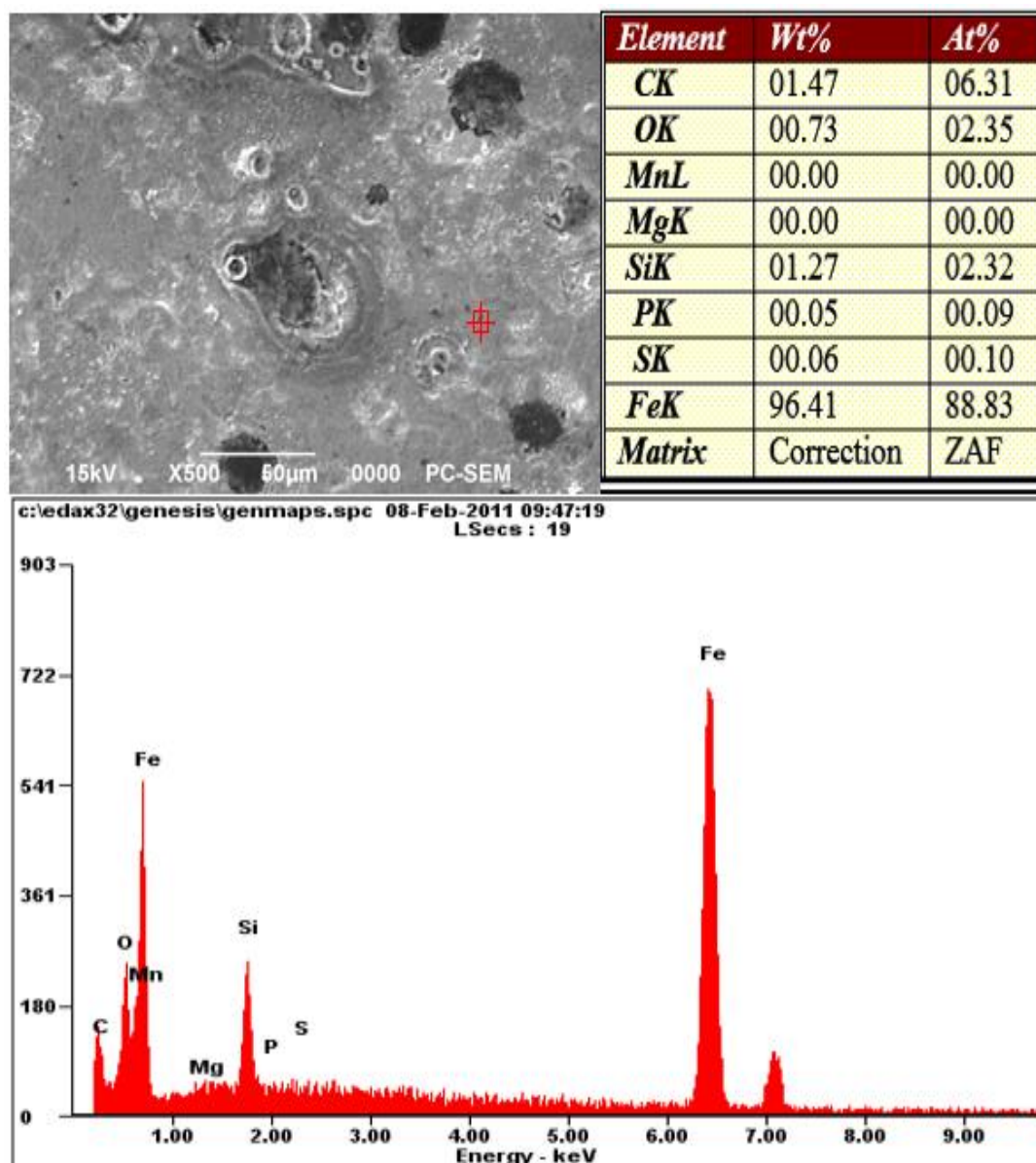


Figure 112. Microanalyse X par EDS de la fonte de base (FB)

Comparativement à la fonte de base, le spectre de la fonte FA1 (figure 113) montre, en plus des éléments normaux, la présence des éléments d'alliage ajoutés. Ceci est confirmé par la diminution du pourcentage de fer à 95.41%, vers des énergies de 0.7 et 6.5 keV en raie K. Sur ce spectre sont observés :

- Le manganèse vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le nickel vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le molybdène vers une énergie de 2.4 keV en raie L ;
- Le vanadium vers une énergie de 5 keV en raie K ;

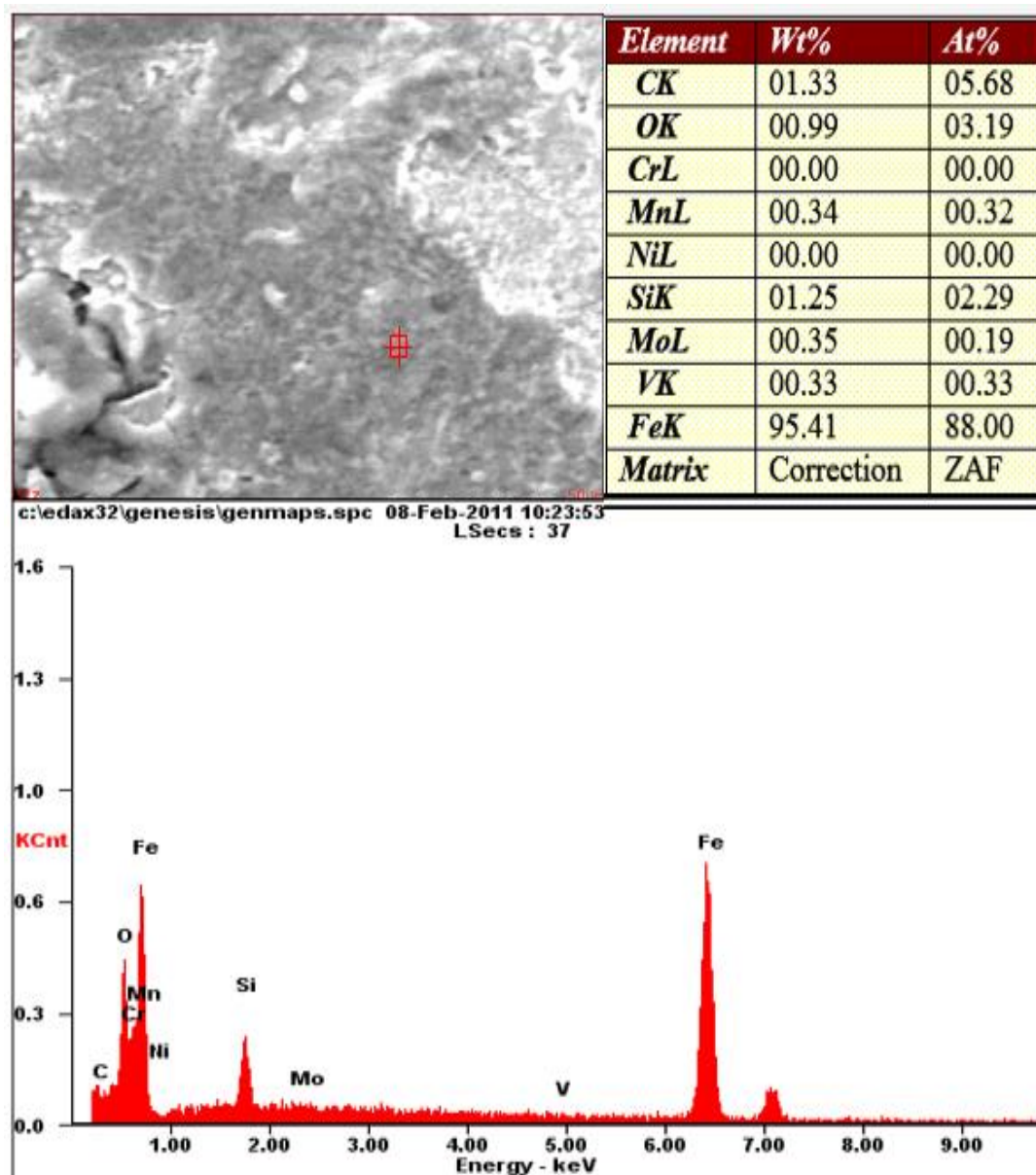


Figure 113. Microanalyse X par EDS de la fonte FA1

Le spectre de la fonte FA2 (figure 114), montre en plus des éléments normaux la présence des éléments d'alliage ajoutés où le pourcentage de fer est estimé à 94.62%, toujours vers des énergies de 0.7 et 6.5 keV en raie L. Sur ce spectre sont observés :

- Le manganèse est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.6 keV en raie K ;
- Le nickel est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le molybdène est identifié dans le spectre vers une énergie de 2.4 keV en raie L
- Le vanadium est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.4 keV en raie L ;

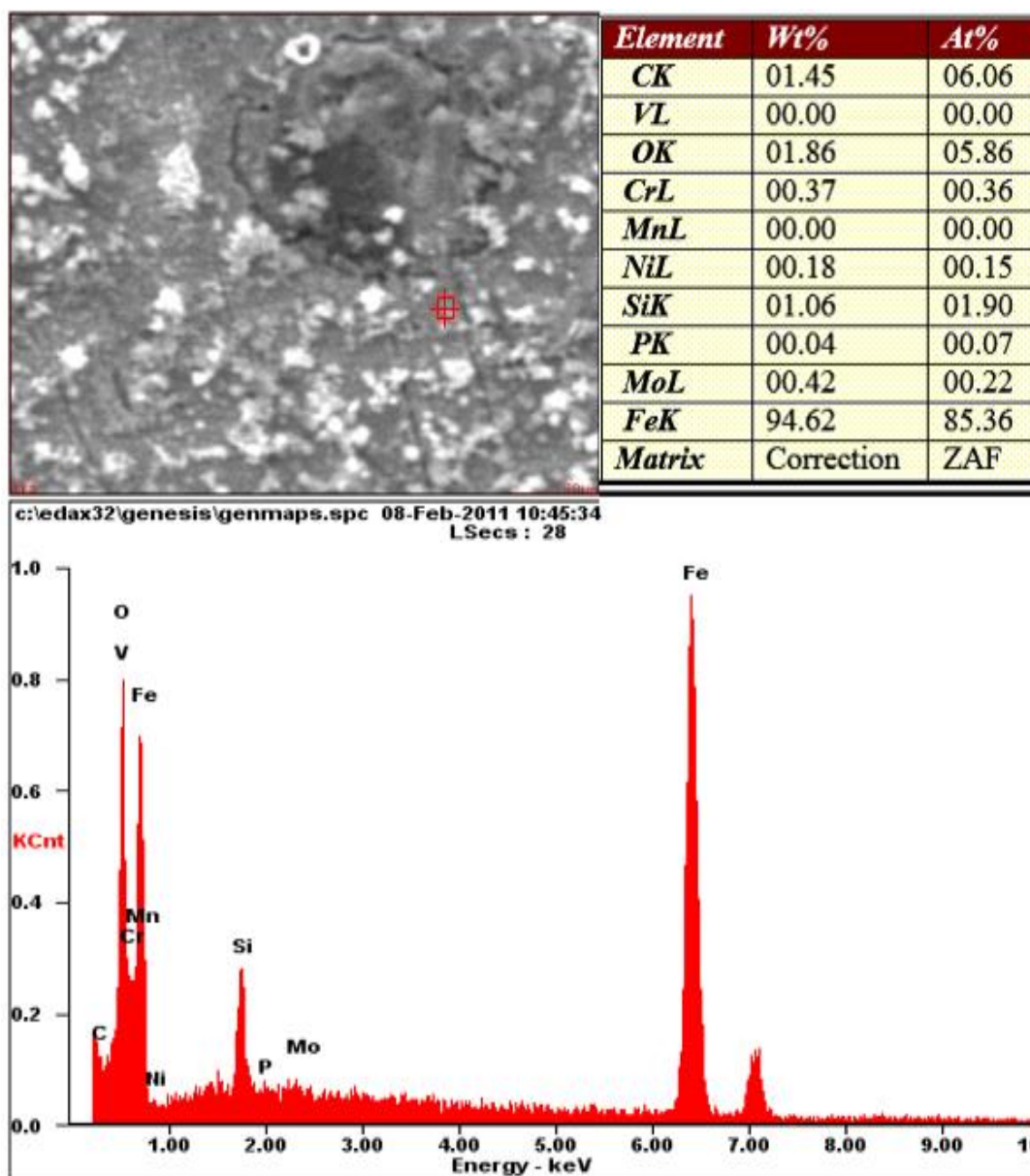


Figure 114. Microanalyse X par EDS de la fonte FA2

Les éléments d'alliage ajoutés dans la fonte FA3 sont identifiés par la microanalyse X présentée sur la figure 115. Sur cette figure, chaque élément est identifié par :

- Le manganèse est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le nickel est identifié dans le spectre vers la même énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le molybdène est identifié dans le spectre vers une énergie de 2.4 keV en raie L comme pour les autres échantillons ;
- Le vanadium est identifié dans le spectre vers une énergie de 5 keV en raie K ;

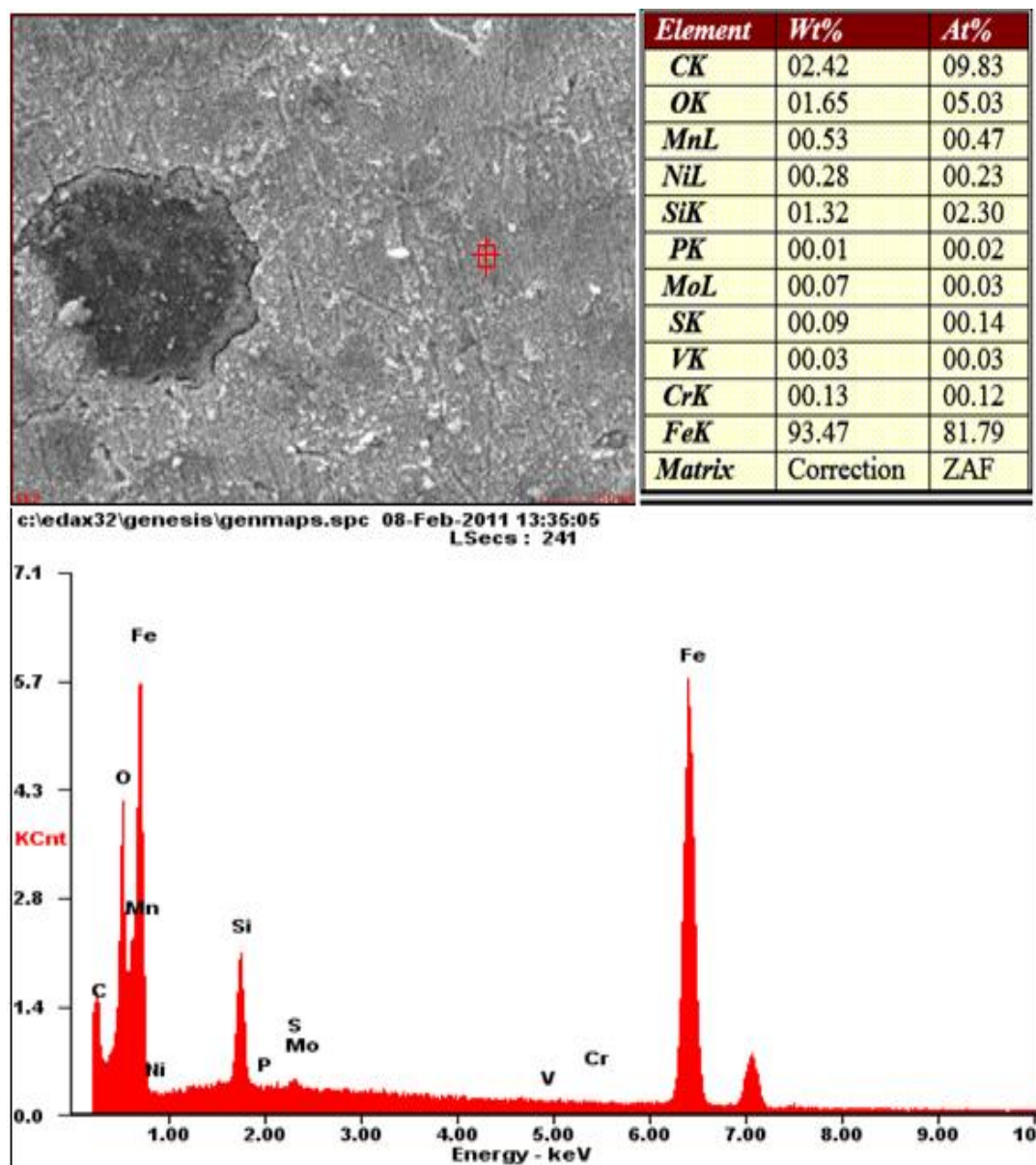


Figure.115. Microanalyse X par EDS de la fonte FA3

D'après la figure 116, la microanalyse X de la fonte FA4 montre sur le spectre que :

- Le manganèse est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le nickel est identifié dans le spectre vers la même énergie que les échantillons précédents de 0.6 keV en raie L ;
- Le molybdène est toujours identifié comme pour les échantillons précédents vers une énergie de 2.4 keV en raie L ;
- Le vanadium est identifié vers une énergie de 0.4 keV en raie L ;
- Le chrome est identifié dans le spectre vers une énergie de 0.5 keV en raie L.

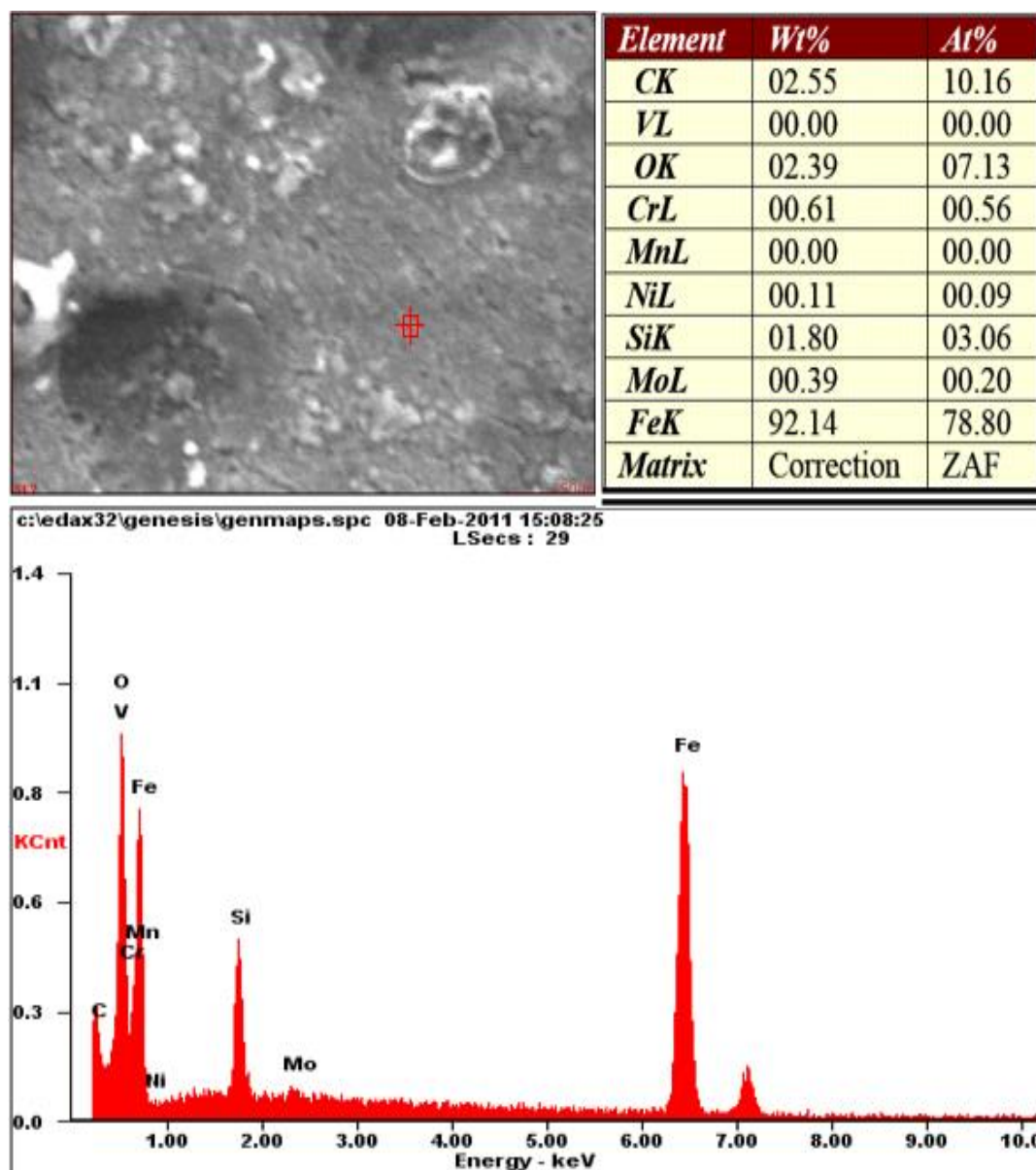


Figure 116. Microanalyse X par EDS la fonte FA4

D'après la figure 117, la microanalyse X de la fonte FA5 montre sur le spectre que le fer, le silicium et le carbone existent sur les zones analysées et mais ne montre pas les éléments d'alliage ajoutés.

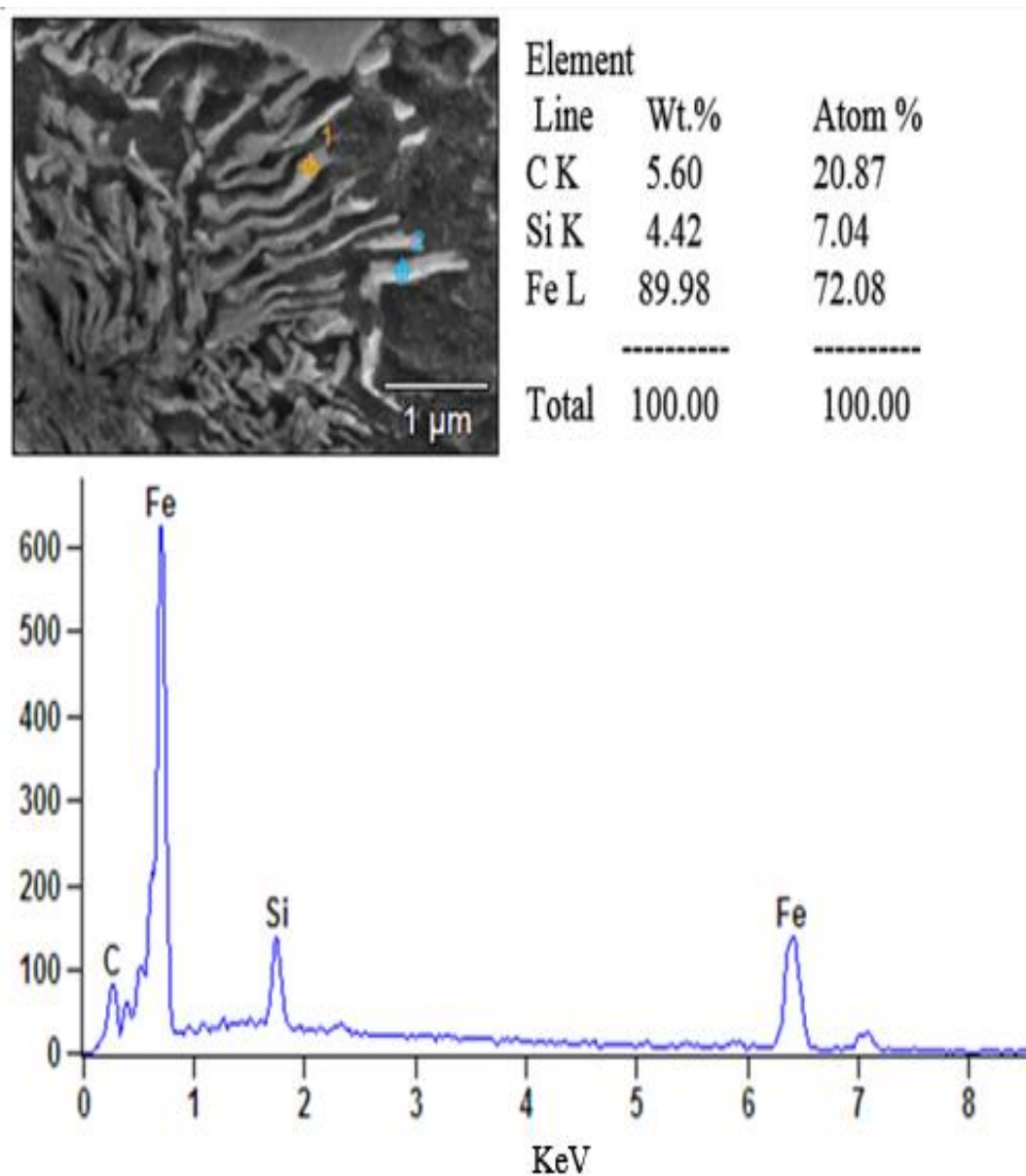


Figure 117. Microanalyse X par EDS la fonte FA5

D'après la figure 118, la microanalyse X de la fonte FA6 montre sur le spectre, comme dans le cas de la fonte FA5, le fer, le silicium et le carbone sur les zones analysées par contre les éléments d'alliage ajoutés ne sont pas identifiés.

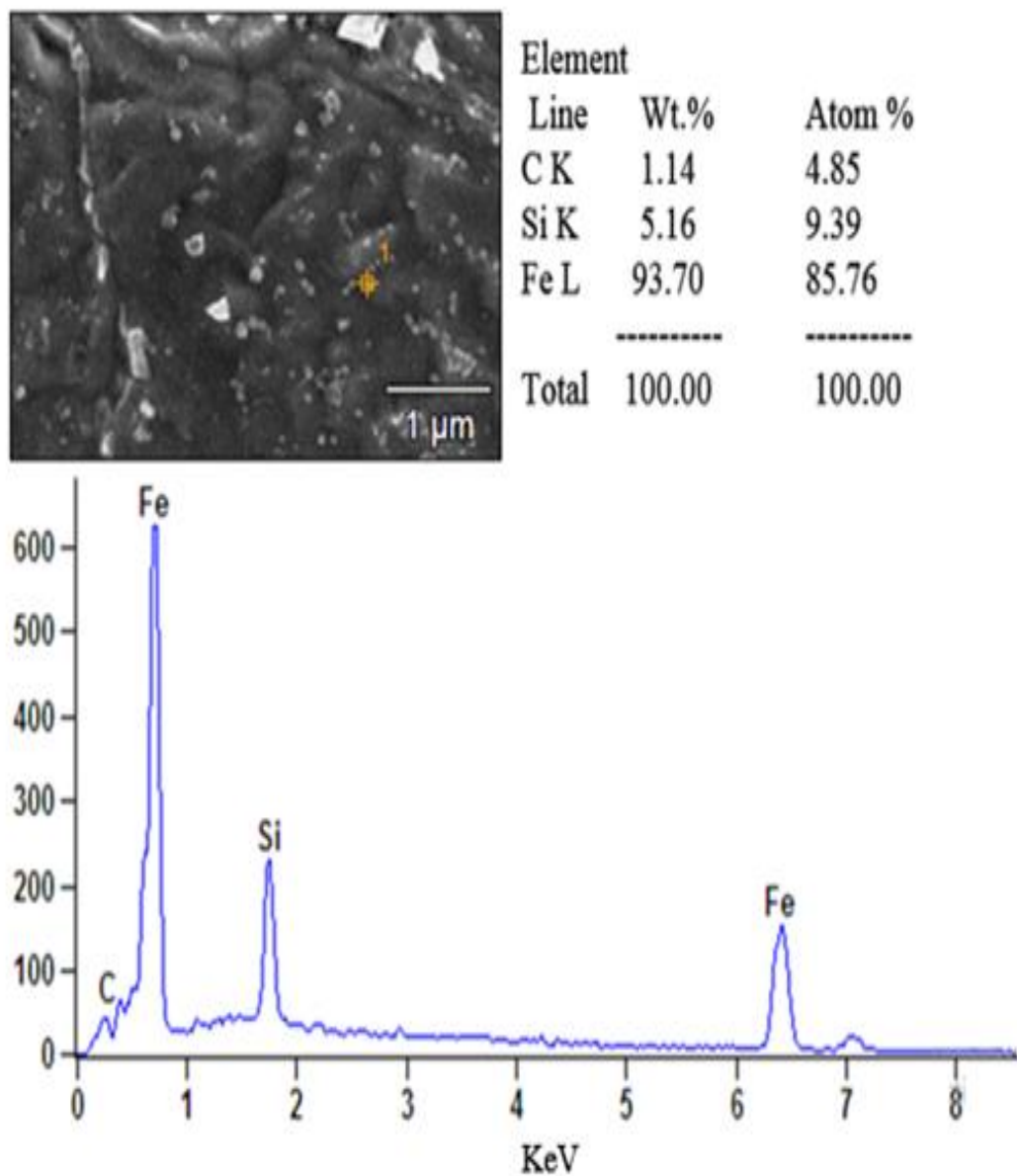


Figure 118. Microanalyse X par EDS de la fonte FA6

Les éléments d'alliage ajoutés dans la fonte FA7 sont identifiés par une énergie sur la figure 119 pour :

- Le manganèse vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le nickel vers la même énergie que le manganèse en raie L ;
- Le molybdène, toujours comme pour les autres échantillons, vers une énergie de 2.4 keV en raie L ;
- Le vanadium vers une énergie de 0.4 keV en raie L.

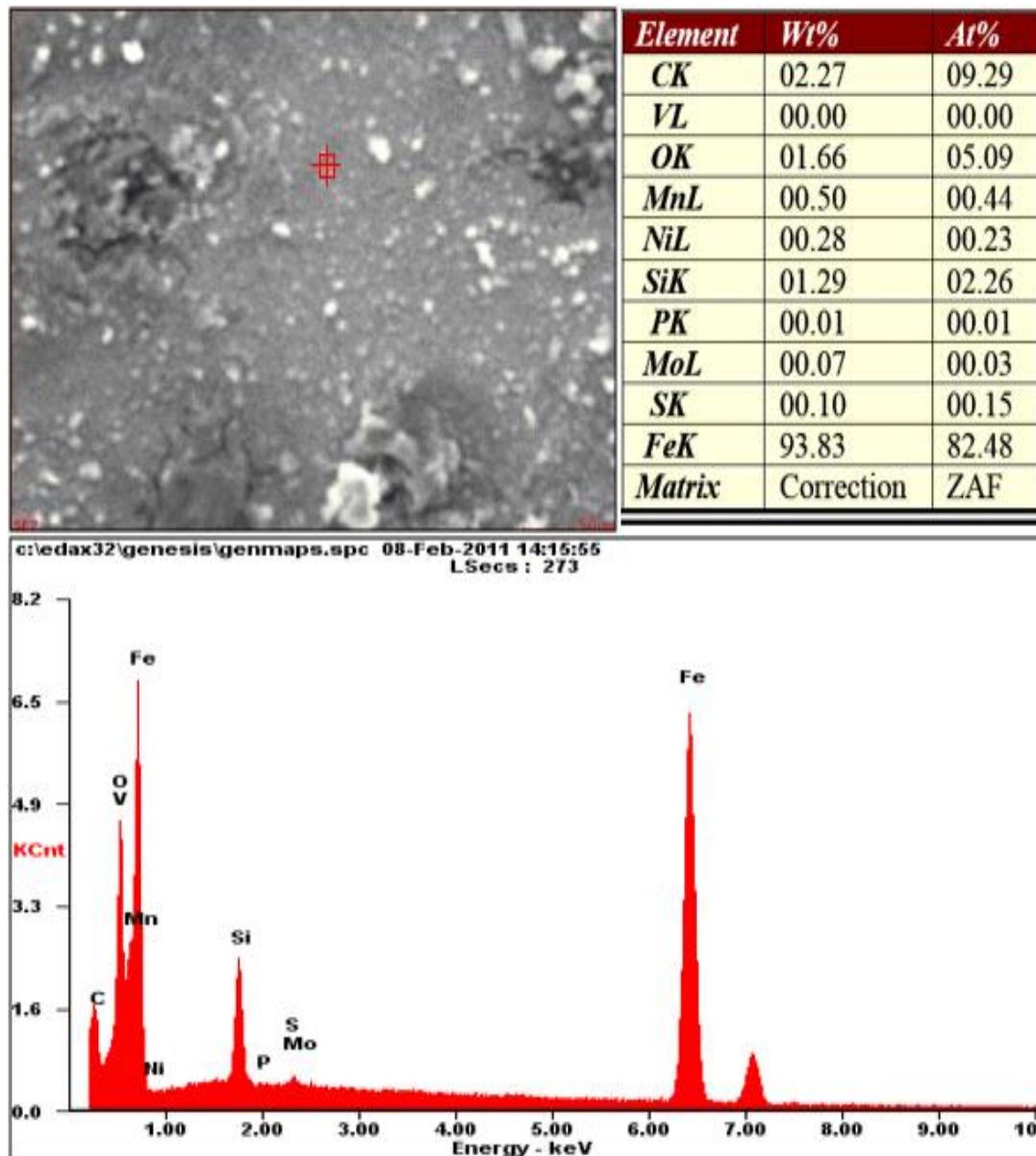


Figure 119. Microanalyse X par EDS de la fonte FA7

Les éléments d'alliage ajoutés dans la fonte FA8 sont identifiés par une énergie sur la figure 120 par une énergie, pour :

- Le manganèse vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le nickel vers la même énergie 0.6 KeV en raie L ;
- Le molybdène toujours comme pour les autres échantillons, vers une énergie de 2.4 keV en raie L ;
- Le chrome vers une énergie de 0.5 keV en raie L.

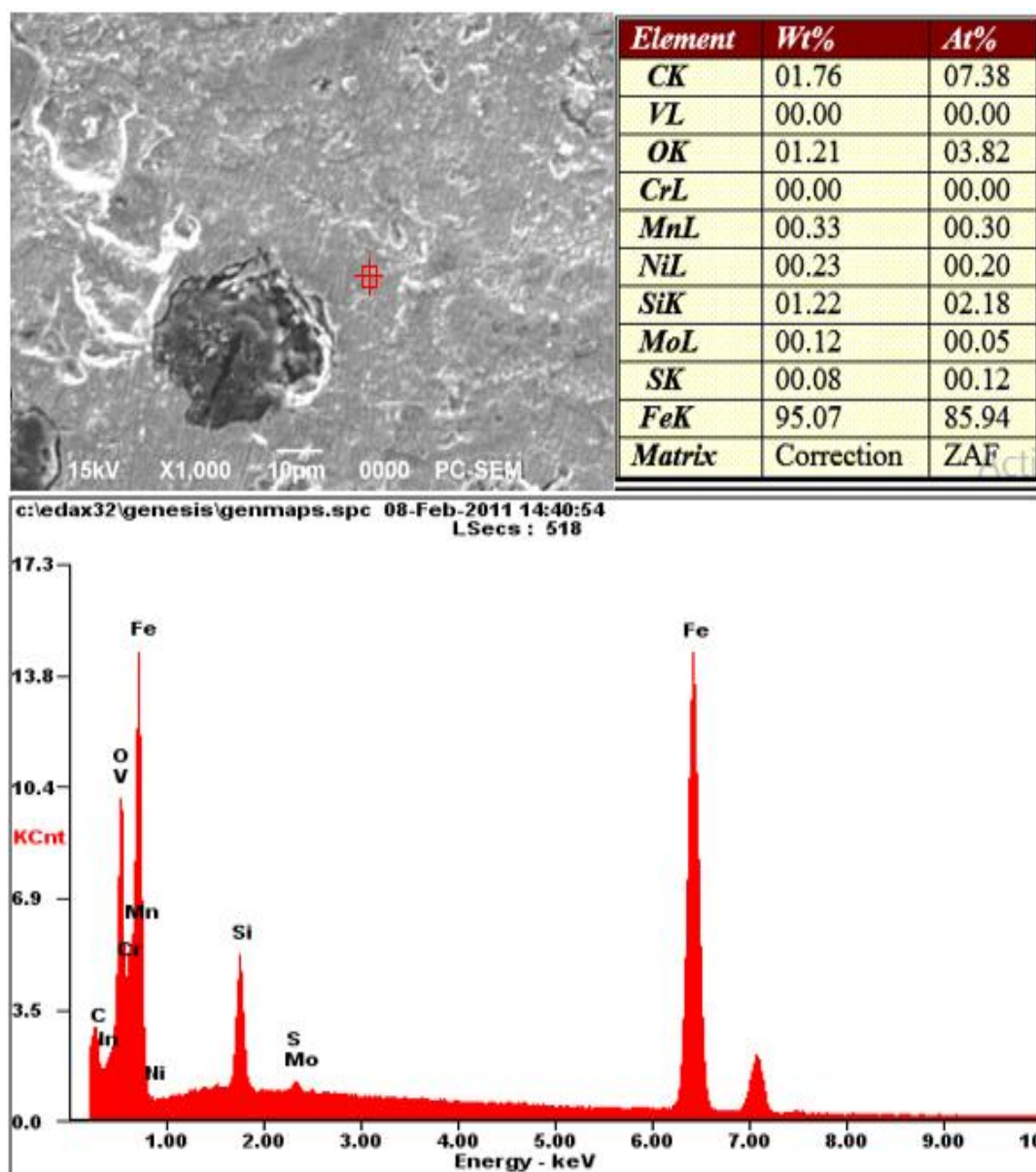


Figure 120. Microanalyse X par EDS de la fonte FA8

Les éléments d'alliage additionnés à la fonte FA9 sont identifiés sur la figure 121 par les mêmes énergies que la fonte FA8 :

- Le manganèse vers une énergie de 0.6 keV en raie L ;
- Le nickel vers la même énergie 0.6 KeV en raie L ;
- Le molybdène toujours comme pour les autres échantillons, vers une énergie de 2.4 keV en raie L ;
- Le chrome vers une énergie de 0.5 keV en raie L.

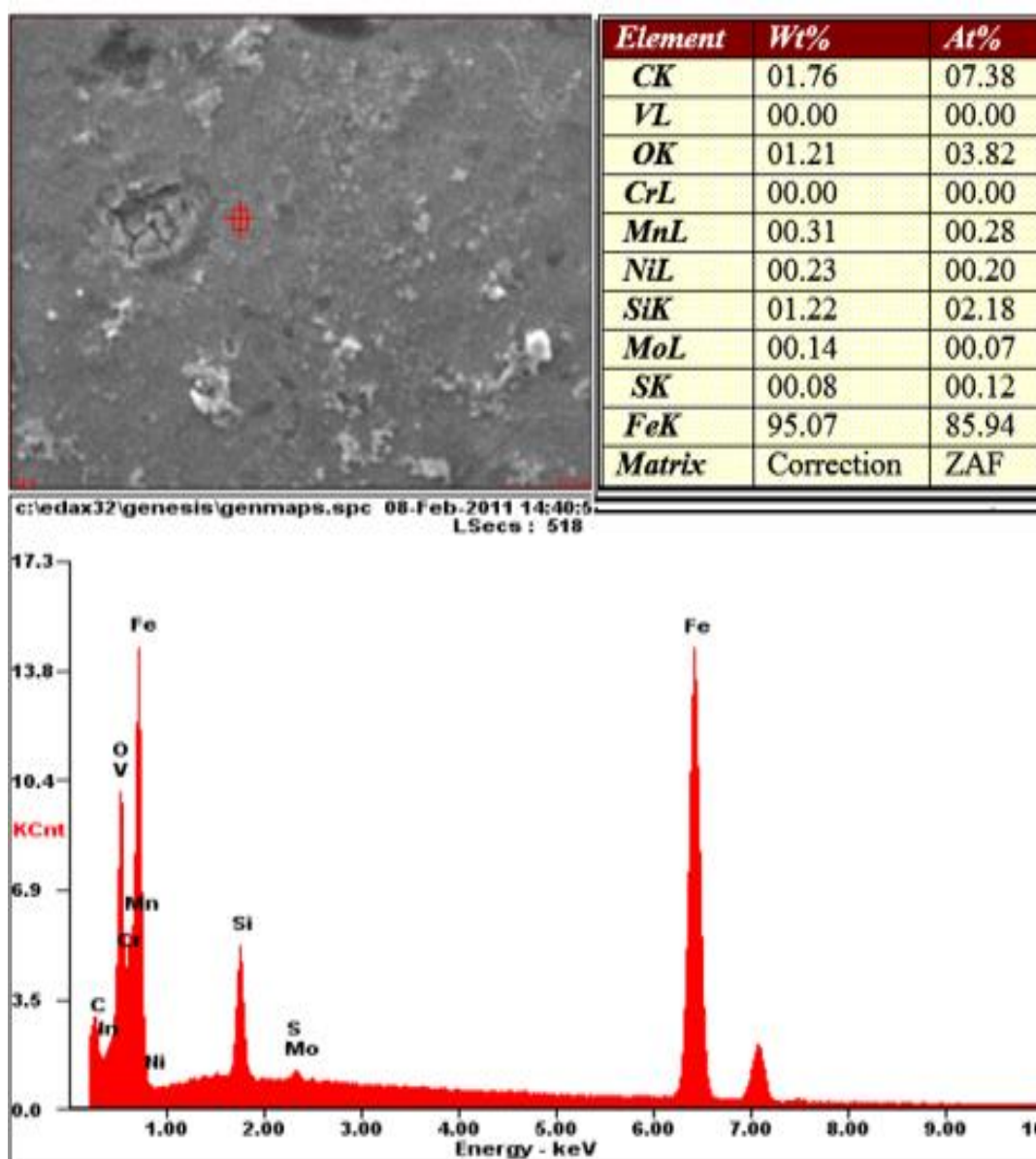


Figure 121. Microanalyse X par EDS de la fonte FA9

Sur la figure 122, la microanalyse X de la fonte FA10 montre sur le spectre comme pour le cas de la fonte FA5 et FA6 que le fer, le silicium et le carbone existent sur les zones analysées, mais ne montre pas les éléments d'alliage ajoutés.

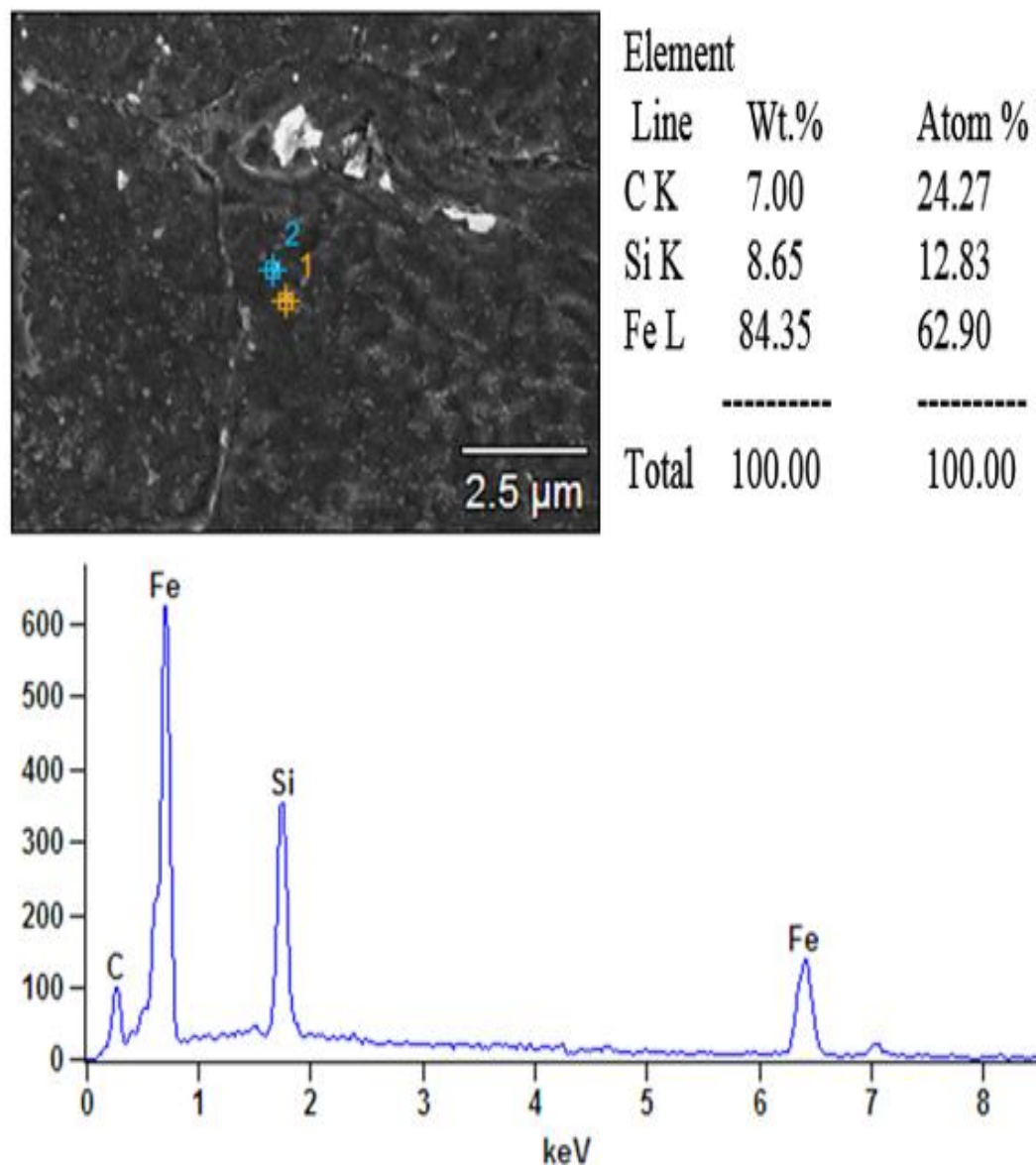


Figure 122. Microanalyse X par EDS de la fonte FA10

D'après la microanalyse X par EDS de toutes des fontes ADI étudiées, une répartition non uniforme des différents éléments additionnés est remarquée pendant le balayage d'un point à un autre. Cette différence peut être expliquée par une ségrégation d'éléments chimiques présents dans les fontes expérimentées, appelée parfois ségrégation majeure. Cette dernière est due à des différents gradients de température. Les zones solidifiées en dernier ont tendance à s'enrichir en éléments augmentant la ségrégation [10, 15, 30]. 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

nickel qui ségrège près des nodules de graphite et les éléments antigrahitisants tels que le manganèse, le molybdène, le chrome, le niobium et le vanadium qui à leur tour ségrégent dans les zones situées entre les nodules de graphite appelées zones de fin de solidification. Dans ces dernières se forme aussi la phase ausferrite ou bainite, grâce au traitement bainitique de type dual phase, où la température d'austénitisation est relativement basse. Ce qui est aussi remarqué dans les structures métallographiques des fontes étudiées par certains auteurs [10, 15, 30].

IV.3. Diffraction des rayons X

L'analyse des spectres de diffraction X obtenus permet d'identifier les différentes phases existantes. Dans le cas des fontes ADI, la ferrite et l'austénite sont les deux principales phases existantes. La détection de la martensite peut être aussi envisageable. La présence de la martensite se traduit par un dédoublement de 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 traitées à 550°C, cette température est loin de la température de début de transformation de l'austénite en martensite. Ainsi, le pic de martensite ne peut pas être observé et la fraction volumique d'austénite résiduelle des fontes ADI est très importante. Elle peut atteindre 40% pour les fontes ADI conventionnelles à bainites supérieures [20]. Son observation peut être décelée à partir d'une analyse d'image. Elle peut être donc obtenue par l'analyse spectrale X en fonction de la température d'austénitisation.

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

La répartition des phases dans une fonte ADI est étudiée dans le cas d'un traitement thermique de trempe isotherme. Les résultats de diffraction X obtenus ont permis de déterminer les différentes phases formées des fontes ADI en fonction des éléments d'alliage et du traitement thermique appliqué.

A partir des spectres de diffraction X obtenus et en utilisant le logiciel X'pert High Score, des mesures quantitatives des phases en présence dans les fontes traitées thermiquement sont réalisées. Le tableau 5 montre les résultats obtenus.

Tableau 5. Résultats de diffraction des rayons X

Fontes	Ferrite bainitique	Austénite	Martensite	Fe ₃ C	Mn ₂₃ C ₆	Mn ₇ C ₃	MoC	Mo ₂ C	VC	V ₂ C	Cr ₂ C	Cr ₇ C ₃	Cr ₂₃ C ₆	Nb ₂ C	NbC
FB	97.93	1.83	1.22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
FA1	87.58	5	1.5	-	1.57	1.6	1.25	1.25	-	1.25	-	-	-	-	-
FA2	86.36	5.43	1.08	-	3.83	2.17	1.08	-	-	1.08	-	-	-	-	-
FA3	82.76	5.55	1.69	-	3.9	2.08	1.68	1.7	-	1.64	-	-	-	-	-
FA4	84.33	6.59	1.44	-	-	2.29	-	-	1.15	1.13	1.14	1.44	-	-	-
FA5	71.57	6.45	5.20	5.37	1.22	2.15	1.07	2.15	-	-	-	1.22	2.15	-	-
FA6	81.30	6.11	5.31	5.16	-	-	-	2.11	-	-	-	-	-	-	-
FA7	81.48	7.33	2.77	-	3.27	2.77	-	2.3	-	1.1	-	-	-	-	-
FA8	75.49	8.52	2.4	6.25	-	2.5	2.5	2.25	-	-	1.09	-	-	-	-
FA9	74.36	8.62	2.56	-	1.41	2.56	2.56	2.84	-	-	1.28	1.84	1.28	-	-
FA10	71.88	8.53	5.61	1.69	-	-	-	-	-	-	-	1.84	1.69	1.84	1.92

L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte de base est donnée par la figure 123. Ce spectre représente l'intensité diffractée en fonction d'angle de diffraction 2θ .

Sur le spectre, sont observés uniquement des pics de ferrite dont le taux est de 97.93 % avec un paramètre de maille « a » de 0.28663473 nanomètre. Une diminution du paramètre de maille de la ferrite est remarquée, sachant que ce dernier est de 0.28665 nanomètre. Les données de l'analyse montrent aussi la présence d'un taux plus faible d'austénite résiduelle (1.83 %) et de martensite (1.22 %). Il est remarqué d'après cette analyse l'absence de cémentite et de carbures.

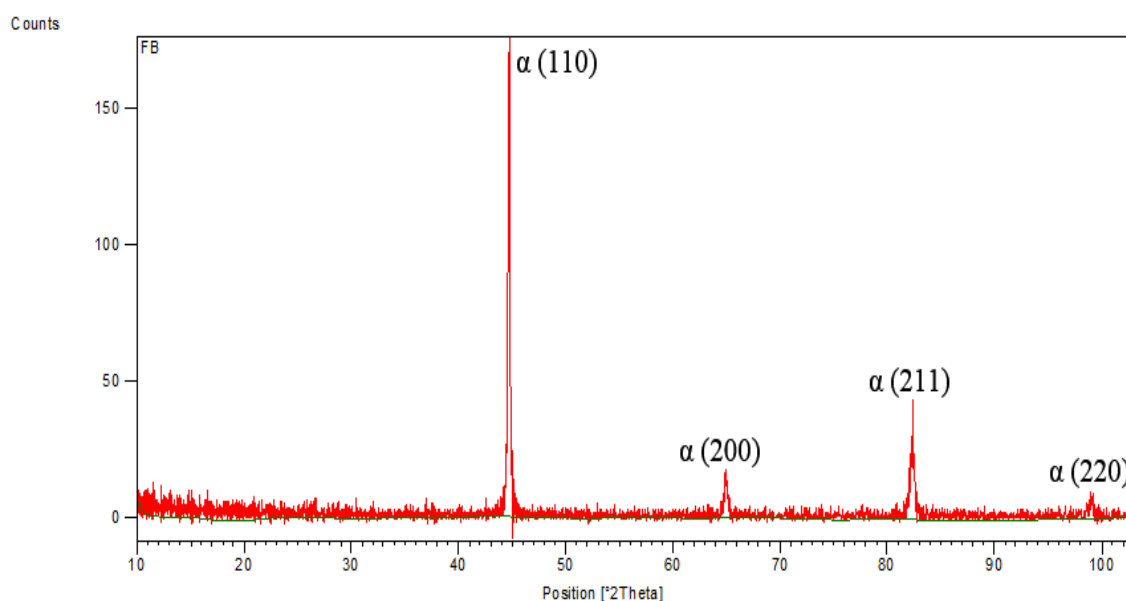


Figure 123. Spectre de diffraction X de la fonte de base FB

L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte alliée FA1 est montrée par la figure 124. Nous observons d'après le spectre obtenu différents pics de ferrite comme pour la fonte FB, mais le taux de ferrite est passé à 87.58%. Cette baisse est expliquée par l'augmentation du taux d'austénite résiduelle qui passe à 5% et celui de la martensite à 1.5%. L'analyse montre aussi la présence de certains carbures tels que les carbures de manganèse de type $M_{23}C_6$ (1.57%) et M_7C_3 (1.6%), les carbures de molybdène de type MoC (1.25%) et Mo_2C (1.25%) et le carbure de vanadium de type V_2C (1.25%). L'apparition de ces carbures est liée directement à l'introduction des éléments d'alliage carburigènes ajoutés.

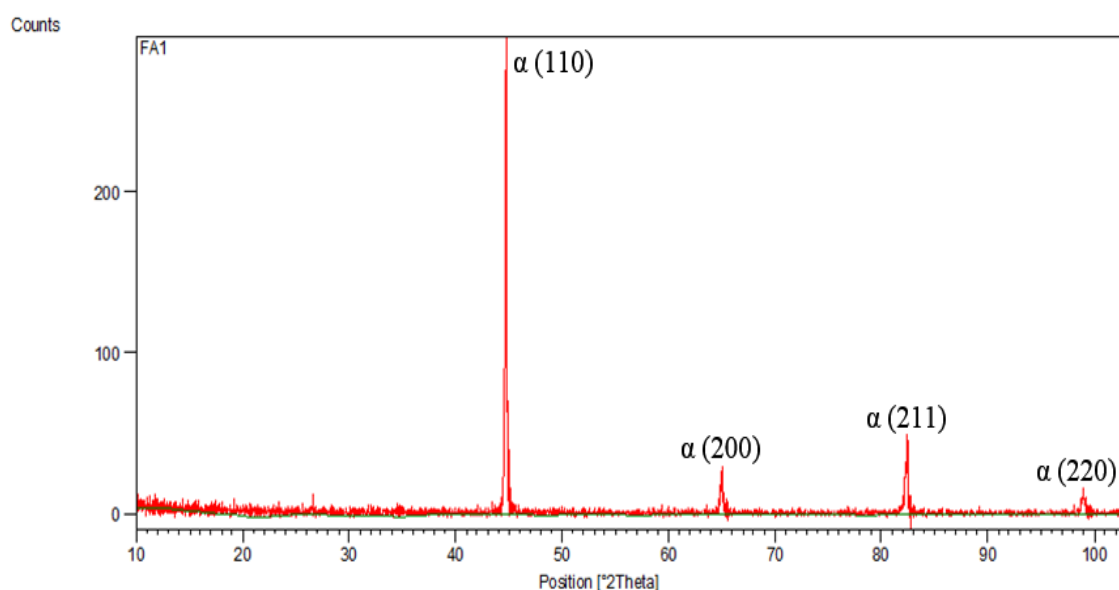


Figure 124. Spectre de diffraction X de la fonte FA1

L'analyse spectrale quantitative des phases de la fonte alliée FA2 est présentée par la figure 125. Sur cette figure, sont observés différents pics de ferrite comme pour l'échantillon FB. Une diminution du taux de ferrite (86.36%) est observée aussi dans cette fonte par rapport à la fonte de base. Ceci s'explique par l'augmentation du taux d'austénite résiduelle (5.43%), l'apparition de certains carbures tels que les carbures de manganèse de type $M_{23}C_6$ (3.83%) et M_7C_3 (2.17%), le carbure de molybdène de type MoC (1.08%) et le carbure vanadium de type V_2C (1.07%) alors qu'une diminution du taux de martensite (1.08 %) est observé.

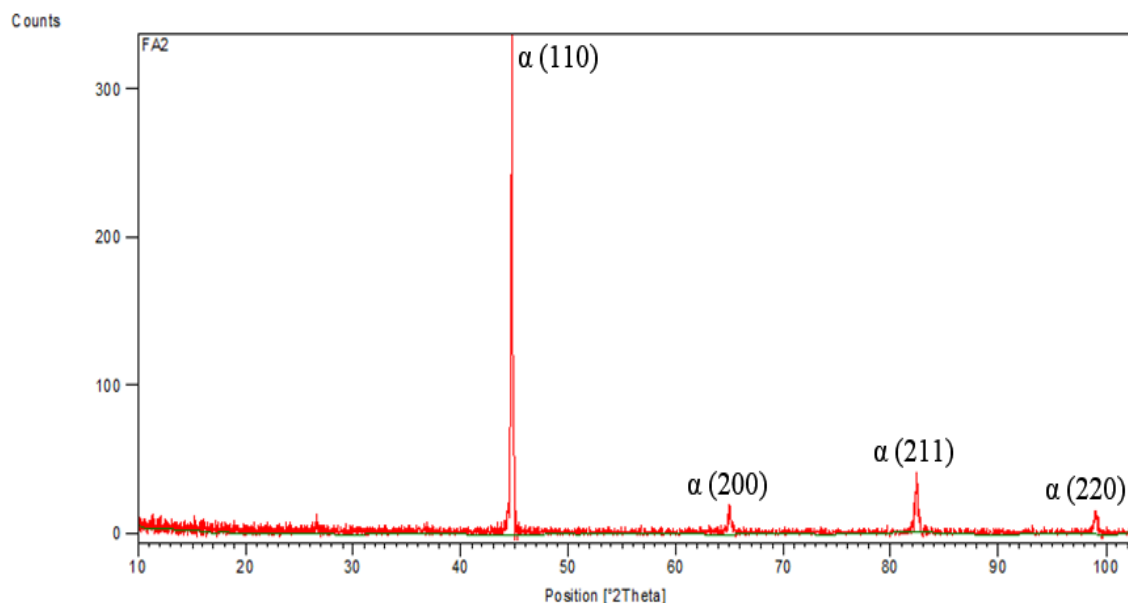


Figure 125. Spectre de diffraction X de la fonte FA2

L'analyse quantitative des phases de la fonte FA3 est présentée par la figure 126. Sur cette figure, différents pics de ferrite sont observés comme pour le cas de la fonte FB, mais nous remarquons une baisse du taux de ferrite (82.76%). Comparativement à la fonte de base, ce taux est encore plus faible dans cette fonte et une augmentation du taux d'austénite résiduelle et de martensite respectivement (5.55%, 1.69%) est remarquée. L'analyse montre aussi la présence de certains carbures tels que les carbures de manganèse de type $M_{23}C_6$ (3.9%) et M_7C_3 (2.08%), les carbures de molybdène de type MoC (1.68%) et Mo_2C (1.7%) et le carbure de vanadium de type V_2C (1.64%).

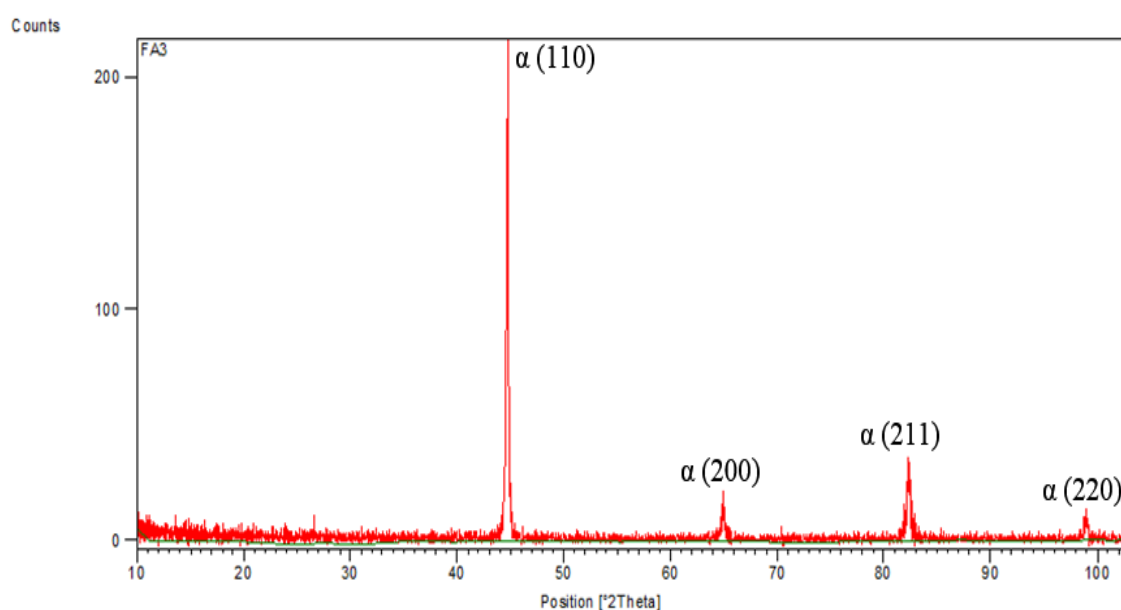


Figure 126. Spectre de diffraction X de la fonte FA3

L'analyse spectrale des phases en présence de la fonte FA4 est illustrée par la figure 127. Le spectre montre différents pics de ferrite comme pour la fonte FB, mais le taux de cette dernière a diminué (84.33%). Comme dans les autres fontes déjà analysées, on note la présence de carbures de manganèse M_7C_3 (2.29%), de vanadium VC (1.15) et V_2C (1.13%) et de chrome Cr_2C (1.14%) et $Cr_{23}C_6$ (1.44%). Par rapport aux fontes précédentes (FB, FA1, FA2 et FA3), l'apparition de carbures de chrome est expliquée par l'existence du chrome dans cette fonte en quantité assez importante.

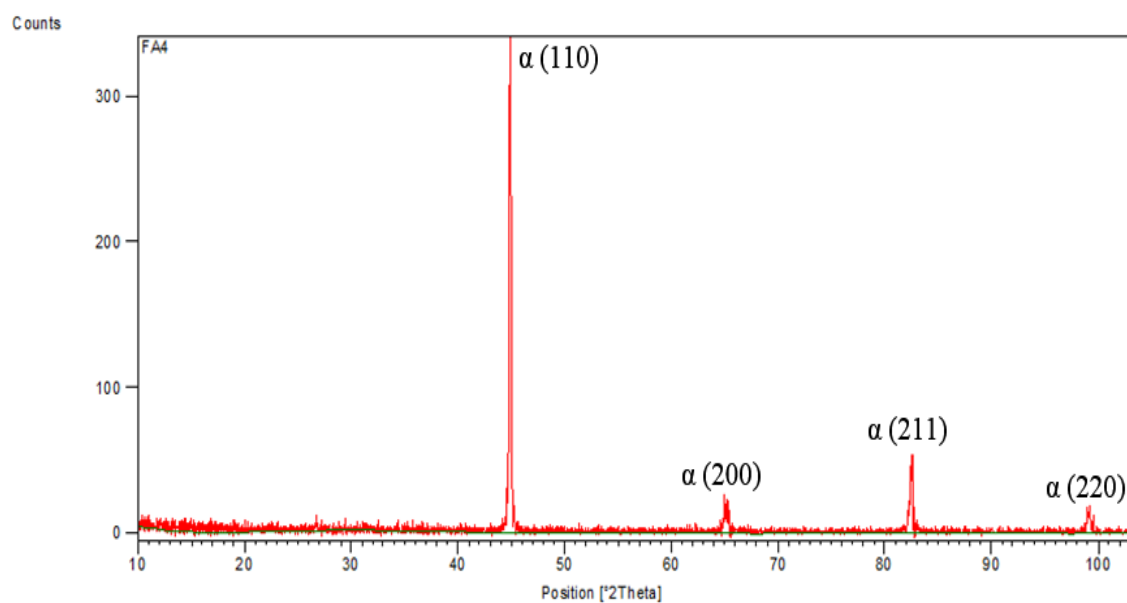


Figure 127. Spectre de diffraction X de la fonte FA4

La figure 128 représente l'analyse spectrale de la fonte alliée FA5. Sur cette figure, sont observés différents pics de ferrite comme pour la fonte de base (FB) où une diminution du taux de ferrite (71.57%) est remarquée par rapport à la fonte de base. Une augmentation du taux d'austénite résiduelle (6.11%) et de martensite (5.2%) est aussi observée. L'analyse montre aussi la présence de cémentite (5.37%). Ceci pourrait favoriser la formation de la bainite (ferrite et cémentite) dans la structure en présence de l'ausferrite (ferrite et austénite) et la ferrite bainitique. D'autres carbures sont aussi détectés par cette analyse, tels que les carbures de manganèse de type $M_{23}C_6$ (1.22%) et M_7C_3 (2.15%), les carbures de molybdène de type MoC (1.07%) et Mo_2C (2.15%) et les carbures de chrome de type Cr_7C_3 (1.22%) et $Cr_{23}C_6$ (2.15%).

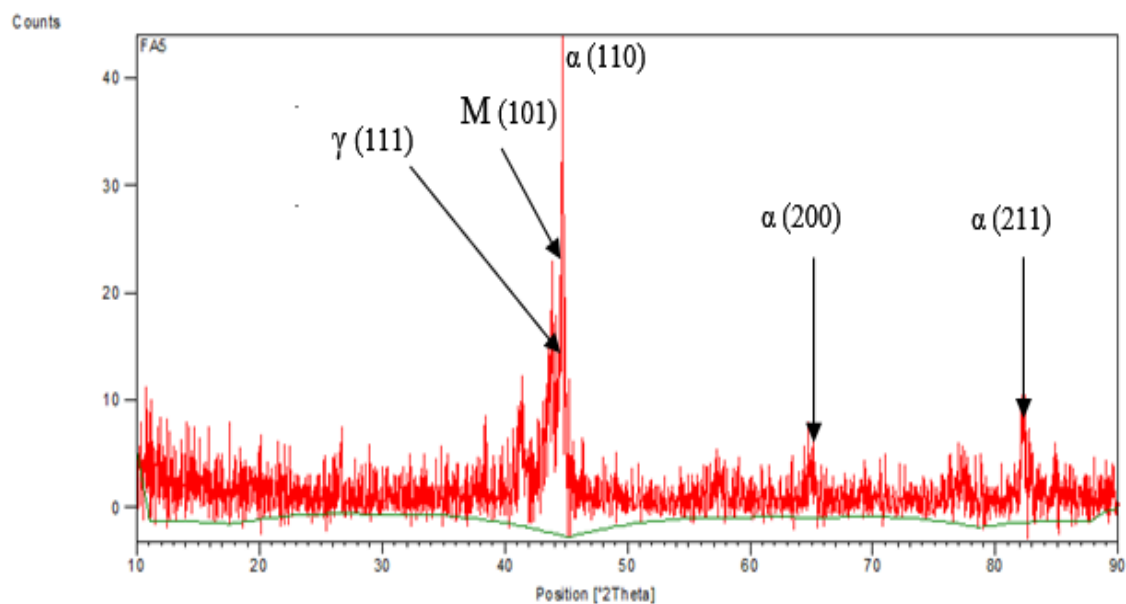


Figure 128. Spectre de diffraction X de la fonte FA5

La figure 129 représente l'analyse spectrale quantitative des phases présentes dans la fonte FA6. Sur cette figure, comme pour la fonte de base FB, des pics de ferrite sont observés. Le taux de ferrite représente 81.30%. Quant au taux d'austénite résiduelle, il est par contre passé à 6.11%, alors que le taux de martensite à 5.31%. L'analyse montre aussi la présence de cémentite (5.31%) et d'autres carbures tels que le carbure de molybdène de type Mo_2C (2.11%) et le carbure de vanadium de type V_2C (1.08%).

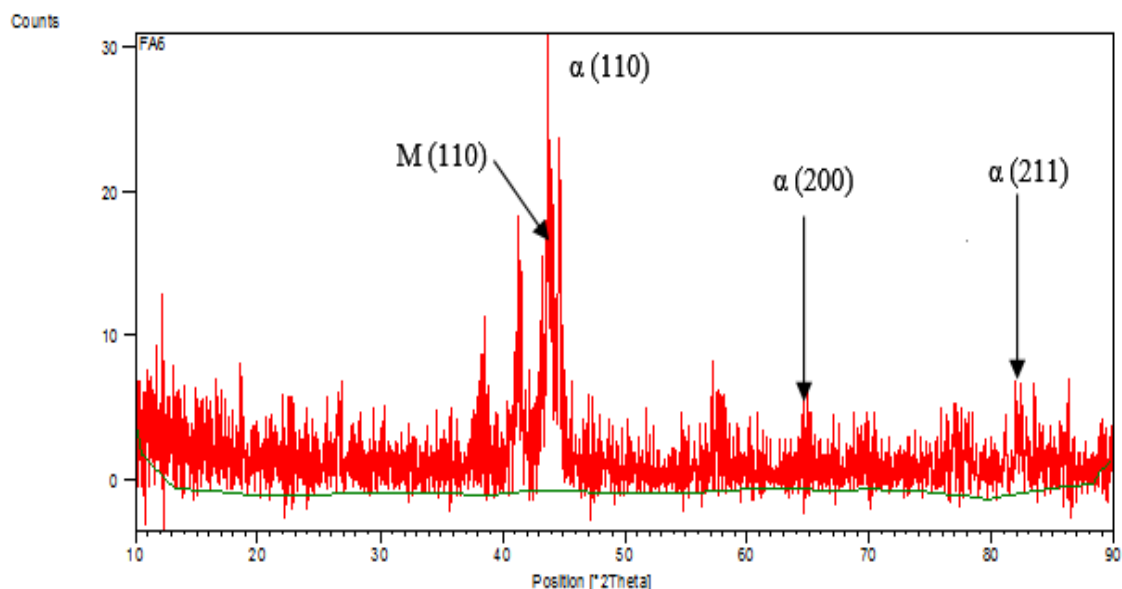


Figure 129. Spectre de diffraction X de la fonte FA6

L'analyse spectrale de la fonte FA7 est montrée par la figure 130. Sur cette figure nous observons différents pics de ferrite et son taux est semblable à celui de la fonte FA6 (81.48%). Par contre, le taux d'austénite résiduelle passe à 7.33% et celui de la martensite à 2.77% avec la

présence de carbures de manganèse de type $M_{23}C_6$ (3.27%) et M_7C_3 (2.77%), carbure de molybdène de type Mo_2C (2.3%) et carbure de vanadium de type V_2C (1.1%).

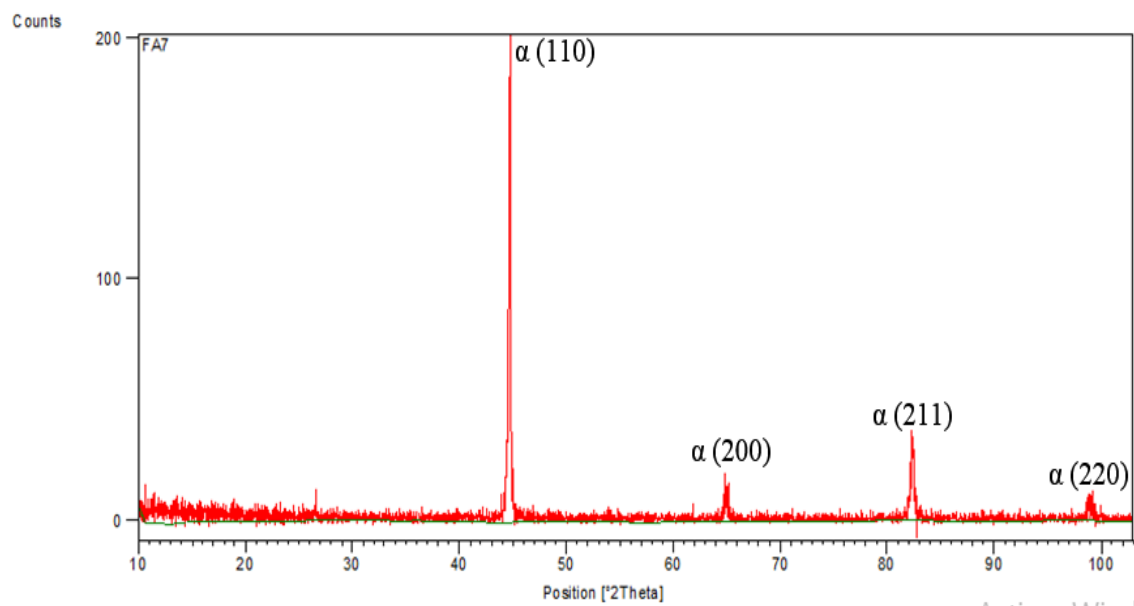


Figure 130. Spectre de diffraction X de la fonte FA7

La figure 131 représente l'analyse spectrale quantitative des phases présentes dans la fonte FA8. Nous observons différents pics de ferrite avec un taux de 77.49 et une augmentation du taux d'austénite (8.52%) et de la martensite (2.4%). La présence de cémentite avec un taux de 6.25% favoriserait aussi la possibilité de formation de la bainite, associée à l'austérite et à la ferrite bainitique. D'autres carbures sont aussi détectés par cette analyse, tels que le carbure de manganèse de type M_7C_3 (2.5%), les carbures de molybdène de type MoC (2.5%) et Mo_2C (2.25%) et le carbure de chrome de type Cr_2C (1.09%). L'apparition de ces carbures est liée à la présence des éléments d'alliage carburigènes.

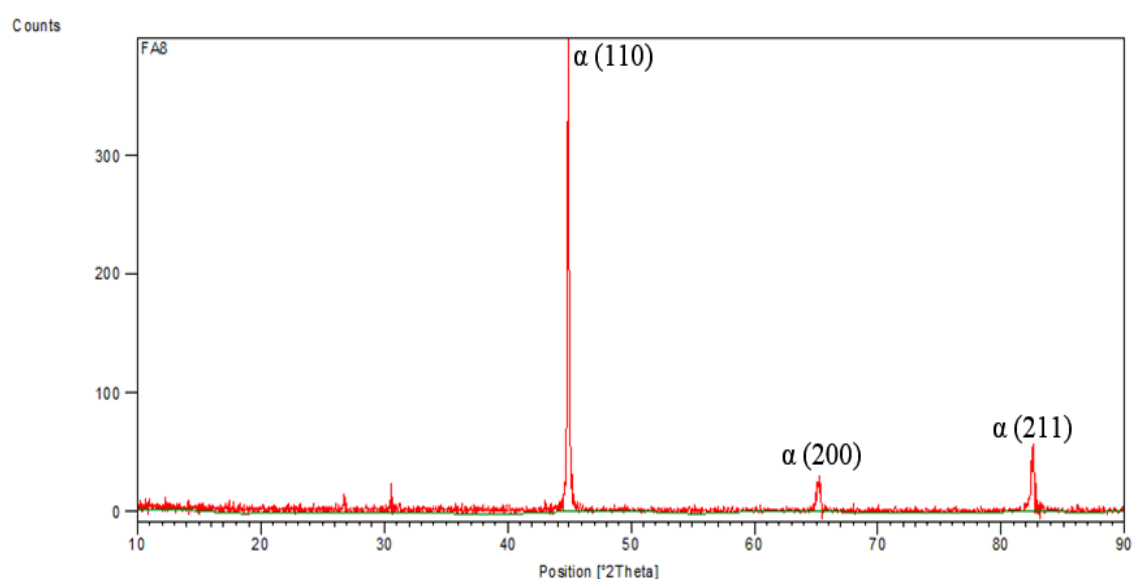


Figure 131. Spectre de diffraction X de la fonte FA8

Les phases présentes dans la fonte FA9 sont données par la figure 132. Sur cette figure, différents pics de ferrite sont observés comme pour la fonte de base. Le taux de ferrite est passé à 74.36% et une augmentation du taux d'austénite à 8.62% et de la martensite à 2.56%. L'analyse montre aussi la présence de carbures de manganèse de type $M_{23}C_6$ (1.41%) et M_7C_3 (2.56%), carbures de molybdène de type MoC (2.56%) et Mo_2C (2.84%) et carbures de chrome de type Cr_2C (1.28%), Cr_7C_3 (1.84%) et $Cr_{23}C_6$ (1.28%).

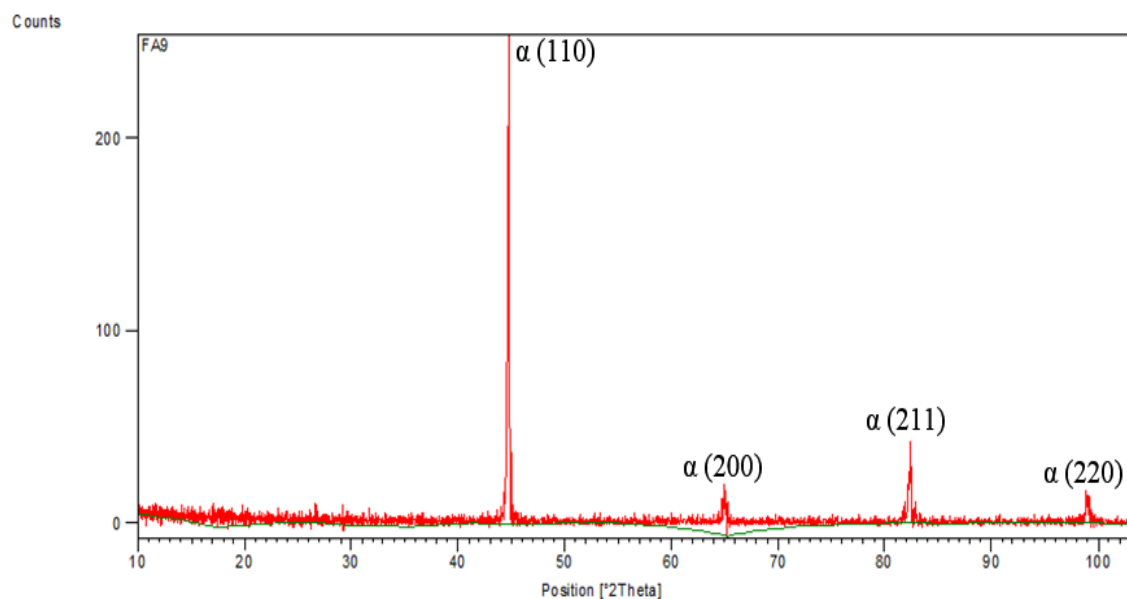


Figure 132. Spectre de diffraction X de la fonte FA9

L'analyse spectrale quantitative des phases présentes dans la fonte FA10 est montrée par la figure 133. Nous observons, d'après cette figure, différents pics de ferrite comme pour la fonte FB où son taux est de 71.88%. La diminution du taux de ferrite dans cette fonte par rapport à la fonte de base et l'augmentation du taux de martensite (5.61%) et d'austénite (8.53%) sont remarquables. L'analyse dévoile aussi la présence de cémentite (1.69%). D'autres carbures sont également détectés durant cette analyse, tels que les carbures de chrome de type Cr_7C_3 (1.84%) et $Cr_{23}C_6$ (1.69%) et le carbure de niobium de type NbC (1.92%).

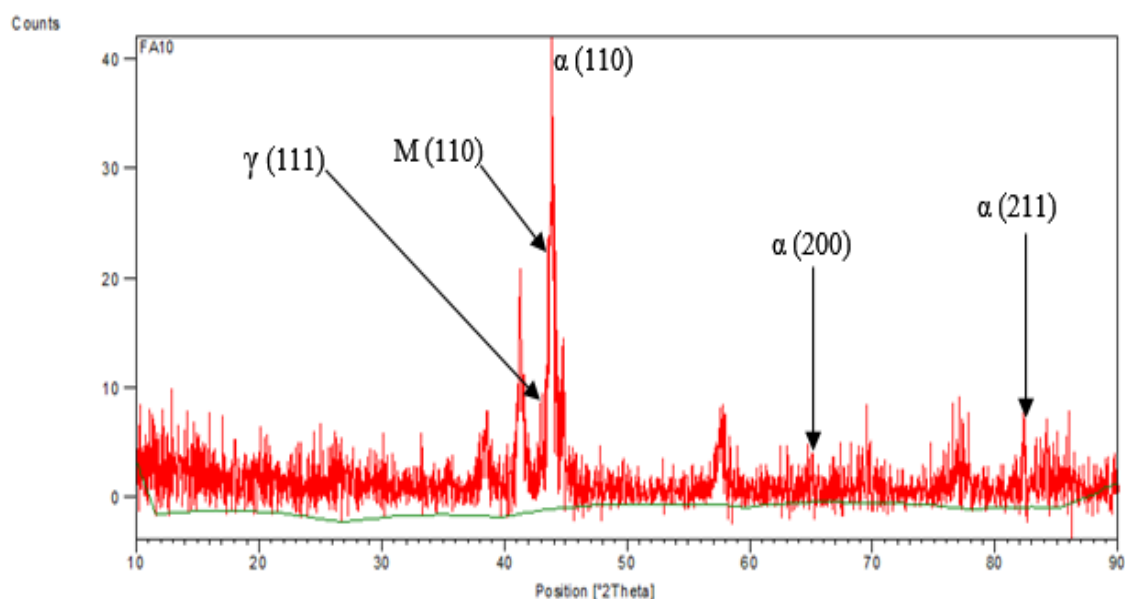


Figure 133. Spectre de diffraction X de la fonte FA10

Les tableaux 6, 7, 8 et 9 montrent les résultats des principaux paramètres des phases obtenues : plans cristallographiques (hkl), distance inter-réticulaire (d), angle (2θ) et longueur des pics (I).

Tableau 6. Paramètres de la ferrite

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	0	2,02680	44,674	100,0
2	2	0	0	1,43320	65,023	20,0
3	2	1	1	1,17020	82,335	30,0
4	2	2	0	1,01340	98,949	10,0
5	3	1	0	0,90640	116,390	12,0
6	2	2	2	0,82750	137,144	6,0

Tableau 7. Paramètres de l'austénite

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	1	2,08000	43,473	100,0
2	2	0	0	1,80000	50,674	80,0
3	2	2	0	1,27000	74,679	50,0
4	3	1	1	1,08300	90,676	80,0
5	2	2	2	1,03700	95,944	50,0
6	4	0	0	0,90000	117,716	30,0

Tableau 8. Paramètres de la martensite

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	1	2,06150	43,883	100,0
2	1	1	0	2,01790	44,882	48,0
3	0	0	2	1,49120	62,204	7,0
4	2	0	0	1,42690	65,346	12,0
5	1	1	2	1,19930	79,926	11,0
6	2	1	1	1,17340	82,062	20,0
7	2	0	2	1,03100	96,686	6,0
8	2	2	0	1,00910	99,521	3,0
9	1	0	3	0,93900	110,238	5,0
10	3	0	1	0,90630	116,410	5,0
11	3	1	0	0,90250	117,193	5,0
12	2	2	2	0,83580	134,332	4,0
13	2	1	3	0,78440	158,240	10,0

Tableau 9. Paramètres de la cémentite

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	0	2	0	2,54000	35,308	6,0
2	1	1	2	2,38000	37,768	65,0
3	2	0	0	2,26000	39,856	25,0
4	1	2	0	2,20000	40,991	25,0
5	1	2	1	2,10000	43,038	60,0
6	2	1	0	2,06000	43,917	70,0
7	0	2	2	2,02000	44,833	60,0
8	1	0	3	2,01000	45,068	100,0
9	2	1	1	1,97000	46,035	55,0
10	1	1	3	1,87000	48,652	30,0
11	1	2	2	1,85000	49,212	40,0
12	2	1	2	1,76000	51,911	16,0
13	0	2	3	1,68000	54,582	16,0
14	2	2	1	1,64000	56,029	8,0
15	1	2	3	1,58000	58,357	20,0

D'après l'analyse de la diffraction X, les spectres des fontes étudiées montrent uniquement les pics les plus intenses du fer alpha. Pour toutes les fontes alliées, le paramètre de réseau de la ferrite a diminué par rapport à celui de la ferrite dans la fonte de base. Ceci s'explique par la dissolution des éléments d'alliage ajoutés dans la ferrite. L'analyse montre aussi la présence 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 en aucun cas d'autre élément dans son réseau cristallin.

Les résultats obtenus pour toutes les fontes expérimentées montrent que le taux de l'austénite résiduelle est remarquable, ce qui signifie que les fontes étudiées sont de type dual phase. Cette faible quantité d'austénite peut être expliquée par 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 (550°C). L'austénite devient ainsi métastable et une partie de cette austénite résiduelle présente initialement dans les fontes a été transformée en martensite pendant le refroidissement. Par contre, la ferrite bainitique et le graphite sont des phases stables dans l'ADI.

Toutes les fontes expérimentées contiennent dans leur composition chimique des éléments carburégènes excepté la fonte de base. La méthode de caractérisation utilisée a mis en évidence de manière claire la présence de très faible taux de carbures et leur nature. Ces carbures n'ont pas influencé le déroulement de la réaction bainitique ni favorisé la structure blanche. Ceci est expliqué par le fait que toutes les fontes n'ont pas pu atteindre le stade II de la réaction bainitique (figures 23 et 30). Par contre, le traitement s'est réalisé au cours de la fenêtre de traitement « processing window » (figure 31). Pour les fontes FA5, FA6 et FA8, la possibilité de la présence de la bainite (ferrite et de cémentite) associée à l'ausferrite et à la ferrite bainitique suite à la présence de faible quantité de cémentite comparativement aux autres fontes peut être envisagée.

IV.4. Microdureté

Les essais de microdureté ont montré une variation de la microdureté des constituants microstructuraux sous l'influence des éléments d'alliage ajoutés des fontes en étude à l'état brut de coulée et à l'état traité. Ces essais peuvent dans certaines mesures permettre d'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 microstructural d'une part et l'augmentation de cette propriété d'autre part. Ces résultats sont présentés par le tableau 10 et les figures 134 à 139.

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 microdureté de 205 HV pour la ferrite bainitique et de 306 HV pour l'ausferrite supérieure. L'addition des différents éléments (manganèse, nickel, molybdène et vanadium) dans la fonte alliée FA1 avant traitement thermique bainitique a élevé la microdureté de la ferrite à 148 HV et à 260 HV pour la perlite. Après traitement de trempe bainitique, la même remarque peut être faite pour la ferrite bainitique et l'ausferrite supérieure, dont les microduretés sont passées à 228 HV pour la ferrite bainitique et à 356 HV pour l'ausferrite supérieure. Cette augmentation, avant et après traitement de trempe bainitique, par rapport à la fonte de base est expliquée par une dissolution des éléments chimiques ajoutés dans la solution solide, par l'effet affinant structural de certains éléments tels que le manganèse et le nickel et la formation de faible taux de carbures améliorant le durcissement de la fonte.

Avant traitement thermique, la microdureté est de 166 HV pour la ferrite et de 282 HV pour la perlite de la fonte FA2. Les microduretés de la ferrite et celle de la perlite sont supérieures à celles des autres fontes (FB et FA1). Ceci peut être expliqué par une teneur plus élevée en Mn (0.75%), élément perlitisant. Après traitement thermique, la microdureté de la ferrite bainitique est de 259 HV et celle de l'ausferrite supérieure est de 356 HV. La microdureté des constituants structuraux de cette fonte est supérieure à celle des constituants de la fonte de base mais pour la fonte FA1, elle est supérieure pour la ferrite bainitique et reste identique à pour l'ausferrite.

A l'état brut de coulée, les microduretés de la ferrite et de la perlite sont respectivement de 143 HV et de 264 HV pour la fonte FA3. Après traitement de trempe bainitique, elle est de 254 HV pour la ferrite bainitique et de 355 HV pour l'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 la microdureté de la fonte FA1, la microdureté de la ferrite est inférieure et celle de la 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%, éléments perlitisant. A l'état traité, la microdureté de la ferrite bainitique est plus grande que celle de la fonte FA1 (228 HV). Par contre, la microdureté de l'ausferrite est inférieure.

A l'état brut de coulée, la microdureté de la ferrite est de 160 HV et de 263 HV pour la perlite de la fonte FA4. Cette augmentation par rapport à la fonte de base s'explique par une légère élévation de la teneur en molybdène (0.3%) et une addition de chrome (0.2%), qui en se dissolvant dans la fonte ont participé à cette amélioration. A l'état traité, la microdureté de la ferrite bainitique est de 251 HV et de 353 HV pour l'ausferrite supérieure. La matrice de cette fonte est pratiquement composée de ferrite bainitique avec une présence de petites plages d'ausferrite supérieure. La microdureté de la ferrite bainitique est supérieure à celle de la fonte de base et de la fonte FA1, mais reste inférieure à celle des fontes FA2 et FA3.

Pour la fonte FA5 et à l'état brut de coulée, la microdureté de la ferrite est de 169 HV et celle de la perlite de 294 HV. Après traitement de trempe bainitique, elle est de 290 HV pour la ferrite bainitique et de 378 HV pour l'ausferrite supérieure en plumes. Par rapport à la fonte de base et les fontes FA1, FA2, FA3 et FA4, une augmentation de la microdureté des divers constituants microstructuraux de la fonte FA5 est observée avant et après traitement thermique bainitique. Ceci peut être expliqué par une teneur plus élevée en molybdène et en nickel, éléments affinant la structure et améliorant la trempabilité.

La microdureté de la ferrite est 160 HV et celle de la perlite est 263 HV pour la fonte FA6 à l'état brut de coulée. Par rapport à la fonte de base et les fontes FA1 et FA3 à l'état brut de coulée, une augmentation de la microdureté de la ferrite est observée, mais par rapport aux fontes FA2 et FA5, elle est inférieure et identique à celle de la fonte FA4. Pour la perlite, sa microdureté est inférieure à celle de FA2, FA3, et FA5, identique à celle de FA4 et supérieure à celle de FB et FA1. A l'état traité, la microdureté est de 259 HV pour la ferrite bainitique et de 481 HV pour l'ausferrite. La microdureté de la ferrite bainitique après traitement bainitique comparativement aux autres fontes expérimentées est inférieure à celle de la fonte FA5 mais elle est supérieure dans le cas des autres fontes. Pour l'ausferrite, sa microdureté est supérieure à celle de toutes les fontes expérimentées. Ceci peut être expliqué par l'introduction du titane (0.1%) et du niobium (0.1%) et l'augmentation du taux de nickel (1%), éléments durcissant.

Avant traitement thermique, c'est-à-dire à l'état brut de coulée, la microdureté est de 151 HV pour la ferrite et de 273 HV pour la perlite de la fonte FA7. La microdureté de la ferrite est supérieure à celles de FB, FA1 et FA3 mais reste inférieure de celle des autres fontes. Par contre, la microdureté de la perlite est supérieure à celles des fontes FB, FA1, FA3, FA4 et FA6, mais reste inférieure à celle de la fonte FA2 et FA5. Ceci est expliqué par une teneur plus élevée en nickel (1.5%), élément perlitisant et affinant la structure. Après traitement thermique, la microdureté de la

ferrite bainitique est de 229 HV et celle de l'ausferrite supérieure est de 353 HV. La microdureté de la ferrite bainitique de cette fonte est supérieure à celle des fontes de base et FA1, mais reste inférieure à celle des autres fontes alliées FA1, FA2, FA3, FA4, FA5 et FA6. Pour l'ausferrite supérieure, sa microdureté est inférieure à celle des fontes FA1, FA2, FA3, FA5 et FA6 mais supérieure à celles des fontes FB et FA4.

Les mesures de microdureté des constituants microstructuraux de la fonte FA8 ont donné une ferrite de microdureté de 197 HV et une perlite de 296 HV à l'état brut de coulée. Par contre, l'état traité a donné une microdureté de 259 HV pour la ferrite bainitique et de 410 HV pour l'ausferrite supérieure. Comparativement aux autres fontes, la microdureté des constituants microstructuraux de cette fonte est supérieure à l'état brut de coulée que ce soit pour la ferrite ou la perlite, alors qu'à l'état traité, pour la ferrite bainitique, elle est supérieure à celles des fontes FB, FA1, FA3, FA4 et FA7, identique à celle de la fonte FA2 et inférieure à celles des fontes FA5 et FA6. Quant à l'ausferrite supérieure, sa microdureté est inférieure à celle de la fonte FA6 et reste supérieure à celles de toutes les autres fontes déjà testées. Ces résultats sont expliqués par les teneurs plus élevées en manganèse (0.75%), en nickel (1.5%) et en molybdène (0.5%) et l'ajout du chrome (0.2%).

Pour la fonte FA9, à l'état brut de coulée, la microdureté de la ferrite est de 198 HV et celle de la perlite est de 269 HV. La microdureté de la ferrite est supérieure à celle de toutes les fontes étudiées par contre pour la perlite, elle est inférieure à celle des fontes FA2, FA5, FA7 et FA8. Après traitement bainitique, elle est de 235 HV pour la ferrite bainitique et de 423 HV pour l'ausferrite supérieure. La microdureté de la ferrite bainitique est supérieure à celle des fontes FB, FA1 et FA7 et inférieure à celle des autres fontes. Par contre, la microdureté de l'ausferrite supérieure est inférieure à celle de la fonte FA6 et supérieure à celles des autres fontes. Ces résultats sont expliqués par l'augmentation des teneurs en nickel (1.5%) et en molybdène (0.6%) et l'ajout du chrome (0.2%).

A l'état brut de coulée, la microdureté de la ferrite est de 168 HV et de 250 HV pour la perlite de la fonte FA10. La microdureté de la ferrite est inférieure à celle des fontes FA5, FA8 et FA9 et supérieure à celles des autres fontes. Par contre, la microdureté de la perlite est supérieure à celle de la fonte FB, mais inférieure à celles des autres fontes. Ceci peut être expliqué par l'effet fortement alphagène des éléments introduits (chrome et niobium) qui ont favorisé un accroissement du taux de ferrite dans la microstructure malgré la présence du nickel, élément gammagène. A l'état traité, la microdureté de la ferrite bainitique est de 252 HV et celle d'ausferrite supérieure est de 430 HV. La microdureté de la ferrite bainitique de cette fonte est supérieure à celle des fontes (FB, FA1, FA4, FA7 et FA9) mais inférieure à celles des autres fontes (FA2, FA3, FA5, FA6 et FA8). Pour

l'ausferrite supérieure, sa microdureté est inférieure à celle de la fonte FA6 et supérieure à celles de toutes les autres fontes étudiées.

Tableau 10. Résultats de microdureté des constituants microstructuraux des fontes étudiées

Fontes	Microdureté à l'état brut de coulée (HV)		Microdureté à l'état traité (HV)	
	ferrite	perlite	ferrite bainitique	Ausferrite Supérieure
FB	132	214	205	306
FA1	148	260	228	356
FA2	166	282	259	356
FA3	143	264	254	355
FA4	160	263	251	353
FA5	169	294	290	378
FA6	160	263	259	481
FA7	151	273	229	353
FA8	197	296	259	410
FA9	198	269	235	423
FA10	168	250	252	430

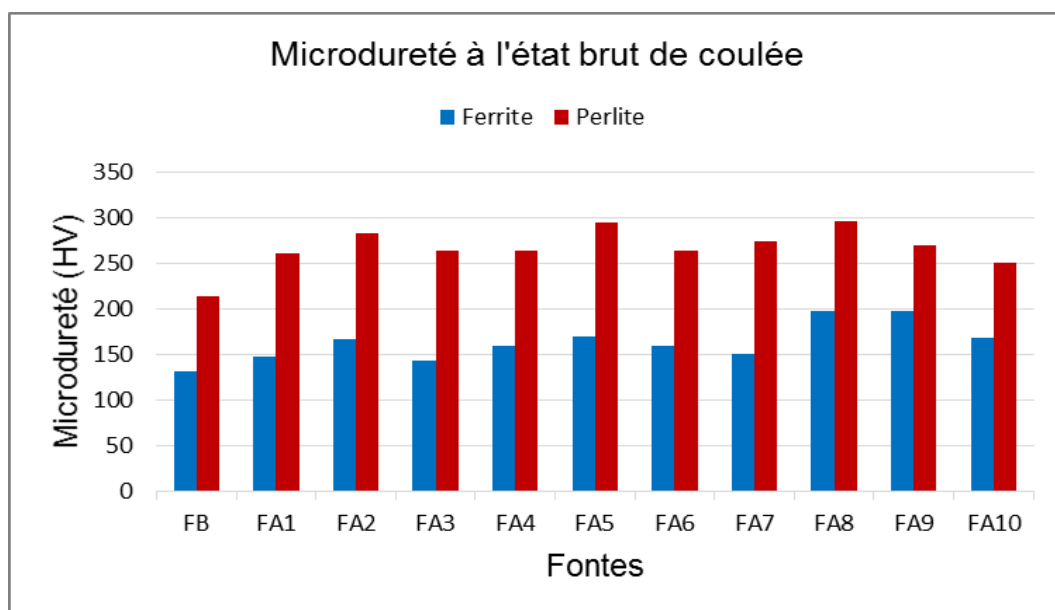


Figure 134. Microdureté des constituants microstructuraux des fontes étudiées à l'état brut de coulée

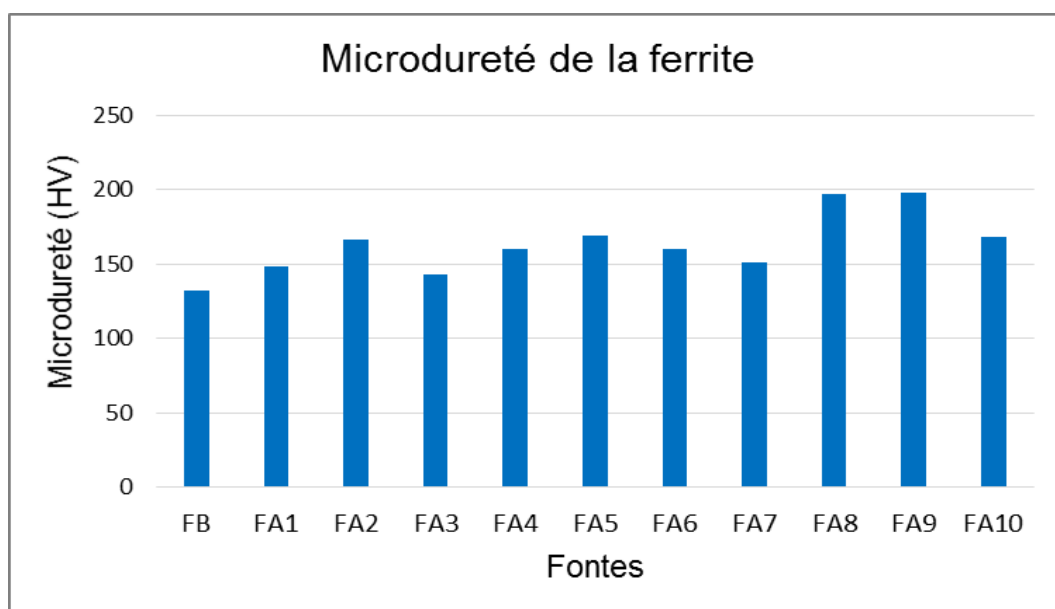


Figure 135. Microdureté de la ferrite

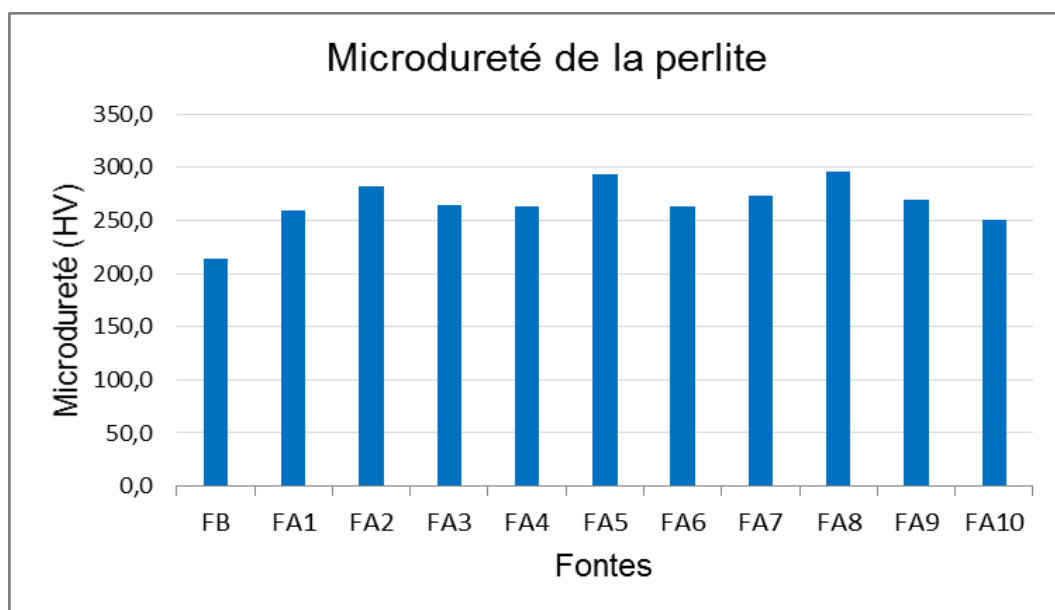


Figure 136. Microdureté de la perlite

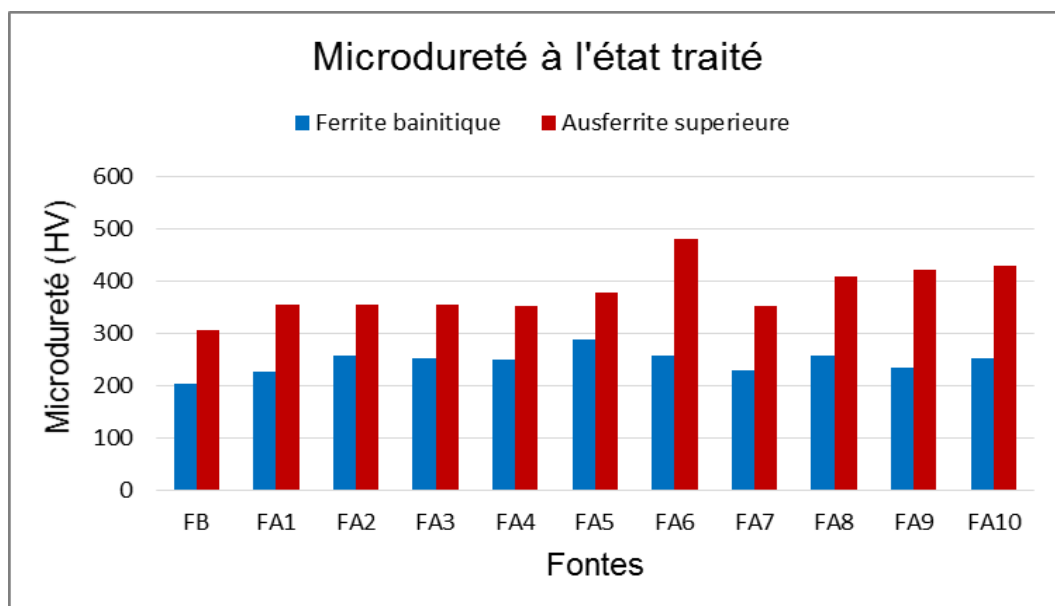


Figure 137. Microdureté des constituants microstructuraux des fontes étudiées à l'état traité

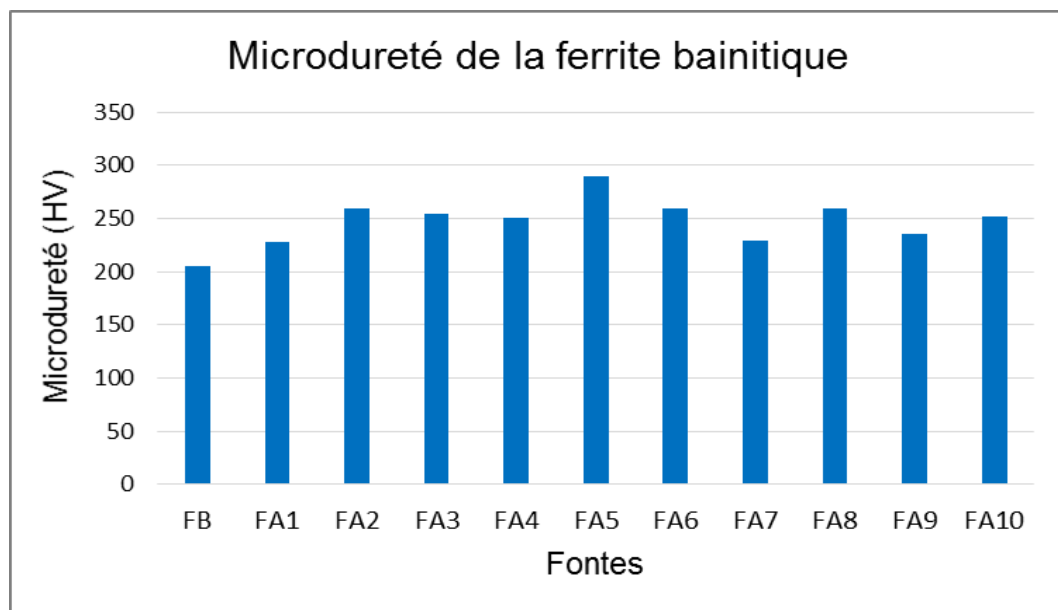


Figure 138. Microdureté de la ferrite bainitique

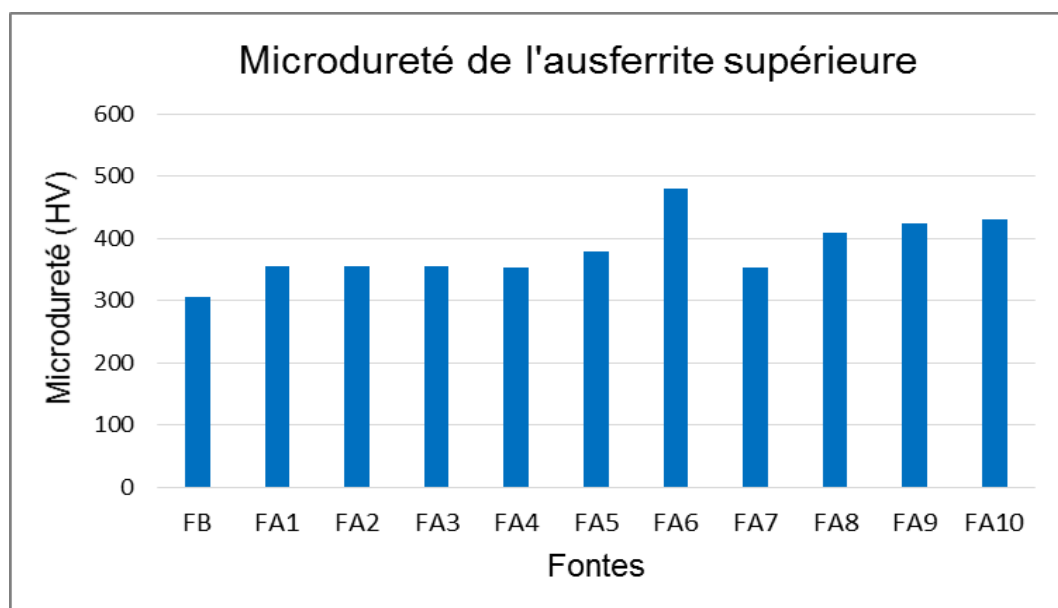


Figure 139. Microdureté de l'ausferrite supérieure

Il faut noter, que dans cette étude une variation de microdureté pour toutes les fontes, soit à l'état brut de ou après traitement thermique appliqué est observée. 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 hétérogène dans le métal coulé [10, 15, 30]. Cela est aussi lié à la présence des éléments graphitisants tel que le nickel qui ségrège près des nodules

de graphite et des éléments antigrafitisants tels que le manganèse, molybdène, chrome, vanadium, titane et niobium qui se concentrent dans les régions de fin de solidification loin des nodules de graphite.

Avant traitement thermique, la microdureté la plus élevée est celle de la fonte FA9 pour la ferrite (198 HV) et celle de la fonte FA8 pour la perlite (296 HV). Après traitement thermique, elle est plus élevée dans la fonte FA5 pour la ferrite bainitique (289 HV) et dans la fonte FA6 pour l'ausferrite supérieure (480 HV).

IV.5. Dureté

Les résultats obtenus (tableau 11) montrent l'action des éléments d'alliages sur la dureté des fontes élaborées d'une manière positive grâce à l'amélioration remarquable de cette propriété d'une part et après traitement thermique d'autre part. La figure 140 présente les résultats de dureté HRB obtenus avant traitement bainitique. Les résultats de dureté HRC à l'état traité sont présentés sur la figure 141.

La dureté de la fonte de base à l'état brut de coulée est de 93 HRB (13 HRC) et a atteint 15 HRC après traitement bainitique suite au changement structural opéré. Après addition des éléments d'alliage, une nette augmentation de la dureté avant et après traitement thermique est observée.

L'addition du manganèse (0.5%), du nickel (0.25%), du molybdène (0.2%) et du vanadium (0.1%) dans la fonte FA1 a élevé la dureté à 95 HRB (16 HRC) à l'état brut de coulée. A l'état traité, une augmentation est notée (19 HRC). Ceci est lié à la formation d'une structure composée de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure. Cette augmentation est liée à la dissolution des éléments ajoutés dans la solution solide de la fonte et la formation de carbures amenant à un durcissement structural.

A l'état brut de coulée, la dureté de la fonte FA2 est de 97 HRB (18 HRC). Par comparaison avec la fonte de base et la fonte FA1, la dureté de cette fonte leur est supérieure. Ceci est dû à l'augmentation de la teneur en manganèse à 0.75% et en nickel à 0.5%. A l'état traité, la dureté de cette fonte passe à 23 HRC. Elle est ainsi plus élevée que celles des fontes FB et FA1 grâce au changement de structure opéré qui a conduit à la l'augmentation du taux de l'ausferrite en plume induit par la présence des deux éléments fortement gammagènes.

A l'état brut de coulée, la fonte FA3 présente une dureté de 97 HRB (18 HRC). Par rapport à la fonte de base et les fontes FA1, sa dureté est améliorée. Ceci est dû aux teneurs plus élevées en manganèse (1%) et en nickel (0.75%). A l'état traité, la dureté de cette fonte passe à 26 HRC. Cette augmentation est due au changement structural et à la formation de carbures amenant à un durcissement.

La dureté de la fonte FA4 à l'état brut de coulée est de 98 HRB (20 HRC) et de 27 HRC après traitement thermique. Cette fonte est donc caractérisée par une dureté supérieure à celle de la fonte base et des autres fontes (FA1, FA2 et FA3) à l'état brut de coulée comme à l'état traité. Cette amélioration 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 et favorisant la formation des carbures conduisant à un durcissement structural.

La dureté de la fonte FA5 est de 97 HRB (18 HRC) à l'état brut de coulée et de 25 HRC après traitement thermique. Il faut noter que la dureté de cette fonte est plus grande que celle de la fonte de base aux deux états (brut de coulée et traité). Par rapport aux autres fontes, la dureté de la fonte FA5 à l'état brut de coulée est supérieure à celle de fonte FA1. Elle est identique à celle des fontes FA2 et FA3 et inférieure à celle de la fonte FA4. A l'état traité, elle est inférieure à celle de la fonte FA3 et FA4 et supérieure à celle des autres fontes. Ces résultats sont expliqués par la variation des teneurs en éléments d'alliage ajoutés dans cette fonte avec l'augmentation de la teneur en nickel à 0.75% et de la teneur en molybdène à 0.3%.

La fonte FA6 est distincte des fontes précédentes par l'introduction du titane (0.1%) et du niobium (0.1%). A l'état brut de coulée, cette fonte présente une dureté de 96 HRB (17 HRC). Par rapport à la fonte de base et la fonte FA1, sa dureté est supérieure, mais inférieure à celle des fontes FA2, FA3, FA4 et FA5. A l'état traité, la dureté de cette fonte est de 22 HRC. Comme à l'état brut de coulée, la dureté de cette dernière est plus importante que celle de FB et FA1 mais demeure plus faible que celle des autres fontes.

La dureté de la fonte FA7 est de 94 HRB (14 HRC) à l'état brut de coulée et de 20 HRC à l'état traité. Elle est légèrement plus élevée que celle de la fonte de base. Par rapport aux fontes précédentes, la dureté cette fonte (FA7) est inférieure à celle des autres fontes testées malgré des teneurs plus élevées en nickel (1.5%) et en molybdène (0.5%).

A l'état brut de coulée, la fonte FA8 montre une dureté de 98 HRB (20 HRC). Par rapport à la fonte de base et les autres fontes, sa dureté est supérieure à celle de ces dernières. Ceci est dû à l'augmentation des teneurs en manganèse à 0.75%, en nickel à 1.5% et en molybdène à 0.5% ainsi qu'une faible addition du chrome (0.2%). Ce dernier élément a favorisé une précipitation carburique amenant à un durcissement de la structure. A l'état traité, la dureté de cette fonte est de 27 HRC. On remarque qu'elle est identique à la dureté de FA5 et plus élevée par rapport aux duretés de toutes les fontes précédentes pour la même raison énoncée à l'état brut de coulée.

La dureté de la fonte FA9 est de 99 HRB (21 HRC) à l'état brut de coulée et de 28 HRC après traitement thermique. Elle est supérieure à celle de la fonte de base et des autres fontes aux deux états (brut de coulée et traité). Ceci peut s'expliquer par l'augmentation des teneurs en nickel à

1.5% et en molybdène à 0.6% avec une faible addition du chrome (0.2%). Ces deux derniers éléments ont favorisé la formation de carbures amenant un durcissement de la structure.

L'absence du manganèse et du molybdène et l'introduction du niobium (0.2%) dans la fonte FA10 a donné une dureté de 97 HRB (18 HRC) à l'état brut de coulée et de 24 HRC à l'état traité. Par rapport à la fonte de base (FB) et les fontes (FA1, FA2, FA6 et FA7), la dureté de cette fonte à l'état traité est plus élevée, mais par rapport aux fontes (FA3, FA4, FA5, FA8 et FA9), elle est plus faible. A l'état brut de coulée, elle est inférieure à celle des fontes (FA4 et FA8 et FA9), identique à celle de FA2, FA3 et FA5 mais supérieure à celle de FB et FA1.

Tableau 11. Résultats de dureté des fontes avant et après traitement bainitique

Fontes	Dureté à l'état brut de coulée (HRB)	Dureté à l'état traité (HRC)
FB	93	15
FA1	95	19
FA2	97	23
FA3	97	26
FA4	98	27
FA5	97	25
FA6	96	22
FA7	94	20
FA8	98	27
FA9	99	28
FA10	97	24

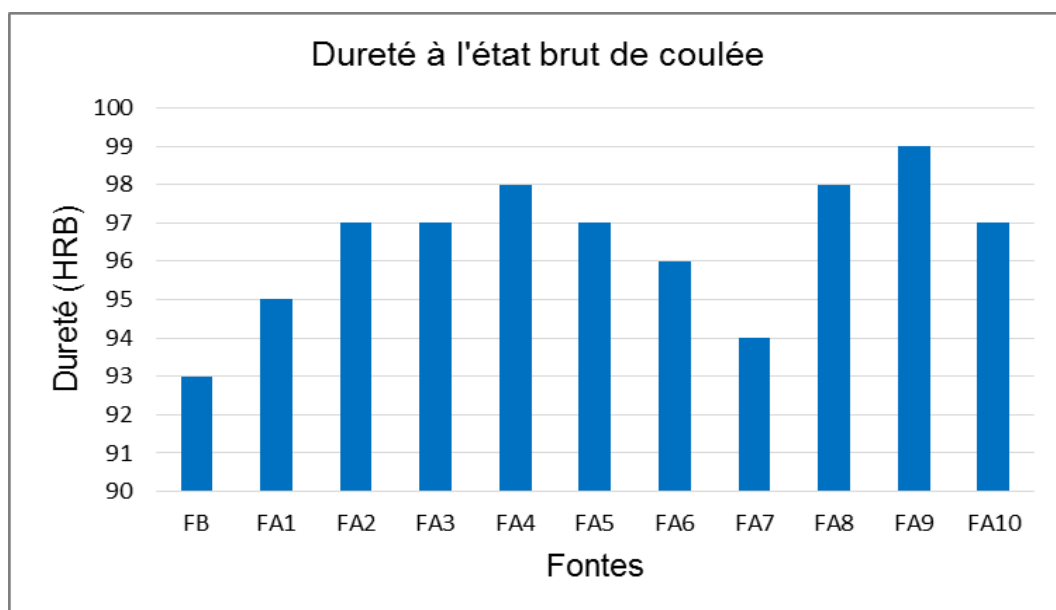


Figure 140. Dureté des fontes à l'état brut de coulée

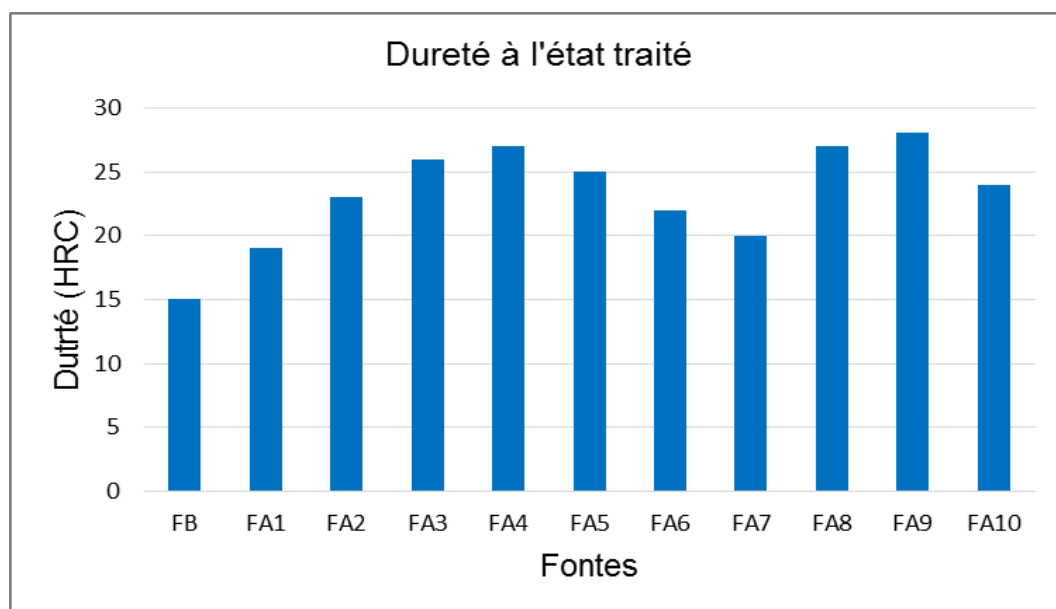


Figure 141. Dureté des fontes à l'état traité

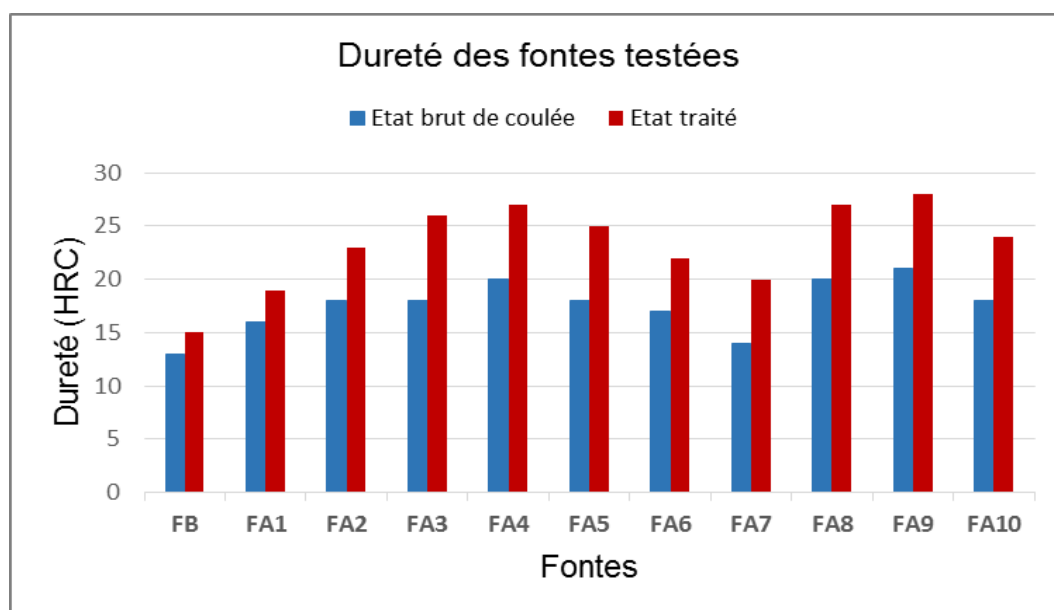


Figure 142. Dureté des fontes testées

La dureté est augmentée d'une façon cohérente pour toutes les fontes alliées par rapport à la fonte de base avant et après traitement thermique bainitique. Cette élévation de dureté est liée à la dissolution des éléments d'alliage ajoutés dans la solution solide de la fonte et la formation de carbures amenant à un durcissement structural. D'après tous les résultats obtenus, la fonte FA9 présente la meilleure dureté avant et après traitement bainitique.

IV.6. Traction

Les propriétés mécaniques des fontes étudiées, telles que la limite élastique (R_e), la résistance à la traction (R_m) et l'allongement ($A\%$) sont assez significatives par rapport à la fonte de base grâce à l'effet des éléments d'alliage incorporés et du traitement thermique bainitique appliqué.

IV.6. 1. Limite élastique

Les résultats de la limite élastique sont présentés sur la figure 143. La limite élastique de la fonte de base est de 525 MPa. Une légère élévation (531 MPa) est observée pour la fonte FA1 suite à l'addition du Mn (0.5%), du Ni (0.25%), du Mo (0.2%) et du V (0.1%).

La même observation peut être faite pour la fonte FA2, où sa limite élastique est augmentée à 553 MPa suite à l'augmentation du taux de Mn à 0.75% et de Ni à 0.5%. La limite élastique de cette fonte est légèrement supérieure à celle des fontes de base et FA1.

Cette propriété passe à 544 MPa pour la fonte FA3. Elle est supérieure à celle de la fonte de base et de la fonte FA1. Cette augmentation est liée à l'accroissement du taux de manganèse jusqu'à 1% et du taux de nickel à 0.75%. Mais elle est inférieure à celle de la fonte FA2 car l'augmentation des deux éléments considérés a amélioré la trempabilité.

L'addition du chrome (0.2%) et l'augmentation du taux de molybdène à 0.3% dans la fonte FA4 a permis d'élever la limite élastique jusqu'à 553 MPa par rapport à la fonte de base grâce à l'amélioration de la trempabilité de cette fonte par ces deux éléments. Mais elle reste supérieure à la limite élastique de la fonte FA1 et inférieure à celle de FA3.

La limite élastique de la fonte FA5 a été portée à 568 MPa, conséquence de l'augmentation du taux de molybdène à 0.3% et du nickel à 0.75% et l'introduction du chrome (0.2%). La limite élastique de cette fonte est plus élevée par rapport aux autres fontes déjà expérimentées.

Cette propriété s'élève encore d'avantage (592MPa) pour la fonte FA6 par rapport à la fonte de base et les autres fontes. Ceci peut être expliqué par l'augmentation du taux de nickel à 1% et l'introduction de titane et niobium (0.1% chacun).

Une nette amélioration de la limite élastique (601 MPa) est remarquée pour la fonte FA7 par rapport aux autres fontes où 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.

La limite élastique de la fonte FA8 est de 589 MPa. Elle est inférieure à celle de la fonte FA7 malgré le taux de manganèse plus élevé que dans la fonte FA8 (0.75%) et la présence de chrome (0.2%). La valeur de la limite élastique de la fonte FA8 reste inférieure aussi à celle de la fonte FA6. Par rapport aux autres fontes, elle est plus élevée.

Une amélioration de la limite élastique (603 MPa) est observée pour la fonte FA9, dans laquelle la teneur en molybdène est portée à 0.6% et celle du nickel à 1.5%. Ces derniers agissent favorablement sur la trempabilité des fontes. La limite élastique de cette fonte est supérieure à celles de toutes les fontes précédemment expérimentées.

La limite élastique de la fonte FA10 est de 596 MPa. Elle est inférieure à celle des fontes FA7 et FA9. Ceci pourrait s'expliquer par l'absence du manganèse, du molybdène et du vanadium dans la composition de cette fonte. Par rapport aux autres fontes, la valeur de limite élastique de la fonte FA10 est la plus élevée.

L'accroissement de la limite élastique de toutes les fontes alliées (FA1 - FA10) par rapport à la fonte de base FB est lié à la dissolution des éléments ajoutés dans la solution solide de la fonte et au durcissement structural provoqué par la formation de faibles précipitations dans la structure.

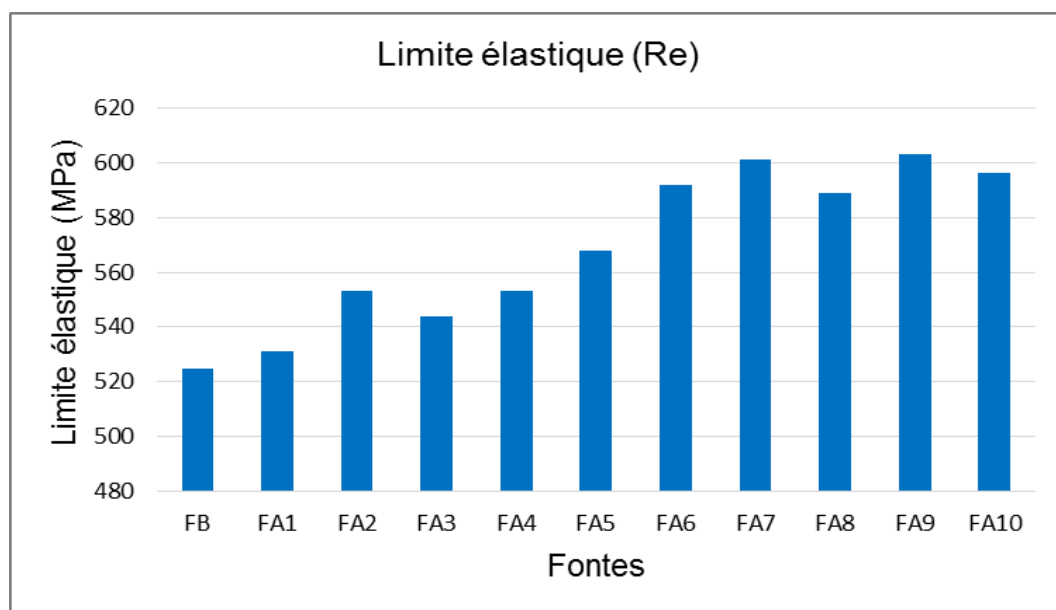


Figure 143. Limite élastique des différentes fontes après traitement de trempe bainitique

IV.6. 2. Résistance à la traction

Les résultats obtenus présentés sur la figure 144 montrent l'effet des éléments d'alliages d'une part et du traitement thermique d'autre part sur la résistance à la traction des fontes élaborées.

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

Après l'addition de 0.5% Mn, de 0.25% de nickel, de 0.2% Mo et de 0.1% V, la résistance à la traction de la fonte alliée (FA1) s'est élevée à 740 MPa. Cet accroissement est lié au durcissement structural et à la dissolution de ces derniers dans les solutions solides.

La résistance R_m de la fonte FA2 est augmentée à 743 MPa par rapport à FB. Elle est légèrement améliorée par rapport à la fonte FA1. Ceci est dû à l'élévation de la teneur en manganèse jusqu'à 0.75% et du nickel à 0.5%. Ces deux éléments améliorent la trempabilité de la fonte.

L'accroissement de la résistance R_m de la fonte FA3 à 755 MPa est dû aussi à l'augmentation de la teneur en manganèse jusqu'à 1% et du nickel à 0.75% par rapport à la fonte FA1 et FA2.

Malgré une légère introduction du Cr (0.2%) et l'augmentation du titre en molybdène de 0.2 à 0.3%, la résistance R_m de la fonte FA4 demeure pratiquement inchangée (753 MPa) par rapport à la fonte FA3. Mais cette caractéristique est élevée par rapport aux autres fontes de base, FA1 et FA2 malgré la diminution de la teneur en manganèse à 0.5% et celle du nickel à 0.1%. La réduction du taux de ces derniers éléments explique en partie la constance de la résistance.

La résistance R_m de la fonte FA5 est augmentée à 757 MPa par rapport à la fonte FA4. Cette amélioration est due à l'augmentation de la teneur en nickel de 0.1 à 0.75% et du molybdène de 0.2

à 0.3% comme la fonte FA4 et l'introduction du Cr (0.2%). Cette caractéristique demeure élevée par rapport aux autres fontes (FB, FA1, FA2 et FA3).

La même remarque peut être faite pour la résistance R_m de la fonte FA6, où sa résistance R_m est augmentée à 786 MPa. L'augmentation de cette propriété s'explique par l'élévation de la teneur en nickel à 1% par rapport à la fonte FA5 et l'introduction du titane et du niobium (0.1% chacun). Cette caractéristique est supérieure à celle des fontes précédentes.

Quant à la fonte FA7, sa résistance à la traction est diminuée à 756 MPa par rapport à la fonte FA6 malgré l'élévation du titre en nickel à 1.5% et en molybdène à 0.5%. Mais cette caractéristique est presque identique à celle des fontes FA3 et FA5 et demeure élevée par rapport aux fontes FB, FA1, FA2, et FA4.

La résistance à la traction de la fonte FA8 est augmentée à 776 MPa. Cet accroissement est expliqué par l'élévation de la teneur en nickel et en molybdène à 1.5% et à 0.5% respectivement (comme pour la fonte FA7) et en manganèse à 0.75% avec l'introduction du chrome (0.2%). Par rapport à la fonte FA6, la résistance à la traction de la fonte FA8 est inférieure mais elle est supérieure à celles de toutes les autres fontes précédentes.

La même observation peut être faite pour la résistance R_m de la fonte FA9, où sa résistance est augmentée à 792 MPa. L'augmentation de cette propriété par rapport à la fonte FA8 peut être expliquée par l'élévation de la teneur en molybdène à 0.6%. Par rapport aux autres fontes, cette caractéristique est plus grande.

Quant à la fonte FA10, sa résistance à la traction est diminuée à 766 MPa par rapport aux fontes FA6, FA8 et FA9, mais reste élevée par rapport aux autres fontes. Cette diminution peut être expliquée, comme pour la limite élastique, par l'absence du manganèse, du molybdène et du vanadium.

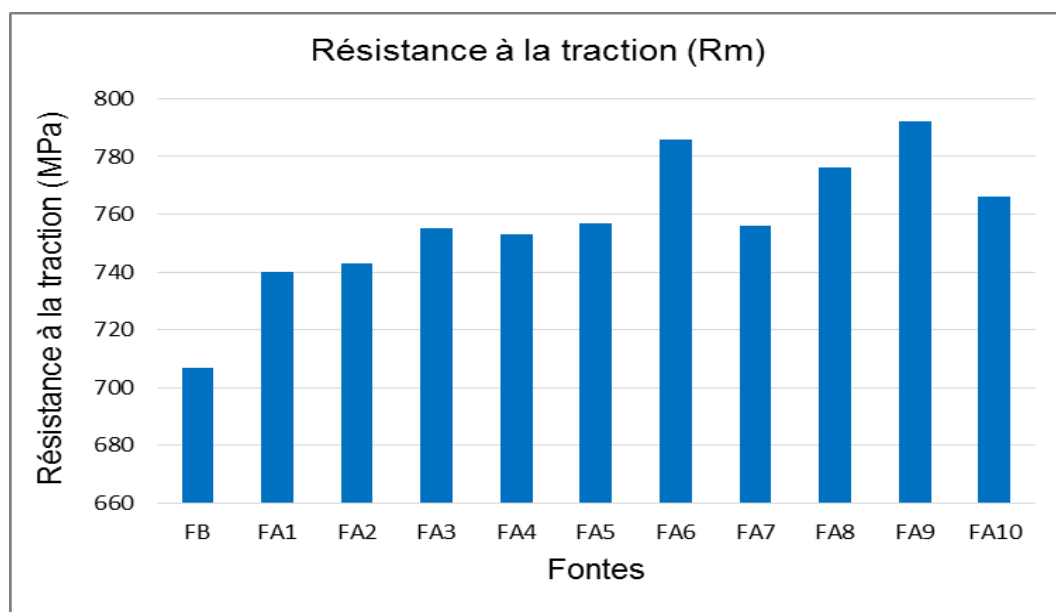


Figure 144. Résistance à la traction des fontes à l'état traité

IV.6. 3. Allongement

L'allongement (A%) des différentes fontes expérimentées est illustré par la figure 145. Cette figure montre que l'allongement de la fonte de base (FB) est de 6.3%.

L'addition du molybdène 0.2% et du vanadium 0.1% avec l'augmentation du manganèse (0.5, 0.75 et 1%) et l'introduction du nickel (0.25, 0.5 et 0.75%) respectivement dans les fontes FA1, FA2 et FA3 a abaissé légèrement cette propriété (figure 145). Quant aux fontes FA4 et FA5 leurs allongement c'est abaissé d'avantage car dans ces dernières la teneur du molybdène et du nickel ont été augmenté avec un ajout de 0.2% de chrome. Ces derniers améliorent la trempabilité des fontes et par conséquent améliorent le durcissement de ces derniers. L'allongement des fontes FA6 et FA10 a aussi baissé par rapport à la fonte de base, malgré l'absence du vanadium et la non augmentation du manganèse. Une diminution de l'allongement des fontes FA7, FA8 et FA9 est aussi constaté par rapport à FB. Cette diminution est liée à la présence de teneur assez importante du manganèse, du nickel et du molybdène.

La diminution du taux d'allongement des différentes fontes alliées s'explique par l'élévation ou l'introduction des différents éléments d'alliage. La dissolution de ces derniers a favorisé l'amélioration de la résistance des différentes fontes testées avec un durcissement structural, ce qui a induit une régression de la ductilité.

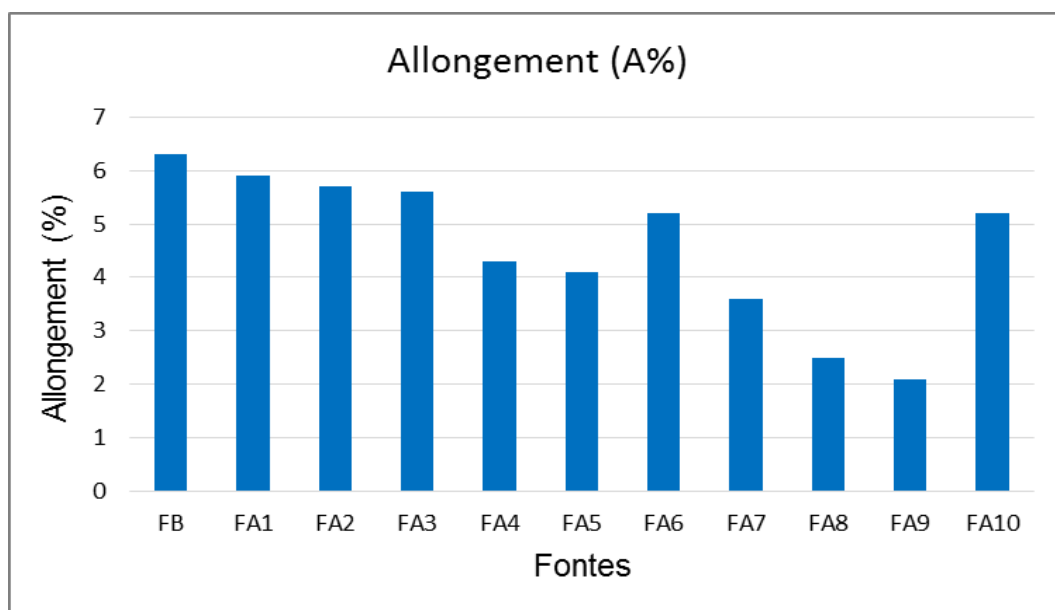


Figure 145. Allongement des fontes testées après traitement de trempe bainitique

Le tableau 12 résume les résultats des essais de traction obtenus des fontes ADI en étude.

Tableau 12. Résultats des essais de traction des fontes étudiées

Fontes	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
FB	525	707	6.3
FA1	531	740	5.9
FA2	553	743	5.7
FA3	544	755	5.6
FA4	553	753	4.3
FA5	568	757	4.1
FA6	592	786	5.2
FA7	601	756	3.6
FA8	589	776	2.5
FA9	603	792	2.1
FA10	596	766	5.2

Les résultats des essais de traction ont montré que la résistance à la traction de toutes les fontes a été améliorée. La fonte FA9 a présenté la plus grande limite élastique et résistance à la traction après traitement bainitique appliqué grâce à la présence des éléments d'alliage en quantité assez importante, par contre sa ductilité est la plus faible de toutes fontes expérimentées.

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 dues au traitement thermique bainitique appliqué jouent un rôle très important dans l'amélioration de la résilience. L'étude de la résistance aux chocs des fontes ADI élaborées est réalisée après le traitement thermique bainitique. Les résultats des essais de résilience sont présentés par le tableau 13 et illustrés par la figure 146.

La fonte de base présente une résilience de 6 j/cm². Cette caractéristique s'est élevée à 6.8 j/cm² pour la fonte FA1 après l'addition de 0.2% molybdène et 0.1% vanadium. Ces derniers éléments ont permis la transformation de l'austénite en ferrite bainitique (phase plus ductile que l'ausferrite). Cette légère augmentation n'est pas très significative par rapport à la fonte de base. Cela peut être expliqué par la présence de faibles précipitations engendrant un durcissement structural qui est dû à l'ajout des éléments carburigènes (Mo et V) et la présence de faible taux de martensite révélée par l'analyse des rayons X.

La résilience de la fonte FA2 dont laquelle les teneurs en manganèse et en nickel sont portées à 0.75 et 0.5% respectivement et en présence de 0.2% molybdène et de 0.1% vanadium a été élevé à 8,0 j/cm². Cette élévation est due à la diminution du taux de martensite et l'absence de carbure de molybdène (Mo₂C) par rapport à la fonte FA1 (tableau 5). Ceci a augmenté la ténacité de cette fonte et par conséquent l'accroissement de la résilience.

L'accroissement de la teneur en manganèse à 1.0% et du nickel à 0.75% dans la fonte FA3 n'a pas eu un effet escompté sur sa résilience (6.7 j/cm²) par rapport à la fonte de base malgré que ces deux éléments soient gammagènes. Il faut remarquer aussi la présence de la martensite et de carbures précipités de manganèse, de molybdène et de vanadium révélés par la diffraction X. L'existence de ces derniers dans la microstructure de cette fonte n'a pas eu un effet attendu sur sa ténacité.

L'augmentation de la teneur en molybdène à 0.3% (élément alphagène) avec la diminution de la teneur en manganèse à 0.5 % (élément gammagène) dans la fonte FA4 a par contre amélioré la résilience qui a atteint une valeur de 8.1 j/cm², supérieure à celles des fontes précédentes malgré la

présence du chrome (0.2%) élément durcissant. Cette augmentation est expliquée par l'accroissement de la phase ferrite bainitique (plus ductile que l'ausferrite) au dépend de l'ausferrite et la diminution des taux de carbures précipités et de la martensite.

L'absence de l'élément alphasène (vanadium) avec la présence des éléments gammagènes manganèse (0.5 %) et nickel (0.75%) n'a pas toutefois modifier cette caractéristique (6.2 j/cm^2) par rapport à la fonte de base. Cela est expliqué par un durcissement structural provoqué par l'augmentation du taux de martensite, l'apparition des carbures type M_xC_y (Fe_3C ; $Mn_{23}C_6$, et Mn_7C_3) dans la microstructure de cette fonte et la présence de la phase ausferritique en quantité plus significative (constituant plus dur que la ferrite bainitique) favorisé par l'effet gammagène du manganèse et nickel. Ce durcissement a diminué la ténacité et par conséquent la résilience de la fonte.

La résilience de la fonte FA6 est de 8.4 j/cm^2 . Cette augmentation significative est due à l'addition de 0.1% de titane et de niobium chacun en présence de 0.2% de molybdène (éléments alphasènes). Ces éléments n'ont pas d'effet escompté sur le durcissement structural. Ce qui a conduit à l'élévation de la ténacité de la fonte et a élevé ainsi sa résilience.

L'augmentation de la teneur en Mo à 0.5% avec la présence de 0.1% V dans la fonte FA7 a aussi élevé sa résilience qui a atteint 8 j/cm^2 . Ceci est dû à l'effet alphasène de ces deux éléments qui ont conduit à la transformation de l'austénite en ferrite bainitique (phase plus ductile que l'ausferrite) et l'absence de cémentite comme dans la fonte de base.

L'augmentation de la teneur en molybdène à 0.5% et du chrome à 0.2% (éléments alphasènes) dans la fonte FA8 a augmenté la résilience de cette fonte à 7.8 j/cm^2 malgré l'élévation des teneurs en manganèse et en nickel (respectivement 0.75% et 1.5%), éléments gammagènes. La présence du molybdène a affiné la microstructure de cette fonte, ce qui a engendré cette amélioration.

La résilience de la fonte FA9 est de 8.2 j/cm^2 . Cette augmentation est due à l'absence de la cémentite, à l'élévation de la teneur en molybdène (0.6%) et la diminution de la teneur en manganèse à 0.5% qui a conduit à l'augmentation du taux de la ferrite bainitique (constituant microstructural plus ductile) dans cette fonte.

Quant à la fonte FA10, elle présente une résilience de 8.1 j/cm^2 . La présence du chrome en faible quantité (0.1%) et du niobium à 0.2% dans cette fonte (éléments alphasènes) a engendré une augmentation du taux de la ferrite bainitique (constituant microstructural plus ductile que la phase ausferritique) qui a induit une amélioration de cette caractéristique. De très faibles taux de carbures de chrome et de niobium, révélés par l'analyse de rayons X n'a pas eu d'effet sur cette propriété.

Tableau 13. Résultats de résilience des fontes testées

Fontes	FB	FA1	FA2	FA3	FA4	FA5	FA6	FA7	FA8	FA9	FA10
Résilience (j/cm ²)	6.00	6.80	8.00	6.70	8.10	6.20	8.40	8.00	7.8	8.20	8.10

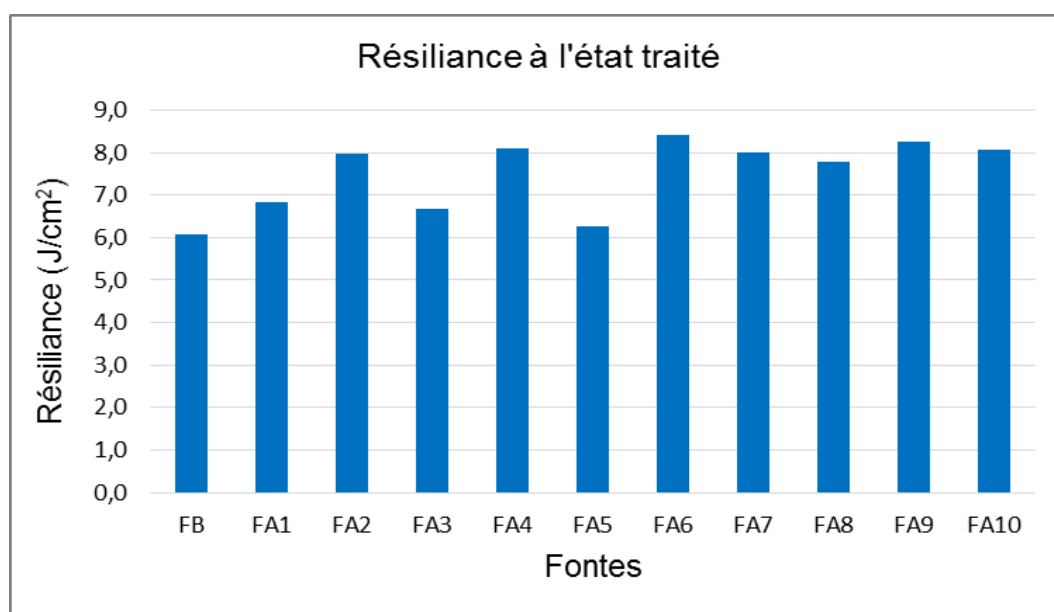


Figure 146. Résilience des fontes après traitement de trempe bainitique

Les résultats des essais de résilience réalisés montrent que la présence de l'ausferrite ne fragilise pas les fontes. D'après ces résultats, nous pouvons conclure que parmi toutes les fontes expérimentées, les fontes FA1, FA3 et FA5 n'ont pas conduit à une amélioration de la résilience ; par contre, les autres fontes (FA2, FA4, FA6, FA7, FA9 et FA10) ont produit un effet assez remarquable aboutissant à une augmentation de cette propriété par rapport à la fonte de base. Ceci peut être expliqué par l'effet insuffisant des éléments additionnés (faible teneurs) sur cette propriété. Malgré les faibles quantités des éléments d'addition, un durcissement par une précipitation de carbures est observé. L'influence sur la transformation de l'austénite en ferrite bainitique ou en martensite de ces éléments n'a pas amélioré la résilience des différentes fontes testées améliorée comme attendu.

***CONCLUSION
ET PERSPECTIVES***

V. CONCLUSION

Le présent travail s'inscrit dans le contexte d'études techniques de caractérisation des fontes austénito-ferritique à graphite sphéroïdal. Il a pour objectif d'étudier l'effet des éléments d'alliage sur l'évolution structurale et les propriétés des fontes à graphite sphéroïdal ausferritiques dites ADI. Les propriétés mécaniques d'une fonte ADI sont dépendantes de la microstructure, qui est constituée d'une ferrite bainitique et d'une austénite enrichie en carbone. 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 de ses propriétés.

D'après cette 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 bainitique et ausferrite supérieure en plumes.

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.

L'observation au microscope optique a montré que les échantillons des fontes expérimentées ont des structures de fonte ADI formées de ferrite bainitique et d'ausferrite supérieure. Les zones ausferritiques sont situées loin des sphéroïdes de graphite dans les zones de fin de solidification, grâce au traitement thermique de type dual phase appliqué dans un intervalle intercritique de températures, dans lequel l'austénite, la ferrite et le graphite coexistent.

Les observations en microscopie électronique à balayage montrent qu'il existe dans la microstructure, des fontes expérimentées, des zones lumineuses blanches qui peuvent être produites par la ségrégation de manganèse ou par la réduction du temps de la transformation bainitique. Ces zones lumineuses blanches se composent de martensite, d'austénite résiduelle ou de carbures. Leur aspect est semblable à celui des carbures précipitant lors de trempes étagées bainitique ou lors du revenu de structures martensitiques.

D'après l'analyse de la diffraction X, les spectres des fontes étudiées montrent uniquement les pics les plus intenses du fer alpha. Le taux d'austénite résiduelle est très faible à cause de la faible température d'austénitisation (830°C). Cette méthode de caractérisation a mis en évidence la présence de très faible taux de martensite et de carbures. Ces derniers n'ont pas influencé le déroulement de la réaction bainitique et n'ont pas favorisé la structure blanche. Dans certaines

fontes, il est observé la présence de cémentite, ce qui indique probablement que le traitement thermique de ces fontes a atteint la deuxième réaction bainitique.

L'analyse EDS permet d'estimer les écarts entre la teneur du carbone en solution dans la ferrite. Cette dernière est susceptible de changer 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 bainitique 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 et résilience) 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 toutes les fontes alliées par rapport à la fonte de base que ce soit avant ou après traitement thermique bainitique appliqué grâce au durcissement structurel provoqué par l'effet carburigène des éléments d'alliage ajoutés et leurs dissolutions dans les solutions solides. La même constatation peut être faite pour les propriétés de traction. Les fontes étudiées ont atteint des limites élastiques et des résistances à la traction plus élevées que celle de la fonte de base. Pour la résilience, une faible augmentation de cette propriété par rapport à la fonte de base est remarquée grâce au durcissement structural qui s'est déroulé au cours du traitement bainitique et la présence de martensite et de cémentite dans certaines fontes.

Recommandations

D'après cette étude portant sur l'influence des éléments d'alliage sur la formation de la structure et les propriétés mécaniques des fontes ADI, on peut recommander ce qui suit :

- 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 préconisé de déterminer aussi un cycle de traitement thermique adapté aux fontes en étude ;
- Pour améliorer d'avantages les propriétés mécaniques par l'augmentation du taux d'ausferrite au tour des nodules de graphite et dans toute la matrice, la nécessité d'une élévation de la température d'austénitisation et une diminution de la température de trempe bainitique est conseillée ;
- Pour homogénéiser la structure, il est préférable d'ajouter d'avantage avec le nickel d'autres éléments d'alliage non carburigènes tel que le cuivre qui ségrégent au tour des nodules de graphites d'après l'étude bibliographique. Cela, dans le but d'améliorer la trempabilité et favoriser la formation de l'ausferrite dans ces zones. Ces éléments ont aussi un rôle de neutraliser l'effet non désirable des éléments carburigènes ;

- Pour renforcer encore d'avantage la matrice par des carbures et obtenir un nouveau type de fonte ADI qui présente des carbures précipités dans une matrice ausferritique, appelé « Carbodic ADI » ou « CADI », il est préférable d'ajouter d'avantage des teneurs en éléments carburigènes tel que le bore qui favorise cette structure.

VI. PERSPECTIVES

L'observation de la structure de la fonte FA4 au microscope électronique à balayage a montré l'apparition des zones lumineuses blanches sous formes d'auréoles qui entourent les nodules de graphites où on n'a pas arrivé à déterminer leur nature. Il est donc intéressant de continuer la recherche sur cette nuance en utilisant une caractérisation structurale plus approfondie.

Il est intéressant aussi d'étudier la morphologie des nodules de graphite (taille et circularité) par une caractérisation structurale plus approfondie.

Pour comprendre encore mieux le comportement mécanique des fontes ADI, il serait intéressant aussi de continuer cette recherche en étudiant l'effet du traitement thermique de type bainitique sur la formation de la structure et leurs propriétés mécaniques. Ce traitement portera sur :

- Variation de la température d'austénitisation ;
- Variation du temps d'austénitisation ;
- Variation de la température de trempe bainitique ;
- Variation du temps de maintien à la température de trempe bainitique.

Il pourrait être aussi intéressant d'étudier l'influence des éléments d'alliage et des traitements thermiques bainitiques sur la résistance à l'usure et à la fatigue des fontes ADI.

***REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES***

VII. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. J.M. Han, Q.Zou, G.C.Barber, T.Nasir, D.O.Northwood, X.C.Sun, P.Seaton, Study of the effects of austempering temperature and time on scuffing behaviour of austempered Ni–Mo–Cu ductile iron, *Wear* 290–291 (2012) 99–105.
2. J. Felipe Dias , Gabriel O. Ribeiro, Denilson J. Carmo , Jefferson J. Vilela, The effect of reducing the austempering time on the fatigue properties of austempered ductile iron, *Materials Science & Engineering A* 556 (2012) 408–413
3. T.R. Umaa, J.B. Simhab, K. Narasimha Murthyc, Influence of nickel on mechanical and slurry erosive wear behaviour of permanent moulded toughened austempered ductile iron, *Wear* 271 (2011) 1378–1384.
4. Florin Serban, Evaluation et modélisation des contraintes résiduelles dans les fontes austénito-ferritiques à graphite sphéroïdal : Influence du traitement thermique et thermomécanique, thèse de doctorat, Université de Reims Champagne-Ardenne 2004.
5. Susil K. Putatunda, Sharath Kesani, Ronald Tackett, Gavin Lawesb, Development of austenite free ADI, *Materials Science and Engineering, A* 435–436 (2006) 112-122.
6. 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.
7. 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.
8. Fritz Klocke, *Manufacturing Processes 2 Grinding, Honing, Lapping, (The Machinability of Various Materials)*, Engineering Rwthedition, Germany 2009.
9. CONFIONTE S.A. Fonderie de fonte groupe KUHN (2005).
10. Christine D'Amato, Caractérisation non destructive des fontes bainitique (fontes « ADI ») par bruit Barkhausen et courants de Foucault pulsés, thèse de doctorat, Ecole doctorale : Matériaux de Lyon 2004.
11. M. Martinez 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.
12. Diego O. Fernandino, Juan M. Massone, Roberto E. Boeri, Characterization of the austemperability of partially austenitized ductile iron, *Journal of Materials Processing Technology* 213 (2013) 1801–1809.

13. A. Basso, R.A. Martinez, J.A. Sikora, Influence of chemical composition and holding time on austenite → ferrite transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval. *Journal of Alloys and Compounds* 509 2011 (41), 9884–9889.
14. S.C. Murcia, M.A. Paniagua, E.A. Ossa, Development of as-cast dual matrix structure (DMS) ductile iron, *Materials Science & Engineering, A* 566 (2013) 8–15.
15. Jérôme Adrien, Optimisation des cycles thermiques appliqués aux fontes G.S. ferritiques vis à vis des propriétés de fatigue, thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon : École doctorale matériaux de Lyon, N° d'ordre 04ISAL0020 (2004).
16. Yun-Cheng Peng, Hui-Jin Jin, Jin-Hai Liu, Guo-Lu Li, Effect of boron on the microstructure and mechanical properties of carbidic austempered ductile iron, *Materials Science and Engineering A* 529 (2011) 321–325.
17. Xiaoguang Sun, YouWang, D.Y.Li, GuodongWanga, Modification of carbidic austempered ductile iron with nano ceria for improved mechanical properties and abrasive wear resistance, *wear* (2012).
18. Kurt Beghyn, L'éolien crée des opportunités pour les fondeurs, *SIRRIS*, France 11/2008.
19. G. Straffelini, M. Pellizzari, L. Maines, Effect of sliding speed and contact pressure on the oxidative wear of austempered ductile iron, *Wear* 270 (2011) 714–719.
20. Cheng-Hsun Hsu, Kuan-Ting Lin, A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 5706–5712
21. M. Pasotti : Bainitique (ADI) FMG SA, EINEV, 1987.
22. Henri Laplanche, Les fontes et leur traitement thermique (Tome 2) *Métallurgie Structurale*, Puc-édition des forges, Paris 1976.
23. Jean Barradis, Gérard Maeder, *Précis de métallurgie*, Nathan, paris 2005.
24. Jean-Claude Margerie, *Elaboration des fontes (hormis les fontes malléables)*, *Technique de L'ingénieur*, rubrique (M 760) France 2002.
25. Mehran Maalekian, The effects of alloying elements on steels (I), Technische Universität Graz, October 2007.
26. Dmitri kopeliovich, Effect of alloying elements on steel properties, *Substances and Technologies* 2009.
27. Mok Chek Min, Effect of steel alloying elements, *NDT solution*, USA 2008.
28. Francois Cardarelli, *Materials Handbook (Ferrous Metals and Their Alloys)*, Chemistry and Materials Science, Springer London 2008.
29. Karl-Heinrich Grote Erik K. Antonsson, *Springer Handbook of Mechanical Engineering, (Materials Science and Engineering)*, Springer Berlin Heidelberg, Germany 2009.

30. Miguel Angel Yescas-Gonsales, Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron, University of Cambridge 2001.
31. R. C. Voigt and C. R. Loper, Austempered ductile iron processes control and quality assurance, heat treating, vol. 3 N4 12/1984 309.
32. H. Le Breton, Manuel pratique de fondeur de fonte, Dunod, Paris 1966.
33. H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, University of Cambridge, 2004.
34. Jacques JAULT, Fontes à graphite sphéroïdal (Propriétés d'utilisation) Technique de L'ingénieur, Rubrique (M 4 610), France 2003.
35. Michel Geier, Métallurgie de fonderie (Tome 2), Eyrolles, Paris 1978.
36. 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.
37. J.L. Hernandez-Rivera, R.E. Campos Cambranis, A. de la Garza, Study of microstructural evolution and mechanical properties exhibited by non-alloyed ductile iron during conventional and stepped austempering heat treatment, Materials and Design 32 (2011) 4756-4762.
38. T.R. Uma, J.B. Simhab, K. Narasimha Murthy, Influence of nickel on mechanical and slurry erosive wear behaviour of permanent moulded toughened austempered ductile iron, Wear 271 (2011) 1378-1384.
39. LIU Sheng-fa, CHEN Yang, CHEN Xin, MIAO Hua-ming, Microstructures and Mechanical Properties of Helical Bevel Gears Made by Mn-Cu Alloyed Austempered Ductile Iron, Journal of Iron and Steel Research International, 2012, 19(2): 36-42.
40. Jiwang Zhang, Ning Zhang, Mintang Zhang, Liantao Lu, Dongfang Zeng, Qingpeng Song, Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron with different strength grades, Materials Letters 119 (2014) 47-50.
41. Moore DJ, Rouns TN and Rundman KB, Effects of manganese on structure and properties of austempered ductile iron: a processing window concept. AFS Trans (1986); 94:255-64.
42. Nazarboland A, Elliott R, The relationship between austempering parameters, microstructure and mechanical properties in a Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Int J Cast Metal Res (1997), 9:295-308.
43. Boducote, Traitements de trempe bainitique, Metal Technology, RCS Lyon B 696 780 428 - Code NAF : 285 A 07/2002.
44. Leopold Meier, Michael Hofmann, Patrick Saal, Wolfram Volk, Hartmut Hoffmann, In-situ measurement of phase transformation kinetics in austempered ductile iron, Materials characterisation 85(2013) 124-133.
45. C. Verdu, X. Kleber, S. Thomasson, Caractérisation non destructive de fontes GS dual phase par mesure de bruit Barkhausen, Matériaux 2006 13-17 Novembre 2006 - Dijon, France.

46. 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.
47. 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.
48. H.K.D.H. Bhadeshia, The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A273–275* (1999) 58–66.
49. 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.
50. 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.
51. 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.
52. K. Narasimha Murthy, P. Sampath kumarab, S. Seetharamu, Abrasion and erosion behaviour of manganese alloyed permanent moulded austempered ductile iron, *Wear* 267 (2009) 1393-1398.
53. L.C. Chang, I.C. Hsui, L.H. Chenb, T.S. Lui, Effects of heat treatment on the erosion behavior of austempered ductile irons, *Wear* 260 (2006) 783-793.
54. 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 A268* (1999) 15-31.
55. 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.
56. 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.
57. Olivera Eric, Milan Jovanovic, Laposava Sidanin, Dragan Rajnovic, and Slavica Zec, The austempering study of alloyed ductile iron, *Materials and Design* 27 (2006) 617-622.
58. Srinivasmurthy Daber P. Prasad Rao, Formation of strain-induced martensite in austempered ductile iron, Springer Science+Business Media, LLC 2007.
59. M. Cemal Cakir, Ali Bayram, Yahya Isik and 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.

60. P. Prasad Rao, Susil K. Putatunda , Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures, *Materials Science and Engineering A349* (2003) 136-149.
61. J. Faerber, *Microscopie électronique à balayage et Microanalyse X par sonde électronique*, IPCMS, France 2004.
62. B.D. Cullity, S.R. Stock, *Elements of X-Ray Diffraction*, Prentice Hall Inc, 2001, ISBN 0-201-61091-4.
63. Alejandro Leiro and all, Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding Conditions, *Wear* 273 (2011) 2–8.
64. Standard ASTM E-975, X-Ray Determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation. Philadelphia PA: American Society for Testing and Materials (ASTM), 1995.
65. J.L. Hernandez-Rivera , R.E. Campos Cambranis, A. de la Garza, Study of microstructural evolution and mechanical properties exhibited by non-alloyed ductile iron during conventional and stepped austempering heat treatment, *Materials and Design* 32 (2011) 4756–4762.
66. 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.
67. Jean BLOUET, *Usure et frottement*, Technique de L'ingénieur, Rubrique (A 3139), France 2003.
68. Moore DJ, Rouns TN, Rundman KB, Effects of manganese on structure and properties of austempered ductile iron: a processing window concept. *AFS Trans* (1986); 94:255–64.
69. Nazarboland A, Elliott R, The relationship between austempering parameters, microstructure and mechanical properties in a Mn–Mo–Cu alloyed ductile iron. *Int J Cast Metal Res* (1997), 9:295–308.
70. Brenot Pascal, *Etude de la résistance à l'usure abrasive à 20°C, de la fonte G.S. bainitique non alliée de type ADI*, Institut national polytechnique de Lorraine. Laboratoire de science et génie des matériaux et de métallurgie (Nancy), Vandœuvre-lès-Nancy, INPL : 1991.

ANNEXES

VIII. ANNEXES

PRODUCTION SCIENTIFIQUE

I. Publications internationales

1. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Effect of alloying elements on the mechanical behaviour and wear of austempered ductile iron, **Mechanic and Industry** 16, 304 (2015), EDP Sciences, FRANCE.
DOI : 10.1051/ meca /2015002, www.mechanics-industry.org ;
2. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Effect of alloying elements on the structure and mechanical properties of austempered ductile irons, **Metallurgical research and Technology** 112, 404 (2015) EDP Sciences, FRANCE.
DOI : 10.1051/ metal /2015022, www.metallurgical-research.org

II. Communications internationales

1. M.I. BOULIFA, A. HADJI, k. BOUHAMLIA, Amélioration de la qualité d'un matériau à base fer destiné à l'industrie de véhicules industriels, **Congrès international de génie industrielle et management de système « CIGIMS 2012 »**, (18-19 Avril 2012), Université de FES MAROC ;
2. A. HADJI, M.I. BOULIFA, k. BOUHAMLIA, Caractérisations structurales et mécaniques des fontes ADI alliées, **The International congress for applied mechanics « JET 2012 »**, (02 -03-04 Mai 2012), MARRAKECH MAROC ;
3. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Evolution de la microstructure et les propriétés mécaniques d'une fonte ADI alliée, **3^{ime} Conférence Internationale sur le Soudage, le CND et l'Industrie des Matériaux et Alliages « IC-WNDT-MI'12 »**, (26 - 28 Novembre 2012), ORON ALGERIE ;
4. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Elaboration et caractérisation d'un matériau à base fer, **5^{ime} congrès maghrébine de génie de procédés « COMAGEP »**, (2-4 Juin 2013), BOUMERDES ALGERIE ;
5. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Effet du manganèse, nickel, molybdène, chrome et vanadium sur l'amélioration des propriétés des fontes bainitiques, **Conference, Corrosion science and engineering « CsaE_13 »**, (28 - 29 Octobre 2013) Université de ANNABA ALGERIE ;
6. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Effect of alloying elements on the mechanical behavior and the structure of Austempered ductile iron», **International Conference on Mechanics and Energy « ICME'2014 »**, (18-20 Mars 2014), MONASTIR TUNISIE ;

7. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Effect of alloying elements on the mechanical behavior and wear of austempered ductile iron, **First African Congress In Tribology « ACT 2014 »**, (27-30 Avril 2014) MARRAKECH MAROC ;
8. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Amélioration des caractéristiques mécaniques et la résistance à l'usure d'une fonte ADI ausferritique par addition d'éléments d'alliage, **Congrès Algérien de Mécanique « CAM2015 »**, (24-29 Octobre 2015), Université d'EL-OUED ALGERIE ;
9. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Etude de l'effet de la composition chimique sur le comportement à l'usure des fontes GS traitées bainitiquement, **Journées d'Etudes sur la Fonderie et l'Environnement « JEFE-2016 »**, (10-12 Mai 2016), Université de ANNABA ALGERIE.

III. Communications nationales

1. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Effet de la composition chimique sur la formation de la structure et les propriétés des fontes ADI, **Journée scientifique de Physico-Chimie des Matériaux « JSPCM 2011 »**, (30 Novembre 2011), Université de BISKRA ALGERIE ;
2. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Comportement mécanique d'une fonte ADI alliée, **8^{ime} Journées de Mécanique « JM'EMP08 »** (10-11 Avril, 2012), Ecole Militaire Polytechnique, Bordj El Bahri ALGER ALGERIE ;
3. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Etude de la modification de la structure et le comportement mécanique des fontes ADI, **Journées d'étude sur les matériaux en génie mécanique « JEMGM 14 »**, (15 Avril 2013), Université de BISKRA ALGERIE ;
4. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Formation d'ausferrite dans les fontes ductiles sous l'effet des éléments d'additions, **Les Deuxièmes Journées d'Étude sur les Matériaux en Génie Mécanique « JEMGM II »**, (22-23 Avril 2014), Université de BISKRA ALGERIE ;
5. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Elaboration et caractérisation d'une fonte ausferritique faiblement alliée coulée dans un moule en sable autodurcissant à froid, **Journées d'Etudes sur la Fonderie et l'Environnement « JEFE-2014 »**, (7-8 Mai 2014), Université de ANNABA ALGERIE ;
6. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Caractérisation mécanique d'une fonte GS à trempe bainitique de type dual phase, **1^{ère} Conférence sur le Génie Mécanique, Énergétique et Matériaux « CMEME 2015 »**, (8-9 Décembre 2015), Université de BISKRA ALGERIE ;
7. M.I. BOULIFA, A. HADJI, Fontes ADI : Corrélation entre microstructures et propriétés mécaniques, **Séminaire national sur la mécatronique et les énergies renouvelables « SNMER2015 »**, (14-15 Décembre 2015), Université d'EL-OUED ALGERIE.