

LES ACIERS INOXYDABLES

1-GENERALITES :

1-1-Historique :

Dans ce dernier quart de siècle, industriels et chercheurs ont accompli un travail très important, en perfectionnant à la fois, les techniques de fabrication et les méthodes d'investigations de laboratoire. Les connaissances sur la corrosion ont été approfondies et de nouvelles nuances d'aciers ont été créées pour répondre à des sollicitations de plus en plus sévères.

Les procédés nouveaux d'élaboration et de coulée permettent, en plus d'une réduction de coût, une décarburation efficace et résoudre ainsi d'une façon économique tous les cas de corrosion intergranulaire des aciers austénitiques provoquée par la précipitation de carbures de chrome. Le procédé AOD utilise, pour la décarburation en poche, un mélange d'argon et d'oxygène et le procédé VOD fait intervenir le vide.

Ces techniques présentent l'avantage d'une désulfuration poussée qui améliore la résistance à la corrosion par piqûres. La désoxydation en poche entre le métal liquide et la coulée continue permet aussi de maîtriser la nature des inclusions qui peuvent avoir une influence sur la résistance à la corrosion, la soudabilité et l'aptitude à l'usinage.

Le développement des techniques de laboratoire a permis d'approfondir les études sur la structure et l'analyse chimique. La spectrométrie par fluorescence X permettant une analyse instantanée a contribué à une reproductibilité rigoureuse de la composition des coulées. Les méthodes électrochimiques d'études de la corrosion mises au point permettent également d'évaluer la résistance à divers types d'attaques corrosives.

1-2 Production et croissance de la consommation d'aciers inoxydables :

Avec un taux de croissance moyen de 4% au cours des années 70-80 l'acier inoxydable s'est révélé un matériau de base en développement. La production mondiale (hors pays de l'Est) en 1988 a dépassé 10 Millions de tonnes de produits bruts de coulée (lingots, brames, blooms et billettes); elle est reproduite en figure 1.

Elle se répartit principalement en trois catégories de produits de base :

- | | |
|-----------------------------------|------|
| - produits plats laminés à froid | 61%, |
| - produits plats laminés à chaud | 12%, |
| - produits long laminés et forgés | 27%. |

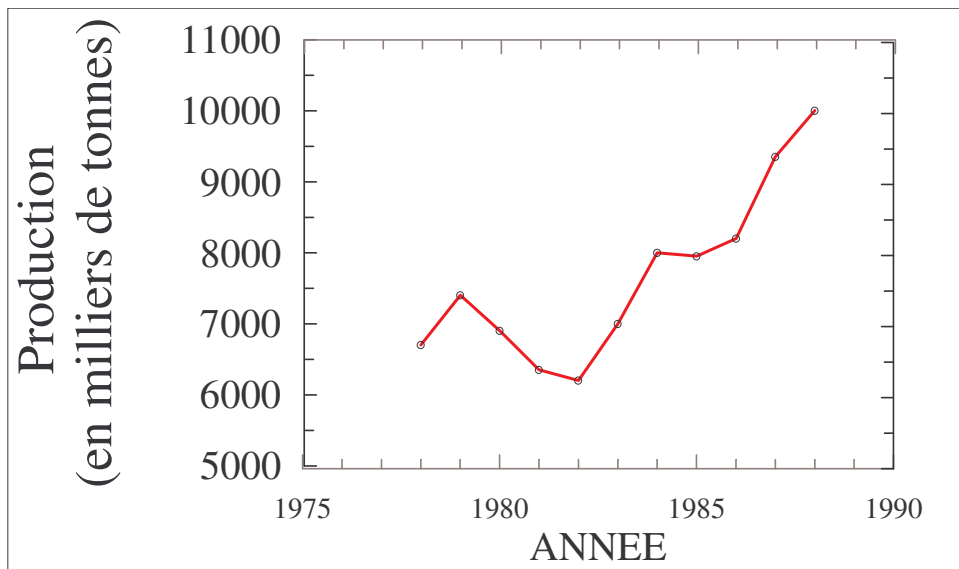


Figure 1 Evolution de la production mondiale d'aciers inoxydables.

Le marché mondial de l'acier inoxydable laminé à froid est largement dominé comme beaucoup d'autres produits par trois zones :

- Europe de l'Ouest 33%,
- Amérique du Nord 25%,
- Japon et Sud-Est Asiatique 38%.

La consommation par personne est très variable. Elle passe de moins de 1kg/personne dans les pays en voie de développement à plus de 4kg/personne dans les pays industrialisés: Japon, Sud-est Asiatique, Europe, USA.

Le Japon (6 à 8 kg/personne avec le Sud-Est Asiatique) et les USA (4 à 6kg/personne avec l'Europe) ont fortement développé l'utilisation de l'acier inoxydable dans le bâtiment; l'Europe occupe au contraire une position privilégiée dans l'électroménager.

1-3 Dégâts économiques causés par la corrosion :

Dans certains pays développés comme la France, un quart de la production annuelle en acier est rendue inutilisable par suite de sa détérioration par la corrosion. Aux USA, on estime à 30 Milliards de Dollars/an le coûts de ces dégâts.

Le chrome étant l'élément d'addition principal (11 à 25%), ses réserves ne cessent de diminuer. En effet, d'après le Club de Rome, les réserves mondiales de chrome connues sont de l'ordre de $775 \cdot 10^6$ tonnes et la consommation annuelle augmente de 2.6% par an. En conséquence, l'approvisionnement de cet élément ne sera assurée que pour une durée de 77 ans à partir de 1988.

La rareté de certains minerais poussera les industriels à augmenter les prix de leurs produits ou à utiliser d'autres matériaux moins onéreux et de qualités de plus en plus compétitives.

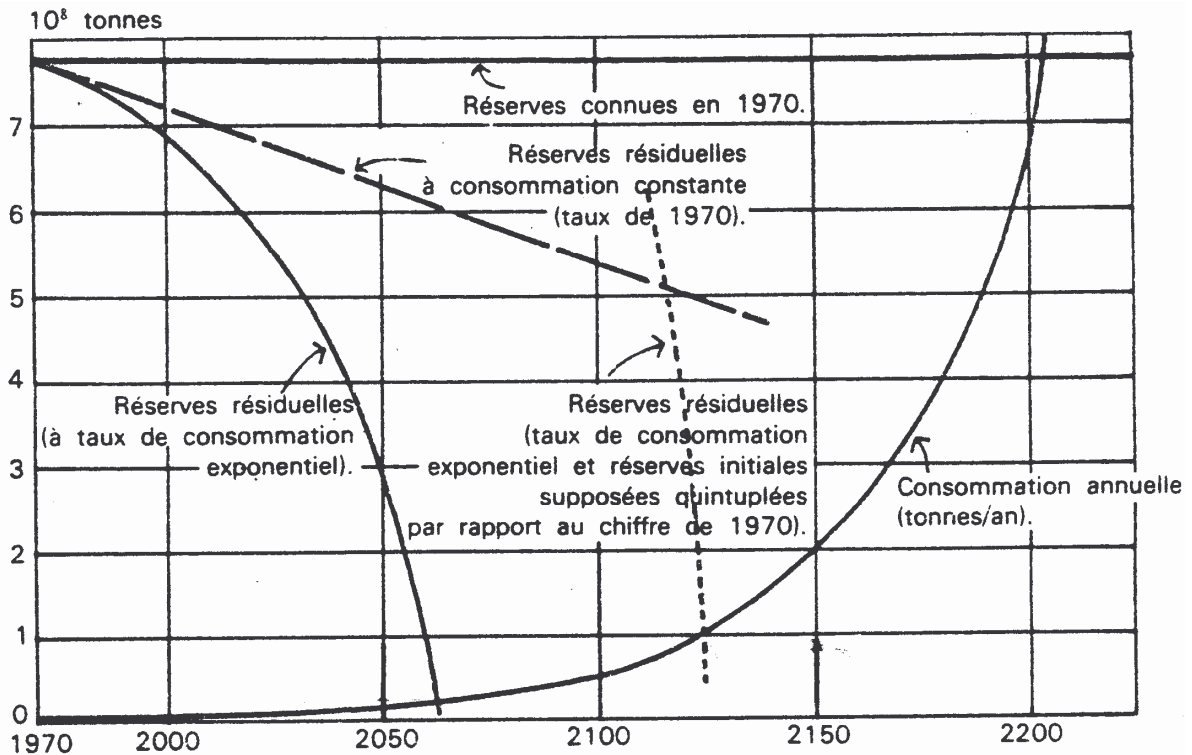


Figure 2 Diminution des réserves de Chrome.

2- CLASSIFICATION ET PROPRIETES DES ACIERS INOXYDABLES :

Il existe une grande variété d'aciers inoxydables, leur caractéristique commune est leur teneur en chrome $> 11.5 \%$. Les aciers inoxydables sont utilisés pour leur résistance à la corrosion, à l'oxydation et leur bel aspect extérieur, qualités découlant de la présence du chrome. Une classification selon leur structure serait préférable :

- ❑ **ferritiques** contenant 12 à 13 % Cr et très peu de carbone ;
- ❑ **martensitiques** avec 12 à 17 % Cr et 0.1 à 1.0 % C ;
- ❑ **austénitiques** contenant 17 à 25 % Cr et 8 à 20 % de Ni ;
- ❑ les alliages **duplex** avec 23 à 30 % Cr et 2.5 à 7 % Ni et addition de Ti et Mo ;
- ❑ les alliages **à durcissement par précipitation** qui ne peuvent pas avoir une base *austénitique* ou *martensitique*, avec des additions de Cu , Ti , Al , Mo , Nb ou N .

La métallurgie physique de ces aciers commerciaux est très approchée à travers l'étude des trois diagrammes binaires Fe-Cr, Fe-Ni, et NCr, et du diagramme ternaire Cr-Fe-Ni .

2-1 DIAGRAMMES DE PHASES :

2-1-1 Diagrammes binaires :

Le système Fe-Cr est la base de tous les aciers inoxydables. Le Cr étant un élément alphagène, a tendance à rétrécir la boucle γ avec un maximum de solubilité à 12 % Cr dans l'austénite à 1000 ° C. L'austénite ne se présente qu'entre 830° et 1390° .

L' addition de carbone et d'azote, qui sont des éléments fortement gammagènes, étend la zone γ et par suite accroît la solubilité du Cr dans l'austénite. La zone $\alpha+\beta$ est particulièrement étendue, une teneur de 0.2 % (C + N) étend la limite de solubilité du Cr de 13 à 27 % .

La portion du système Fe-Cr montre l'existence de la phase σ de structure tétragonale avec 30 atomes par maille. Cette phase se forme très lentement à une température limitée entre 800° et 600°C. Sa composition dans l'alliage binaire est très limitée (46 à 53 % Cr). A 520°C, il existe un palier eutectoïde avec une assez lente réaction. La phase σ peut être évitée par refroidissement rapide.

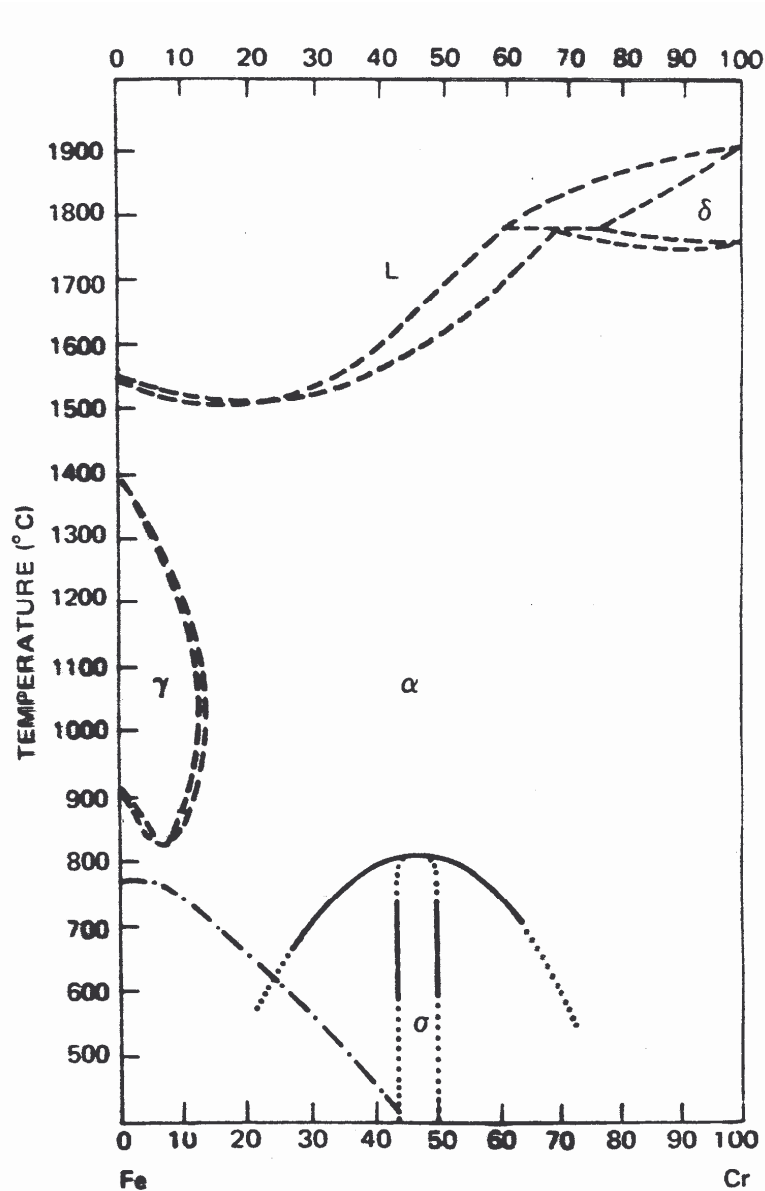


Figure 3 Diagramme binaire Fe-Cr.

Le système Fe-Ni est actuellement accepté au dessus de 450°C. Le maximum de solubilité du Ni dans le fer se présente entre 400 et 500°C.

Le Ni étant un élément gammagène, à 30% Ni il étend la phase γ de 500 °C à 1450 °C. La transformation de l'austénite au refroidissement est très lente, une vitesse de refroidissement très rapide provoquerait une transformation martensitique des alliages Fe-Ni. La température Ms chute sensiblement quand la teneur en Ni augmente :

- +200°C à 20 %;
- 0°C à 30 %;
- 220°C à 34 %.

Pendant, l'allure du diagramme de phase Fe-Ni au dessous de 450°C est encore sujette à discussions. La preuve en est la précipitation que peut former la phase Fe-Ni (structure tétragonale à faces centrées à des températures < 400°C) .

Les phases en équilibre des alliages riches en Fe à cette température sont α et FeNi. Aussi, l'équilibre du côté des hautes teneurs en Ni est discuté.

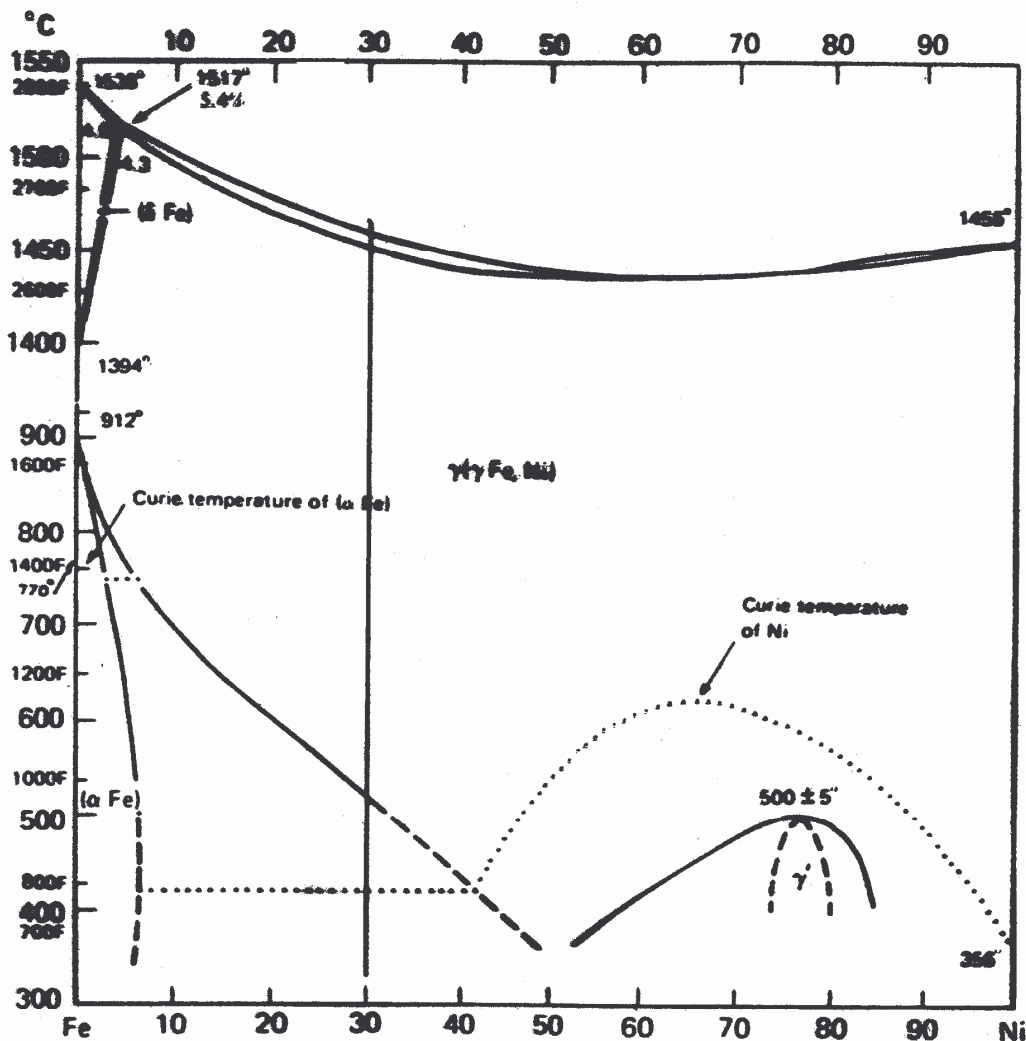


Figure 4 Diagramme binaire Fe-Ni.

Le système Cr-Ni montre une transformation allotropique du Cr. Les 2 phases σ et δ peuvent être conserbées à température ambiante par trempe à 1250°C. Concernant les aciers inoxydables, l'allure fondamentale de ce diagramme est la large étendue de la zone γ ; pour des teneurs en Cr > 50 % il peut dissoudre en structure cfc de Ni à 1350 °C.

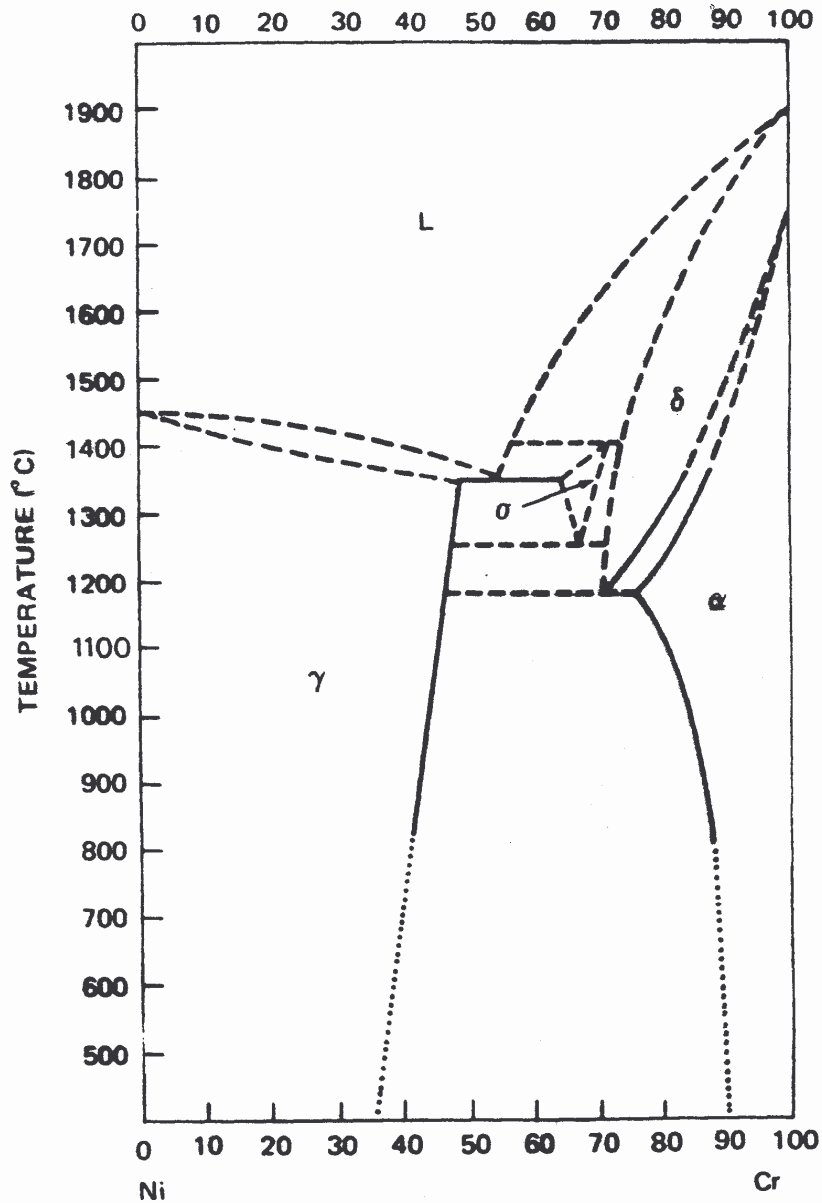


Figure 5 Diagramme binaire NiCr.

2-1-2 Diagrammes ternaires:

Les incertitudes dans les trois systèmes binaires se reportent dans le diagramme ternaire Fe-Cr-Ni. Aussi, du fait de la lenteur des réactions, le diagramme d'équilibre des phases ne peut pas être toujours utilisé pour prédire les structures qui pourraient être en présence dans les alliages commercialisés.

Les figures 6 représentent une section des diagrammes ternaires Fe-Cr-Ni (à 650 °C) et Mo-Cr-Ni (à 1000°C).

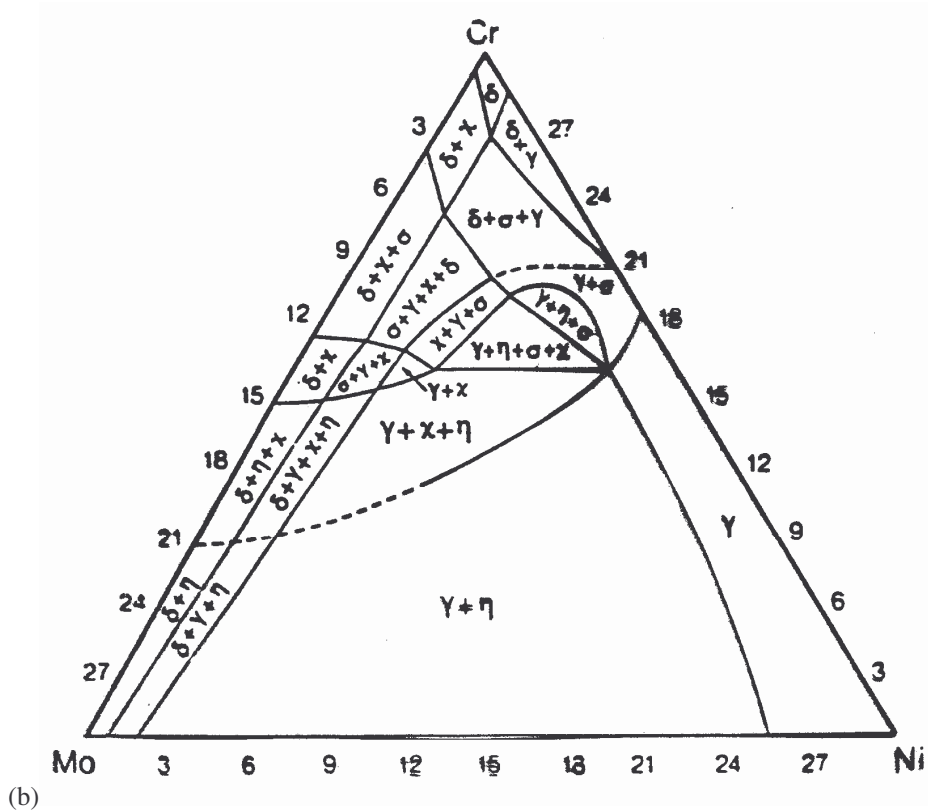
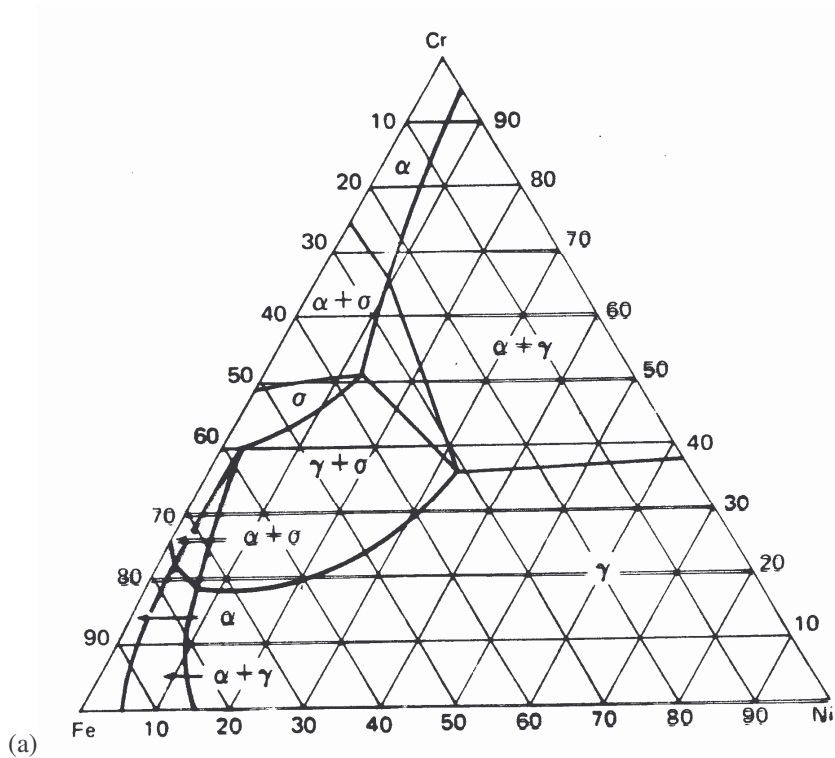


Figure 6 Sections des diagrammes ternaires Fe-Cr-Ni à 650°C (a) et (b) Mo-Cr-Ni à 1000°C

Bien que la phase σ constitue la majeure partie du diagramme de phase Fe- Cr- Ni, sa vitesse de formation au dessous de 500°C est si lente qu'elle ne constitue pas un facteur déterminant sur les propriétés des aciers inoxydables utilisés à ces températures .

2-2 EFFET DES AUTRES ELEMENTS D'ADDITION DANS LES ALLIAGES FeCrNi :

Carbone :

Le carbone est faiblement soluble dans les alliages austénitiques Fe-Cr-Ni mais néanmoins un élément fortement gammagène.

La solubilité du carbone à 700°C est de 0.007% précipité en Cr₂₃C₆ aux joints de grains d'austénite rendant l'acier sensible à la corrosion intergranulaire par appauvrissement en Cr de la solution solide. Cette précipitation est provoquée au refroidissement après soudage. Cette détérioration est évitée en maintenant la teneur en carbone < 0.03%. Bien que cette teneur en C peut excéder la solubilité du Cr₂₃C₆ à moins de 700°C, les carbures se forment lentement à cette température et la vitesse de refroidissement, après soudage, est assez haute pour éviter la précipitation .

Azote :

L'azote est plus soluble dans l'austénite Fe-Cr-Ni que le carbone. C'est un élément gammagène tenace, et il peut être un substitut économique d'une partie du Ni dans les aciers inoxydables austénitiques.

Autres éléments :

L'effet des autres éléments est donné en Ni_{eq} pour les éléments gammagènes et en Cr_{eq} pour les éléments alphas :

$$Cr_{eq} = Cr + 2(Si) + 1.5(Mo) + 5(V) + 5.5(Al) + 1.75(Nb) + 1.5(Ti) + 0.75(W)$$

$$Ni_{eq} = Ni + Co + 0.5(Mn) + 0.3(Cu) + 30(C) + 25(N) .$$

Des équations similaires sont appliquées dans la forme pour le diagramme de Schaeffler, quoiqu'à l'origine utilisés pour les cordons de soudures refroidis à air froid. Il existe plusieurs formes adoptées par plusieurs chercheurs qui sont résumées dans l'article consacré à l'équivalent Ni/Cr.

Des transformations martensitiques sont pratiquées sur les aciers inoxydables Fe-Cr-C. Ces transformations leur confèrent une grande dureté et une bonne résistance à la corrosion. Elles se produisent aussi dans les austénites métastables des aciers inoxydables quand ils sont déformés à froid.

2-3 FRAGILISATION DES ALLIAGES Fe-Cr :

Comme indiqué précédemment, il existe une discontinuité de miscibilité dans le système Fe-Cr. La solution solide de Cr dans le Fe se divise en 2 parties, Fe riche en α et Cr riche en α' , à température comprise entre 350 et 500°C. Quand α' se forme, cela cause une fragilisation de l'alliage. Cette fragilisation peut être supprimée par réchauffement à une température autour de 550°C. A des teneurs de Cr comprises entre 14 et 18%, la formation de α' se produit par nucléation et croissance normales.

- Fragilisation par trempe :

La fragilisation à 475°C n'est pas un effet interne de surface, la rupture étant transgranulaire. La fragilisation des alliages Fe-Cr peut être augmentée par la présence d'Al, Mo, Ti, Si, Nb ou P, mais cette présence n'est pas essentielle. Ces éléments peuvent avoir seulement un effet de consolidation du maillage cc. Les teneurs plus que les maximales normales de Ni réduisent la fragilisation.

- Fragilisation par travail à froid :

Le 2^o type de fragilisation des alliages Fe-Cr est causé par la formation de la phase σ . Une telle fragilisation peut se produire quand les particules σ sont suffisamment grandes pour supporter une rupture de GRIFFITH. Au cours des températures importantes, α' et σ peuvent coexister.

A propos de la précipitation de la phase σ dans l'acier inoxydable du type 316Ti contenant du phosphore (acier Z 6 CNDTP 17-13) il est montré qu'après traitement de précipitation à 600, 650, 700 et 800°C pendant des durées de maintien allant jusqu'à 4000h, une addition de 0.15%P, en masse, diminue la précipitation de la phase σ dans ce matériau. Ce fait peut être expliqué par une précipitation d'autres phases, notamment le carbure $M_{23}C_6$ et les composés intermétalliques η et χ dont la formation se produit avant celle de sigma. Toutefois, l'abondante précipitation du carbure $M_{23}C_6$, observée dans cet alliage, semble être la principale cause du retard de la nucléation de la phase sigma.

2-4 ACIERS INOXYDABLES FERRITIQUES:

Ce sont des alliages Fe-Cr contenant de 11.5 à 27%Cr avec des additions de Mn et Si et parfois de Ni, Al, Mo, ou Ti. La teneur en carbone est maintenue basse selon la faisabilité économique améliorant la ténacité et minimisant la sensibilité qui survient par précipitation de carbures de Cr. Car cette faible teneur en C ne confère pas aux aciers une haute résistance. Leur limite d'élasticité dans des conditions de recuit est usuellement de l'ordre de 275-415 MPa. Ils sont utilisés pour leur bonne résistance à la corrosion.

Ces aciers furent développés après la réalisation des aciers inoxydables austénitiques qui avaient pour défaut la rupture sous corrosion sous contrainte, particulièrement en présence d'ions chlorurés.

Le Mo est introduit pour améliorer la résistance à la corrosion par crevasse et par piqûres. Le Ni est additionné pour augmenter la résistance aux attaques des acides réducteurs. Le Ni et / ou le Ti sont additionnés pour leur affinité à C et N.

Du fait de leur structure cc, les aciers inoxydables ferritiques subissent la transition ductile-fragile de rupture qui constitue un sérieux handicap pour leur emploi en structures porteuses.

Les aciers ferritiques à bas interstices sont moins sensibles (en termes de Normes) à la corrosion intergranulaire causée par appauvrissement en Cr dû à la précipitation des carbures de chrome aux joints de grains; comme ce qui arrive dans les ZAT des soudures. Cette sensibilisation se produit après chauffage excédant 900°C, ou la solubilité du C dans la ferrite est suffisante pour permettre une précipitation subséquente.

Du fait des très hauts degrés de diffusion dans les structures cc comparés aux structures cfc à la même température, la sensibilisation est beaucoup trop rapide dans les aciers ferritiques que dans les austénitiques. Le processus de sensibilisation consiste en la précipitation de couches de $(Cr,Fe)_7C_3$ ou de $(Cr,Fe)_{23}C_6$ aux joints de grains.

2-5 ACIERS INOXYDABLES MARTENSITIQUES :

Les aciers inoxydables martensitiques diffèrent des types ferritiques par leur teneur élevée en C. Il contiennent de 12 à 18%Cr et 0.12 à 1.2%C. Comme on peut le remarquer sur le diagramme, de tels aciers peuvent être chauffés pour former de l'austénite ou de l'austénite+carbure et alors refroidis pour former de la martensite. Pour les aciers qui sont inclus dans la boucle γ , la relation $(\%Cr-17\%C)<12.5$ devrait être prise en compte.

Ils peuvent être durcis et trempés afin d'obtenir des limites de résistance à la rupture de l'ordre de 550-1860 MPa. La teneur en Cr confère à ces aciers un durcissement tellement élevé qu'il peuvent être durci à l'air de manière uniforme dans les grandes sections. S'ils doivent subir un traitement thermique pour une amélioration de la résistance, la δ ferrite contenue doit être minimisée.

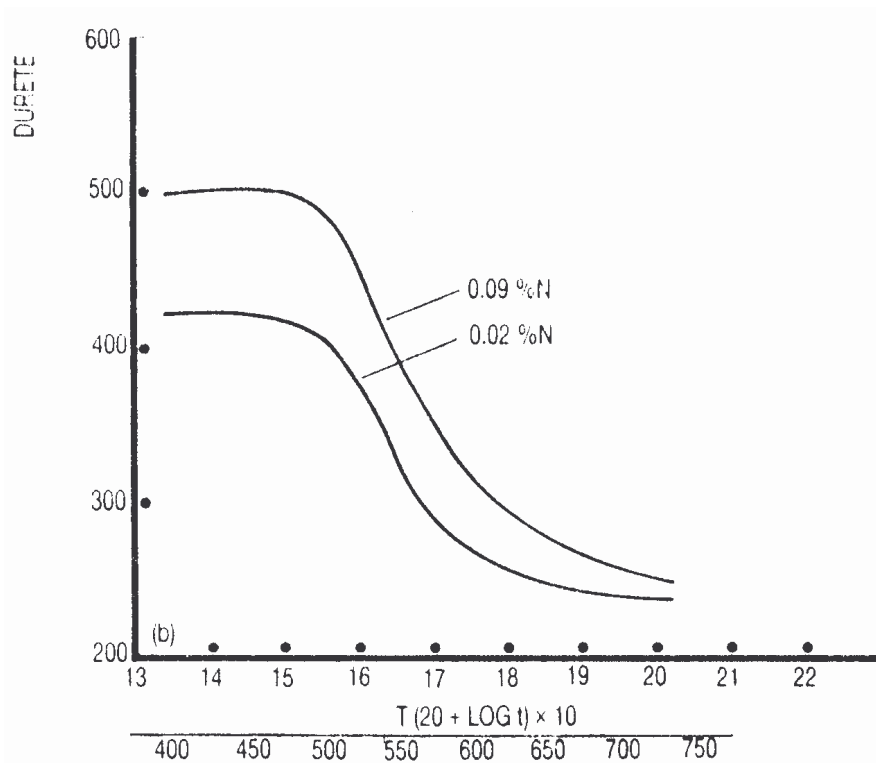


Figure 7 Influence de l'azote sur la courbe de revenu d'un acier à 12% de Cr.

Lors de la trempe des aciers inoxydables martensitiques, la température de 440 à 540°C doit être évitée afin de ne pas les fragiliser. Cette fragilisation est attribuée à la morphologie des carbures plutôt qu'à un phénomène de ségrégation quelconque.

L'azote peut être ajouté dans les aciers à bas carbone à 12%Cr pour atteindre un maximum sans porosité du lingot aux environs de 0.3%. Ceci, combiné à une addition d'environ 1.6%Ni, produit le type 404 des aciers inoxydables. La fonction de l'azote est d'accroître la dureté (comme une pseudo-trempe) à environ 56 Rc (~550 HB) (fig 7).

2-6 ACIERS DUPLEX AUSTENO-FERRITIQUES :

Ce sont des aciers à microstructure de ferrite dans des grains d'austénite ou vice versa, et qui ont l'avantage principal par rapport aux austénitiques : leur limite élastique est 2 fois plus grande. Si la taille du grain est suffisamment fine, 3 à 10 μ , de tels alliages peuvent être superplastiques à près de 950°C, avec des allongements en traction à presque de 500%. D'autres avantages sont la résistance à la corrosion qui est similaire à celle des austénitiques, une résistance à la rupture par corrosion sous contrainte améliorée ainsi qu'une bonne soudabilité. Les inconvénients sont la sensibilité à la fragilisation par les phases α' et σ et quelques difficultés au travail à chaud.

La limite élastique augmente en élevant la teneur en ferrite. Les formules de détermination du type de Mr Pickering (§ 2-7) ne s'appliquent pas à la résistance, probablement à cause des contraintes induites par la transformation des grains d'austénite. La contrainte de rupture en traction à l'ambiante atteint un maximum à environ 70 à 80 % de ferrite mais la résistance à la traction est élevée.

Si ces alliages sont à prédominance ferritiques, ils ont une transition de résilience ductile-fragile typique aux aciers ferritiques avec une température de transformation s'élevant brusquement quand la teneur en ferrite est au dessus d'environ 60%. Les fissures se produisent par clivage des grains de ferrite et par rupture ductile des grains d'austénite.

Du fait de la haute teneur en Cr et de la ségrégation du Cr dans les grains de ferrite, les alliages duplex peuvent être fragilisés par maintien ou refroidissement lent à une température de 300 à 550°C. Cette fragilisation est due à la formation de la phase α' . Le vieillissement à des températures entre 550 et 950°C peut conduire à une sévère fragilisation par la phase σ , avec maximum de formation situé à 700°C. Généralement, le travail à froid accélère la précipitation de sigma.

Les aciers inoxydables duplex ont une excellente résistance aux attaques de corrosion intergranulaire qui est attribuée à un ou aux deux mécanismes suivants: le premier est que les joints γ/γ ne sont pas continus, le second est qu'il y a une intersection fréquente avec les joints α/γ .

Aux températures de précipitations des carbures de Cr, la haute concentration ainsi que la diffusivité du Cr dans la ferrite conduit à une rapide réparation de l'appauvrissement en Cr. Le second mécanisme complique le mouvement des grains γ/α dans α si les carbures de Cr se forment le long des joints.

La diminution de la teneur en Cr dans α lui permet de se transformer en γ et de ce fait isolant les carbures. L'exemption de la rupture transgranulaire en corrosion sous contrainte est plus importante que celle de l'attaque intergranulaire et la présence des deux phases minimise aussi ce problème.

2-7 ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES:

Les aciers inoxydables austénitiques contiennent de 16 à 25 %Cr en plus d'additions suffisantes de Ni, Mn ou N pour les rendre austénitiques à l'ambiante.

Du fait de leur structure cfc, ils sont amagnétiques et tenaces à basse température. Aussi, leur microstructure à phase unique leur confère une soudabilité facile, une basse limite élastique; mais peuvent être consolidés par travail à froid ou par addition d'éléments en solution solide. Leurs inconvénients sont leur coût élevé et la sensibilité à la rupture sous corrosion sous contrainte.

Le durcissement par travail à froid est efficace uniquement pour des tôles ou tréfilés qui seront utilisés à des températures < 500°C. Aussi, de tels produits ne peuvent être soudés sans perte de résistance. S'il y a transformation substantielle de martensite durant le travail à froid, la limite élastique peut excéder 1500 MPa. Certains des problèmes associés au laminage à froid des aciers austénitiques peuvent être allégés par un travail à chaud à des températures situées entre 700 et 900 °C.

Ce procédé peut être rendu plus efficace en additionnant une faible proportion de Nb dans la tôle comme inhibiteur de recristallisation par précipitation de NbC ou NbN, et par chauffage à environ 850 °C après laminage. Il en résulte une structure qui améliore la résistance à l'adoucissement à température élevée et qui peut être optimale avec de moins sévères restrictions sur la taille des sections que d'utiliser des aciers travaillés à froid.

Les aciers austénitiques peuvent être consolidés par addition d'éléments en solution solide. Les solutés interstitiels sont de loin les plus efficaces, mais l'addition de C est hors de question parce qu'elle provoque des effets nuisibles par précipitation des carbures de chrome. Ceci laisse N comme étant l'élément le plus efficace pour un durcissement de solution solide. Afin d'achever la solubilité de N dans l'austénite, il est souhaitable d'ajouter aussi un soluté de substitution qui abaisserait l'activité de N dans l'austénite sans conduire à des précipitations. Il est aussi souhaitable que le soluté de substitution stabilise l'austénite. Le manganèse est l'unique élément qui satisfait aux deux conditions.

Les effets mineurs comparatifs des solutés de substitution sur la limite élastique et la résistance à la traction des aciers inoxydables austénitiques sont donnés par les équations établies par PICKERING. Elles incluent aussi l'effet de la taille du grain, la ferrite δ et l'espacement des couches.

$$\begin{aligned} \text{Limite élastique : (0.2\% MPa)} &= 15.4[4.4 + 23(C) + 1.3(\text{Si}) + 0.24(\text{Cr}) \\ &\quad + 0.94(\text{Mo}) + 1.2(\text{V}) + 0.29(\text{W}) \\ &\quad + 2.6(\text{Nb}) + 1.7(\text{Ti}) + 0.82(\text{Al}) \\ &\quad + 32(\text{N}) + 0.16(\text{ferrite } \delta) + 0.46d^{-1/2}] \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Résistance à la traction} &= 15.4[29 + 35(C) + 55(\text{N}) + 2.4(\text{Si}) + 0.11(\text{Ni}) \\ \text{(Contrainte de rupture)} &\quad + 1.2(\text{Mo}) + 5.0(\text{Nb}) + 3.0(\text{Ti}) + 1.2(\text{Al}) \\ &\quad + 0.14(\text{ferrite } \delta) + 0.82 t^{-1/2}] \end{aligned}$$

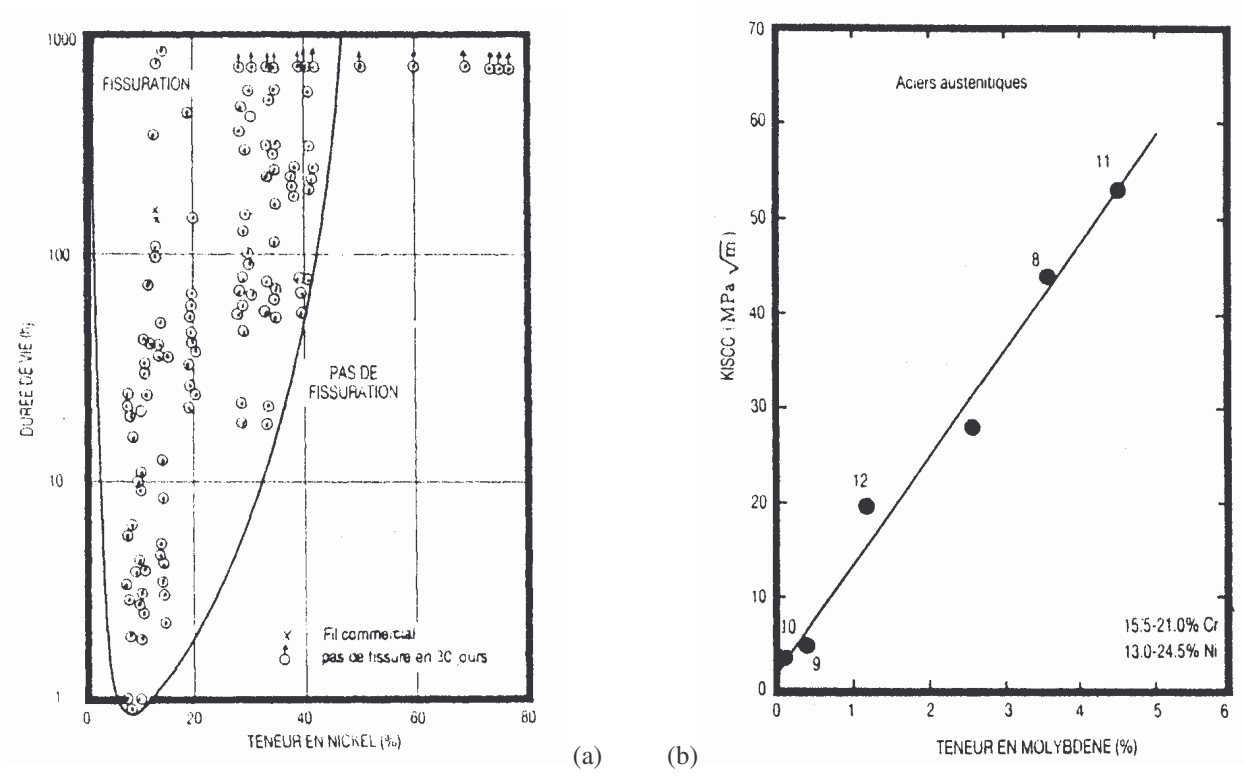
Où δ ferrite représente le volume en % de ferrite ;
 d la moyenne linéaire des diamètres de grains (mm);
 t espacement des couches (mm).

Les coefficients attribués au Nb, Ti et Al doivent être considérés avec une certaine réserve du fait, peut être, de la combinaison de la solution solide et des effets de la précipitation .

La basse solubilité de C dans l'austénite FeNiCr a été montré précédemment. La teneur en C habituelle des alliages commercialisés est en excès par rapport aux limites indiquées ici; ainsi, s'ils sont chauffés à des température entre 450 et 850 °C, les carbures de chrome précipiteront aux joints de grains d'austénite appauvrissant en Cr les grains et accélérant les attaques corrosives des grains. Ce mécanisme peut être prévenu par abaissement de la teneur en C (< à 0.03%) ou alors par addition de Ti ou Nb dans l'acier, avec $Nb < 10xC$ et $Ti < 5xC$.

Les aciers stabilisés au Nb et au Ti exigent un minimum de Ni de 9% pour compenser la perte. Les effets stabilisateurs d'austénite du C et N sont otés de la solution et les effets alphas de Ti et Nb admis dans la solution solide. Ces proportions provoquent la fissuration dans la ZAT après soudage, probablement du fait de la précipitation de la fine dispersion de Ti ou Nb des carbonitrides de Ti ou de Nb qui causent un durcissement local. Le problème le plus persistant des aciers inoxydables austénitiques est la rupture par corrosion sous contrainte en milieu chloruré.

Ce phénomène peut se produire sans corrosion généralisée, en présence de contraintes (appliquées ou résiduelles) et d'ions chlorurés, même à de faibles teneurs. La rupture est transgranulaire avec peu ou pas de déformation plastique et souvent des effets catastrophiques. Ce type de rupture affecte les aciers contenant du Ni avec un plus grand endommagement se produisant à des teneurs courantes de Ni comme indiqué sur les figures 8.



Figures 8

(a) Effet du nickel sur la fissuration en corrosion sous contrainte en milieu $MgCl_2$ chlorure de magnésium à 42% bouillant à 155°C.

(b) Influence de Mo sur $K_{I_{CSC}}$ en milieu NaCl à 22% à 105 °C.

2-8 ACIERS INOXYDABLES A DURCISSEMENT PAR PRECIPITATION :

Les aciers inoxydables durcis par précipitation peuvent avoir une matrice en structure d'austénite ou de martensite. Les aciers durcis par précipitation austénitiques ont l'avantage pour quelques applications de magnétisme temporaire.

L'austénite contient un minimum de 10%Ni ou Ni+Mn pour rester austénitique même quand une partie de Ni ou Mn est ôtée de la solution par formation d'un composé intermétallique. Les éléments de consolidation peuvent être P, Mo, Cu, Nb ou Ti. Les alliages sont une solution traitée à environ 1200°C, trempée puis vieilli à 700-800°C pour augmenter la limite élastique à environ 700MPa. Du fait de ce vieillissement à température élevée, ils peuvent servir à hautes températures mieux que les classes martensitiques.

Ces alliages sont analogues aux aciers maraging excepté leur teneur en Cr, plus résistants à la corrosion avec une plus faible résistance à la traction. Dans les deux cas, la structure martensitique en lattes est utilisée pour obtenir une certaine résistance, mais la fonction première de cette structure est de produire une abondance de sites de nucléation pour la précipitation de composés intermétalliques. Comme dans les aciers maraging, C est maintenu bas < 0.05% pour améliorer la ténacité .

La composition de l'austénite est équilibrée pour donner une température Ms comprise entre 125 et 250 °C, en abaissant la teneur en Ni à 4-7%. Les éléments d'addition qui forment des précipités sont Cu, Mo, Al, Ti, Nb et N.

Ces alliages sont des solutions traitées, trempées et vieilles à des température comprises entre 400 et 500 °C. Le processus de précipitation est très complexe, mais apparemment quelques agents durcisseurs sont le Cu (avec le Ni en solution), Ni₃Ti, Ni₃Al et NiAl.

Pour la formabilité à l'ambiante de l'alliage en état austénitique doux, les teneurs élevées en Ni peuvent être utilisées pour produire des aciers appelés "semi-austénitiques durcis par précipitation". Après le formage, ceux-ci peuvent être refroidis pour former de la martensite, puis vieillis, ou provoquer un déclenchement d'adoucissement (recuit) à environ 750 °C. Ceci enlève le Cr et C de l'austénite, et par suite élève la température Ms. L'alliage est vieilli après refroidissement au dessous de l'ambiante.