

III.1. Introduction

Avant d'étudier l'influence des éléments chimiques ajoutés et des traitements thermiques appliqués sur la formation de la microstructure et sur les propriétés mécaniques, nous avons d'abord considéré l'effet du carbone et du manganèse.

III.2. Effet du carbone et du manganèse

Dans le but d'étudier l'influence du carbone et du manganèse, deux aciers ont été élaborés. La microstructure et les propriétés de service de l'acier B2 ont été comparées à celles de l'acier B1 (Hadfield) produit par ALFET. Les compositions chimiques de ces aciers sont montrées par le tableau III.1.

Tableau III.1. Compositions chimiques des aciers B1 et B2

Aciers	Eléments chimiques (en pourcentage massique, %)						
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
B1	1.266	11.88	0.434	0.051	0.008	1.05	0.17
B2	0.932	10.54	0.283	0.049	0.006	1.44	0.24

III.2.1. Analyse microstructurale

Les micrographies optiques des aciers B1 et B2 à l'état brut de coulée sont montrées par la figure III.1. A cet état, les microstructures des deux aciers considérés sont composées d'une matrice austénitique avec des carbures inter et intragranulaires.

Selon de diagramme binaire Fe-C, les carbures formés à l'état brut de coulée et aux basses températures sont des carbures de fer de type M_3C . Sachant que ces derniers sont des carbures secondaires, formés au second stade de la solidification. La diminution de la température durant le refroidissement provoque l'appauvrissement de l'austénite en carbone. Le carbone rejeté par cette dernière se lie avec le fer en formant un carbure Fe_3C qui précipite aux joints des grains austénitiques.

Par contre, l'ajout du manganèse au système Fe-C (figure I.3) provoque la formation d'un carbure complexe de type M_3C . Le manganèse ne formant pas son propre carbure, se trouve dissous dans l'austénite ou dans la cémentite. Comme la quantité du manganèse dans ces aciers est importante, alors ce dernier est reparti entre la matrice et le carbure. Lorsque sa limite de solubilité dans l'austénite est atteinte, le manganèse rejeté au cours du refroidissement entre en substitution dans la cémentite et donne lieu à la précipitation de la cémentite alliée au manganèse ($(Fe,Mn)_3C$) aux joints des grains austénitiques.

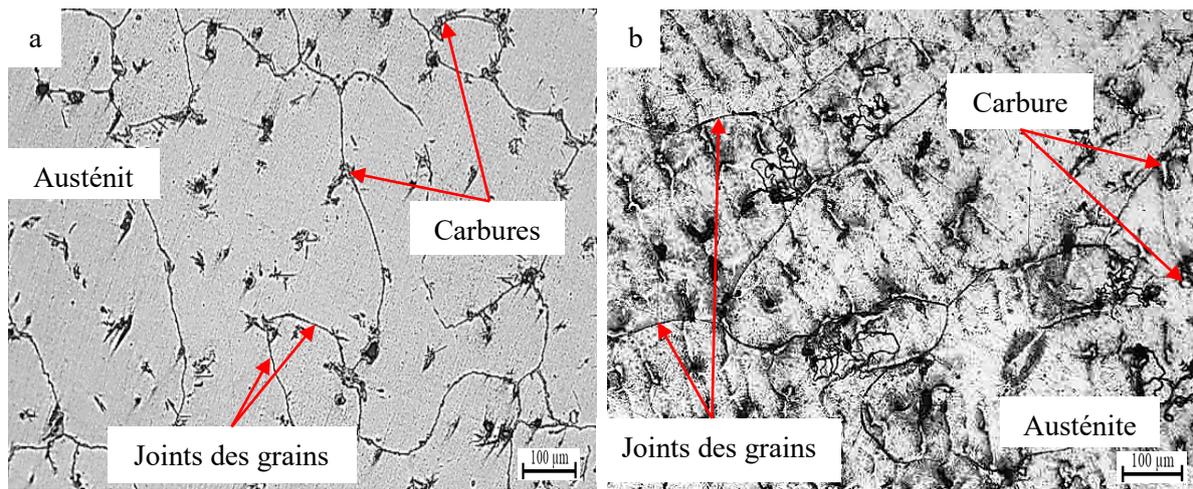


Figure III.1. Micrographies optiques des aciers B1 (a) et B2 (b) à l'état brut de coulée

La quantité et la grosseur de ces carbures varient en fonction de la teneur en carbone présent dans l'alliage. La figure III.2 illustre les micrographies MEB des deux aciers à l'état brut de coulée. Ces micrographies font apparaître clairement les carbures de type M_3C formés. La quantité des carbures secondaires révélés par la microstructure de l'acier B1 est plus importante que celle de l'acier B2. Ainsi, ces carbures sont relativement grossiers comparé aux ceux de l'acier B2. Ceci est justifié par l'augmentation de la teneur en carbone dans l'acier B1.

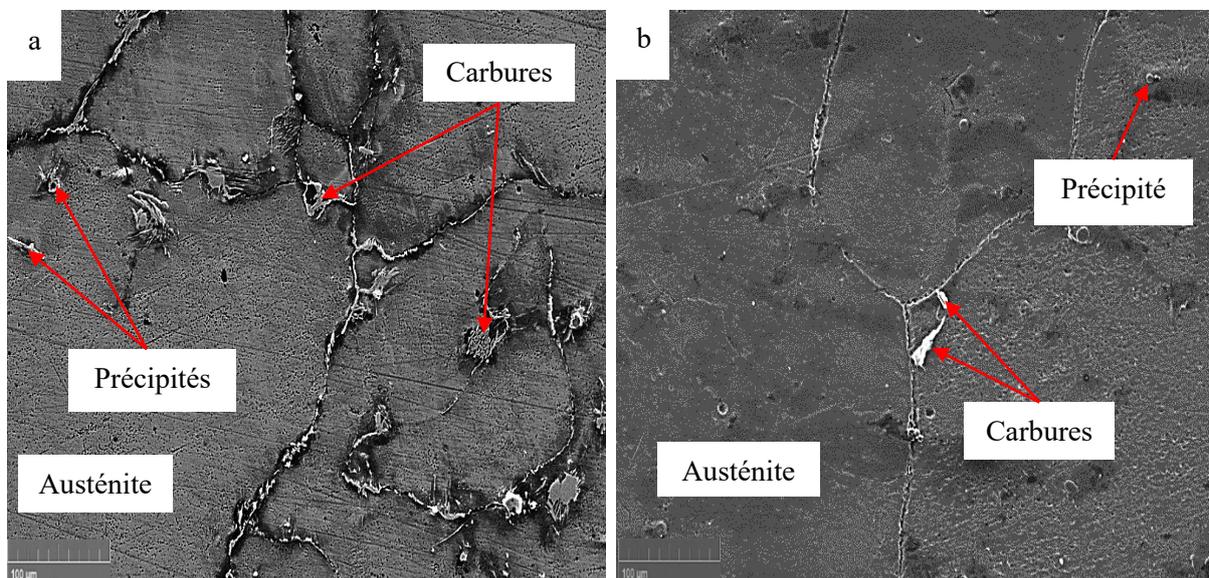


Figure III.2. Micrographies MEB des aciers B1 (a) et B2 (b) à l'état brut de coulée

Afin de déterminer la nature des carbures et des précipités formés, une analyse qualitative EDS a été effectuée sur différentes zones de la microstructure de l'acier B1 (figure III.3). Cette analyse confirme l'existence du Mn, du Cr et du Ni dans la matrice austénitique (point 1). Les

Résultats et discussions

précipitations intragranulaires et intergranulaires ont été aussi analysées. Il ressort de ces analyses que sur les précipités intragranulaires apparaissent les éléments avec des pics de Fe, de C et de Mn. Ceci confirme que le carbure formé est de la cémentite alliée au manganèse ((Fe,Mn)₃C, point 2). Le spectre de l'analyse des précipités intergranulaires montre des pics de Fe, de C, de Mn et de Cr. Les précipités intergranulaires sont à leur tour des carbures de type M₃C. Le chrome est connu par son effet carburigène, mais il rentre en substitution dans le carbure de type M₃C lorsque sa teneur ne dépasse pas 3%. D'après l'analyse chimique, l'acier B1 contient une teneur de 1.05% de chrome. A cette teneur, le chrome se trouve ainsi dissout dans la matrice et/ou dans la cémentite. Ceci explique que les précipités intergranulaires correspondent à la cémentite alliée au manganèse et au chrome ((Fe,Mn,Cr)₃C, point 3).

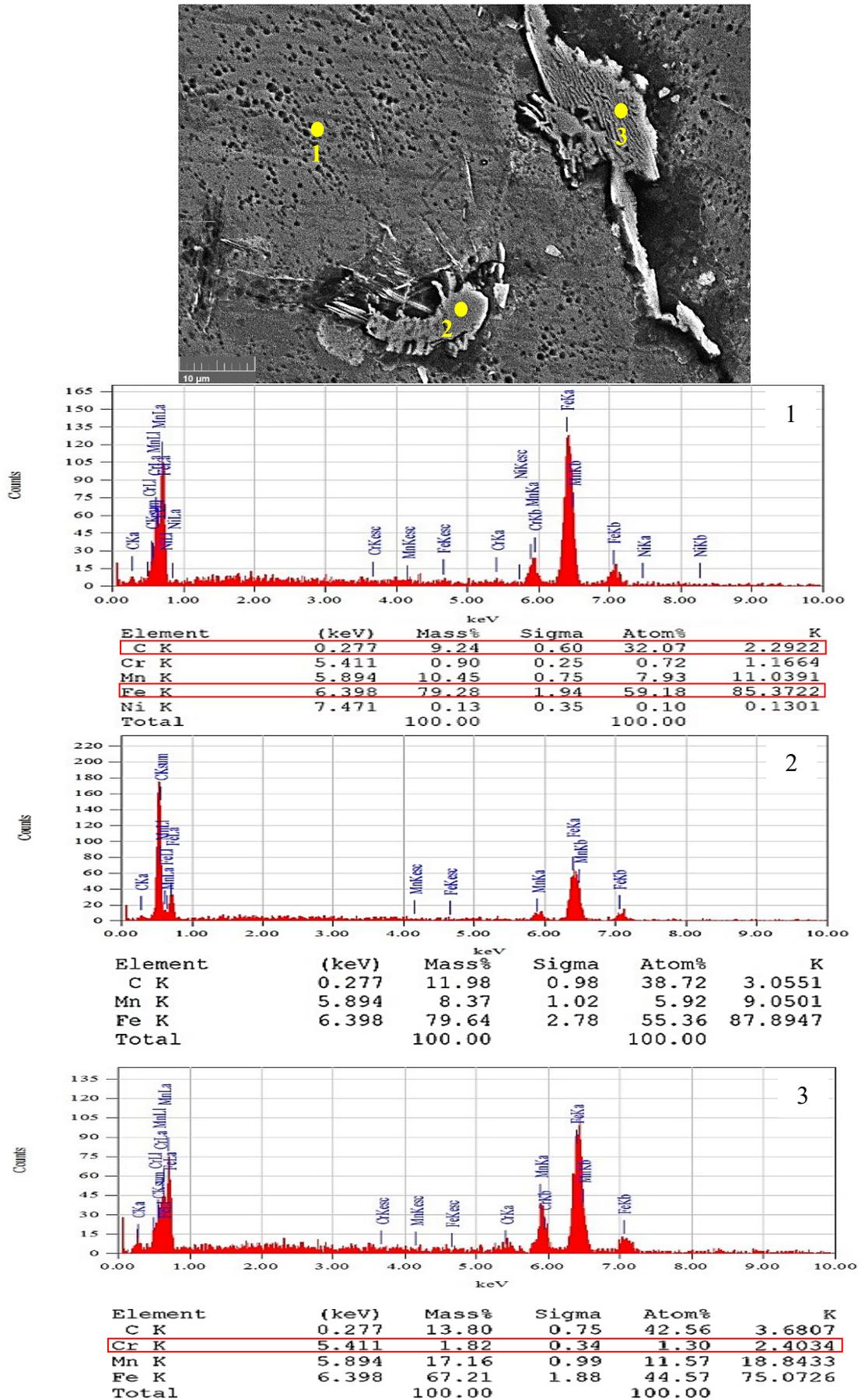


Figure III.3. Micrographie MEB et analyse EDS de l'acier B1. 1 : austénite, 2 : (Fe,Mn)₃C et (Fe,Mn,Cr)₃C

Dans le but de confirmer l'existence des phases révélées, la diffraction des rayons X des aciers B1 et B2 à l'état brut de coulée a été réalisée (figure III.4). La figure III.4 montre que les deux aciers sont composés principalement d'austénite (A). La différence entre eux se situe au niveau de l'intensité des pics représentant cette phase. L'acier B1 révèle des pics d'austénite beaucoup plus intenses que ceux de l'acier B2. Ceci est dû à la présence du carbone à forte teneur dans celui-ci.

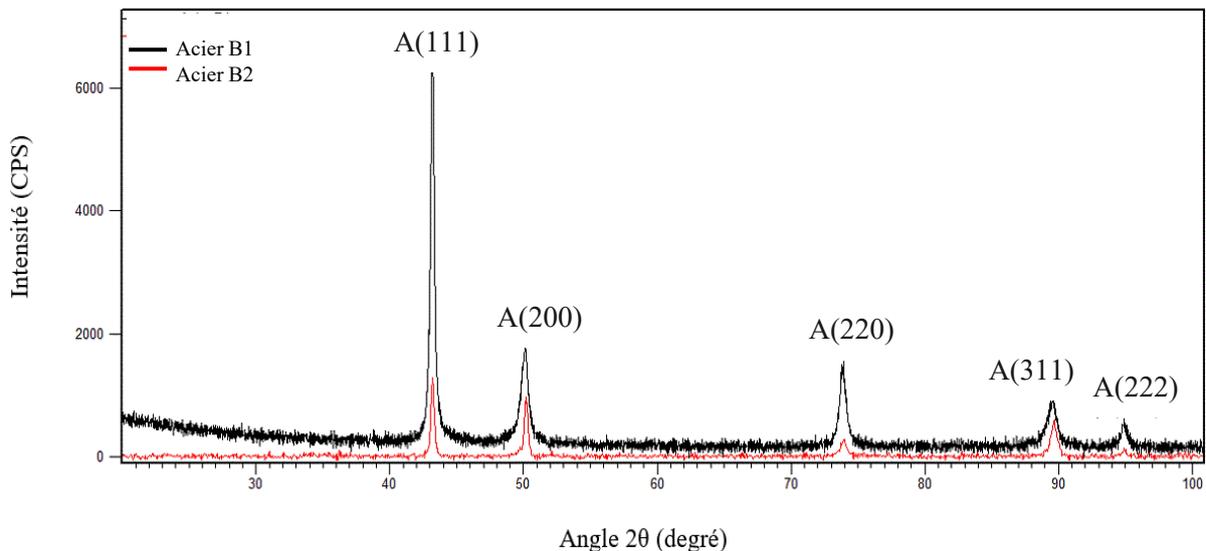


Figure III.4. Diffractogrammes des rayons X des aciers B1 et B2 à l'état brut de coulée. A : austénite

La figure III.5 présente les micrographies optiques des aciers considérés (B1 et B2) à l'état traité thermiquement. Après les deux traitements thermiques appliqués, les microstructures des aciers B1 et B2 sont constituées de martensite, d'austénite résiduelle et une faible quantité de précipités dispersés dans l'austénite résiduelle. L'apparition de l'austénite résiduelle est due au fait que la transformation martensitique n'est pas complètement atteinte. La présence de cette phase est intéressante pour maintenir une certaine ductilité de l'acier. L'austénitisation à hautes températures (1050°C et 1100°C) conduit à la formation d'une austénitique sursaturée en carbone et aux autres éléments chimiques composants l'alliage. Un refroidissement rapide (trempe à l'eau) gêne la transformation diffusive de l'austénite. Le carbone et les autres éléments se trouvent alors piégés dans la maille. La nouvelle maille (maille obtenue) contient alors les mêmes éléments mais avec des proportions différentes. Dans ce cas, le refroidissement rapide fige la structure et la maille austénitique de structure cubique à faces centrées se déforme et donne lieu, suivant un mécanisme de transformation displacive, à différents produits de martensite. Selon le diagramme de phase métastable du système Fe-Mn-C, ces produits

métastables sont connus sous le nom de martensite α' , de maille cubique centrée (CC) ou tétragonale centrée (TC) et martensite ϵ , de maille hexagonale compacte (HC).

La martensite formée après les traitements thermiques appliqués apparaît sous une forme dendritique. Les axes principaux et secondaires de ces dendrites varient en fonction de la composition chimique des aciers et des traitements thermiques appliqués. D'après la figure III.4, l'acier B2 montre dans sa microstructure une quantité de martensite relativement importante que l'acier B1. Cette observation est remarquée pour les deux traitements thermiques. Ceci est expliqué d'une part par la diminution de la teneur en carbone et en manganèse dans l'acier B2 et d'autre part par une légère augmentation de la teneur en chrome. Le carbone et le manganèse sont connus par leur effet fortement gammagène. Leur diminution déstabilise l'austénite et favorise sa transformation en martensite lors de la trempe. Le chrome est un élément trempant. Il participe à son tour à l'apparition de la martensite. Si on compare entre les microstructures du même acier à différents traitements thermiques, on remarque que les microstructures des aciers traités à 1100°C révèlent plus de martensite et moins de précipités que celles des aciers traités à 1050°C. L'augmentation de la température du traitement thermique de 1050°C à 1100°C permet une meilleure dissociation des carbures et une dissolution des éléments chimiques. Une trempe après une austénitisation à haute température favorise la formation de la phase martensitique avec plus d'éléments chimiques en solution. La montée en température influe également sur la quantité de précipités révélés. L'augmentation de cette dernière de 6°C/min (pour le traitement effectué à 1050°C) à 12°C/min (pour le traitement effectué à 1100°C) empêche le grossissement des carbures existants et la reformation des carbures dissociés lors du cycle des traitements thermiques appliqués.

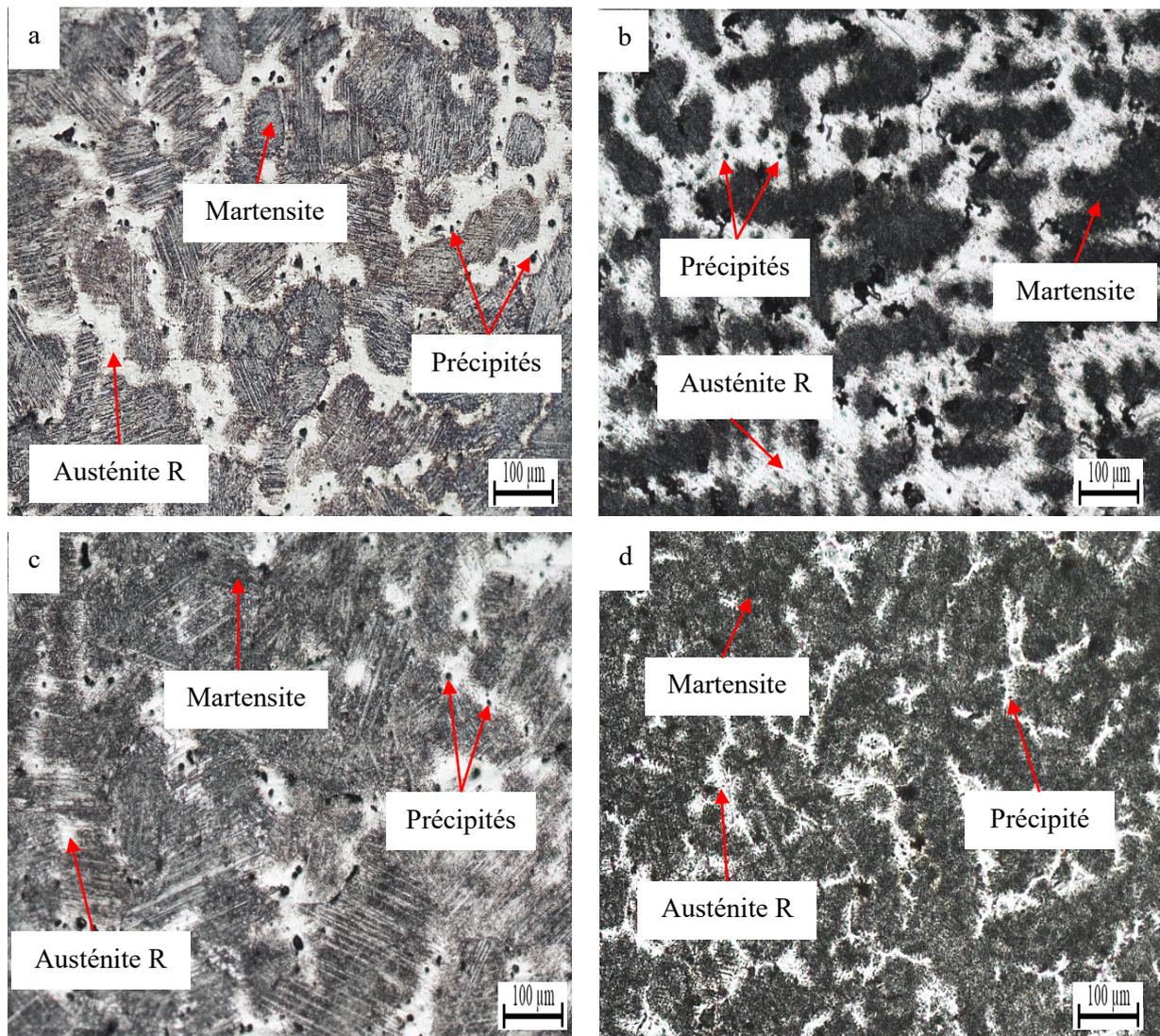


Figure III.5. Micrographies optiques à l'état traité thermiquement. B1 à 1050°C (a), B2 à 1050°C (b), B1 à 1100°C (c), B2 1100°C (d)

La micrographie MEB de l'acier B1 traité à 1050°C (figure III.6) montre bien la présence de précipités. Ces derniers sont dispersés dans toute la matrice. Ils peuvent être dus à une décomposition incomplète des carbures formés à l'état brut de coulée ou une reformation de ces derniers lors du traitement thermique. Une faible vitesse de chauffe (6°C/min) pourrait conduire à une croissance des carbures préexistants.

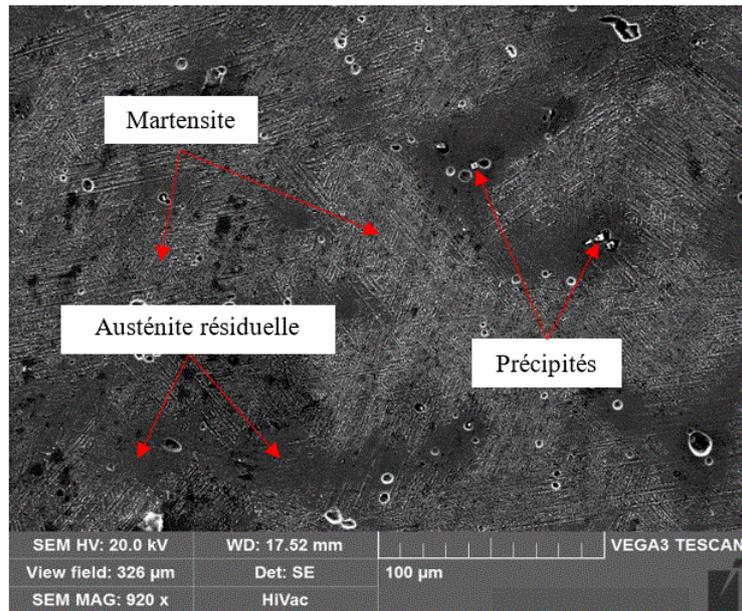


Figure III.6. Micrographie MEB de l'acier B1 traité à 1050°C

A l'état traité, les aciers B1 et B2 ont été analysés par diffraction X afin de confirmer l'identification des différentes phases obtenues par l'observation microscopique. Les spectres DRX de ces deux aciers sont présentés par la figure III.7. Cette dernière montre la présence de la martensite et de l'austénite. Les précipités ne sont pas identifiés vue leurs faibles tailles et quantités comparativement aux deux autres phases.

L'acier B1 traité à 1100°C présente plus de pics de martensite et sont beaucoup plus intenses par rapport au même acier traité à 1050°C. On observe que le spectre de l'acier B1 traité à 1050°C révèle plus d'austénite et moins de martensite qu'à 1100°C.

L'acier B2 présente également des pics de martensite et d'austénite. Or ces pics sont moins nombreux et plus intenses que ceux de l'acier B1. Ceci explique la présence de la martensite en plus grande quantité dans l'acier B2.

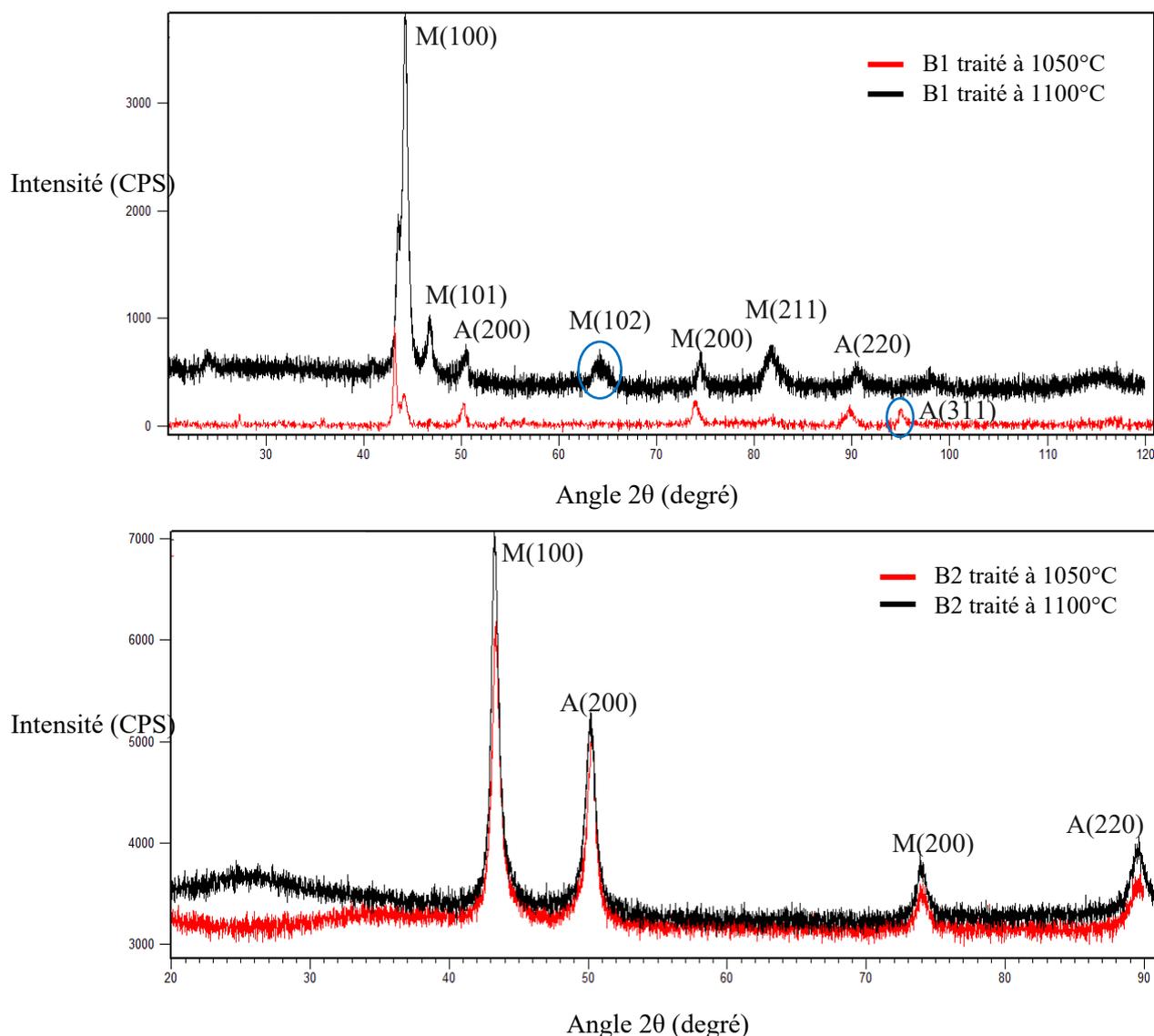


Figure III.7. Diffractogrammes des rayons X des aciers B1 et B2 à l'état traité. A : austénite et M : martensite

III.2.2. Dureté et microdureté

La figure III.8 représente les histogrammes de dureté des aciers B1 et B2 considérés à l'état brut de coulée et à l'état traité thermiquement. Les valeurs illustrées sont la moyenne de trois valeurs pour chaque cas. Les valeurs mesurées indiquent qu'à l'état brut de coulée, l'acier B1 présente une dureté relativement élevée que celle de l'acier B2. A cet état, l'augmentation de la dureté de l'acier B1 est justifiée par des teneurs plus élevées en carbone (de 0.93% à 1.26%) et en manganèse (de 10.86% à 11.88%) par rapport à l'acier B2. Ces derniers se trouveraient ainsi en solution dans l'austénite en quantités plus grandes et favorisent son durcissement.

A l'état traité, l'amélioration de la dureté par rapport à l'état brut de coulée est expliquée par la formation de la martensite pour les deux aciers B1 et B2. L'acier B1 a montré de faibles duretés pour les deux traitements thermiques appliqués par rapport à l'acier B2. Ceci s'explique par un faible taux de martensite qui est dû à la présence des deux éléments stabilisateurs d'austénite à savoir le carbone et le manganèse en quantité plus grande. Comme mentionné dans les paragraphes précédents, la diminution de la teneur en carbone déstabilise l'austénite et favorise sa transformation en martensite. Cette dernière est plus dure que l'austénite, ce qui provoque une amélioration de la dureté. Le chrome à son tour a légèrement été augmenté dans l'acier B2. Ce dernier est considéré comme un élément trempant, ce qui a conduit à une élévation de la dureté.

Le traitement thermique à 1100°C a agi plus sur la dureté que celui à 1050°C. Il permet une meilleure décomposition des carbures et une mise en solution des éléments en quantités relativement plus grandes. Ces derniers se trouvent dissous dans la martensite après la trempe et améliorent ainsi la dureté.

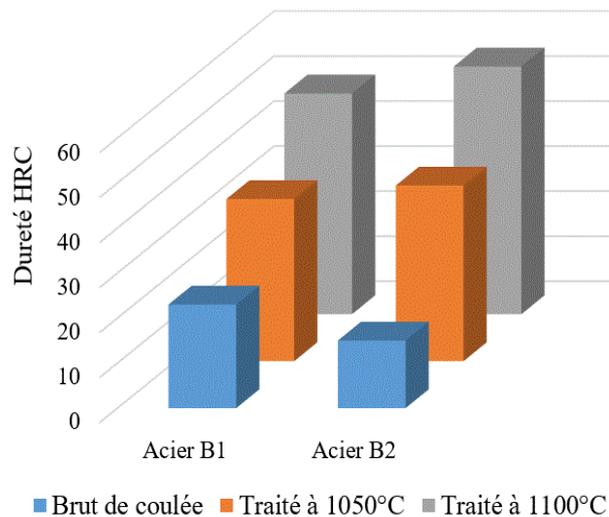


Figure III.8. Duretés HRC des aciers B1 et B2

Les valeurs de microdureté (tableau III.2 et figure III.9) ont confirmé l'existence de l'austénite à l'état brut de coulée. Ces dernières sont de l'ordre de 391 HV₂₀ pour l'acier B1 et 359 HV₂₀ pour l'acier B2. Ces valeurs sont comparables à des valeurs de microdureté de l'austénite d'un acier fortement allié au manganèse (370 μHV₂₀). On remarque que la microdureté de l'austénite de l'acier B1 est relativement importante que celle de l'acier B2. Ceci est justifié par l'enrichissement de cette dernière en carbone et en manganèse. Les valeurs de microduretés

Résultats et discussions

prises sur les carbures sont relativement supérieures à celle de la cémentite. Ceci est dû à l'enrichissement de cette phase en manganèse et en chrome.

A l'état traité, les valeurs de microdureté de l'austénite résiduelle sont pratiquement les mêmes que celles de l'austénite obtenue à l'état brut de coulée pour les deux aciers. La microdureté de la phase martensitique varie entre 610 Hv₂₀ et 649 Hv₂₀ pour l'acier B1 et entre 653 Hv₂₀ et 684 Hv₂₀ pour l'acier B2. Pour le même acier, les valeurs de microdureté de la martensite sont différentes. Ceci est expliqué par l'effet de la température des traitements thermiques sur la dissociation des carbures et la transformation de l'austénite en martensite. L'élévation de la température de 1050°C à 1100°C favorise une meilleure décomposition des carbures, ce qui donne lieu à la formation d'une martensite plus enrichie en éléments chimiques et conduit à son durcissement.

Tableau III.2. Microduretés des aciers B1 et B2 étudiés

Aciers	Microduretés, μHV_{20}					
	Brut de coulée		Traité thermiquement à 1050°C		Traité thermiquement à 1100°C	
	Matrice (Austénite)	Carbure	Martensite	Austénite R	Martensite	Austénite R
B1	391	1120	610	404	649	411
B2	359	1097	653	368	684	366

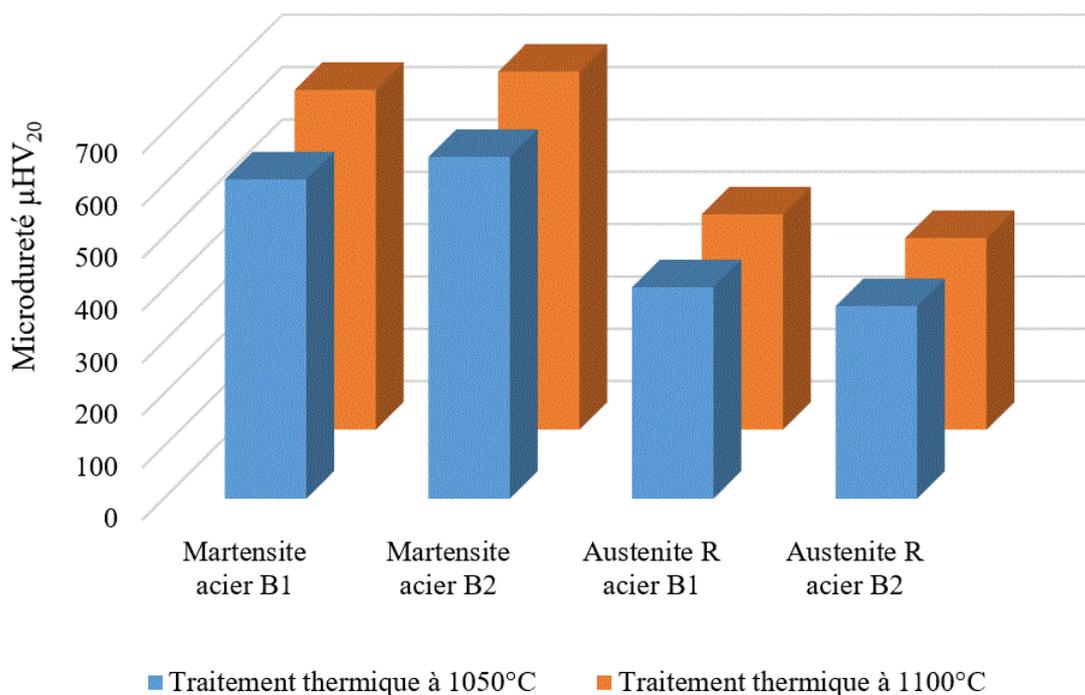


Figure III.9. Microduretés de la martensite et de l'austénite résiduelle des aciers B1 et B2 à l'état traité