Chapitre 2
Etude bibliographique

2.1 Introduction

Ce chapitre présentera les connaissances disponibles pour deux sujets: dans un premier temps, nous allons présenter une synthèse concernant les aciers multiphasés à effet TRIP. Ensuite, nous nous intéresserons aux aspects métallurgiques liés aux additions possibles dans les aciers multiphasés à effet TRIP et en particulier à l'influence du niobium comme élément d'alliage.

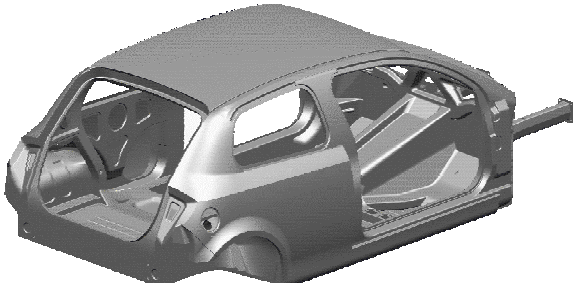
2.2 Aciers multiphasés à effet TRIP

La diminution du poids des automobiles afin de réduire la consommation de carburant ainsi que l'amélioration de la sécurité passive et la préservation de l'environnement restent toujours des préoccupations principales pour l'industrie automobile [Baik01, Wang02]. Afin de répondre aux exigences croissantes de sécurité, les constructeurs automobiles exigent des pièces de structure plus résistantes. La Figure 2.1 montre deux types de structure de voiture où les matériaux utilisés correspondent aux aciers HSS (High-Strength Steels). Dans cette catégorie nous trouvons les aciers AHSS (Advanced High-Strength Steels) dont les aciers à effet TRIP font partie. Ces voitures ont été conçues au cours du projet ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) qui a rassemblé à l'échelle internationale des

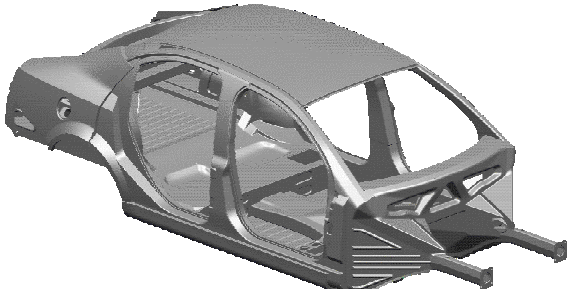
membres de l'industrie de l'acier et de la construction automobile [Ulsab01].

Les matériaux utilisés doivent présenter les caractéristiques contradictoires de haute résistance et d'excellente formabilité. Par exemple, de nombreux composants de voitures sont obtenus par emboutissage. La tôle d'acier ne doit donc pas se déchirer durant le matriçage. Néanmoins, les constructeurs automobiles exigent que la pièce finale ait les meilleures caractéristiques mécaniques possibles.
Cette exigence a obligé l'industrie sidérurgique à concevoir une classe tout à fait nouvelle d'aciers à haute résistance appelés "aciers à effet TRIP" (de l'anglais **Tr**ansformation-**I**nduced **P**lasticity). Cet effet fut d'abord observé il y a presque 40 ans dans les aciers austénitiques fortement alliés[1]. La combinaison assez remarquable de résistance et de ductilité montrée par ces aciers austénitiques est attribuée à la transformation irréversible de l'austénite en martensite due à une sollicitation mécanique. Néanmoins, le haut contenu en éléments d'alliage coûteux n'a pas permis leurs applications industrielles.

[1] Aciers austénitiques ayant une composition chimique proche de Fe - (0.03-0.1)%.pds C - (18-20)%.pds Cr et (20-30)%.pds Ni ou Mn.



C-Class Body Structure



PNGV-Class Body Structure

ULSAB-AVC Body Structures

Figure 2.1.- Structures de voitures construites en 100% HSS dont 80% AHSS. La famille des aciers AHSS est composée des aciers DP (Dual-Phase), TRIP, CP (Complex-Phase) et martensitiques [Ulsab02].

Ces aciers à effet TRIP ont évolué vers une composition chimique plus convenable et une microstructure multiphasée principalement ferritique. C'est ainsi que les aciers multiphasés à effet TRIP "classiques" présentent aujourd'hui une composition chimique voisine de Fe - (0.1/0.4)%.pds C - (1.5/2.5)%.pds Mn - (0.5/2)%.pds Si et/ou (0.5/2)%.pds Al [Jacq08].

Les recherches durant la dernière décennie du XX^{ème} siècle a montré que les aciers multiphasés à effet TRIP constituent une nouvelle catégorie d'aciers laminés présentant de hautes résistances et des propriétés de formabilité améliorées.

Ces excellentes propriétés mécaniques sont dues principalement à :

1) leur microstructure complexe contenant bainite, austénite métastable, et parfois martensite, dispersées dans une matrice de ferrite;
2) l'occurrence, lors d'une sollicitation mécanique, de l'effet TRIP.

La Figure 2.2 montre que les aciers multiphasés à effet TRIP possèdent un bon compromis résistance-ductilité [Jacq01] par rapport aux autres aciers où l'amélioration de la résistance et de la ductilité est obtenue par d'autres mécanismes de renforcement.

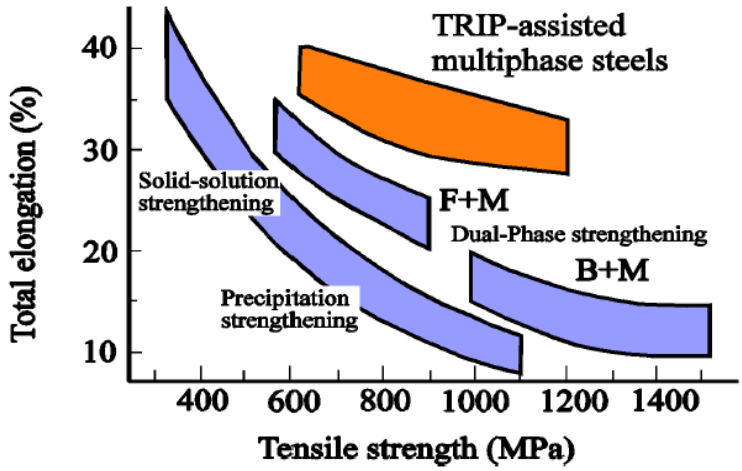


Figure 2.2.- Combinaisons typiques de résistance et de ductilité obtenues avec les mécanismes conventionnels de renforcement des aciers peu alliés [Jacq01].

2.2.1 Traitement thermique classique pour l'obtention des aciers multiphasés à effet TRIP

La microstructure complexe des aciers multiphasés à effet TRIP est obtenue par le biais d'un traitement thermique en deux étapes réalisé après laminage à chaud et à froid.

Ce traitement est composé d'un recuit intercritique (entre les températures A_{c1} et A_{c3} dans la Figure 2.3) suivi d'un maintien isotherme dans la région de transformation bainitique (maintien bainitique). Ce traitement permet d'obtenir une microstructure multiphasée composée d'une matrice de ferrite ainsi que des grains de bainite, martensite et austénite retenue dispersés le long des joints de grains de la ferrite intercritique.

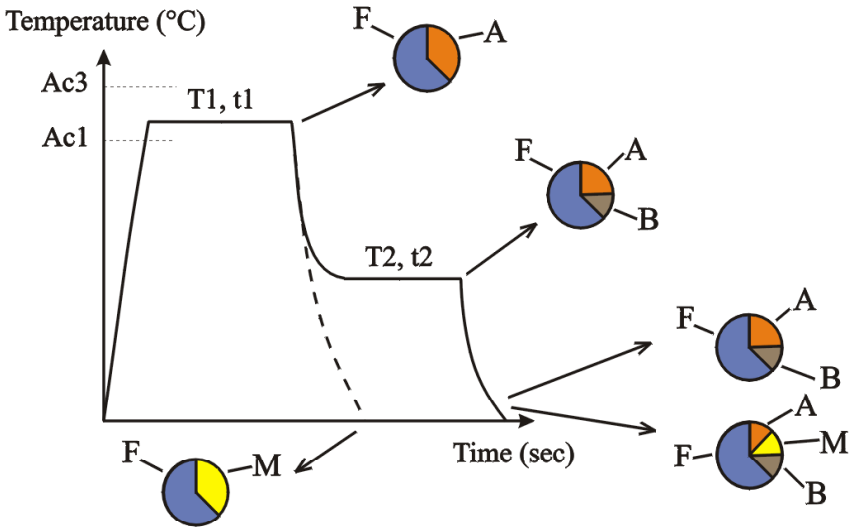


Figure 2.3.- Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP (F: Ferrite, A: Austénite, B: Bainite, M: Martensite) [Jacq01].

Le recuit dans la zone intercritique permet d'obtenir les proportions adéquates de ferrite et d'austénite. Une trempe directe depuis la température intercritique jusque la température ambiante produit une microstructure "Dual-Phase" composée de ferrite et de martensite. Par contre, l'acier peut être refroidi jusqu'à une température intermédiaire dans le domaine bainitique pour permettre à une partie de l'austénite intercritique de se transformer en bainite.

La température et la durée du maintien bainitique sont critiques pour la rétention d'une certaine quantité d'austénite à température ambiante et l'occurrence de l'effet TRIP. De plus, l'ajout d'éléments d'alliage comme le silicium est critique car il retarde la précipitation de carbures qui accompagne la transformation bainitique, favorisant ainsi l'enrichissement en carbone de l'austénite et sa stabilisation finale à température ambiante.

Pendant le recuit intercritique ainsi que durant le maintien bainitique, l'austénite résiduelle est enrichie en carbone grâce à la partition de cet élément. De cette façon, l'austénite est stabilisée face à la transformation martensitique pouvant se produire durant le refroidissement jusqu'à température ambiante.

2.2.2 Activation mécanique de la transformation martensitique

La transformation martensitique induite mécaniquement de l'austénite retenue peut être expliquée en considérant la Figure 2.4. Cette figure représente, pour une composition fixe, la variation des courbes d'énergie libre pour la martensite et l'austénite en fonction de la température.

On dit que l'austénite est métastable à la température T_1 puisque, à cette température, le changement d'énergie libre accompagnant sa transformation en martensite $\Delta G_{T_1}^{\gamma \to \alpha'}$ n'a pas encore atteint une force motrice critique $\Delta G_{M_s}^{\gamma \to \alpha'}$. T_1 est une température intermédiaire entre la température de transformation d'équilibre T_0 (à laquelle l'austénite et

la martensite ont la même énergie libre) et la température M_s à laquelle le sur-refroidissement est suffisant pour induire spontanément la transformation. Cependant, à la température T_1, l'austénite peut se transformer en martensite si de l'énergie additionnelle est fournie (U'). Dans le cas de la transformation martensitique induite mécaniquement, cette énergie est fournie par une sollicitation mécanique.

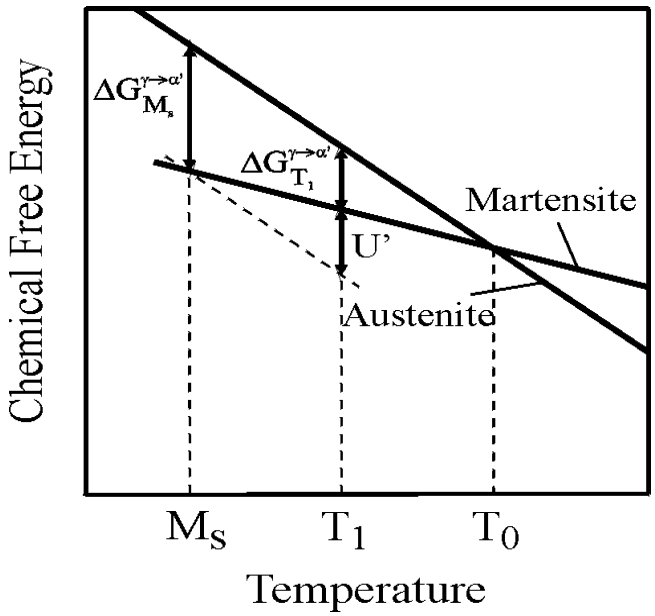


Figure 2.4.- Schéma présentant les énergies libres de l'austénite et de la martensite en fonction de la température [Tamur90].

La transformation martensitique induite mécaniquement cause un renforcement du matériau dû à l'apparition de martensite dure [Olson90] et à l'écrouissage résultant de l'augmentation de la densité de dislocations dans la matrice ferritique suite à la transformation martensitique. Ces deux effets mènent à une amélioration des propriétés mécaniques [Jacq01, Jacq02, Jacq09].

2.3 Influences métallurgiques des additions dans les aciers multiphasés à effet TRIP

Il est bien connu que le carbone, le manganèse et le silicium sont les éléments les plus importants pour les aciers multiphasés à effet TRIP. Ces éléments contribuent à l'obtention d'une microstructure contenant de l'austénite retenue. Bien que le silicium soit très important pour empêcher la précipitation de carbure pendant la réaction bainitique [Baik01], il pose des problèmes liés au procédé de mise en œuvre. Les hauts niveaux de silicium présents dans les aciers multiphasés à effet TRIP constituent malheureusement un désavantage pour leur développement industriel.

On sait que le silicium conduit à la présence de défauts superficiels après la solidification et forme en outre des oxydes adhérents (comme Mn_2SiO_4), lesquels ne peuvent pas être enlevés à l'aide des techniques industrielles de décalaminage avant le laminage à chaud. En outre, les hauts contenus en silicium rendent difficile la soudure. Finalement, un mouillage pauvre et la formation d'une couche intermétallique fragile lors de la galvanisation par immersion rendent nécessaire un traitement d'électro-galvanisation [Mahie01]. Par conséquent, d'autres éléments d'alliage ayant un effet semblable au silicium doivent être recherchés. Les candidats possibles pour substituer ou réduire le silicium sont l'aluminium, le cuivre et/ou le phosphore [Train02].

On a montré que l'aluminium permet de retenir l'austénite à température ambiante [Mert01]. Cet effet favorable de l'aluminium sur la rétention de l'austénite peut être attribué également à l'effet retardateur de l'aluminium dans la précipitation de carbure. L'aluminium présente un comportement semblable à celui du silicium en ce qui concerne la rétention de l'austénite et l'obtention de l'effet TRIP. Néanmoins, l'aluminium présente deux différences importantes par rapport au silicium. D'abord, l'aluminium possède un effet ferritisant très important. Ensuite, l'aluminium possède un faible effet de durcissement par solution solide de la ferrite, spécialement en comparaison au silicium. Cette différence dans l'effet de durcissement

explique les niveaux de résistance plus faibles pour les aciers alliés avec aluminium en comparaison à ceux qui contiennent du silicium [Mert01].

Chen *et al.* ont montré que l'addition de phosphore (jusqu'à 0.2%.pds) à un acier de basse teneur en silicium produit une amélioration de la rétention et de la stabilisation de l'austénite [Chen90]. Le phosphore supprime la précipitation de la cémentite pendant la transformation bainitique et favorise la rétention d'austénite principalement par sa petite taille [Reisne01]. En outre, le durcissement de la matrice par solution solide dû au phosphore contribue également à la stabilisation de l'austénite retenue [Train02].

Le cuivre comme élément stabilisant de l'austénite n'est pas soluble dans la cémentite et, par conséquent, est envisagé comme un substituant possible pour le silicium [Train02].

2.4 Le niobium comme élément d'alliage

Le niobium était considéré comme un additif de l'acier avant 1940 mais l'absence d'un marché spécialisé et le peu de connaissance de son utilisation décourageait tout développement. De plus, les ressources existantes à cette époque étaient assez limitées, et le niobium produit était utilisé dans les aciers à outils comme substitut du tungstène ainsi que dans les aciers inoxydables comme agent stabilisateur contre la corrosion intergranulaire due à sa grande affinité pour le carbone et l'azote. Le prix du niobium était très haut à cette époque. Mais la découverte en 1954 d'un grand gisement au Canada suivi d'un autre au Brésil en 1958 conduit à une chute du prix de US$14/livre à US$3/livre [Glad01].
Le niobium est connu comme un élément d'alliage avec lequel on peut ajuster la microstructure et les propriétés des aciers. Ainsi, cet élément permet de contrôler très efficacement l'austénitisation, la recristallisation, la croissance de grain, les transformations de phase et le comportement de la précipitation. En ce qui concerne les aciers multiphasés, le niobium affecte entre autres les transformations de

l'austénite en ferrite et en bainite et donc la fraction volumique et la stabilité de l'austénite retenue qui représente la clef de l'excellent comportement mécanique des aciers multiphasés à effet TRIP [Ohler01].

2.4.1 Effets métallurgiques dus à la présence du niobium

Le niobium constitue un de principaux éléments de microalliage de l'acier grâce auquel des améliorations importantes peuvent être obtenues. Néanmoins, cet effet remarquable du niobium est limité par sa tendance à former des précipités dans l'austénite, tendance qui se voit augmentée lors d'une déformation accompagnant cette précipitation [Cbmm01]. Le niobium a de plus une forte tendance à se combiner avec le carbone et l'azote, conduisant à des effets très importants suite à la présence de petits carbures et carbonitrures se formant à haute température. Ces petits précipités empêchent le mouvement des joints de grains, ce qui a pour conséquence un affinement de la microstructure et au final une augmentation de la résistance. Ils peuvent également servir de sites de germination pour les transformations de phase [Bleck04].

Les contributions du niobium à l'amélioration des propriétés de l'acier sont directement liées à son influence sur la microstructure des alliages fer-carbone [Hong01, Kang01, Bleck04]. L'addition de niobium dans l'acier a trois effets principaux: (i) il inhibe le grossissement du grain austénitique en cours de réchauffage, (ii) il produit un durcissement par précipitation de NbC dans les produits de transformation à basse température [Grang01, Rain01, Zaja01], et (iii) il retarde usuellement la transformation γ/α lorsqu'il est présent en solution (néanmoins la formation des précipités de Nb lors du laminage retarde la recristallisation de l'austénite, ce qui conduit à une accélération de la transformation γ/α) [Kyung01, Perel02].

Le niobium est un élément qui forme des carbures avec une grande facilité, supérieure à celle de Cr, Mn et V et comparable à Ti et Ta dans son affinité par le carbone. Le niobium forme un carbure auquel a été attribuée la formule NbC par la plupart des chercheurs et qui a une structure de type B1 (NaCl), de paramètre de maille 4.47Å. Cette structure cubique à faces centrées est construite en remplissant les sites octaédriques du réseau des atomes métalliques par des atomes non métalliques (Figure 2.5). Les atomes métalliques et non métalliques forment donc deux sous-réseaux CFC imbriqués [Perrar01]. La plupart des carbures et nitrures de Nb, V et Ti possèdent cette structure, ce qui permet d'observer des teneurs variables en éléments métalliques, en carbone et en azote dans les précipités, sans changement de structure [DeArdo90].

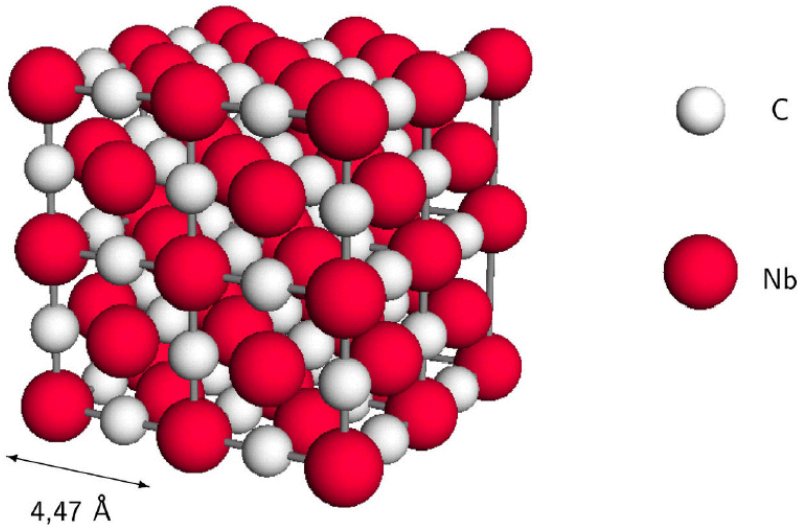
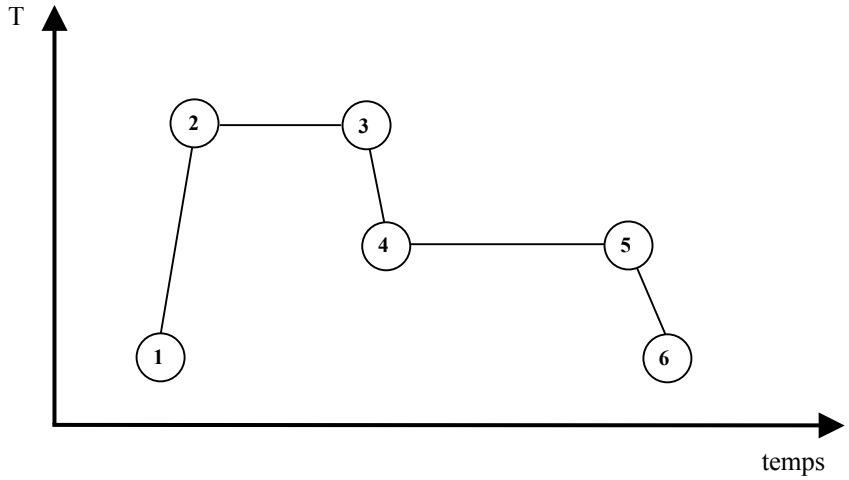


Figure 2.5.- Structure cristallographique de NbC, de type NaCl [Perrar01].

Lorsqu'il se trouve en solution, en raison de sa différence relativement grande de rayon atomique le niobium augmente la résistance de l'acier en interférant avec le mouvement des dislocations, en réduisant la

diffusion, et en ralentissant ou même supprimant le mouvement des joints de grains.
Ces effets bien connus du niobium sont exploités pendant l'application d'un traitement thermomécanique. Pendant le laminage à chaud, le niobium en solution solide retarde la recristallisation statique et dynamique ainsi que la transformation de l'austénite en ferrite.
Des plus, les petits carbures et carbonitrures de niobium retardent également la recristallisation, augmentent la force motrice pour la formation de ferrite, constituent un obstacle massif à la croissance du grain et produisent un durcissement efficace par précipitation, menant de ce fait à une ferrite très fine à haute résistance.

Quelques études ont été menées sur des aciers multiphasés à effet TRIP contenant du niobium [Ohler01, Hulka01, Bleck04]. Le niobium présente une influence classique sur les transformations de phase et la recristallisation dans ces nuances. La Figure 2.6 rapporte les effets possibles lors des différentes étapes du traitement thermique [Bleck04]. Le niobium semble exercer une influence remarquable sur la fraction volumique de ferrite, de bainite et en conséquence sur la quantité d'austénite et sur son enrichissement en carbone [Ohler01]. Néanmoins, aucune preuve d'un effet direct du niobium sur la stabilité de l'austénite n'a été rapportée.
Dans ce contexte, notre choix pour le niobium comme alternative d'élément d'alliage vise à rendre possible son utilisation de façon à profiter des effets bénéfiques de sa présence (augmentation de la résistance, affinement de la taille de grain, durcissement par précipitation de NbC). Pour le faire, nous étudierons les conséquences d'ajouts importants de cet élément sur la recristallisation de la microstructure et sur les transformations de phase survenant au cours du traitement thermique. De plus, les paramètres du traitement thermique seront modifiés afin de garder le niobium en solution ou sous forme précipitée. Les propriétés mécaniques résultant de ces modifications seront déterminées et comparées avec des résultats préalables correspondants à des aciers multiphasés à effet TRIP sans niobium et bas silicium.



Etape	Aspects métallurgiques	Effet du niobium
① → ②	Recristallisation Précipitation de carbonitrures Dissolution de la cémentite	Retard Formation de NbC Accélération
② → ③	Ségrégation du C et de l'élément d'alliage Croissance de grain Précipitation de carbonitrures Transformation de la perlite et de la ferrite en austénite	Accélération Retard, fin grain Formation de NbC Accélération/retard
③ → ④	Transformation de l'austénite en ferrite Ségrégation du carbone	Accélération/retard Accélération/retard
④ → ⑤	Transformation de l'austénite en bainite Ségrégation du carbone Précipitation possible de la cémentite	Retard Accélération/retard Accélération
⑤ → ⑥	Transformation possible de l'austénite en martensite	Contrôle de la température M_s

Figure 2.6.- Aspects métallurgiques pendant le recuit en continu des aciers multiphasés à effet TRIP après laminage à froid et effets du niobium [Bleck04].

2.4.2 Solubilité du niobium dans l'acier

Le niobium peut être présent en solution solide ou sous forme de précipités [Cbmm01]. Les solubilités à l'équilibre (% en poids) de niobium, carbone et carbure de niobium dans l'austénite sont décrites par le produit de solubilité, lequel donne une description des conditions d'équilibre pour la dissolution et la formation du NbC. Le produit de solubilité se définit comme:

$$\text{Log } [Nb][C]^n = A - B/T \qquad (2.1)$$

Où A et B sont des constantes déterminées expérimentalement et n représente une possible non-stœchiométrie dans la formule NbC_n [Fossa01]. Le Tableau 2.1 donne quelques expressions pour le produit de solubilité, où la température de dissolution prédite varie fortement [Poths01]:

Produit	Méthode de détermination
$\text{Log}[Nb]\,[C]^{0.87} = 2.81 - 7019.5/T$	Calculs thermodynamiques.
$\text{Log}[Nb]\,[C] = 3.04 - 7290/T$	Séparation chimique et isolation du précipité.
$\text{Log}[Nb]\,[C] = 2.90 - 7500/T$	Mesures de la dureté.
$\text{Log}[Nb]\,[C] = 2.06 - 6700/T$	Analyse de sonde micromécanique.
$\text{Log}[Nb]\,[C]^{0.87} = 3.11 - 7520/T$	Traitement statistique des produits de solubilité publiés préalablement.

Tableau 2.1.- Expressions pour le produit de solubilité et méthode de détermination [Palmi01].

La Figure 2.7 montre une isotherme de solubilité hypothétique pour le NbC en équilibre avec l'austénite à 1000°C. L'isotherme de solubilité délimite le domaine de stabilité du NbC à 1000°C. Une combinaison quelconque de produits localisée au-dessus de la ligne sera dans le

domaine de phase γ + NbC. La droite pointillée dans le diagramme correspond au rapport stœchiométrique.
La séquence de précipitation du NbC peut être suivie en considérant une ligne parallèle à la droite de rapport stœchiométrique passant par le point décrivant la composition de l'acier.
Considérons sur la Figure 2.8 un acier avec une composition telle que donnée par le point B qui est réchauffé jusqu'à 1300°C et refroidi lentement jusqu'à 900°C. Puisque 1300°C est la température de dissolution du NbC, il sera complètement dissout après réchauffage. Lors du refroidissement, la composition de l'austénite en équilibre avec NbC évoluera le long de la courbe passant par B et équidistante de la ligne stœchiométrique. La distance le long de la ligne courbe passant par B est proportionnelle à la fraction volumique de précipité [Palmi01].

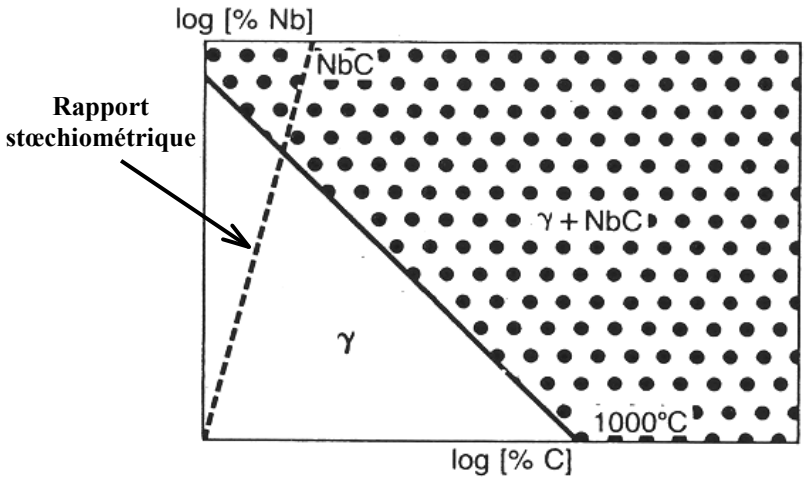


Figure 2.7.- Isotherme hypothétique de solubilité pour le NbC en équilibre avec l'austénite à 1000°C [Palmi01].

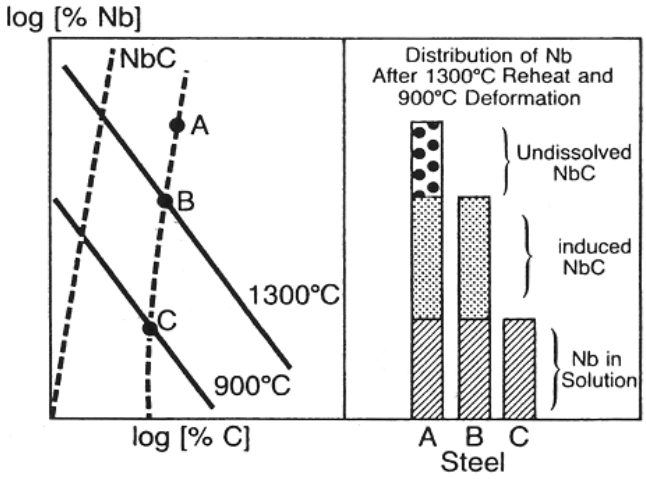


Figure 2.8.- Corrélations entre les isothermes de solubilité, la composition de l'acier et le procédé [Palmi01].

2.5 Conclusion

Dans ce Chapitre les principaux aspects des aciers multiphasés à effet TRIP et de l'influence de l'addition de niobium ont été présentés. Quelques recherches précédentes sur les aciers multiphasés à effet TRIP ont traité la présence de niobium comme élément d'alliage mais à de bas pourcentages (< 0.04%.pds). Par contre, lors de notre étude, nous nous attacherons à étudier la présence de niobium à des pourcentages plus importants (jusque 0.12% en poids).

2.6 Références

[Baik01] S. C. Baik, S. Kim, Y. S. Jin et O. Kwon. "Effects of alloying elements on mechanical properties and phase transformation of cold rolled TRIP steels sheets". ISIJ International, Vol. 41 (2001), Nº 3, pp. 290-297.

[Bleck04] W. Bleck, A. Frehn, E. Kechagias, J. Ohlert et K. Hulka. "Control of microstructure in TRIP steels by niobium". Materials Science Forum, Vols. 426-432 (2003), pp. 43-48.

[Cbmm01] CBMM. "Characteristic features of titanium, vanadium and niobium as microalloy additions to steel". Niobium Information 17/98. http://www.us.cbmm.com.br/english/sources/techlib/info/others_in_pdf/pdfs/Characte_ristic.pdf

[Chen90] H.C. Chen, H. Era et M. Shimizu. "Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet". Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 20A (1989), pp. 437-445. Cité par A. Mertens [Mert01], page II.7.

[DeArdo90] A.J. DeArdo, J.M. Gray et L. Meyer. "Fundamental metallurgy of niobium in steel". International symposium Niobium, San Francisco, California, TMS-AIME, 1984, pp. 685-759. Cité par F. Perrard [Perrar01], page 18.

[Fossa01] C. Fossaert, G. Rees, T. Maurickx et H.K.D.H. Bhadeshia. "The effect of niobium on the hardenability of microalloyed austenite". Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 26A - Janvier 1995, pp. 21-30.

[Glad01] T. Gladman. "The physical metallurgy of microalloyed steels". The Institute of Materials, 2002.

[Grang01] R.A. Grange *et al.* "Boron, Calcium, Columbium and Zirconium in Iron and Steel". John Wiley & Sons, Inc, Publishers, 1957

[Hulka01] K. Hulka, W. Bleck et K. Papamantellos. "Relationships between heat treatment conditions, microstructure and properties of niobium microalloyed TRIP steel". 41st MSWP Conference Proceeding, Volume 37, 24-27, pp. 67-77.

[Hong01] S.G. Hong, K.B. Kang et C.G. Park. "Strain-induced precipitation of NbC in Nb and Nb-Ti microalloyed HSLA steels". Scripta Materialia 46 (2002) 163-168.

[Jacq01] P. Jacques. "On the physics and mechanics of phase transformations in TRIP-assisted multiphase steels". Thèse doctorale. UCL, FSA, Unité PCIM, 1998.

[Jacq02] E. Girault, A. Mertens, P. Jacques, Y. Houbaert, B. Verlinden et J. Van Humbeeck. "Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels". Scripta Materialia 44 (2001) 885-892.

[Jacq08] P. Jacques, J. Ladrière et F. Delannay. "On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels". Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 32A - N°11 (Novembre 2001), pp. 2759-2768.

[Jacq09] P. Jacques, Q. Furnémont, A. Mertens et F. Delannay. "On the sources of work hardening in multiphase steels assisted by transformation-induced plasticity". Philosophical Magazine A, 2001, Vol. 81, Nº 7, 1789-1812.

[Kang01] K.J. Kang, O. Kwon, W.B. Lee et C.G. Park. "Effect of precipitation on the recrystallization behavior of a Nb containing steel". Scripta Materialia, Vol. 36, Nº 11, pp. 1303-1308, 1997.

[Kyung01] Kyung Jong Lee et Jae Kon Lee. "Modelling of γ/α transformation in niobium-containing microalloyed steels". Scripta Materialia 40 (1999) 831-836.

[Mahie01] J. Mahieu, J. Maki, B.C. De Cooman et S. Claessens. "Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel". Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 33A - Nº 8 (Août 2002), pp. 2573 - 2580.

[Mert01] A. Mertens. "Influence of aluminium on the phase transformations during the heat treatments for the processing of multiphase TRIP-assisted steels". Thèse doctorale. UCL, FSA, Unité PCIM, 2002.

[Ohler01] J. Ohlert, W. Bleck et K. Hulka. "Control of microstructure in TRIP steels by niobium". Proceedings of the Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys, Gand, Belgique, 19.-21.06.2002, pp. 199-206.

[Olson90] G.B. Olson et M. Cohen. "Martensitic transformation as a deformation process". Mechanical properties and phase transformations in engineering materials, TMS annual meeting, New Orleans (1996), pp. 367-390. Cité par A. Mertens [Mert01], page II.2.

[Palmi01] E.J. Palmiere. "Precipitation phenomena in microalloyed steels". Microalloying '95 Conference Proceedings, pp. 307-320.

[Perel02] E.V. Pereloma, B.R. Crawford et P.D. Hodgson. "Strain induced precipitation behaviour in hot rolled strip steel". Materials Science and Engineering A299 (2001) 27-37.

[Perrar01] F. Perrard. "Caractérisation et modélisation de la précipitation du carbure de niobium et du cuivre dans les aciers bas carbone". Thèse doctorale. Laboratoire de Thermodynamique et de Physico-Chimie Métallurgiques, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.

[Poths01] R.M. Poths, R.L. Higginson et E.J. Palmiere. "Complex precipitation behaviour in a microalloyed plate steel". Scripta Materialia, 44 (2001) 147-151.

[Rain01] W.M. Rainforth, M.P. Black, R.L. Higginson, E.J. Palmiere, C.M. Sellars, I. Prabst, P. Warbichler et F. Hofer. "Precipitation of NbC in a model austenitic steel". Acta Materialia 50 (2002) 735-747.

[Reisne01] G. Reisner, E.A. Werner et D. Fischer. "Micromechanical modeling of martensitic transformation in random microstructures". Int. J. Solids Structures, Vol. 35, Nº 19, pp. 2457-2473, 1998.

[Tamur90] I. Tamura. "Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels". Met. Sc., 16 (1982), pp. 245-253. Cité par A. Mertens [Mert01], page II.3.

[Train02] S. Traint, A. Pichler, K. Hauzenberger, P. Stiaszny et Ewald Werner "Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-steels". Proceedings of the Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys, Gand, Belgique, 19.-21.06.2002, pp. 121-128.

[Ulsab01] ULSAB-AVC Consortium. "Advanced vehicles concepts". Technical Transfer Dispatch #6 (TTD6), ULSAB-AVC Body Structure Materials, Mai 2001.

[Ulsab02] World Auto Steel, International Iron & Steel Institute. "Materials selected for ULSAB-AVC". http://www.worldautosteel.org/ulsab-avc/23.htm Janvier 2005.

[Wang02] L. Wang et T.Y. Hsu (Xu Zuyao). "Effect of austempering process on the properties of TRIP-steel". Materials Science Forum, Vols. 475-479 (2005), pp. 179-182.

[Zaja01] S. Zajac et B. Jansson. "Thermodynamics of the Fe-Nb-C-N system and the solubility of niobium carbonitrides in austenite". Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 29B - Nº 2 (Février 1998), pp. 163-176.