

## **Chapitre 5 : Influence des additions sur les traitements des aciers spéciaux et des alliages**

### 5.1 Aciers de construction

Le matériau essentiellement utilisé en constructions métalliques est l'acier, doux ou demi-doux, c'est-à-dire peu chargé en carbone et de limite d'élasticité peu élevée. Les aciers de construction métallique sont des aciers non alliés, à l'exception des aciers inoxydables (cas particulier), dont la teneur en carbone varie avec les propriétés recherchées. Ils contiennent quelques éléments autres que le carbone, présents pour différentes raisons [28].

- Silicium : il est nécessaire à la désoxydation en cours d'élaboration. De ce fait, une certaine proportion en est fixée sous forme d'oxydes dans les inclusions ; la part non oxydée (et donc en solution solide) participe au durcissement.
- Manganèse : participant aussi à la désoxydation, il fixe en outre le soufre sous forme de sulfures et permet le forgeage et le laminage du métal à chaud. La proportion de Mn qui subsiste en solution solide joue plusieurs rôles : durcissement par effet de solution solide et affinement de la structure (et donc durcissement).
- Azote : les aciers étant généralement élaborés en présence d'air contiennent une faible proportion d'azote résiduel, actuellement celle-ci peut varier de 0,002 à 0,008 % environ ; en présence d'aluminium en solution solide, l'azote forme des précipités très fins de nitrures d'aluminium. Ces précipités permettent de réduire le grossissement des grains au cours d'un réchauffage (à température inférieure à 1 000 °C) et facilitent donc l'obtention finale de grains fins. Par ailleurs, en solution solide (d'insertion), l'azote durcit la ferrite, diminue sa résistance à la rupture fragile et engendre le processus de vieillissement après écrouissage.
- Soufre : impureté résiduelle, cet élément est fixé sous forme de sulfure de manganèse. Les progrès des procédés sidérurgiques ont permis d'abaisser très sensiblement les proportions présentes dans les aciers.
- Phosphore : impureté résiduelle, cet élément est présent en solution solide de substitution. Il durcit la ferrite et dégrade sa résistance à la rupture fragile.

Par ailleurs, ces aciers de construction métallique peuvent, dans certains cas, recevoir des additions particulières

- Nickel : pour affiner la structure et améliorer la résistance à la rupture fragile (aciers pour emplois à basses températures).
- Niobium et vanadium : ces éléments participent à la formation de carbures et carbonitrures. Ces précipités très fins et bien dispersés dans la ferrite engendrent un

durcissement important qui est utilisé pour la fabrication des aciers à haute limite d'élasticité.

- Cuivre : participe au durcissement par effet de solution solide et diminue la sensibilité des aciers non alliés à la corrosion atmosphérique.

Les aciers de construction métallique sont essentiellement définis à travers leurs propriétés d'usage. Ce sont [28]:

- La limite d'élasticité à 20 °C.
- La résistance à la traction à 20°C.
- L'allongement à rupture à 20 °C.
- L'énergie de rupture en flexion par choc sur éprouvette Charpy V à température ambiante et, éventuellement, à basse température.

Si l'on se réfère à la norme NF EN 10020 qui définit et classe les aciers, on peut dire que le groupe des aciers de construction métallique est constitué pratiquement à la fois par des aciers de base et pour une grande part d'aciers de qualité (quelques nuances d'acier de construction relèvent toutefois de la catégorie des aciers spéciaux ; elles ont des performances particulières), ce qui permet de retenir les principaux éléments caractéristiques suivants [28]:

- Résistance à la traction minimale  $\leq 690 \text{ N/mm}^2$ .
- Limite d'élasticité minimale  $\leq 360$  ou  $380 \text{ N/mm}^2$ .
- Résilience minimale KV à + 20°C  $\leq 27\text{J}$  mais possibilité, pour les aciers de qualité, de prescriptions particulières quant à la résistance à la rupture fragile caractérisée par des valeurs minimales de la résilience KV à des températures inférieures à + 20 °C (jusqu'à -50 °C).
- Possibilités, pour les aciers de qualité (aciers spéciaux), de prescriptions particulières quant à :
  - La soudabilité.
  - La formabilité à froid (emboutissage, profilage...).
  - La tenue mécanique aux températures élevées.
  - La tenue mécanique à basses températures.
  - La tenue à la corrosion atmosphérique.

### 5.2 Aciers à bas carbone pour emboutissage

En générale, le cahier des charges de ces aciers, pour l'industrie automobile comme exemple, est le suivant [29] :

- Résistance la plus élevée possible.
- Emboutissabilité : bonne capacité de durcissement au cours de la déformation, sans localisation de celle-ci (en particulier dans l'épaisseur); maîtrise de l'anisotropie, en particulier par la texture cristallographique ; réduction de la teneur en inclusions.
- Ductilité suffisante même après emboutissage.
- Compatibilité avec les procédés d'assemblage actuellement utilisés : prohiber les hautes teneurs en carbone et en éléments d'alliage qui fragiliseraient le matériau au voisinage des soudures.
- Coût faible (marché très concurrentiel) : éviter les éléments chimiques chers (Ni, Cr, Mo...) et les traitements thermiques complexes.
- Tenue à la corrosion : bon accrochage de la couche de zinc (galvanisation), ce qui requiert une haute pureté et limite l'utilisation de certains éléments comme le Si.

Dans les aciers à haute formabilité, on demande à ce que le matériau se déforme uniformément, tandis que la quasi-absence d'éléments d'alliage garantit les autres propriétés demandées, au détriment toutefois de la résistance mécanique (éviter de casser les presses d'emboutissage). Les éléments interstitiels (C, N) sont piégés dans des précipités non durcissants (ajout de Ti, Nb) afin d'éviter la localisation de la déformation lors de l'emboutissage, qui laisserait des défauts visibles après peinture, Dans l'état actuel de la pratique industrielle, on aboutit ainsi à la microstructure suivante (Figure 5-1) [29]:

- Matériau monophasé, ferritique (cubique centré), comme le fer pur à la température ambiante.
- Piégeage des interstitiels (éviter la localisation de la déformation) : très bas taux de carbone et d'azote, piégés par un ajout de titane et/ou de niobium, ce qui suppose, lors de l'élaboration, de savoir produire des aciers à très bas carbone (dégazage sous vide) à de faibles coûts.
- Grain fin si l'on demande une bonne résistance : formation de carbonitrides de Nb, V, Ti pour limiter la taille des grains, contrôle de la transformation de phase (austenite ferrite) après laminage à chaud.
- Maîtrise de l'anisotropie par la texture de recristallisation après recuit : favoriser les orientations des grains dont un plan (111) est parallèle au plan de la tôle.

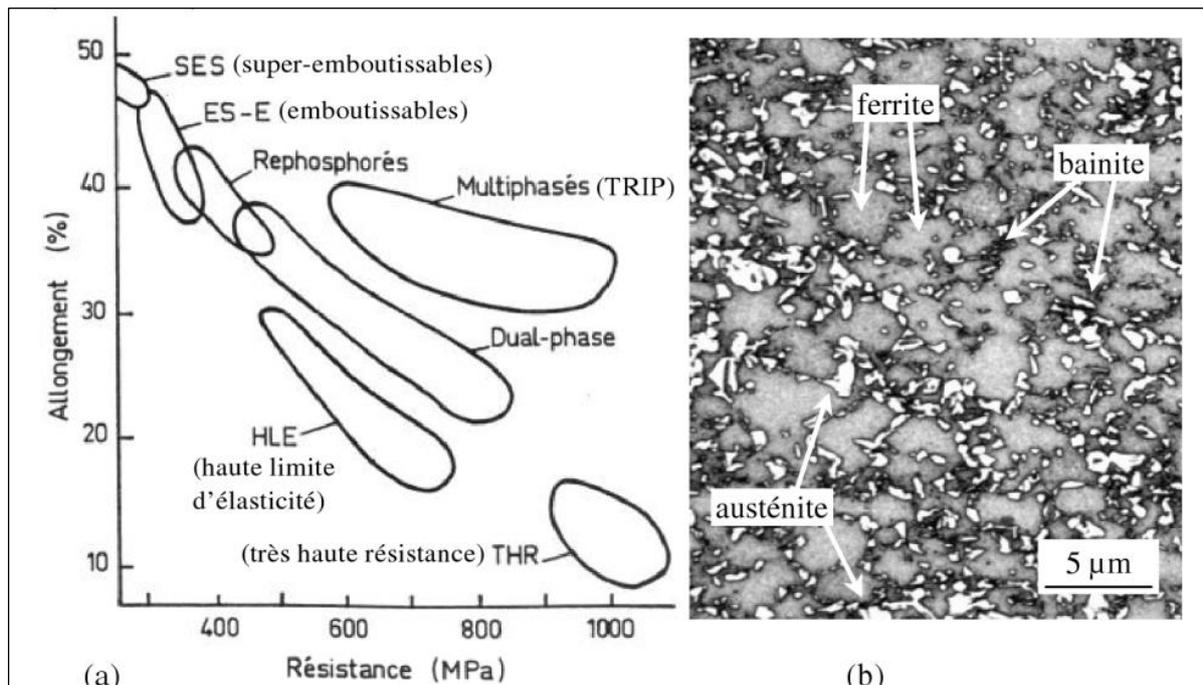


Figure 5-1 : Aciers pour pièces automobiles : (a) compromis déformabilité / résistance mécanique ; (b) microstructure d'un acier TRIP : matrice ferritique et particules de bainite (en gris) et d'austénite (en blanc) (microscopie optique) [29].

Pour les aciers à bas carbone pour emboutissage, la résistance mécanique et la ductilité sont privilégiées grâce à des microstructures multiphasées très fines : ferrite-martensite (dual phase) consommant ainsi de l'énergie et assurant une bonne ductilité. Exemple : les aciers TRIP (**T**ransformation-**I**nduced **P**lasticity). L'ajout d'éléments d'alliage (Mn, Cr, Mo, voire Si dans la plupart des aciers TRIP) limite cependant la soudabilité, voire la tenue à la corrosion (emploi impératif d'autres méthodes de revêtement que la galvanisation) (Tableau 5-1) [29].

Le terme «Interstitial Free ou acier IF» fait référence au fait qu'il n'y a pas d'atomes de soluté interstitiel dans la matrice de fer, ce qui donne un acier très doux. Les aciers IF ont une matrice de ferrite cubique centrée.

Tableau 5-1 : quelques compositions chimiques typiques d'aciers emboutissables pour l'industrie automobile (en % massiques) [29]

Famille d'aciers	C	N	Mn	Si	Al	Ti	Nb	P	Cr	Mo	Fe
<b>IF haute résistance</b>	0,003	0,003	0,35	-	0,03	0,02	0,035	0,05	-	-	le reste
<b>Dual-phase</b>	0,06-0,12	0-0,01	1,2-2,1	0,4-1,4	-	-	-	0-0,06	0-0,12	0-0,35	le reste
<b>TRIPE</b>	0,2	-	1,7	1,7	0,04	0,003	-	-	0,03	0,01	le reste

### 5.2.1 Aciers microalliés

La teneur limite qui distingue les aciers microalliés des aciers faiblement alliés se situe aux environs de 0,1 %. Dans le cas des aciers faiblement alliés, pour une teneur inférieure à 0,1 % les effets des éléments métalliques en solution solide homogène sont considérés comme très faibles. Dans le cas du microalliage, la formation de composés très fins et très nombreux modifie considérablement les microstructures et les propriétés [30].

Les familles d'acier microallié de construction à hautes performances sont les suivantes [30]:

- les aciers soudables à haute limite d'élasticité ou à haute résistance (HLE, en anglais HSLA (high-strength low-alloy)) sous forme de plaques, de tôles à tubes, de tôles minces, de barres, de profilés, de laminés marchands (aciers de construction, aciers pour appareils à pression...);
- les tôles minces pour formage et emboutissage à haute limite d'élasticité ou sans élément interstitiel libre, c'est-à-dire avec fixation des éléments C et N sous forme de carbures et de nitrures ;
- les aciers de construction mécanique au carbone pour lesquels le microalliage permet d'éviter des traitements thermiques ou le développement de traitements combinés dans la chaude du forgeage (traitements thermomécaniques) ;
- des familles particulières, comme les aciers à rails, les ronds à béton, des aciers pour boulonnerie, etc. ;
- des aciers dits à dispersion d'oxydes, qui sont les plus récents et sont de vrais aciers à dispersoïdes

Les éléments principaux de microalliage sont :

- le titane.
- le niobium.
- le vanadium.

On ne considère pas comme un élément du même type :

- l'aluminium car il ne forme pas de carbures durcissants.
- le bore, pourtant actif à très faible concentration, mais dont l'efficacité passe davantage par des changements de structures.

- le molybdène malgré des analogies fortes avec le vanadium en particulier, cela en raison de son association fréquente avec les éléments d'alliage classiques et de son emploi limité dans les aciers de grande diffusion pour des raisons de coût.

Ces restrictions conventionnelles n'excluent pas la possibilité que d'autres éléments carburigènes ou nitrurigènes puissent avoir un même mode d'action comme le zirconium ou le tantale, mais ils ne sont pas utilisés actuellement souvent pour des raisons de coût.

Le mode d'action des trois éléments retenus (le titane, le niobium et le vanadium) passe par les phénomènes de précipitation, mais avec des interactions avec les phénomènes métallurgiques de transformation de phase, de recristallisation après écrouissage à chaud ou à froid et de blocage des mouvements des joints de grain ou des dislocations [30].

### **5.2.1.1 Les composés formés par les éléments de microalliage**

Les éléments de microalliage (Ti, Nb et V) peuvent former plusieurs types de composés :

- Des précipités qui se forment en phase solide.
- Des composés qui se forment au moment de la solidification. Ces derniers sont souvent des oxydes ou des composés contenant des oxydes (oxycarbures, oxysulfures...) ou des inclusions complexes.

Il est donc nécessaire de distinguer deux classes :

- 1) Les précipités proprement dits qui peuvent être redissous en phase solide à haute température : carbures, carbonitrides, certains nitrures.
- 2) Les précipités pratiquement insolubles : oxydes, oxysulfures, oxycarbosulfures, TiN, etc.

L'énergie libre de formation des oxydes est très décalée par rapport aux carbures et que leur remise en solution en phase solide est quasi impossible. Des inclusions ultrafines de l'ordre de quelques micromètres peuvent être considérées comme des dispersoïdes et agir sur la microstructure.

Le microalliage le plus important actuellement est celui des aciers avec précipités formés à l'état solide qui sont des carbures, des nitrures ou des carbonitrides qui peuvent être dissous par réchauffage.

Dans pratiquement tous les cas de coulée classique, les précipités se sont d'abord formés au cours du refroidissement lent des demi-produits issus de la solidification de l'acier liquide (coulée en lingots ou coulée continue), ces précipités sont plus ou moins grossiers. Il ne se produira des effets notables qu'à la condition que soit effectuée une remise en solution. En cas de laminage direct ou de coulée de produits minces (brames minces, bandes minces), on peut éviter cette précipitation primaire complète. Dans la suite de la chaîne de fabrication après remise en solution, une précipitation fine ou ultrafine aura lieu.

Les principaux précipités formés à partir des trois éléments de base sont les suivants :

- 1) pour le vanadium, les carbures VC et les nitrures VN.;
- 2) pour le niobium, il s'agit du carbonitride Nb C<sub>x</sub> N<sub>y</sub> ;
- 3) pour le titane, il s'agit du carbure TiC, dans une certaine mesure de TiN, et, dans certains cas, de carbonitride (TiCN).

Les précipités agissent (Tableau 5-2) sur :

- a) La taille de grain austénitique (grain  $\gamma$ ) par épinglage des joints et par effet sur la recristallisation.
- b) L'état d'érouissage de la matrice par un blocage de la recristallisation.
- c) La taille de grain ferritique (grain  $\alpha$ ) par freinage du grossissement et par le cumul des effets précédents.
- d) La dureté de la matrice par un effet durcissant.

La précipitation des carbures, nitrures et carbonitrides peut avoir lieu dans quatre contextes différents :

- 1) Dans le domaine austénitique au refroidissement s'il est suffisamment lent, et conformément aux conditions d'équilibre.
- 2) Dans le domaine ferritique ou ferrite-perlite au moment de la transformation de phase.
- 3) Après un refroidissement suffisamment rapide, en évitant le domaine de précipitation, refroidissement suivi d'un revenu que la phase transformée soit de la ferrite, de la bainite ou de la martensite.

- 4) Au cours d'un recuit de recristallisation de produits écrouis à froid, en général au moment du chauffage et à condition qu'une certaine proportion de l'élément soit restée en solution.

Tableau 5-2 : Effet des éléments de microalliage

	Niobium	Titane	Vanadium
Mise en solution	Haute température	Haute température	Base température
Recristallisation	Retard	Retard	Peu d'effet
Précipitation durcissante	Oui si solution	Oui si solution	Oui Traitement thermique
Aciers IF	Efficace	Très efficace	Peu
Affinement du grain	Très efficace	efficace	Peu d'effet
Soudabilité (fissuration)	Traitement de relaxation à contrôle	Peu utilisé	Traitement de relaxation à contrôle
Soudage forte énergie (dispersoïdes)		TiO, TiN	

### 5.2.2 Aciers biphasés (dual phase)

Les aciers biphasés étaient la première famille d'aciers de tôle automobile à haute résistance dont la fabrication impliquait des transformations de phase spécifiques. Présentant un équilibre élevé de résistance et de ductilité (formabilité), leur résistance à la traction varie de 450 à 1200 MPa [31].

Les aciers biphasés ont une microstructure qui se compose généralement d'îlots de martensite entourés d'une matrice de ferrite, comme le montre la Figure 5-2 [32].

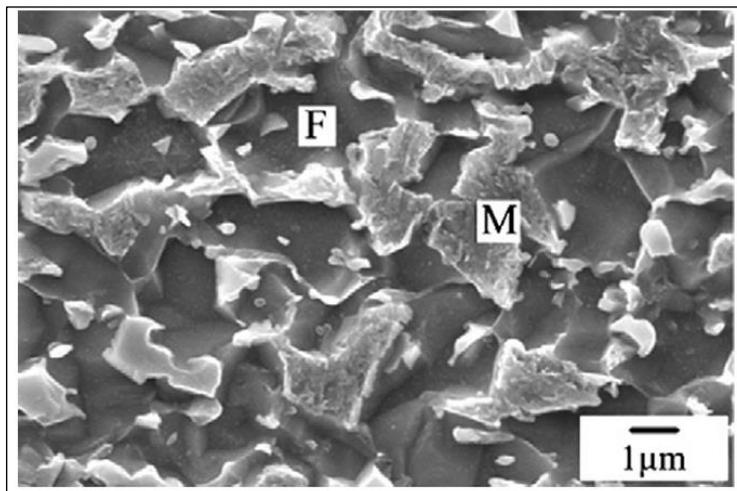


Figure 5-2 : Photo MEB d'une microstructure d'un acier biphasé montrant de la ferrite (F) et de la martensite (M) [32]

### **5.2.2.1 Obtention d'aciers biphasés par transformations d'austénite en utilisant un refroidissement contrôlé à partir de la région intercritique**

Le traitement thermique à partir de la plage de température de deux phase  $\alpha+\gamma$ , plus souvent appelée région intercritique, est la caractéristique principale de la production d'aciers biphasés. Le processus implique un refroidissement contrôlé à partir de la région intercritique entre les températures critiques  $Ac_1$  et  $Ac_3$ , c'est-à-dire entre le début de l'austénitisation et son achèvement, respectivement [31].

Ce type de traitement thermique permet d'obtenir une combinaison des constituants de la microstructure, ce qui est souvent impossible à atteindre pour un acier de même composition refroidi après austénitisation complète. Le recuit dans la région intercritique et les transformations de phase au cours du refroidissement ultérieur sont caractérisés par trois facteurs principaux. Tout d'abord, un enrichissement important de la phase austénite en carbone, comme le montre schématiquement la Figure 5-3, accompagné d'une certaine séparation des éléments d'alliage formant l'austénite. Deuxièmement, la transformation lors du refroidissement se produit sous la condition de coexistence de deux phase (austénite et ferrite) et donc en présence d'interfaces austénite-ferrite qui facilitent considérablement la formation de ferrite lors de la décomposition de l'austénite. Enfin, en raison du temps de maintien court à la température de recuit, l'austénite dans le mélange  $\alpha+\gamma$  se caractérise par une grande hétérogénéité de sa composition chimique [31].

Comme indiqué ci-dessus, les caractéristiques mécaniques de la microstructure constituée de deux phases ou plus dépendent du rapport de leurs fractions, de la morphologie et des propriétés des constituants individuels de la microstructure obtenus dans des conditions de recuit données. Pour produire de l'acier biphasé avec une combinaison souhaitée de phases dans leur état souhaité, il faut tenir compte des effets de divers paramètres de traitement thermique tels que la vitesse de chauffage, la température de recuit, le profil de refroidissement, les conditions de revenu, etc [31].

Une attention particulière doit être portée au temps de maintien du recuit intercritique qui influence la croissance isotherme de l'austénite et son homogénéité chimique. Il est également important de considérer la microstructure initiale de l'acier avant le recuit qui peut affecter la cinétique d'austénitisation et la morphologie du mélange ferrite-austénite résultant avant le refroidissement.

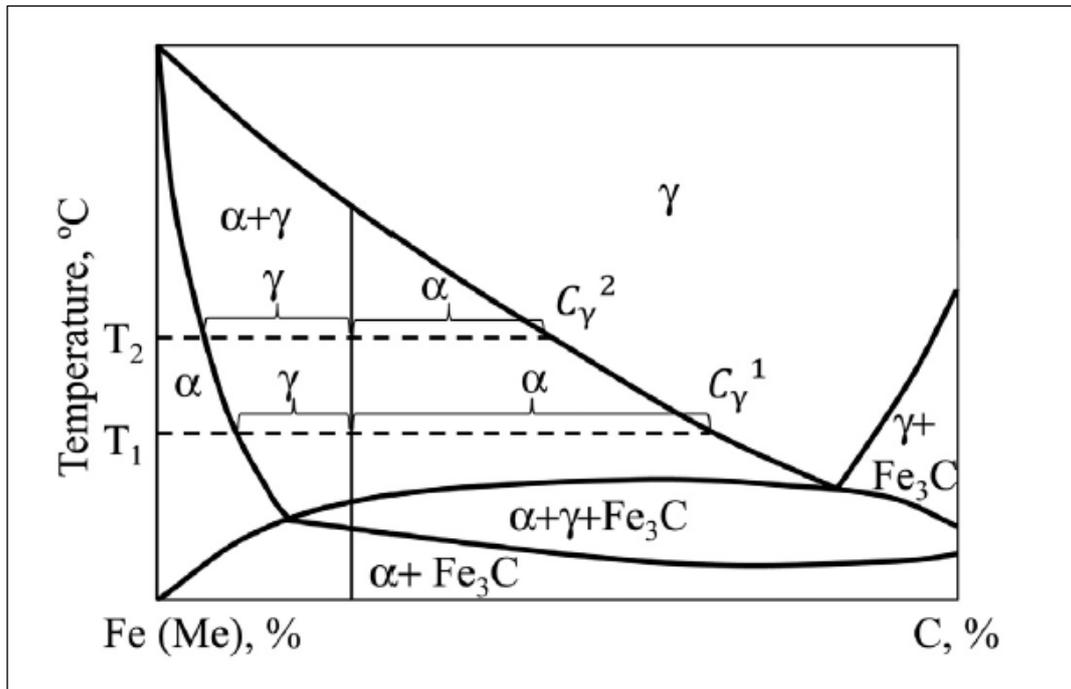


Figure 5-3 : Diagramme de phase pseudo-binaire Fe(Me)-C (Me : un deuxième élément d'alliage dans Fe) [31]

Le diagramme de phase pseudo-binaire de la Figure 5-3 s'applique aux conditions d'équilibre de sorte qu'il ne peut être utilisé que pour une estimation provisoire de la teneur en carbone et de la quantité d'austénite à des températures intercritiques sélectionnées. En dehors du temps insuffisant pour atteindre l'équilibre, la température qui détermine le rapport de phase souhaité peut être décalée sous l'influence de la vitesse de chauffage, de la microstructure initiale et des concentrations d'éléments d'alliage et de leur distribution [31].

Dans ce contexte, il est utile de citer l'invention intitulée « High Strength Dual Phase Steel With Low Yield Ratio, High Toughness and Superior Weldability »[33]. L'invention concerne un acier biphasé haute résistance pourvu d'une microstructure composite de phases douce et dure présentant un faible rapport limite d'élasticité/résistance à la traction, une haute capacité d'allongement, une soudabilité supérieure et une haute ténacité. Cet acier biphasé comprend environ 10 % en volume à environ 60 % en volume d'une première phase ou d'un premier constituant essentiellement constitué(e) de ferrite à grains fins. Cette première phase présente une taille moyenne de grains de ferrite inférieure ou égale à environ 5 microns. Ledit acier biphasé comprend également environ 40 % en volume à environ 90 % en volume d'une seconde phase ou d'un second constituant constitué(e) de martensite à grains fins, de bainite inférieure à grains fins, de bainite granulaire à grains fins, de bainite supérieure dégénérée à grains fins ou n'importe quel mélange de ces dernières. Cette invention concerne également des procédés de fabrication dudit acier.

### 5.2.3 Aciers de cémentation

Le choix de l'acier sur lequel le traitement est réalisé est un paramètre important vis-à-vis des possibilités d'obtention de la structure et donc des propriétés de la pièce cémentée ou carbonitrurée. Sur le principe, on considère qu'un acier de cémentation ou de carbonituration doit avoir un bas carbone, c'est-à-dire une teneur en cet élément inférieure à 0,4 %. Cette basse valeur permet, après traitement, de conserver de bonnes caractéristiques de ténacité, tout en bénéficiant de bonnes propriétés de surface grâce à l'apport des interstitiels au cours du traitement. A l'intérieur de la fourchette de carbone indiquée plus haute, on réserve généralement la zone 0,2 à 0,4 % C aux nuances destinées à la carbonituration, alors que les teneurs inférieures à 0,2 % sont plus particulièrement attribuées à la cémentation. En fait, ces tendances doivent être observées en se souvenant que l'on recherche le plus souvent des épaisseurs de traitement plus faibles en carbonituration qu'en cémentation et, de ce fait, que l'on a besoin d'un cœur plus résistant, donc plus riche en carbone. Bien entendu, rien n'empêche de cémenter des aciers à très forte teneur en carbone si le besoin s'en fait sentir pour améliorer certaines propriétés. Les éléments d'alliage présents dans les nuances traitées ont également une forte influence sur les propriétés des pièces car ils interviennent sur [34] :

- La teneur en carbone que l'on peut obtenir à partir d'un potentiel carbone donné, dans le cas des cémentations et carbonitrurations pour lesquelles l'agent d'apport est un gaz.
- Les propriétés de résistance et de ténacité du cœur, par l'intermédiaire de la trempabilité.
- Les caractéristiques de la couche du traitement thermochimique : épaisseur, microstructure.

#### 5.2.3.1 Influence des éléments d'alliage sur les teneurs superficielles en carbone et en azote

Plusieurs formules permettent de prendre en compte l'influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone et en azote. Les plus connues pour le carbone est due à Gunnarson [34]:

$$\ln C/C_0 = -0,055 \text{ Si}\% + 0,013 \text{ Mn}\% + 0,040 \text{ Cr}\% - 0,014 \text{ Ni}\% + 0,013 \text{ Mo}\%$$

Avec C potentiel carbone,  $C_0$  teneur initiale en carbone de l'acier.

L'utilisation pratique de la formule de Gunnarson pour la prévision sur des alliages industriels doit faire l'objet de vérifications. Elles semblent s'appliquer essentiellement aux aciers faiblement alliés.

### ***5.2.3.2 Influence de la composition chimique de l'acier sur la résistance à cœur après cémentation ou carbonitruration***

Les caractéristiques à cœur et en particulier le niveau de résistance et la dureté après traitement de trempe dépendent de la teneur en carbone et de la trempabilité de la nuance. Le choix des caractéristiques à cœur de la pièce est donc le problème classique du choix d'une nuance en fonction des dimensions et de la masse de la pièce [34].

### ***5.2.3.3 Influence de la composition chimique des aciers sur la structure de la couche cémentée ou carbonitrurée***

#### **➤ Contrôle des carbures**

Pour la cémentation, des carbures peuvent apparaître dans la couche enrichie en carbone dès que la teneur en cet élément franchit la ligne  $A_{c_m}$  du diagramme d'équilibre. Les paramètres importants pour contrôler l'apparition des carbures sont donc : la teneur en carbone introduite lors de la cémentation, la température de maintien avant la trempe et les éléments d'alliage de l'acier qui agissent sur la position de  $A_{c_m}$  (Figure 5-4). On trouve dans la littérature les données pratiques qui indiquent, pour les diverses familles d'acier de cémentation, les points  $A_{c_m}$  en fonction des teneurs en carbone des couches. La formule ci-après déduite de Gunnarson permet également d'évaluer le risque d'apparition des carbures [34]:

$$A_{c_m} = 4\,798,6 / \ln [(100 - 19,6 C) / ((100 + u) C)]$$

Avec  $A_{c_m}$  (°C): température à laquelle la cémentite d'un acier hypereutectoïde achève de se dissoudre.

C : teneur en carbone (% en masse).

u : coefficient dépendant des éléments d'alliage.

D'autres facteurs, tels la vitesse de refroidissement entre la température de cémentation et la température de trempe, les temps de maintien, etc., peuvent également avoir une influence sur la présence de carbures. Toutefois, on notera que le risque d'apparition des carbures, apprécié à partir des conditions d'équilibre, est pessimiste par

rapport à la réalité et, en conséquence, les données indiquées plus haut sont valables pour la pratique courante du traitement thermique.

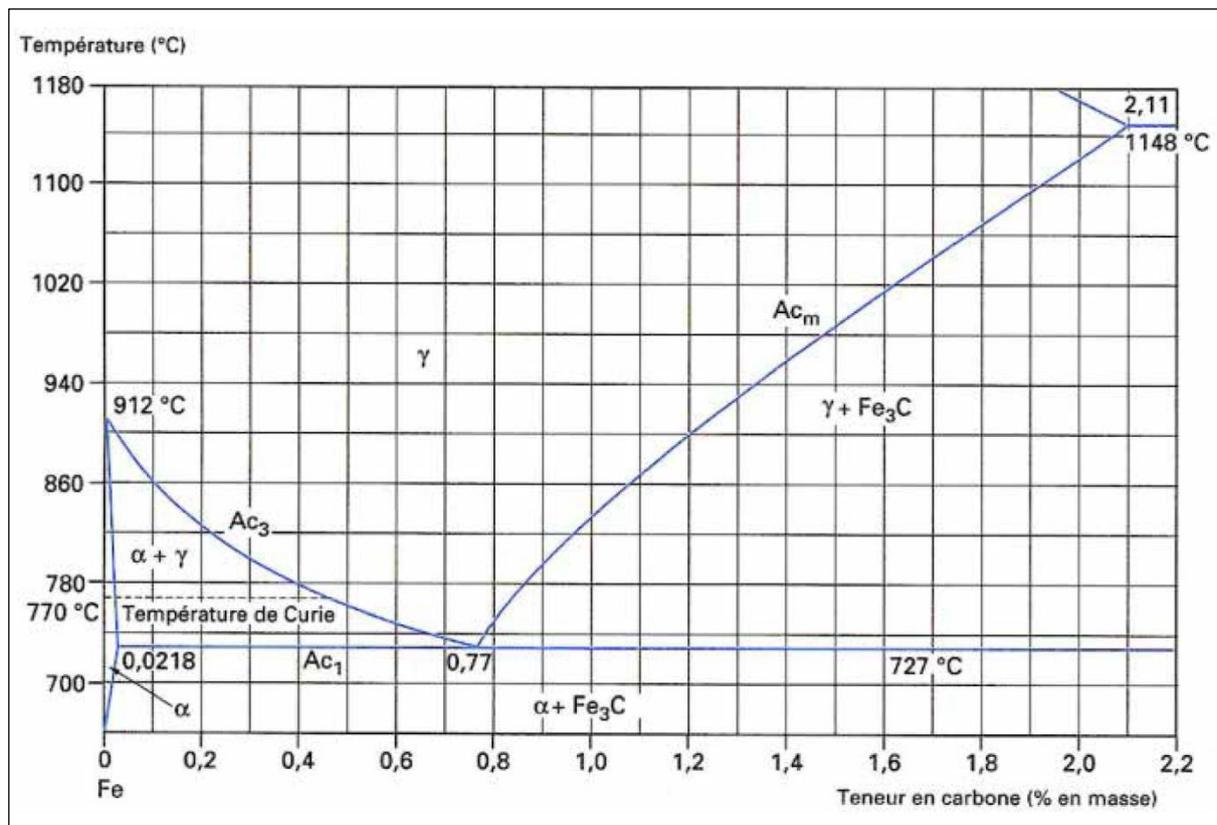


Figure 5-4 : Diagramme d'équilibre fer-carbone [34]

### ➤ Contrôle de l'austénite résiduelle

Parmi les paramètres influant sur l'austénite résiduelle dans un cycle de cémentation et trempe directe figurent : la température d'arrêt de la trempe, la vitesse de refroidissement et les divers facteurs qui peuvent agir sur la composition de l'austénite avant trempe. La nuance d'acier, par l'intermédiaire de ses éléments d'alliage, agit sur la présence d'austénite résiduelle.

La présence de l'austénite résiduelle peut être reliée au point  $M_s$  de la nuance. Or cette température est souvent appréciée grâce à des formules qui mettent en évidence l'influence des divers éléments d'alliage. Parmi les plus employées, on peut citer celles développées par Andrews [34]:

$$M_s = 539 - 423 C\% - 30,4 \text{ Mn}\% - 17,7 \text{ Ni}\% - 12,1 \text{ Cr}\% - 7,5 \text{ Mo}\%$$

ou Steven et Haynes

$$M_s = 561 - 474 C\% - 33 \text{ Mn}\% - 17 \text{ Ni}\% - 17 \text{ Cr}\% - 21 \text{ Mo}\%$$

Ces formules, valables jusqu'à des teneurs en carbone de 0,60 %, doivent être corrigées au-delà comme cela a été proposé par Steven et Haynes. Elles permettent de constater que l'action des éléments d'alliage reste faible devant l'influence du carbone introduit pendant la cémentation.

### ➤ **Contrôle de l'oxydation interne**

Ce phénomène est lié à la présence de certains éléments d'alliage : manganèse, silicium, chrome, présents dans l'acier et qui ont tendance à s'oxyder dans les milieux contenant de l'oxygène. Des nuances d'acier à faibles teneurs en ces éléments ont été élaborées en vue de la cémentation sans toutefois apporter une solution définitive à ce problème en cémentation gazeuse [34].

### ➤ **Contrôle de la présence de porosités superficielles en carbonituration**

Actuellement, le mécanisme de formation des porosités n'est pas clairement établi. Le rôle des éléments d'alliage semble cependant important, puisqu'on n'observe ce phénomène avec les aciers moyennement alliés que pour des teneurs importantes en azote dans la couche traitée (1 % N pour un acier 25 CrMo 4 traité à 880 °C). En revanche, pour des aciers au carbone ou de décolletage, le seuil d'apparition est notablement abaissé (0,4-0,5 % N et 0,75 % C pour des aciers XC et 12 MnS 4). Il semble, par ailleurs, que les inclusions de sulfures favorisent la présence de porosités [34].

## **5.2.4 Aciers de nitruration**

On peut séparer les aciers nitrurables en quatre familles que nous examinerons successivement [35]:

- ❖ Les aciers de construction mécanique.
- ❖ Les aciers à outils.
- ❖ Les aciers inoxydables.
- ❖ Les aciers frittés.

### **5.2.4.1 Aciers de construction mécanique**

On doit dans cette famille distinguer du point de vue de la nitruration deux grandes catégories [35].

### ➤ **Aciers de construction non alliés au carbone**

Ils sont nitrurés bien souvent à l'état recuit et l'on cherche essentiellement à obtenir une couche de combinaison majoritairement monophasée et assez épaisse (10 à 20  $\mu\text{m}$ ). La couche de diffusion est de faible dureté et en pratique on mesure des duretés superficielles qui intègrent les deux couches et qui sont proches de 350 à 500 HV.

On peut également classer dans cette catégorie les nuances pour découpage ou emboutissage ainsi que les nuances pour décolletage qui, bien que non destinées aux traitements thermiques, sont couramment nitrurées pour la fabrication de pièces destinées aux industries automobiles.

### ➤ **Aciers de construction faiblement alliés**

On peut sur ces nuances, si cela s'avère nécessaire pour l'utilisation de la pièce, adapter le type de couche de combinaison que l'on souhaite en fonction des sollicitations de la pièce. De plus, on dispose d'une large gamme de niveau de dureté de la couche de diffusion selon le choix de la nuance.

Tous ces aciers sont généralement nitrurés à l'état trempé revenu et l'une des principales limitations d'emploi des nuances proviendra donc de la possibilité d'obtenir les propriétés exigées au cœur de la pièce, en tenant compte du fait que la température de revenu de la nuance doit dépasser de 20 à 50 °C celle de la nitruration.

## 5.3 Aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont classés sur la base de différentes microstructures. En conséquence, différentes classes d'aciers inoxydables sont appelées : acier inoxydable martensitique, austénitique, ferritique, duplex (ferrite avec austénite) et durcissant par précipitation. Chaque classe a une gamme de composition et dans cette gamme un certain nombre d'aciers chacun avec une désignation spécifique et une composition différente des autres sont disponibles. Par exemple, les aciers des types 403, 410, 416, 420, 440A, etc., appartiennent à la classe générale des aciers inoxydables martensitiques. Les aciers inoxydables sont utilisés dans des applications où la résistance à la corrosion et la résistance à la chaleur sont importantes. Tous les aciers inoxydables doivent contenir du chrome comme principal élément d'alliage. L'inoxidabilité est due à la formation d'une fine couche passive de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  à la surface de l'acier inoxydable. La passivité de cette couche, en présence de la plupart des environnements agressifs, rend l'acier résistant à la corrosion [36].

### 5.3.1 Aciers inoxydables martensitiques

Les aciers inoxydables martensitiques contiennent 12 à 18 % en pourcentage massique de chrome. La composition chimique de certains aciers commercialement importants de cette classe est présentée dans le Tableau 5-3. Les aciers inoxydables martensitiques sont magnétiques et se prêtent à un travail à froid à faible concentration en carbone. Le traitement thermique des aciers inoxydables martensitiques envisage la production de la martensite à partir de la phase austénitique et, par conséquent, le processus de traitement thermique est similaire à celui pratiqué pour les aciers au carbone ou faiblement alliés où la résistance des aciers doit être obtenue à partir de la dureté de la martensite [36].

Tableau 5-3 : Composition chimique des aciers inoxydables martensitiques (en pourcentage massique wt%) [36]

(wt %) type	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Autre
403	0,15	11,5-13	-	0,5	1	0,04	0,03	-
410	0,15	11,5-13,5	-	1	1	0,04	0,03	-
416	0,15	12-14	-	1	1,25	0,06	0,03	0,6Mo
420	0,15	12-14	-	1	1	0,04	0,03	-
440A	0,6-0,75	16-18	-	1	1	0,04	0,03	0,75Mo

L'obtention d'une structure entièrement martensitique, après trempe, confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevées. Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle essentiel. Pour les aciers inoxydables, suivant la norme EN 10020, la teneur maximale en carbone est limitée à 1,2 %. Leur teneur en chrome est comprise entre 11,5 et 18 %, ils peuvent contenir jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène. Suivant leur composition chimique, ils sont divisés en quatre groupes (Tableau 5-4) [37].

Les nuances du groupe 1 sont les moins chargées en carbone. Leur teneur en chrome limitée à 13,5 % permet de réaliser le traitement de trempe depuis l'état austénitique situé à l'intérieur de la boucle g du diagramme Fe-Cr. Le point de transformation au chauffage se situe vers 900 °C, la fin de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  représentée par le point  $Ac_3$  étant de l'ordre de 920 °C. La transformation complète en austénite nécessite donc un chauffage et un maintien à une température supérieure à 920 °C.

Le diagramme pseudobinaire fer-carbone (Figure 5-5) établi par Bungardt et al [37] pour une teneur de 13 % en chrome, illustre leur état structural.

Tableau 5-4 : Classification des aciers inoxydables martensitiques [37].

Groupe	Composition chimique (%) en masse			
	Carbone	Chrome	Nickel	Molybdène
1	≤ 0,15	11,5 à 13,5	≤ 1,0	≤ 0,60
2	0,15 à 0,50	12,0 à 14,5	≤ 1,0	≤ 0,80
3	0,60 à 1,20	14,0 à 18,0	≤ 1,0	≤ 0,80
4	≤ 0,22	12,0 à 18,0	1,5 à 6,0	≤ 1,50

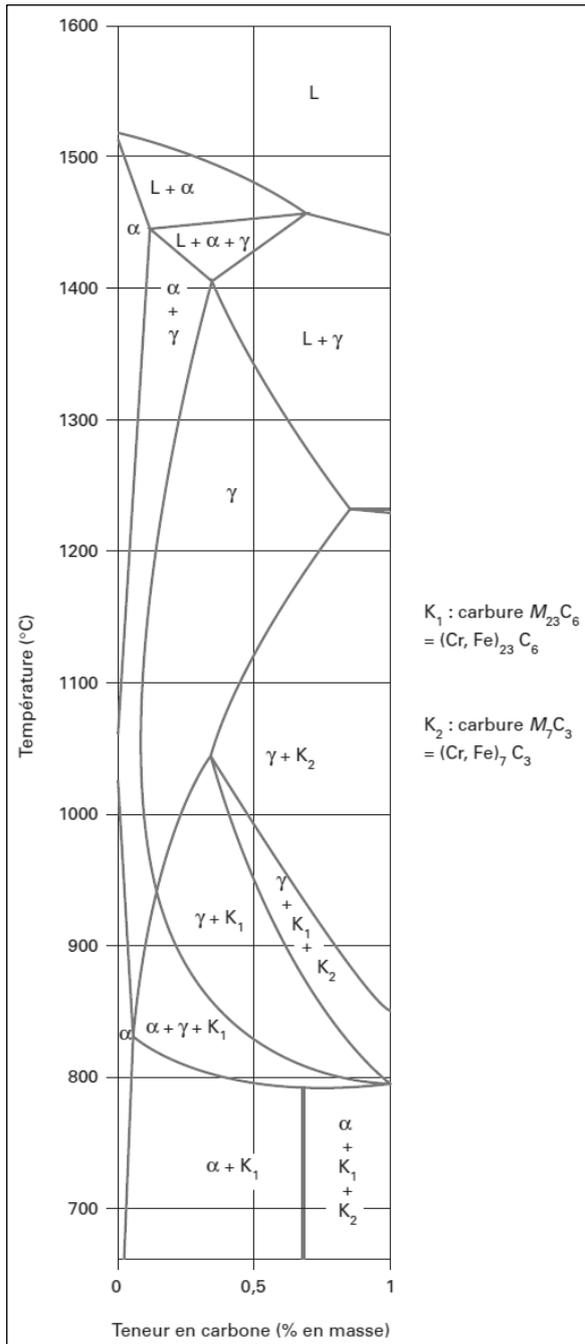


Figure 5-5 : Diagramme pseudobinaire fer-chrome à 13 % de chrome [37].

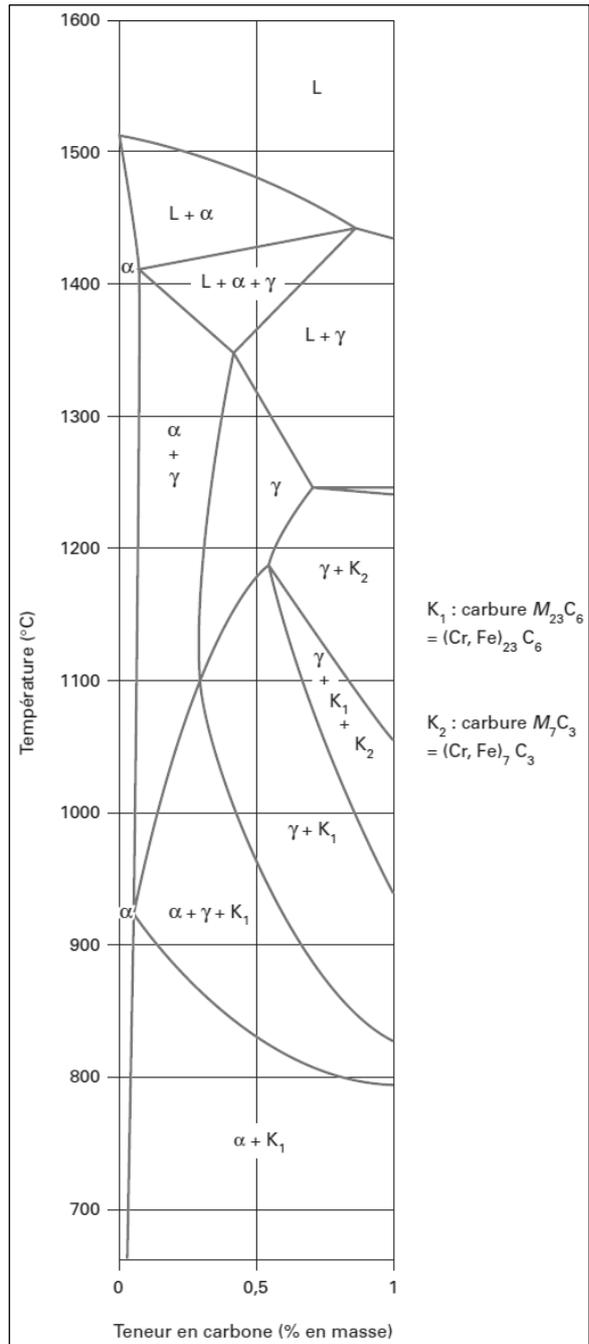


Figure 5-6 : Diagramme pseudobinaire fer-carbone à 17 % de chrome [37].

Les nuances du groupe 2 se caractérisent par une augmentation des teneurs en chrome et en carbone. Cette situation se traduit à la fois par une augmentation de la résistance à la corrosion (effet « chrome ») et de la dureté (effet « carbone »). Contrairement à celles du groupe 1, ces nuances ne sont pas soudables mais peuvent être brasées.

Les nuances du groupe 3 permettent d'obtenir les duretés les plus élevées, mais ceci est obtenu au détriment de leur ductilité. Elles sont plus difficiles à élaborer et leur traitement thermique doit faire l'objet de procédures strictement respectées. Il faut notamment éviter la formation de tapures aussi bien au chauffage qu'au refroidissement.

En fonction de la température, l'état structural des aciers à 17 % de chrome est donné par le diagramme pseudobinaire fer-carbone (Figure 5-6)

En plus des additions de nickel, les nuances du groupe 4 peuvent contenir du molybdène pour en améliorer la résistance à la corrosion par piqûres. Le maintien d'une teneur en carbone à un niveau inférieur à 0,22 % et l'addition de nickel jusqu'à 6 % confère à ces aciers une bonne ductilité.

La Figure 5-7 présente la microstructure de l'acier inoxydable martensitique AISI 403 (American Iron and Steel Institute) après la trempe et le revenu.



Figure 5-7 : Microstructure de l'acier inoxydable martensitique AISI 403 trempé dans l'huile à partir de 1040°C suivi par un revenu à 650°C [36].

### 5.3.2 Aciers inoxydables ferritiques

En principe, les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation  $\alpha \rightarrow \delta$ . Les nuances industrielles les plus utilisées peuvent, selon leur teneur en chrome, être divisées en trois groupes Tableau 5-5 [37].

- 1) Aciers inoxydables ferritiques à 11 % de chrome.
- 2) Aciers inoxydables ferritiques à 17 % de chrome.
- 3) Aciers inoxydables superferritiques.

#### 5.3.2.1 Aciers inoxydables ferritiques à 11 % de chrome.

Les nuances les plus courantes du groupe 1 ont une teneur en chrome de l'ordre de 11 à 12 % ainsi qu'une basse teneur en carbone (inférieure à 0,03 % et typiquement de l'ordre de 0,015 %). La plus importante, compte tenu des quantités produites est la nuance X2CrTi12/1.4512 (11,5 % Cr, Ti  $\approx$  0,2 %). Elle est surtout utilisée dans les lignes d'échappement des automobiles car, grâce à de basses teneurs en éléments interstitiels (carbone et azote) et à la stabilisation par le titane, la structure du matériau est toujours ferritique (absence de trempe partielle). Cette structure permet d'atteindre d'excellentes performances à la mise en œuvre (formage, emboutissage, cintrage et soudage) et offre une résistance à la corrosion suffisante pour l'application considérée.

Tableau 5-5 : Classification des aciers inoxydables ferritiques [37]

Groupe	Teneur en chrome (% en masse)	Teneur en carbone (% en masse)	Autres éléments (dont stabilisants)
1	10,5 à 13	$\leq 0,080$	Stabilisant : Ti
2	16 à 18	$\leq 0,080$	Stabilisants : Ti, Nb, Zr, V Résistance à la corrosion : Mo
3	< 20	$\leq 0,020$	Stabilisants : Ti, Nb Résistance à la corrosion : Mo

La seconde nuance X2CrNi12/1.4003 contient environ 11 % de chrome, 0,5 % de nickel, sa teneur en carbone étant d'environ 0,015 %. On obtient après traitement thermique à environ 800 °C, une limite d'élasticité légèrement supérieure à 320 N/mm<sup>2</sup> avec un allongement à rupture de l'ordre de 30 % ; la structure correspondante étant du type : ferrite et carbures dispersés de manière homogène. Lorsque cet alliage est soudé, l'absence voulue de stabilisant permet une transformation martensitique à plus de 90 % dans la zone affectée thermiquement (ZAT). La martensite à bas carbone, ainsi obtenue possède une excellente ténacité (KCV à - 30 °C de l'ordre de 10 daJ/cm<sup>2</sup>) et une dureté modérée (HV  $\approx$  300). Avec

de telles caractéristiques mécaniques, l'application principale de ce matériau est celle de structures soudées de haute fiabilité [37].

### 5.3.2.2 Aciers inoxydables ferritiques à 17 % de chrome

Les nuances du groupe 2 comprennent la nuance de référence X6Cr17/1.4016 contenant 16,5 % de chrome et 0,05 % de carbone ainsi que toutes les nuances dérivées obtenues par abaissement de la teneur en interstitiels (carbone plus azote), par introduction de un ou deux stabilisants (titane et/ou niobium) et éventuellement par ajout de molybdène. L'addition d'une quantité suffisante, en fonction des teneurs en carbone et en azote d'un ou plusieurs éléments stabilisants permet de fixer l'azote et le carbone sous la forme de nitrures (TiN, formés en phase liquide) et de carbures (TiC, précipités à l'état solide) ou de carbonitrures [Nb (C, N)], précipités à l'état solide). Par définition, la stabilisation doit rendre l'acier insensible à la corrosion intergranulaire. Pour que la stabilisation soit réellement efficace, elle doit satisfaire aux formules suivantes [37]:

- Pour le titane

$$\% \text{ Ti} > 0,15 + 4(\% \text{ C} + \% \text{ N})$$

- Pour le niobium

$$\% \text{ Nb} > 0,2 + 5(\% \text{ C} + \% \text{ N})$$

- Pour le vanadium

$$\% \text{ V} > 0,2 + 4(\% \text{ C} + \% \text{ N})$$

- Pour le titane et le niobium

$$\% \text{ Ti} + \frac{4}{7} (\% \text{ Nb}) > 0,15 + 4 (\% \text{ C} + \% \text{ N})$$

Lorsque, comme dans ce dernier exemple, on utilise deux éléments stabilisants, il est courant de parler de bistabilisation. En plus du rôle qu'ils jouent sur la prévention du risque de corrosion intergranulaire, les éléments stabilisants sous forme libre c'est-à-dire la quantité en excès au-delà de ce qui est strictement (nécessaire) pour assurer la stabilisation, associés aux autres éléments d'addition, influencent la microstructure de l'alliage. C'est dans ce but que Thielman puis Wright et Wood ont proposé un équivalent chrome basé sur la formule :

$$\text{Équivalent chrome (\%)} = \% \text{ Cr} + 5 (\% \text{ Si}) + 7 (\% \text{ Ti}) + 4 (\% \text{ Mo}) + 12 (\% \text{ Al}) - 40 (\% \text{ C} + \% \text{ N}) - 2 (\% \text{ Mn}) - 3 (\% \text{ Ni}) - \% \text{ Cu}$$

Cet équivalent chrome permet d'assurer lorsqu'il est supérieur à 12 que la structure du matériau brut de solidification sera entièrement ferritique.

Cette approche a été complétée par Kaltenhauser pour les soudures. Le facteur (indice ferritique) qu'il a calculé permet de connaître le risque de formation de martensite dans un joint soudé. La formule correspondante est :

$$\text{Facteur de Kaltenhauser (\%)} = \% \text{ Cr} + 6 (\% \text{ Si}) + 8 (\% \text{ Ti}) + 4 (\% \text{ Mo}) + 2 (\% \text{ Al}) - 40 (\% \text{ C} + \% \text{ N}) - 2 (\% \text{ Mn}) - 4 (\% \text{ Ni})$$

Lorsque le facteur de Kaltenhauser est au moins égal à 17 %, le risque de formation de martensite dans un joint soudé est quasi nul.

### 5.3.2.3 Aciers inoxydables superferritiques

On désigne généralement sous le nom de superferritiques les alliages du groupe 3 (Tableau 5-5). La nuance caractéristique de ce groupe est désignée par X2CrMoTi29-4/1.4592. Elle contient 29 % de chrome, 4 % de molybdène. Sa très basse teneur en carbone [(C + N) < 0,015 %] associée à une stabilisation par le titane lui confère, une bonne ténacité ainsi qu'une résistance exceptionnelle, y compris dans les zones soudées, dans des milieux aussi agressifs que l'eau de mer.

Avec les aciers inoxydables ferritiques, plus la teneur en chrome sera élevée et plus le risque dit de « fragilisation à 475 °C » sera grand. Ce phénomène se manifeste entre 400 et 550 °C et se caractérise par une augmentation de la dureté accompagnée d'une diminution de la ténacité lors de maintien de longues durées (plusieurs centaines heures). Il s'agit d'un phénomène de durcissement secondaire dû à la formation de fins précipités  $\alpha'$  dans la matrice ferritique  $\alpha$  ou  $\delta$ . Le Tableau 5-6 donne l'évolution de la dureté à 475 °C de différents aciers inoxydables ferritiques pour un temps de maintien de 1 000 h.

Bien que la cinétique de durcissement soit lente et qu'elle ne puisse se produire pendant les traitements thermiques habituels, il est déconseillé d'utiliser des aciers inoxydables ferritiques pendant de longues périodes à des températures supérieures à 300 °C. Les éléments qui favorisent la fragilisation à 475 °C sont le chrome, le molybdène, le silicium, le titane, le niobium et l'aluminium. Aux valeurs habituelles, le carbone et l'azote sont sans effet [37].

Tableau 5-6 : Evolution de la dureté d'alliages fer-chrome due à la « fragilisation à 475°C » [37]

Teneur en chrome de l'alliage (% en masse)	Dureté Brinell (HB)	
	A l'état initial	Après vieillissement à 475 °C
18	120	220
29	160	350

Le second phénomène de durcissement, accompagné d'une fragilisation du matériau, est dû à la formation de la phase  $\sigma$ . Elle apparaît dans les alliages dont la teneur en chrome est comprise entre 20 et 70 % (en masse) lors de maintiens prolongés entre 550 et 800 °C (Tableau 5-7).

Tableau 5-7 : influence de la teneur en chrome sur l'apparition de la phase  $\sigma$  à 650°C [37]

Teneur en chrome de l'alliage (% en masse)	Durée de maintien nécessaire à la formation de phase $\sigma$ à 650 °C
25	1000
30	100

### 5.3.3 Aciers inoxydables austénitiques

#### 5.3.3.1 Alliages : fer-chrome-nickel (molybdène)

Malgré les progrès incontestables réalisés, en matière de ductilité et de ténacité, par les aciers inoxydables ferritiques, les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent encore 80 % du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. A ces propriétés intrinsèques, il faut ajouter une excellente soudabilité opératoire et métallurgique, ce qui facilite la mise en œuvre [37].

La nuance de base X5CrNi18-10/1.4301 contient 18 % de chrome, 9,5 % de nickel et 0,05 % de carbone. Grâce à ses remarquables propriétés d'emploi, elle couvre environ 80 % des applications des nuances austénitiques.

Suivant le type d'application visé (c'est-à-dire les conditions de service) ainsi que les conditions de mise en œuvre, on a développé de nombreux alliages répondant à des utilisations plus spécifiques. Ces développements sont basés sur l'influence isolée ou combinée des éléments d'alliage sur les propriétés de l'acier. Nous passerons successivement en revue, le rôle des principaux éléments d'addition.

Le chrome, élément de base de tous les aciers inoxydables augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud.

Le nickel, grâce à son rôle gammagène, stabilise l'austénite aussi bien à la température ambiante qu'aux températures très basses. Il favorise ainsi la mise en œuvre par déformation plastique.

Le manganèse, bien que classé comme élément gammagène, a un rôle alphasène pour des teneurs supérieures à 7 % renforçant ainsi la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).

## Chapitre 5 : Influence des additions sur les traitements des aciers spéciaux et des alliages

Le carbone, élément fortement gammagène, contribue à stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome  $Cr_{23}C_6$  intergranulaires diminuant la résistance à la corrosion intergranulaire.

L'azote, puissant élément gammagène, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

Le silicium, autre élément alphagène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.

Le soufre, à des teneurs de l'ordre de 0,2 %, améliore considérablement l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.) mais cela se fait au détriment de la résistance à la corrosion par piqûres. Pour certains procédés de soudage à l'arc, son niveau doit être maintenu à environ 0,07 % pour assurer une bonne soudabilité opératoire. Pour des utilisations à des températures très élevées, l'alliage doit résister au fluage. Il est alors fréquent d'utiliser des additions de cérium (40 p.p.m.) ou de bore (20 p.p.m.).

Enfin, le molybdène, élément alphagène, est fréquemment utilisé à la hauteur de 2 à 5 % pour améliorer la corrosion dans presque tous les milieux, à l'exception des solutions nitriques bouillantes. Cependant, lorsque ce type d'alliage est soumis à des températures comprises entre 500 et 1 000 °C pendant des durées allant de 1 à 1 000 heures, on observe la formation de différents types de composés intermétalliques dont la présence va altérer à la fois la résistance à la corrosion et les caractéristique mécaniques. Ainsi pour l'alliage X2CrNiMoN17-13-5/1.4439 contenant : 17 % de chrome, 13 % de nickel et 4,5 % de molybdène, ayant subi un hypertrempe à 1150°C et ayant été soumis à des essais de longue durée (1 à 1 000 heures) dans une gamme de température comprise entre 550 et 900 °C, on a observé la formation des composés intermétalliques dont la composition est donnée au Tableau 5-8 [37].

Tableau 5-8 : Nature et composition des précipités rencontrés dans une nuance X2CrNiMoN17-13-5/1.4439 après exposition entre 550 et 900 °C [37]

précipité	Symbole	Composition chimique (% en masse)			
		Cr	Mo	Ni	Fe
Carbure	$M_{23}C_6$	65	15	5	15
Phase sigma	$\sigma$	30	10	5	55
Phase ksi	$\chi$	20	20	5	55
Phase de laves	$\eta$	10	45	5	40

### 5.3.3.2 Alliages fer-chrome-manganèse-nickel

Le rôle du manganèse dans les aciers inoxydables austénitiques est fondamentalement différent de celui du nickel car il n'élargit pas le domaine d'existence de la phase  $\gamma$  aux températures élevées. Le diagramme Fe-Cr-Mn (Figure 5-8) met en évidence cette propriété pour des températures de l'ordre de 1 000 °C. Sur ce diagramme, la ligne AB représente la frontière entre les domaines  $\gamma$  et  $\alpha + \gamma$  pour des teneurs en chrome comprises entre 13 et 15 %. Si par comparaison, l'on se réfère au diagramme Fe-Cr-Ni, la ligne AB' représentant la frontière entre les domaines  $\gamma$  et  $\alpha + \gamma$  est fortement influencée par la teneur en nickel alors qu'elle ne l'est pas par le manganèse. Par contre, le manganèse joue un rôle important dans la cinétique de transformation au refroidissement en maintenant à la température ambiante, l'austénite formée à haute température. Autrement dit, le manganèse stabilise l'austénite formée à haute température mais ne contribue pas à sa formation [37].

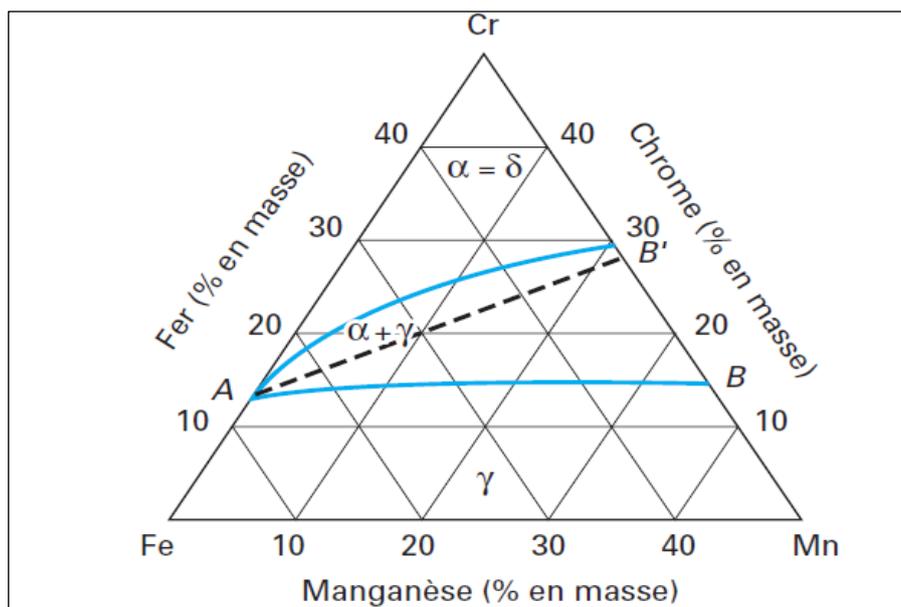


Figure 5-8 : Section isotherme à 1 000 °C du diagramme fer-chrome-manganèse (C = 0,10 %) [37]

La figure 5-9 montre, en fonction des teneurs respectives en chrome et en nickel, les limites entre les aciers inoxydables monophasés et biphasés austénitiques suivant la teneur en manganèse.

Les alliages austénitiques Fe-Cr-Mn-Ni s'écrouissent plus rapidement que les alliages Fe-Cr-Ni et se prêtent donc moins bien à la mise en forme à froid par déformation plastique (emboutissage, étirage, etc.). Les alliages Fe-Cr-Mn-Ni contenant plus de 16 % de chrome sont sensibles à la formation de phase  $\sigma$  après des maintiens prolongés entre 600 et 800 °C et n'ont pas la même résistance à la corrosion que les nuances austénitiques au nickel.

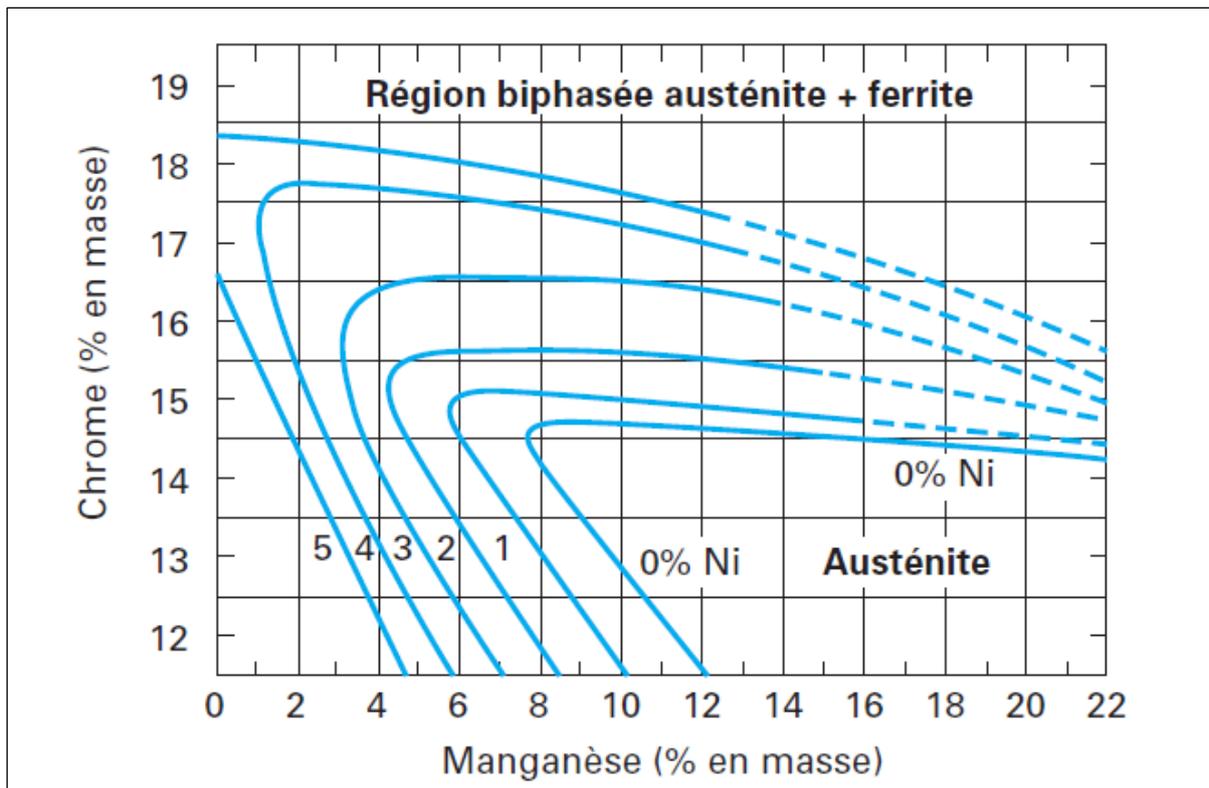


Figure 5-9 : Structure des alliages Fe-Cr-Mn-Ni en fonction des teneurs respectives en éléments d'alliages [37]

### 5.3.3.3 Aciers inoxydables superausténitiques

On désigne généralement sous ce vocable, les nuances destinées à résister à des milieux particulièrement agressifs. Les compositions chimiques sont adaptées pour optimiser la résistance à la corrosion vis-à-vis de milieux spécifiques. En plus du chrome et du nickel, les éléments d'alliage sont le molybdène et l'azote. La composition chimique des nuances les plus courantes est donnée au Tableau 5-9 [37].

Tableau 5-9 : Composition chimique des principales nuances « superausténitiques » [37]

Désignation européenne NF EN 10088-2		Composition chimique (% en masse)					
Nom	Numéro	C	Cr	Ni	Mo	N	Autres
X2CrNiMoN 17-13-3	1.4429	≤ 0,03	17	13	2,5	0,15	
X2CrNiMoN 18-12-4	1.4434	≤ 0,03	19	12	3,5	0,15	
X1NiCrMoCu 25-20-5	1.4539	≤ 0,02	20	25	4,5	≤ 0,15	Cu = 1,5

L'addition de molybdène à une teneur supérieure à 2,0 %, a pour effet d'améliorer très nettement la résistance à la corrosion par piqûres dans les milieux chlorurés (environnements « marins ») et au contact des acides réducteurs. Compte tenu de l'effet alphagène du molybdène, il est nécessaire pour maintenir une structure austénitique d'augmenter la teneur en éléments gammagènes (nickel). L'azote joue un rôle particulier. En solution solide dans la matrice austénitique, l'azote peut précipiter sous la forme de nitrures de chrome Cr<sub>2</sub>N

transgranulaires n'affectant pas, de ce fait, la résistance à la corrosion intergranulaire. Par ailleurs, l'azote retarde la formation de précipités riches en molybdène tels que ceux décrits au Tableau 5-8.

### 5.4 Aciers à outils

Les aciers à outils sont utilisés, comme leur nom l'indique, dans tous les problèmes de mise en forme des matériaux au sens le plus large. Il peut s'agir d'opérations d'usinage (tournage, perçage, fraisage...) de mise en forme à froid et à chaud (poinçons, matrices, cylindres de laminoirs), de moulage (alliages légers, alliages de zinc, plastiques renforcés ou non par des fibres), de filage et d'extrusion (alliages légers, plastiques...). Les aciers à outils font partie intégrante du domaine des aciers spéciaux, mais ils diffèrent sensiblement des aciers de construction mécanique, tant par les conditions de leur utilisation que par les critères d'emploi qui servent à les définir. En effet, dans le cas d'un outil de qualité, on recherche le maximum de durée, sans fixer de limite supérieure, alors que l'acier de construction mécanique doit présenter une aptitude suffisante à l'emploi avec des caractéristiques spécifiques bien déterminées comme la tenue à la fatigue, la résistance à la rupture brutale, l'aptitude à subir un cycle thermomécanique au cours de la mise en œuvre et l'usinabilité [38].

#### 5.4.1 Emboutissage

Les propriétés qui sont exigées d'un outil en service dépendent, dans une large mesure, des conditions d'utilisation de cet outil et de la température à laquelle peut être portée sa partie active. Lorsqu'il s'agit par exemple d'un problème de mise en forme à froid tel que le découpage, l'**emboutissage**, le roulage,... la température superficielle de l'outil ne dépasse pas, en général, 200 °C et les propriétés requises pour l'outillage sont essentiellement une dureté et une ténacité élevées, compatibles avec une bonne tenue à la fatigue mécanique et une grande résistance à l'usure. Lorsqu'il s'agit d'un problème de mise en forme à chaud, abordé en pratique dès que la température de la partie active de l'outil dépasse 300 °C, les propriétés requises pour l'outillage sont une dureté à chaud et une ténacité élevées, une grande résistance à l'adoucissement en service, compatibles avec une bonne résistance à la fatigue mécanique et thermique et une résistance à l'usure suffisante. On voit donc apparaître dans les outillages utilisés pour les problèmes de mise en forme un ensemble de propriétés qui peut se caractériser globalement de la manière suivante [38]:

- La ténacité, ou faculté de résister à des niveaux de contraintes très élevés sans entraîner de rupture brutale, propriété qui doit être accompagnée, dans de nombreux cas, par une bonne résistance aux chocs répétés.
- La dureté, qui exprime la résistance du matériau à l'enfoncement ou à la déformation, propriété qui doit être atteinte soit à la température ambiante, soit le plus souvent à chaud, avec des maintiens sous charge souvent prolongés.
- La résistance à la fatigue thermique, c'est-à-dire au cyclage de contraintes de traction et de compression qui sont le résultat de chauffages et de refroidissements successifs d'outillages utilisés notamment dans la mise en forme à chaud, cycles au cours desquels il y a en plus une oxydation superficielle.
- La résistance à l'usure, qui se caractérise par la faculté, pour la surface de l'outil, de conserver son état initial le plus longtemps possible sans endommagements en cours de service.
- la tenue à la corrosion qui traduit la résistance de la surface aux agressions liées à la chimie du milieu environnant.

### 5.4.2 Forgeage

#### 5.4.2.1 Aciers résistant aux chocs mécaniques

Ces aciers, du type chrome-molybdène ou nickel-chrome-molybdène, sont essentiellement conçus pour résister aux chocs (exemple : matrice de forge). Ils sont analogues aux aciers de construction, avec une teneur en carbone plus élevée et une addition de vanadium pour augmenter la résistance au revenu.

L'acier au chrome-molybdène-vanadium (45 CrMoV 6) a une bonne résistance au revenu. Il peut s'utiliser jusqu'à 550 °C s'il est traité pour un niveau de résistance compris entre 1 250 et 1 400 MPa et jusqu'à 450 °C lorsque son niveau de résistance est de 1 600 MPa. Il est couramment trempé à l'huile à partir de 1 000 à 1 050 °C et sa capacité de trempe est bonne. Les revenus sont effectués, selon les conditions d'emploi, entre 500 et 650 °C.

Les aciers au nickel-chrome-molybdène ont une excellente trempabilité, surtout avec Ni = 4 % (40 NiCrMo 16). Les températures de trempe normales sont comprises entre 850 et 880 °C, avec un refroidissement à l'air ou à l'air soufflé selon la teneur en nickel. Les revenus sont faits à des températures comprises entre 500 et 600 °C. Les caractéristiques de ductilité de ce type d'acier sont excellentes mais sa résistance à l'adoucissement, comparativement à celle de l'acier au chrome-molybdène-vanadium, est faible, ce qui limite ses conditions d'emploi aux températures inférieures à 500 °C [38].

Citons quelques exemples d'utilisation de ce groupe d'aciers d'outillage à chaud :

- Pour les aciers sans nickel : âmes de conteneurs des pièces à filer les alliages d'aluminium, matrices d'estampage ;
- Pour les aciers au nickel : matrices d'estampage avec gravures profondes dont l'échauffement est limité. Selon les dimensions des matrices, le niveau de résistance visé varie entre 1 100 et 1 300 MPa.

### 5.4.3 Aciers rapides

Les aciers rapides étaient utilisés jusqu'au début de la décennie 80 essentiellement comme outils de coupe. Il faut signaler que, de nos jours, une part grandissante de ces aciers est utilisée comme outils de découpage, d'emboutissage ou de frappe en remplacement des aciers d'outillage à froid ou à chaud tels que les aciers lédeburitiques au chrome ou les aciers de la famille X 38 CrMoV 5.

Les caractéristiques requises pour la mise en forme avec ou sans enlèvement de copeaux sont essentiellement la dureté (à froid et surtout à chaud), la résistance à l'usure et la ténacité.

Ces caractéristiques ont été obtenues au moyen d'additions importantes d'éléments carburigènes tels que le tungstène, le molybdène et le vanadium, combinés à des éléments tels que le chrome et le cobalt donnant, l'un la trempabilité, l'autre la dureté à chaud.

L'augmentation de la teneur en vanadium de ces aciers ainsi que l'augmentation correspondante de la teneur en carbone ont conduit à la mise au point de nuances d'aciers rapides dites surcarburées, dont la résistance à l'usure et la dureté à chaud sont nettement supérieures à celles des aciers rapides classiques.

Tous ces aciers ont été classés suivant le mode d'emploi en cinq catégories [38]:

- Les aciers rapides de base.
- Les aciers rapides surcarburés.
- Les aciers rapides au cobalt.
- Les aciers rapides au cobalt à haute teneur en carbone.
- Les aciers rapides à haute teneur en cobalt.

Malgré la diversité de leur composition chimique, la structure de ces aciers est la même quel que soit leur traitement thermique. Il s'agit d'une dispersion de carbures spéciaux dans une matrice ferritique ou martensitique.