

Chapitre 6 : Aciers spéciaux et superalliages

6.1 Aciers Hadfield

L'acier Hadfield a été inventé par Sir Robert Hadfield en 1882. Ce type d'acier avec sa matrice austénitique à température ambiante présente une ténacité, une ductilité et une capacité d'écaillage élevées avec une excellente résistance à l'usure. En conséquence, cet acier est largement utilisé depuis de nombreuses années dans une variété d'applications telles que : le terrassement, l'exploitation minière, les chemins de fer, les carrières, le dragage et le forage pétrolier/gazier [39].

6.1.1 Composition chimique

Le manganèse et le carbone sont les principaux éléments d'alliage d'un acier de Hadfield au manganèse : ils assurent la formation de la phase austénitique cubique à faces centrées (cfc) γ . Combiné avec le manganèse, le carbone influence beaucoup les caractéristiques de l'austénite, c'est-à-dire sa résistance et sa limite élastique. La stabilité de l'austénite croît avec la teneur en carbone, mais la ductilité globale de l'alliage diminue quand cette dernière dépasse 1.2 % par suite de formation de précipités que l'on ne peut totalement remettre en solution. La teneur en manganèse n'a pas un grand effet sur la limite élastique ; en revanche il augmente la résistance et la ductilité. Pour avoir une bonne ténacité et une bonne ductilité de l'austénite, il faut que la teneur en manganèse soit supérieure à 10 % [40].

La figure 6-1 présente la microstructure d'un acier Hadfield a une teneur en manganèse de 12 à 14%.

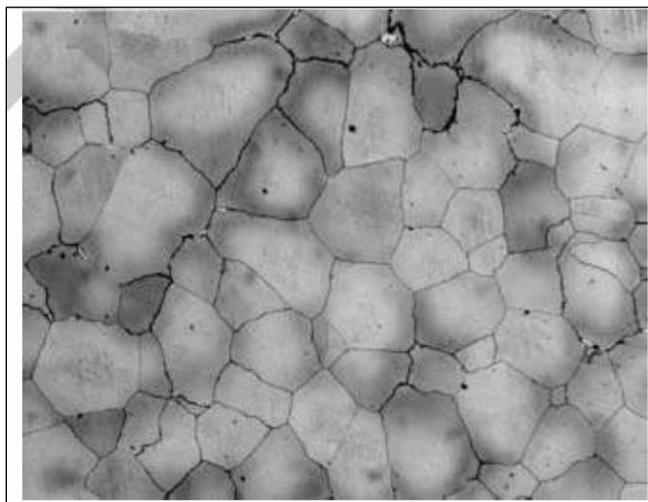


Figure 6-1 : Microstructure de l'acier Hadfield Mn montre des points noirs de carbure de Mn et de grains austénitiques [39].

Les effets de différents éléments sur les propriétés des aciers Hadfield sont [39]:

- **Silicium** : la mauvaise utilisation du silicium a un effet néfaste sur la réputation de l'acier au manganèse. Le silicium peut être utilisé jusqu'à 2 % pour augmenter modérément la limite d'élasticité sans affecter de manière significative la ténacité. Cela peut être vrai pour les données de barre d'essai de 25 mm, mais lorsque nous parlons de moulages de section lourde, le silicium peut avoir des conséquences négatives sur la ténacité.
- **Phosphore** : Une teneur en phosphore de 0,08 % est autorisée dans les spécifications. Le grave problème rencontré avec les teneurs élevées en phosphore est la fissuration.
- **Soufre** : La soudabilité diminue avec l'augmentation de la teneur en soufre. Cet élément est très nocif pour la qualité de surface, notamment dans les aciers à faible teneur en carbone et en manganèse. La seule exception est le groupe des aciers de décolletage, où le soufre est ajouté pour améliorer l'usinabilité.
- **Chrome**: Il pourrait être plus prudent d'identifier le chrome comme une impureté de l'acier au manganèse, car la mauvaise utilisation de cet élément engendre des pertes colossales pour les producteurs que pour les utilisateurs. Le chrome augmente la limite d'élasticité.
- **Nickel** : Il a été démontré que l'addition de nickel à l'acier au manganèse austénitique diminue la résistance à la traction, augmente légèrement la ductilité mais n'a aucun effet sur la limite d'élasticité. Cependant, le nickel améliore la ténacité d'un tel acier en bloquant la précipitation des carbures aux joints de grains pendant le réchauffage et le refroidissement. Cela produit un acier moins sensible à la fissuration à chaud et plus apte au soudage.
- **Molybdène** : Une contribution importante apportée par l'addition de molybdène est l'amélioration significative des propriétés mécaniques de coulée et la résistance accrue au carbure qui se produit si l'acier au manganèse est réchauffé. En termes de fonderie, cela se traduit par une manipulation en atelier plus facile avec une propension réduite à la fissuration. Pour cette raison, le molybdène (généralement une addition de 1%) est un contributeur précieux à la production de moulages de concasseurs massifs. Cependant, il est très important de se rappeler que le carbone est l'élément fragilisant et que ces effets bénéfiques pour la production de grandes coulées n'ont d'importance pratique qu'à des teneurs en carbone plus faibles.

- **Titane** : L'addition de titane à l'acier au manganèse austénitique avec des quantités allant de 0,03 % à 0,24 % afin d'affiner la taille des grains des pièces moulées des concasseurs à mâchoires et par conséquent d'augmenter leur durée de vie en minimisant la fissuration. Dans les sections lourdes, l'effet d'affinage du grain n'est pas important, mais le titane fixe le carbone et, en fait, rend l'acier équivalent en termes de ductilité et de limite d'élasticité à une nuance d'acier au manganèse à plus faible teneur en carbone.
- **Vanadium** : Le vanadium a été ajouté à l'acier au manganèse austénitique afin d'augmenter la dureté de l'acier et de le rendre ainsi plus résistant à l'usure dans des conditions d'abrasion à faible contrainte.
- **Tungstène** : Des additions allant jusqu'à 3 % de tungstène à l'acier au manganèse austénitique ont été étudiées. De tels aciers sont soumis au traitement de durcissement par dispersion pour obtenir une valeur de dureté plus élevée que celle qui serait obtenue en appliquant le traitement de trempe à l'eau à la composition conventionnelle. Les aciers contenant 2 et 3 % de tungstène s'écrouissent plus rapidement que l'acier au manganèse conventionnel, mais pas aussi rapidement qu'un acier à 2 % Mo traité par dispersion.

6.1.2 Cycle de traitement thermique pour l'acier Hadfield au manganèse

Le cycle de traitement thermique est comme suit [39]:

- 1) Augmenter la température de 200 à 700 °C (120 °C par heure).
- 2) Maintien à 700°C pendant 3 heures.
- 3) Augmenter la température de 700 à 1100 °C (120 °C par heure).
- 4) Maintien = 1 pouce/1 h + 1 h.
- 5) Trempe immédiatement dans l'eau dans les 40 secondes à l'intérieur de l'eau agitée.
- 6) La température de l'eau ne doit pas dépasser 40 °C et faire circuler de l'eau de refroidissement.

6.2 Aciers Maraging

Les aciers maraging contiennent moins de 0,03 % de carbone, moins de 0,10 % de manganèse et de silicium et moins de 0,01 % de phosphore et de soufre. Ils sont constitués d'environ 18% de nickel, 10% de cobalt, jusqu'à 5 % de molybdène et de petites quantités de titane et d'aluminium. L'un de ces alliages utilise 5% de chrome, en remplacement du cobalt [8].

L'acier maraging est dur, très résistant et relativement facile à souder. Le terme maraging combine le mot martensite et le mot anglais aging, qui signifie vieillissement. Quand cet acier refroidit après l'atteinte d'une température très élevée lors de la phase d'austénite, de la martensite se forme. L'acier est ensuite maintenu à environ 480 °C (900 °F) pendant environ douze heures pour faire vieillir la martensite. En fait, c'est ce vieillissement qui permet d'augmenter la résistance et la dureté de l'acier. Ces aciers peuvent être soudés avec les procédés de soudage à l'arc. Il suffit d'utiliser un métal d'apport de composition identique au métal de base. Pour minimiser l'oxydation, il est donc recommandé de choisir une longueur d'arc courte [8].

Les aciers maraging sont une classe spéciale d'aciers à très haute résistance qui diffèrent des autres aciers en ce qu'ils ne sont pas durcis par le carbone. Le carbone, en fait, est un élément d'impureté dans ces aciers. Au lieu de dépendre de la précipitation des carbures, ces aciers sont durcis par la précipitation de composés intermétalliques. L'absence de carbone dans les aciers confère une trempabilité, une formabilité nettement meilleures et une combinaison de résistance et de ténacité [41].

Un certain nombre de nuances d'aciers maraging ont été optimisées pour fournir des niveaux de limite d'élasticité spécifiques. Les compositions de certaines qualités courantes développées par International Nickel Ltd. (Inco) sont présentées dans le Tableau 6-1. En règle générale, ces aciers contiennent des niveaux élevés de nickel, de cobalt et de molybdène.

Le maraging fait référence au vieillissement de la martensite, une microstructure dure que l'on trouve couramment dans les aciers. La martensite est facilement obtenue dans ces aciers en raison de la teneur élevée en nickel. La seule transformation qui se produit à des vitesses de refroidissement ordinaires est la formation de martensite. La martensite sans carbone est assez molle, mais fortement disloquée. Le durcissement et le renforcement de ces aciers sont ensuite réalisés par traitement thermique (vieillissement) pendant plusieurs heures à 480-510°C, causés par les précipitations, comme observé pour la première fois par Floreen et Decker [41].

Tableau 6-1 : Composition chimique en pourcentage massique et la résistance des aciers maraging commerciaux [41]

| Désignation des alliages | Ni | Mo | Co | Ti | Al | Ys(MPa) |
|--------------------------|----|-----|------|-----|-----|---------|
| 18 Ni (200) | 18 | 3,3 | 8,5 | 0,2 | 0,1 | 1400 |
| 18 Ni (250) | 18 | 5,3 | 8,5 | 0,4 | 0,1 | 1700 |
| 18 Ni (300) | 18 | 5,3 | 9,0 | 0,7 | 0,1 | 2000 |
| 18 Ni (350) | 18 | 4,2 | 12,5 | 1,6 | 0,1 | 2400 |
| 18 Ni (cast) | 17 | 4,6 | 10,0 | 0,3 | 0,1 | 1650 |

6.2.1 Microstructure et propriétés mécaniques

De nombreuses recherches ont été menées au fil des années sur la microstructure de vieillissement, les propriétés mécaniques et les mécanismes de renforcement des aciers maraging 18Ni. Des microstructures denses, fines et complexes se forment dans les aciers maraging pendant le traitement de vieillissement, avec des précipités ayant des motifs de diffraction compliqués. Celles-ci, associées aux variations de composition de différents aciers, ont donné lieu à des opinions divergentes dans la littérature de recherche. Par exemple, concernant le processus de germination pour la réaction de vieillissement, la théorie de la germination classique ainsi que la décomposition spinodale ont été proposées [41].

Différentes phases de précipitation ont été identifiées, dont γ -Ni₃Mo, η -Ni₃Ti, Laves-Fe₂Mo, σ -FeMo, μ -Fe₇Mo₆, FeTi, Fe₂Ti, dispersion d'austénite, soit seule soit simultanément.

Passant aux mécanismes de renforcement des précipitations, il existe des mécanismes de boucle de dislocation et des mécanismes de cisaillement. De nombreux auteurs ont observé une austénite résiduelle avec une morphologie différente dans des conditions de surveillance ou de traitement spécial.

À ce jour, la recherche sur les aciers maraging sans cobalt s'est concentrée sur le T-250 et d'autres nuances avec un niveau de résistance de 1800 MPa. Il existe une divergence entre les résultats similaires à ceux des aciers maraging au cobalt 18Ni. Par exemple, certains pensaient que dans le T-250, l'austénite avait d'abord germé dans la martensite, suivie de la germination de Ni₃Ti à partir du site d'austénite, contrairement à d'autres travaux montrant que Ni₃Ti était la seule phase de précipitation. Dans le T-300 (Fe-18,5Ni-4Mo-1,85Ti, en pourcentage massique), Ni₃Ti se forme d'abord suivi de la précipitation d'une phase sphéroïdale Fe₇Mo₆ après un temps de vieillissement plus longs, principalement sur des sites différents de Ni₃Ti. Aucune austénite ne se forme après 360 heures à 510°C [41].

6.3 Aciers réfractaires

Les aciers et alliages réfractaires sont des matériaux qui peuvent de façon permanente être utilisés au-dessus de 600 °C environ. En dessous de cette limite, on ne parle que d'aciers tenaces à chaud. Vers les hautes températures, c'est uniquement la disparition des propriétés d'usage qui limite le domaine des aciers et alliages réfractaires [42].

La norme européenne NF EN 10095 donne la définition suivante des nuances d'aciers et alliages réfractaires :

« matériaux qui sont utilisés à plus de 550 °C compte tenu de leur excellente résistance aux effets des gaz chauds et des produits de combustion, ainsi qu'à l'influence des sels et des métaux fondus mais qui possèdent également de bonnes caractéristiques mécaniques lorsqu'ils sont soumis à une contrainte de courte et longue durée » [42].

Sous l'effet d'une élévation de la température, le métal peut subir une agression de la part du milieu avec lequel il est en contact : air, autres atmosphères gazeuses, notamment gaz de combustion, métaux et sels fondus et, enfin, certains produits solides tels les cendres. Ce sont des phénomènes de corrosion à haute température. Les métaux résistant à ce type de corrosion sont qualifiés de réfractaires [43].

L'adjectif réfractaire est défini de la façon suivante dans les dictionnaires :

(Littré) « Qui résiste à diverses actions physiques ou chimiques » ;

(Robert) « Qui résiste à de très hautes températures » ;

(Petit Larousse) « Qui résiste à certaines influences physiques ou chimiques/ Qui résiste à de très hautes températures ».

Dans l'air, la limite d'utilisation des aciers non alliés ou faiblement alliés peut être fixée à 450-550 °C, suivant les critères de vitesse de corrosion acceptés. Une augmentation de la résistance à la corrosion est obtenue généralement par une addition de chrome et, souvent, la composition des aciers réfractaires est voisine de celle des aciers inoxydables résistant chimiquement aux températures voisines de l'ambiante : le chrome confère la résistance chimique, à la fois dans ces milieux et dans ceux pouvant altérer les métaux lorsqu'ils sont portés à haute température. Mais le seuil de la teneur en chrome à partir duquel la résistance à l'oxydation dans l'air est nettement améliorée est de 5 à 6 %, donc plus bas que dans le cas d'aciers résistant chimiquement aux températures voisines de l'ambiante.

Les nuances plus faiblement alliées, utilisées très couramment pour leurs excellentes caractéristiques mécaniques aux températures atteignant 550 °C, ne font pas partie de ce groupe d'aciers ; elles n'apportent pas d'amélioration sensible à la résistance à l'oxydation à haute température et ne correspondent donc pas à la définition d'aciers réfractaires.

L'augmentation de la température modifie, par ailleurs, le comportement mécanique des matériaux : elle provoque une diminution de leur rigidité. Sous l'effet d'une sollicitation mécanique, ils subissent une déformation plastique se présentant comme une fonction du temps : c'est le phénomène de fluage, souvent accompagné d'altérations de la structure.

Suivant l'emploi auquel est destiné le métal, la résistance au fluage est secondaire (certaines pièces de four) ou, au contraire, peut revêtir une importance primordiale (pièces de turbines, boulonnerie à chaud, par exemple) [43].

6.3.1 Résistance à la corrosion à haute température

De très nombreuses études ont été faites, depuis les années vingt, concernant la résistance à l'oxydation à l'air, à haute température, des aciers réfractaires. Les progrès plus récents dans la production d'énergie ont suscité des études du comportement de ces aciers dans d'autres milieux : monoxyde de carbone, dioxyde de carbone et vapeur d'eau.

D'autres ingrédients contenus dans les gaz de combustion et les atmosphères gazeuses à haute température sont susceptibles d'affecter la résistance à la corrosion des aciers réfractaires : les composés du soufre (dioxyde de soufre, hydrogène sulfuré), les hydrocarbures et les halogènes. L'action néfaste des impuretés non gazeuses contenues dans ces gaz, tels le pentoxyde de vanadium et les sels alcalins, a également été étudiée [43].

Enfin, une attention particulière a été portée, depuis les années cinquante, à l'action corrosive des métaux et des sels fondus : problème posé surtout par le développement des réacteurs nucléaires.

6.3.2 Résistance mécanique à haute température

6.3.2.1 Fluage

Un acier soumis à chaud à un effort mécanique statique constant subit une déformation plastique qui augmente avec le temps. Ce phénomène, appelé fluage. Ce phénomène, spécifique des alliages sollicités mécaniquement à chaud, exige la détermination expérimentale des contraintes qui provoquent soit la rupture, soit un allongement plastique critique (0,1 % - 0,5 % - 1 %) après un temps donné d'application statique de la charge. Ces contraintes varient avec la durée de fonctionnement et avec la température.

6.3.2.2 Caractéristiques de relaxation

La relaxation constitue un autre aspect intéressant du fluage. D'un emploi pratique plus limité, cet essai est indispensable pour résoudre certains problèmes particuliers tels que celui des boulons ou ressorts, pièces chargées de transmettre un effort tout en conservant des

dimensions constantes. Cet essai permet également de mettre au point les traitements thermiques de détente, nécessaires pour la suppression des contraintes internes existant dans les pièces après conformation ou après soudure. L'essai de relaxation consiste à déterminer la diminution, en fonction du temps, de l'effort initial imposé au métal à température et longueur constantes.

6.3.2.3 Fatigue à chaud

Tous les essais précédents correspondent à des efforts statiques. Des études beaucoup moins nombreuses ont été entreprises pour étudier le comportement à chaud des aciers sous des efforts de fatigue alternés.

Il n'y a pas de limite de fatigue proprement dite. Comme il y a une charge provoquant la rupture par fluage après un temps donné, variable avec ce temps, il y a une charge provoquant la rupture par fatigue après un nombre N d'alternances, qui varie avec N . L'essai de fatigue à chaud, comme l'essai de fluage, nécessite par conséquent, pour donner des résultats pratiques, une expérimentation de longue durée dont les résultats sont également difficiles à extrapoler avec sécurité.

Des hétérogénéités structurales se produisant dans un métal homogène augmentent le risque de rupture par fatigue thermique (précipitation de carbures, formation de phase sigma, carburation ou nitruration superficielle, etc.). Toutefois, il semble que, pour les aciers moulés inoxydables, une structure mixte austéno-ferritique résiste mieux aux chocs thermiques qu'une structure entièrement austénitique. Toute cause préexistante de fragilité de la pièce ou du métal favorise également la rupture par fatigue thermique : des variations brusques de section, une oxydation ou une corrosion intergranulaire, des fissures microscopiques peuvent servir d'amorce à des ruptures par chocs thermiques [43].

6.3.2.4 Fragilisation à chaud

Si la mesure des allongements et des durées avant rupture a constitué pendant longtemps l'essentiel du travail des chercheurs dans le domaine des aciers réfractaires, on s'intéresse de plus en plus à d'autres propriétés de ces métaux. En particulier, une attention croissante est apportée aux phénomènes de fragilisation consécutifs aux maintiens prolongés sous charge. Cette fragilisation se manifeste souvent par la diminution de l'allongement à la rupture lorsque celle-ci se produit après des temps croissants. Cette tendance à la fragilisation est également mise en évidence par des essais de rupture sur éprouvettes entaillées, le diamètre à fond d'entaille étant le même que celui de l'éprouvette lisse. Lorsque des éprouvettes lisses et entaillées d'un même acier sont soumises aux mêmes conditions de charge et de température,

les durées avant rupture sont plus grandes pour l'éprouvette entaillée, lorsque le métal n'est pas fragile [43].

6.3.2.5 Fragilité à la température ambiante, après un service prolongé à chaud

Indépendamment des variations de ductilité à chaud des alliages avec le temps ou la température, une question qui préoccupe également le constructeur est celle de l'évolution des propriétés mécaniques à froid après des maintiens prolongés à la température d'emploi. Cette question concerne notamment les problèmes soulevés par l'arrêt ou la réparation des machines. On a observé, par exemple, que des boulons travaillant à chaud peuvent devenir extrêmement fragiles à froid, après un maintien prolongé à la température d'emploi. Il est possible d'étudier expérimentalement ce phénomène par des essais réalisés à l'ambiante sur des éprouvettes maintenues pendant de longues durées, avec ou sans charge, à température élevée. On a observé que l'évolution des aciers avec le temps se traduit surtout par une variation de leurs caractéristiques de ductilité à froid et notamment de la résilience. Dans certains cas, un parallélisme existe entre cette fragilité à froid et la fragilité à chaud observée à la température même de fonctionnement, lorsque toutes les deux sont liées à des phénomènes de précipitation (carbures, nitrures).

En plus de ce type de fragilité qui ne s'accompagne d'aucune modification importante de structure, on peut observer une fragilisation spécifique liée à l'apparition de phases nouvelles, par exemple phase sigma (la phase sigma est un composé intermétallique FeCr, dur et fragile, qui se forme entre 500 et 900 °C), sous l'effet de maintiens prolongés à la température d'emploi. Cette fragilité peut se manifester en général aussi bien à froid qu'à chaud. Dans la plupart des cas, la fragilisation observée à froid disparaît après un nouveau traitement de l'éprouvette : le métal est susceptible d'une régénération [43].

Nous mentionnerons deux types particuliers de fragilisation des aciers réfractaires, qui se manifestent aussi bien à froid qu'à chaud :

- Fragilisation par formation de la phase sigma
- Fragilisation par les carbures

6.3.2.6 Influence des facteurs métallurgiques

On peut résumer l'étude de l'influence des facteurs métallurgiques dans les points suivants :

- Influence de la grosseur du grain
- Influence de la structure
- Influence de l'écroutissage
- Effet des éléments d'alliage

6.3.3 Superalliages à base de nickel-cobalt

Des progrès spectaculaires ont été accomplis depuis une quarantaine d'années dans le domaine des alliages réfractaires destinés à la construction des parties chaudes de turbomachines. C'est la disponibilité sur le marché des alliages résistant mécaniquement et chimiquement à des températures de plus en plus élevées qui conditionne le développement de ces machines. On sait, en effet, que le rendement de la turbine à gaz augmente rapidement avec la température : ainsi, une élévation de la température d'entrée des gaz de combustion de 900 à 1 250 °C, atteinte actuellement dans les turbines poussées, permet un gain de 20 %. Une telle température est supérieure aux possibilités des alliages connus et nécessite un système de refroidissement efficace ; mais on conçoit le très grand intérêt de disposer des matériaux résistant à des températures de plus en plus élevées, simplifiant le système de refroidissement. Ces matériaux, qui sont des alliages au chrome à base de nickel, ou de cobalt ou encore d'une combinaison de ces éléments avec le fer, sont appelés superalliages [43].

6.3.3.1 Alliages à base de nickel

Le facteur de durcissement de ces alliages est surtout la phase intermétallique γ' , à structure cubique, cohérente avec la matrice nickel-chrome. Sa composition est $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$; elle peut contenir également, en solution, du chrome ou du cobalt ; d'autres phases intermétalliques peuvent précipiter dans les superalliages à base de nickel, telles que la phase orthorhombique Ni_3Nb .

Les carbures jouent également un rôle important : leur présence dans les joints de grains favorise la résistance au-dessus de 750°C et, parfois, les caractéristiques de ductilité. Deux autres éléments, ajoutés en faible quantité, contribuent à une amélioration, souvent importante, des caractéristiques des superalliages : ce sont le bore et le zirconium, soit séparés, soit ajoutés ensemble.

Ces superalliages sont, d'une façon générale, hypereutectés, à partir d'une température suffisamment élevée (1 100 à 1 200°C) pour dissoudre les éléments d'addition, et subissent ensuite un double revenu [43].

6.3.3.2 Alliages à base de cobalt

Bien que les premiers superalliages soient des alliages à base de cobalt, les alliages de cette famille n'ont pas connu le même succès que ceux à base de nickel.

La plupart des superalliages à base de cobalt sont durcis par des carbures et par la solution solide. Jusqu'à ce jour aucun précipité n'a été trouvé capable de conférer le même durcissement que celui obtenu par la phase γ' dans les alliages de nickel. En effet, il est

possible de précipiter un composé $(Ni, Co)_3 (Ti, Al)$, mais il se remet en solution à des températures peu élevées.

Le Tableau 6-2 donne les compositions de quelques alliages à base de cobalt. On remarque les fortes teneurs en carbone ainsi que les concentrations importantes en éléments réfractaires pour durcissement par solution solide [43].

Tableau 6-2 : Composition et caractéristiques de quelques superalliages à base de cobalt [43]

| Alliage | Composition (%) | | | | | | | | | | Charge (MPa) 650°C | Provoquant une rupture en 1000 h à | |
|-----------------|-----------------|------|------|-------|----|-------|-------|-------|------|-------|-----------------------|------------------------------------|-------|
| | C | Cr | Ni | Mo | W | Nb | Ti | Ta | Fe | Zr | | 815°C | 980°C |
| S816 forgé | 0,38 | 20,0 | 20,0 | 4 | 4 | 4 | | | 4 | | 317 | 124 | |
| HS 25 forgé | 0,10 | 20,0 | 10,0 | | 15 | | | | | | 372 | 117 | 26 |
| W1-52 moulé | 0,45 | 21,0 | 1,0 | | 11 | 2 | | | 2 | | | | 54 |
| MAR-M 322 moulé | 1,0 | 21,5 | | | 9 | | 0,75 | 4,5 | | 2,25 | | 193 | 103 |

Par rapport aux superalliages à base de nickel, les alliages à base de cobalt présentent les avantages suivants [43]:

- Leur résistance à la corrosion dans les atmosphères sulfureuses, aux sels de sodium, aux oxydes de vanadium et de plomb, prenant naissance à la suite de la combustion des fuels et des essences, est nettement supérieure.
- L'action de la température sur la résistance au fluage de ces alliages est moins drastique que dans le cas d'alliages à base de nickel ; cela signifie qu'à température plus basse (aux environs de 700 à 800 °C) leur résistance est moins bonne ; en revanche, aux températures élevées ($\geq 800^\circ\text{C}$), l'abaissement de la résistance au fluage se fait moins sentir ; en somme, la courbe de la résistance au fluage en fonction de la température est plus plate que celle des superalliages à base de nickel : il en résulte un avantage en cas de surchauffe.