



HAL
open science

Microstructures et duretés d'alliages ternaires de type M-30%Cr-0 a 5%C contenant une quantité croissante de carbures de chrome. Partie 1 : Alliages à base de nickel

Patrice Berthod, Elise Souaillat, Ophélie Hestin, Pierric Lemoine, Thierry Schweitzer

► To cite this version:

Patrice Berthod, Elise Souaillat, Ophélie Hestin, Pierric Lemoine, Thierry Schweitzer. Microstructures et duretés d'alliages ternaires de type M-30%Cr-0 a 5%C contenant une quantité croissante de carbures de chrome. Partie 1 : Alliages à base de nickel. *Annales de Chimie - Science des Matériaux*, 2011, 35 (5), pp.291 - 301. 10.3166/acsm.35.291-301 . hal-02165545

HAL Id: hal-02165545

<https://hal.science/hal-02165545>

Submitted on 18 Jul 2019

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

**MICROSTRUCTURES ET DURETES D'ALLIAGES TERNAIRES DE TYPE M-30%CR-0
A 5%C CONTENANT UNE QUANTITE CROISSANTE DE CARBURES DE CHROME.
PARTIE 1 : ALLIAGES A BASE DE NICKEL**

Patrice BERTHOD^{a,b}, Elise SOUAILLAT^a, Ophélie HESTIN^a,
Pierric LEMOINE^b, Thierry SCHWEITZER^b

^a Faculté des Sciences et Technologies, Université Henri Poincaré Nancy 1,
BP 70239, 54506 Vandoeuvre-Lès-Nancy Cedex, France.

^b Institut Jean Lamour (U.M.R. 7198), département CP2S
BP 70239, 54506 Vandoeuvre-Lès-Nancy Cedex, France.

Contact : patrice.berthod@centraliens-lille.org

Post-print de l'article *Annales de Chimie – Science des Matériaux*, 2011, 35 (5), pp. 291-301

Abstract – Microstructures and hardness of M-30wt.%Cr – 0 to 5wt.%C ternary alloys containing an increasing quantity of chromium carbides. Part 1: Nickel-based alloys. Thirteen alloys belonging to the Ni-30Cr-xC (in weight percents) with x varying from 0 to 5% by steps of 0.2 or 0.5%C were synthesized by foundry way under inert atmosphere. Their microstructures were characterized by scanning electron microscopy and measurement of the surface fractions of the carbides. Their Vickers macro-hardness was studied versus the carbon content and versus the carbides surface fraction. For carbon contents lower than 2wt.% the alloys are hypo-eutectic while for higher C contents coarse pro-eutectic carbides appear. Except the binary one, all alloys contain Cr₇C₃ carbides but Cr₃C₂ carbides are present in addition in the carbon-richest alloys in which graphite also appears with as result a sudden fall of the total carbides fraction. The increase in carbide fraction from 0%C involves an increase in hardness from about 200 to 400Hv 30, but the hardness increase stops when graphite appears.

Résumé – Treize alliages de type Ni-30Cr-xC (en % massiques) avec x variant de 0 à 5% par tranches de 0,2 à 0,5%C ont été élaborés par fonderie sous atmosphère inerte. Leurs microstructures ont été caractérisées par microscopie électronique à balayage et par mesure de la fraction surfacique de carbures. Leurs macro-duretés Vickers ont été étudiées en fonction de la teneur en carbone et de la fraction surfacique de carbures. Pour des teneurs inférieures à 2%C les alliages sont hypo-eutectiques tandis que pour des teneurs supérieures des carbures pro-eutectiques massifs apparaissent. Tous les alliages contiennent des carbures Cr₇C₃ mais les plus riches en carbone contiennent simultanément des carbures Cr₃C₂. A haute teneur en carbone le graphite apparaît aussi, ce qui fait subitement diminuer la fraction de carbures qui stagne ensuite. L'augmentation de la fraction de carbures avec la teneur en carbone jusqu'à 3-3,5%C fait augmenter la dureté des alliages de 200 à 400 Hv 30 environ, mais cette dernière marque le pas après l'apparition du graphite.

Tirés-à-part : P. BERTHOD, IJL, dép. CP2S, UHP Nancy 1, 54506 Vandoeuvre-lès-Nancy, France.

1. INTRODUCTION

Les alliages basés sur le nickel sont utilisés dans de très nombreuses applications. Plus précisément et par exemple, leurs versions riches en chrome, élément qui leur confère une grande résistance à l'oxydation à haute température comme à la corrosion aqueuse, peuvent se rencontrer dans des domaines très diversifiés. Un premier exemple est constitué par les aubes de turbines de moteurs aéronautiques [1,2], où ces alliages mettent à profit leur grande réfractairité et leur résistance à chaud face aux sollicitations mécaniques et aux agressions chimiques (oxydation sèche et corrosion par les milieux fondus). Un deuxième exemple, très différent, concerne les prothèses dentaires dans lesquelles ils peuvent être utilisés pour les armatures de renfort de bridges [3,4] où ils apportent de bonnes propriétés de résistance mécanique et de résistance à la corrosion grâce à la passivation du chrome, leur permettant de rivaliser avec les alliages à base de métaux nobles auxquels ils sont une alternative économique crédible. D'un autre côté, des versions d'alliages à base de nickel contenant du carbone en moyenne [5] ou grande [6] quantité ont fait, et font toujours, l'objet de recherches pour des utilisations, comme matériau de base mais plus souvent comme matériau de revêtement, pour des applications demandant une grande résistance à l'usure [7-12].

Les carbures en général, et par exemple les carbures de chrome, apportent au matériau métallique qui les contient, à la fois un surcroît de résistance mécanique (par exemple à haute température) et une grande dureté utile pour une bonne résistance contre l'usure. Dans le premier cas des teneurs plutôt faibles (moins de 1% en masse en général) conduisent au développement d'un réseau interdendritique de carbures eutectiques encore discontinu permettant une bonne résistance au fluage sans pour autant trop nuire à la ductilité et à la ténacité de l'alliage. Dans le second cas, des teneurs en carbone au-delà de 1% massique permettent d'obtenir de grandes fractions de carbures dans la microstructure des alliages, permettant d'accéder à de hauts niveaux de dureté et de résistance aux phénomènes d'usure ou d'abrasion.

L'objet de la présente étude est double. Premièrement il s'agit d'explorer, pour une même haute teneur en chrome (30% massique, fixe) et pour des teneurs en carbone réparties sur un grand intervalle de valeurs (de 0 jusqu'à 5% massique de carbone), les microstructures que l'on peut obtenir dans un contexte de solidification non orientée et à vitesse de refroidissement modérée. Bien que concernant des microstructures non stabilisées thermodynamiquement, les informations métallographiques ainsi recueillies au sujet des nature, morphologie, répartition et fraction volumique des carbures et autres phases possibles, peuvent ensuite, pour certaines d'entre elles (nature et fraction), être comparées à des résultats de calculs d'équilibre thermodynamique. De tels calculs thermodynamiques réalisés dans ce travail à l'aide du logiciel Thermo-Calc, permettront de mieux comprendre les séquences d'apparition des carbures de morphologies différentes, et d'autre part d'apprécier, du moins qualitativement, l'aptitude de la base de données thermodynamique utilisée à décrire les microstructures pour des teneurs en carbone très élevées.

Deuxièmement, cette étude a aussi pour objet de mesurer la dureté des alliages ainsi disponibles afin de préciser l'intervalle des valeurs de dureté offertes par ces compositions, et de là d'en estimer le potentiel de résistance à l'usure. De plus, les résultats permettent aussi d'analyser ces duretés en fonction de la microstructure des alliages, notamment en fonction de la quantité de carbures qu'ils contiennent, et des éventuelles autres phases qui auraient pu apparaître également.

2. METHODES EXPERIMENTALES

2.1. Les alliages de l'étude

Treize alliages ont été élaborés, tous avec une teneur en chrome de 30% massique, et avec une teneur massique en carbone croissante : 0% (alliage binaire Ni-30Cr, désigné par Ni00), 0,2%

(Ni02), 0,4% (Ni04), 0,8% (Ni08), 1,2% (Ni12), 1,6% (Ni16), 2,0% (Ni20), 2,5% (Ni25), 3,0% (Ni30), 3,5% (Ni35), 4,0% (Ni40), 4,5% (Ni45) et 5,0% (Ni50).

Des charges constituées d'éléments purs à plus de 99,9% (Alfa Aesar) ont été disposées dans le creuset segmenté en cuivre (refroidi par circulation d'eau) d'un four à induction hautes fréquences (CELES), situé à l'intérieur d'un tube de silice dans lequel la réalisation d'un vide primaire alternée avec l'incorporation d'argon U (Air Liquide) ont été répétées trois fois pour aboutir au final à une atmosphère d'environ 300mbars d'argon pur dans la chambre de fusion. La fusion, réalisée à une fréquence d'environ 100kHz, a été suivie d'un maintien à l'état liquide d'environ 3 minutes, puis de la solidification réalisée en quelques dizaines de secondes.

Les lingots ainsi obtenus, d'environ 30 grammes, ont ensuite été découpés à la tronçonneuse métallographique pour obtenir des morceaux d'alliage que l'on a enrobés à froid à l'aide d'un mélange de résine* et de durcisseur** (Escil, *CY230 et **HY956). Leur polissage a été réalisé premièrement avec des papiers SiC depuis le grade 240 jusqu'au grade 1200, puis à l'aide d'un feutre enrichi de particules diamant de granulométrie 1µm.

2.2. Caractérisations microstructurales et en dureté

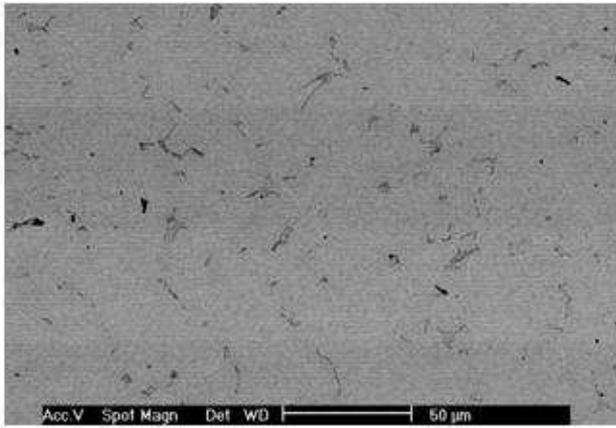
Les examens métallographiques ont été réalisés à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage (MEB), de type Philips XL30 en mode Electrons Rétrodiffusés (tension d'accélération de 20kV). Des microphotos ont été prises à différents grossissements, pour illustrer la microstructure et mesurer les fractions surfaciques des carbures obtenus (à l'aide du logiciel Adobe Photoshop CS). La composition chimique des alliages a été analysée au moyen du dispositif EDS (Energy Dispersion Spectrometry) équipant le MEB, ainsi qu'à la microsonde de Castaing (CAMECA SX100) en mode défocalisé. La teneur en carbone a été déduite des teneurs mesurées en nickel et en chrome par différence à 100%. Des mesures ponctuelles réalisées avec la même microsonde et des expérimentations de Diffraction des Rayons X (Philips X'Pert Pro), ont été conduites pour identifier la nature des carbures obtenus.

Des mesures de macrodureté Vickers ont été faites sur chaque alliage, à l'aide d'un macro-duromètre Testwell Wolpert, sous une charge de 30kg. Plusieurs mesures (trois au moins) ont été réalisées afin d'obtenir une valeur moyenne et un écart-type.

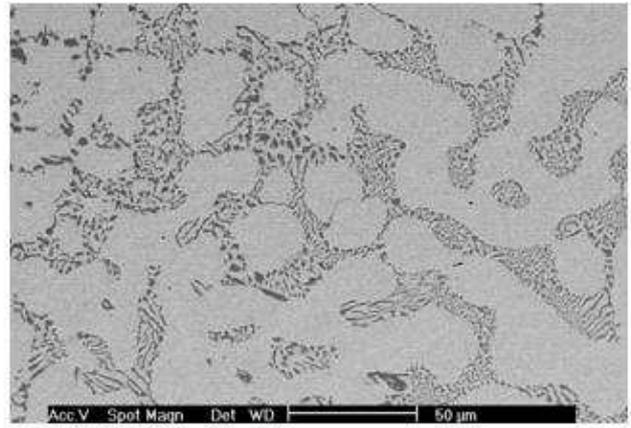
3. RESULTATS

3.1. Microstructures des alliages obtenus

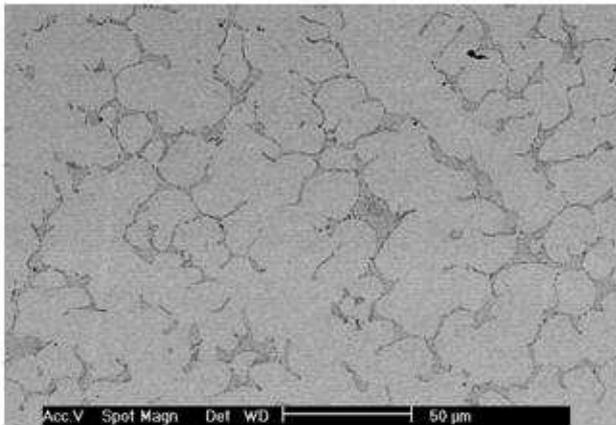
Après préparation métallographique complète les alliages ont été analysés pour vérifier leurs compositions chimiques (conformes aux teneurs visées) et observés au microscope électronique à balayage en mode électrons rétrodiffusés de façon à profiter de l'écart de numéro atomique moyen entre matrice et carbures, et le cas échéant entre deux types de carbures différents. Les microstructures observées sont illustrées par les micrographies données en exemple dans la *figure 1* pour les teneurs en carbone comprises entre 0,2 et 2% massique (l'alliage binaire Ni-30Cr est monophasé), et dans la *figure 2* pour les alliages à teneurs en carbone supérieures (2,5 à 5% en masse). Les alliages à basse teneur en carbone, entre 0,2 à 1,6%C, sont constitués d'une matrice dendritique de nickel et de carbures interdendritiques. Le caractère eutectique de ces derniers devient évident à partir de 0,4%C du fait qu'ils apparaissent alors vraiment entremêlés avec la matrice. Leurs formes aciculaires, dites en « fer de lance », suggèrent qu'il s'agit de carbures Cr₇C₃. Au fur et à mesure que la teneur en carbone augmente, les plages interdendritiques de composé eutectique {matrice+carbure} s'étendent alors que la matrice dendritique recule en terme de fraction surfacique. Les dendrites de matrice ne sont plus présentes dans l'alliage à 2% en



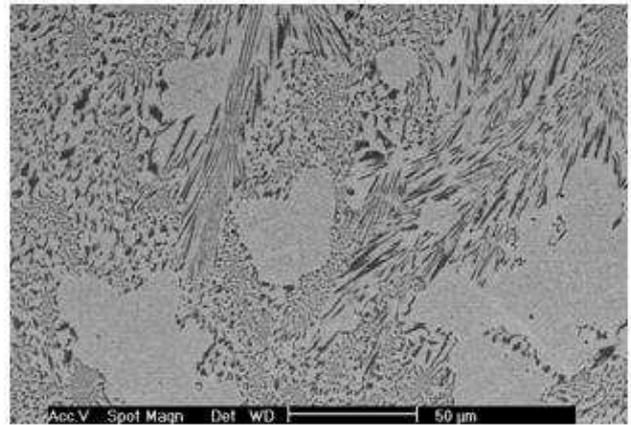
Ni-30Cr-0,2C



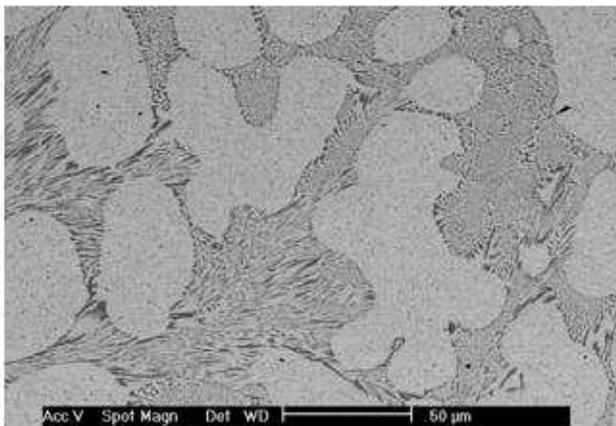
Ni-30Cr-1,2C



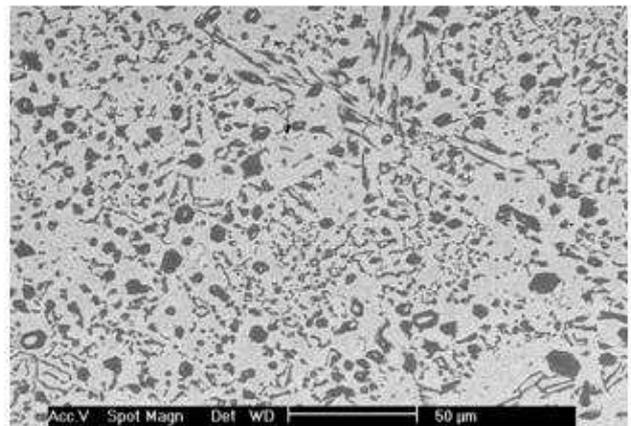
Ni-30Cr-0,4C



Ni-30Cr-1,6C



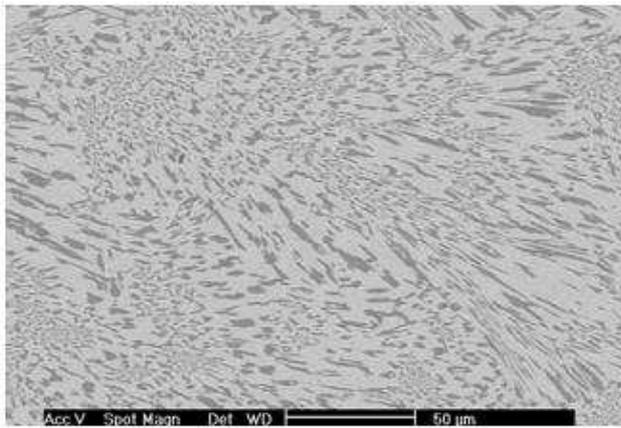
Ni-30Cr-0,8C



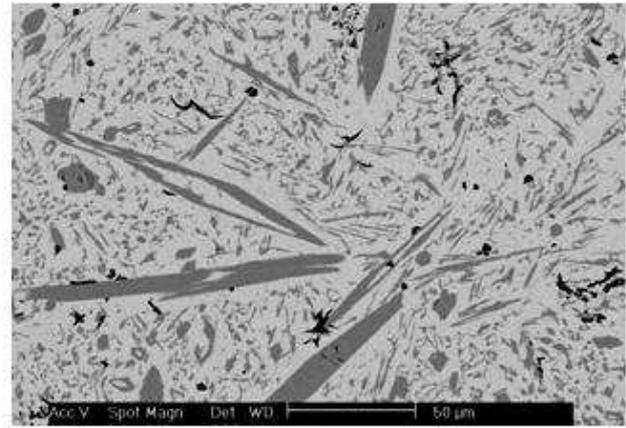
Ni-30Cr-2,0C

Figure 1. Microstructures des alliages Ni-30Cr-0,2 à 2,0%C

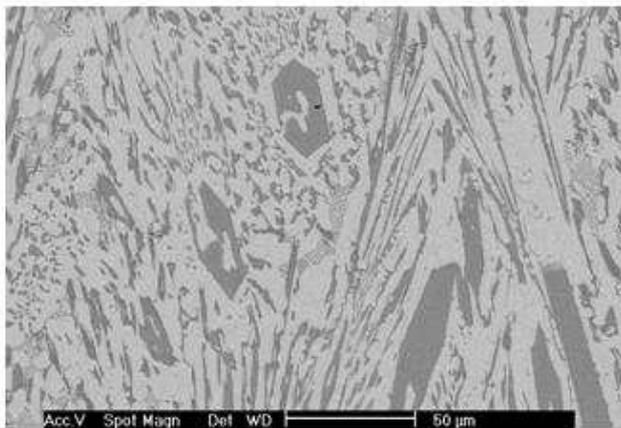
carbone dans lequel le composé eutectique a changé de morphologie, simultanément avec l'apparition de quelques carbures massifs qui n'existaient pas dans les microstructures des alliages à plus faibles teneurs en carbone. Ces nouveaux carbures, manifestement d'origine pro-eutectique,



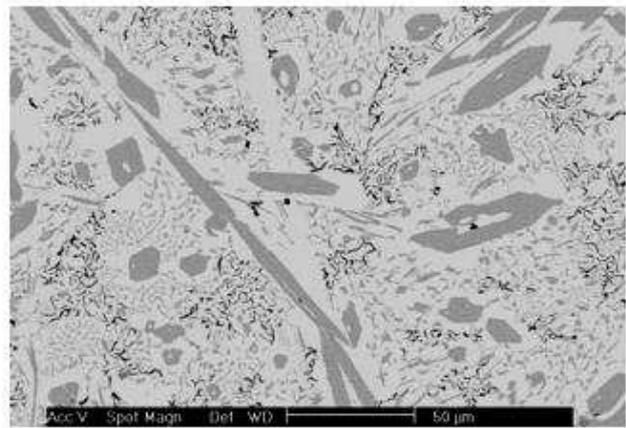
Ni-30Cr-2,5C



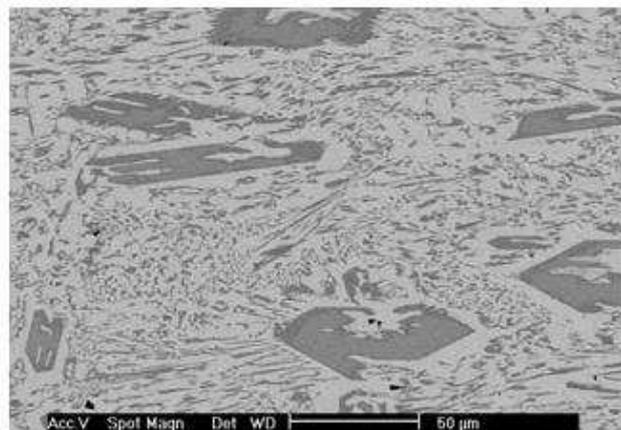
Ni-30Cr-4,0C



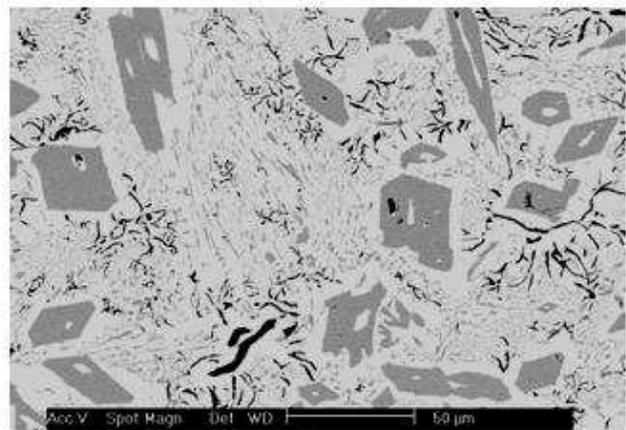
Ni-30Cr-3,0C



Ni-30Cr-4,5C



Ni-30Cr-3,5C



Ni-30Cr-5,0C

Figure 2. Microstructures des alliages Ni-30Cr-2,5 à 5,0%C

deviennent de plus en plus massifs lorsque la teneur en carbone continue à augmenter à partir de 2% en masse. Les deux teintes de gris que l'on peut observer au MEB en mode électrons rétrodiffusés au sein des plus massifs des carbures à partir de 3,5% de carbone dans l'alliage, suggèrent une

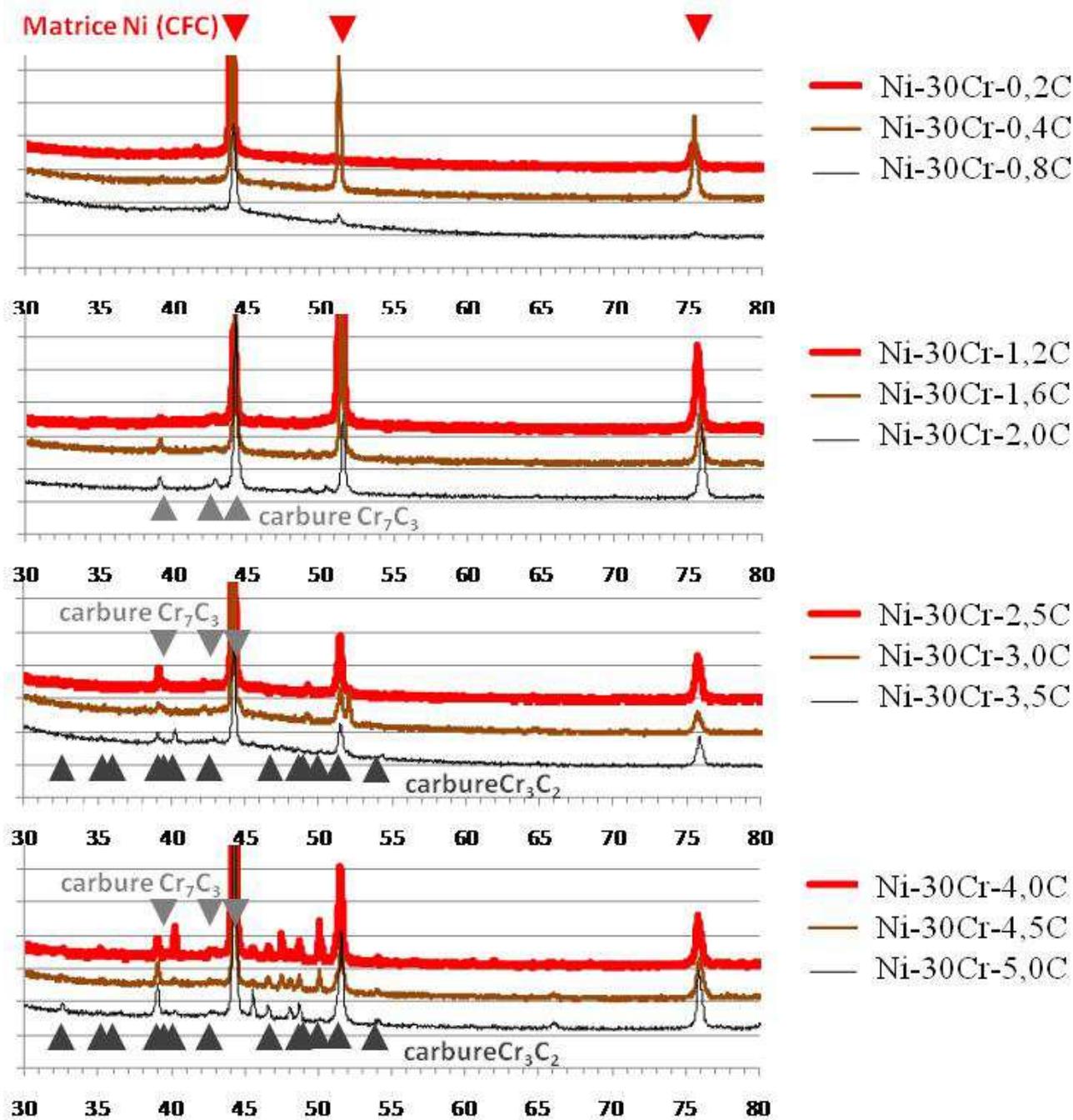


Figure 3. Spectres de diffraction des rayons X réalisés sur les alliages Ni-30Cr-0,2 à 5,0%C pour identification des carbures obtenus (courbes décalées en ordonnée pour distinguer les pics)

transition de stoechiométrie de ces carbures primaires au cours de leur croissance, début de cristallisation en Cr_7C_3 , puis fin de cristallisation avec une forme plus riche en carbone (plus sombre en périphérie). L'analyse ponctuelle des carbures à la microsonde n'est pas aisée en raison de la trop faible taille de ces derniers et de fait de la participation de la matrice sous-jacente, même dans le cas des carbures massifs. Mais elle a permis au minimum de voir que les carbures sont particulièrement riches en carbone (plus que des $M_{23}C_6$). L'identification des carbures complétée

par l'analyse en diffraction des rayons X (*figure 3*) a finalement permis de confirmer que les carbures sont bien des Cr_7C_3 jusqu'à 2% de carbone en masse dans l'alliage, et qu'ils sont ensuite simultanément présents avec des carbures Cr_3C_2 pour des teneurs en carbone supérieures.

A partir de 4% de carbone en masse, une nouvelle phase apparaît dans les alliages, manifestation du graphite (morphologie lamellaire en rosette et teinte très sombre au MEB en électrons rétrodiffusés). La quantité de graphite est encore trop faible pour pouvoir être détectée en diffraction bien qu'elle augmente lorsque la teneur en carbone de l'alliage augmente jusqu'à 5% en masse, alors que les carbures pro-eutectiques, devenus subitement moins massifs à l'apparition du graphite, deviennent à nouveau de plus en plus présents.

3.2. Fractions de carbures et dureté des alliages en fonction de la teneur en carbone

Les précédentes observations peuvent être précisées par des mesures de fraction surfacique des carbures (et du graphite quand il est apparu) réalisées à l'aide de Photoshop CS sur des micrographies prises au MEB en mode électrons rétrodiffusés. La *figure 4* présente l'évolution, en fonction de la teneur massique en carbone, des fractions surfaciques de ces deux types de phases. Lorsque les carbures sont seuls présents l'augmentation de la fraction surfacique se fait de façon linéaire en fonction de la teneur en carbone, du moins jusqu'à 3% massique de carbone.

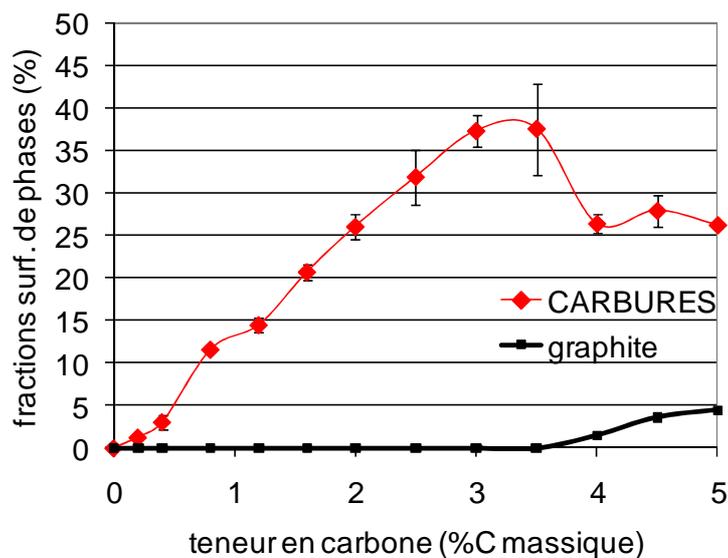


Figure 4. Evolution de la fraction surfacique de carbures avec la teneur en carbone dans l'alliage

La pente d'une droite de régression tracée pour les points compris entre 0 et 3% conduit à une augmentation de 12,9 % surfacique de carbure par pourcent massique de carbone. La fraction maximale de carbures atteinte est finalement d'environ 38%, valeur obtenue pour l'alliage à 3,5%. Comme vu qualitativement précédemment, lorsque le graphite apparaît, la fraction de carbures chute, d'environ 10% massique, puis semble se stabiliser vers 27-28%, avec ensuite une très légère tendance à augmenter de nouveau avec la teneur en carbone. En fait la poursuite de l'enrichissement en carbone profite surtout au graphite dont la fraction surfacique augmente presque linéairement avec la teneur en carbone pour atteindre 4,5% environ (augmentation moyenne de 3,1% surfacique par pourcent massique de carbone sur [3,5 ; 5% C]).

Les empreintes de dureté réalisées sont de taille variant en fonction de la teneur en carbone de l'alliage, mais elles sont toujours de plusieurs centaines de micromètres de côté. Elles couvrent ainsi entre dix et vingt fois la taille microstructurale des alliages. Leurs mesures ont conduit à la courbe présentée en *figure 5*, sur laquelle on peut voir que la dureté des alliages augmente logiquement avec leur teneur en carbone tant que le graphite n'est pas apparu.

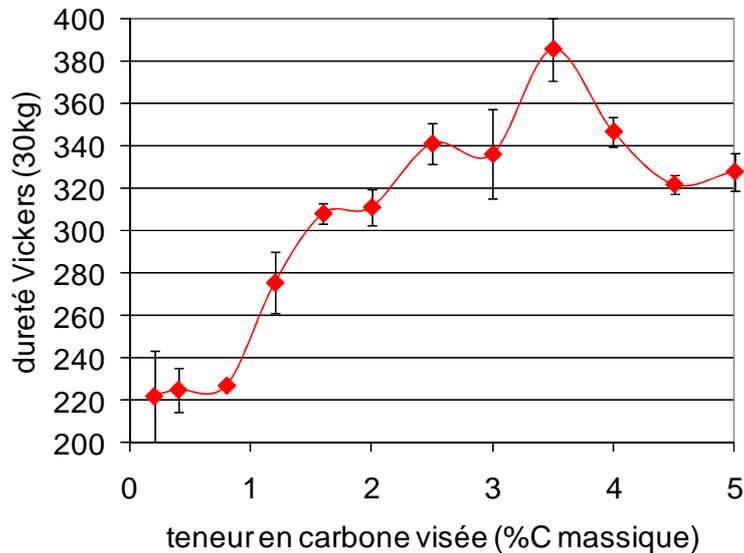
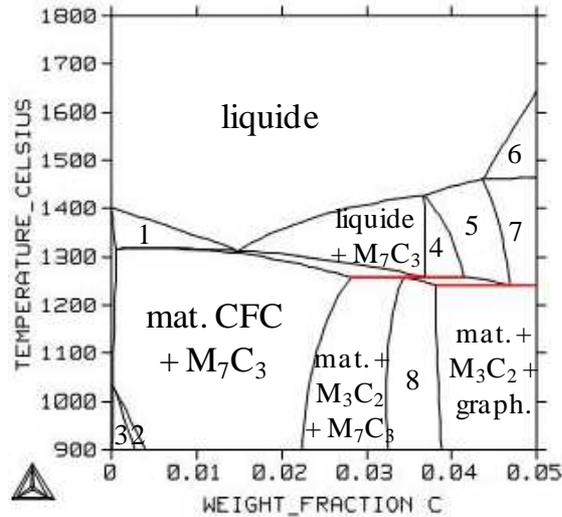


Figure 5. Evolution de la dureté avec la teneur en carbone

Après une apparente stabilité pour les plus basses des teneurs en carbone (environ 225 Hv 30 jusqu'à 0,8% massique de carbone, la dureté croît régulièrement jusqu'à ce que la teneur massique en carbone atteigne 3,5%, à raison de 50 unités Hv par pourcent de carbone. A l'apparition du graphite la dureté chute et se stabilise à environ 320-330 Hv 30 pour 4,5-5% massique de carbone.

4. DISCUSSION

Le fait d'ajouter de plus en plus de chrome à une base Ni-30%Cr conduit donc à de plus en plus de carbures obtenus dans la microstructure. Ces carbures sont présents dans les espaces interdendritiques (dans lesquels ils sont étroitement mêlés à la matrice) pour des teneurs modérées en carbone (jusqu'à 1,6% massique). Ceci laisse penser que ces carbures ne sont apparus qu'en fin de solidification sous la forme d'un composé eutectique. A partir de 2%C, la répartition homogène des carbures dans la microstructure et l'existence de carbures massifs en supplément conduisent à penser que les derniers cités sont des carbures apparus au début de la solidification (pro-eutectiques) et que les premiers cités sont apparus en même temps que la matrice en fin de solidification (composé eutectique). Ceci se confirme lorsque l'on procède à des calculs thermodynamiques avec Thermo-Calc [13] et sa base de données SSOL [14], puisque la coupe pseudo-binaire {Ni(reste) – 30% Cr – x C} présentée en *figure 6* montre un diagramme de phase comportant un palier eutectique (liquide → matrice base Ni CFC + carbure Cr₇C₃).

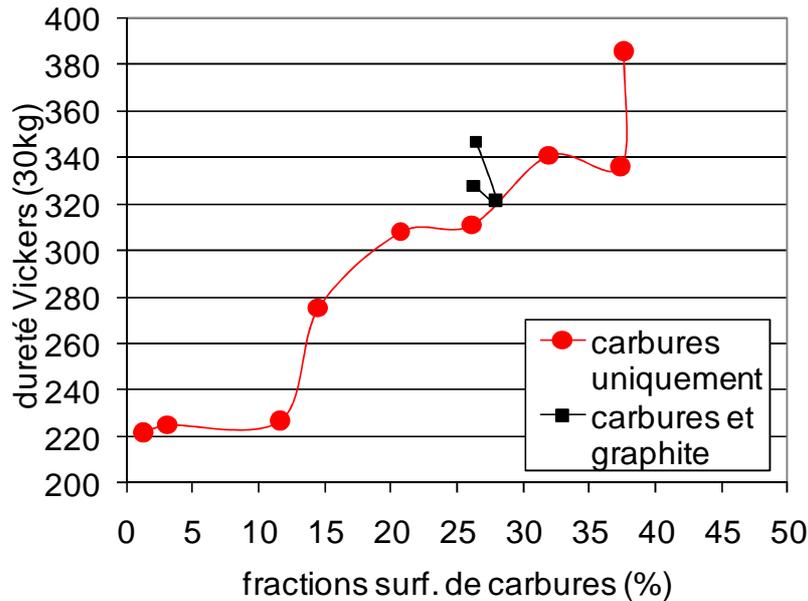


- | | |
|--------------------------------------|------------------------------|
| 1 : liquide + matrice CFC | 5 : liquide + M_3C_2 |
| 2 : matrice + M_7C_3 + $M_{23}C_6$ | 6 : liquide + graphite |
| 3 : matrice + $M_{23}C_6$ | 7 : liq. + graph. + M_3C_2 |
| 4 : liquide + M_7C_3 + M_3C_2 | 8 : matrice + M_7C_3 |

Figure 6. Coupe à 30% Cr du diagramme de phases Ni-Cr-C (plan : teneur massique en carbone \times température en degrés Celsius) calculé avec Thermo-Calc dans la présente étude

La composition eutectique se situe aux environs de 1,5% massique de carbone, la solidification pro-eutectique d'un alliage hypo-eutectique est celle de la matrice tandis que la première phase solide à cristalliser dans un alliage hyper-eutectique est une phase carbure. Cette dernière peut alors être de stoechiométrie M_7C_3 ou de stoechiométrie M_3C_2 pour des alliages à 3,5% de carbone (composition pour laquelle deux types de carbures ont été observés) ou plus. L'apparition de graphite est également prévue par les calculs thermodynamiques, à haute température à l'état solide pour une teneur en carbone entre moins de 4% et environ 4,5%, et même en cours de solidification au-delà de 4,5% C. Les microstructures observées après solidification et refroidissement jusqu'à l'ambiante sont donc qualitativement en accord avec ce que des calculs thermodynamiques peuvent prévoir, malgré que les conditions d'équilibre n'aient pas été réellement respectés pendant la genèse des microstructures réelles.

Cette augmentation de la fraction surfacique de carbures, et conséquemment de leur fraction volumique, conduit logiquement à l'augmentation de dureté constatée d'un alliage au suivant plus riche en carbone, en raison de la plus grande dureté des carbures (plus de 1000 unités Vickers [15]) en comparaison avec celle de la matrice (vers 200 Hv 30), comme cela avait été observé sur une plus faible étendue en teneur en carbone pour des alliages similaires de microstructures stabilisées à différents niveaux de températures [16]. Par contre l'apparition du graphite coïncide avec une chute de dureté, ce qui amène à penser que ce dernier nuit à la dureté des alliages qui en contiennent. En fait, cette rechute de dureté après 3,5% C semble vouloir suivre la même évolution que celle de la fraction surfacique de carbures. Il apparaît donc judicieux de tracer l'évolution de la dureté avec la fraction de carbures plutôt qu'en fonction de la teneur en carbone. En faisant cela il apparaît, sur la figure 7, que la dureté est en effet dépendante de cette fraction de carbures, que le graphite soit ou non présent (les points correspondant aux trois alliages contenant du graphite rejoignent la ligne de base montrant approximativement une linéarité d'évolution de la dureté en fonction de la fraction de carbures (la dureté croît à raison de 4 à 4,5 unités Vickers par pourcent surfacique de carbure).



Points rouges : valeurs obtenues pour les alliages ne contenant que des carbures
 Carrés noirs : valeurs pour les alliages dans lesquels du graphite est aussi présent

Figure 7. Tracé de la valeur moyenne de dureté en fonction de la fraction surfacique de carbures

5. CONCLUSION

Grâce à ces alliages de même base Ni-30%Cr et à teneur en carbone croissant dans un intervalle de valeurs très large, de plus obtenus dans des conditions d'élaboration systématiquement identiques, il a été possible de suivre l'accroissement consécutif de la fraction de carbures, l'évolution de leur type (eutectiques → eutectiques + hyper-eutectique, $M_7C_3 \rightarrow M_3C_2$), et d'estimer des teneurs en carbone critiques (atteinte de la composition eutectique, seuil d'apparition du graphite). De plus l'accroissement progressif de la dureté de ces alliages avec la teneur en carbone a pu être continûment suivi, chose qui n'était pas vraiment possible en cumulant les résultats de travaux antérieurs parmi lesquels les compositions pouvaient varier (teneur en chrome, présence éventuelle d'éléments supplémentaires dans la composition, variabilité des paramètres d'élaboration).

Concernant spécifiquement la dureté, il est apparu possible de l'ajuster, entre environ 200 et presque 400 Hv, en réglant la teneur en carbone de l'alliage. Mais ce n'est que jusqu'à 3,5%C que la teneur en carbone peut être augmentée puisqu'au-delà de cette teneur l'apparition du graphite, dans un premier temps nuit à la dureté en réduisant la quantité de carbures en dessous de celle obtenue pour une teneur en carbone juste inférieure. Dans un deuxième temps, tout nouvel enrichissement en carbone ne profite qu'à la phase graphite dont la quantité augmente alors que celle en carbures stagne. A l'instar de la compétition gris/blanc des fontes (mais pour des raisons un peu différentes) cette apparition du graphite peut être probablement reculée à des teneurs en carbone supérieures par une augmentation de la vitesse de solidification et de celle de refroidissement à l'état solide, mais sans doute avec un affinement de la microstructure qui ne serait peut être pas sans effet sur la dureté. De façon plus sûre, et en restant dans ce système ternaire, c'est sans doute un enrichissement en chrome au-delà des 30% massiques de ces alliages qui repousserait l'apparition du graphite au-delà des 4 et même 5% de carbone, chose qui peut être facilement vérifiée dans un premier temps par des calculs thermodynamiques. Faire accompagner l'augmentation de teneur en carbone par celle de l'élément carburigène permettrait en effet d'échapper à l'apparition de ce

graphite et de son effet inhibant du point de vue de la dureté. Dans la seconde partie de ce travail concernant des alliages similaires à base de fer, il apparaîtra que le graphite peut ne pas apparaître et ainsi ne pas contrarier l'augmentation de dureté qui pourra atteindre un très haut niveau.

6. REMERCIEMENTS

Les auteurs tiennent à remercier Lionel ARANDA pour l'aide technique apportée, ainsi que Pascal VILLEGGER pour les analyses réalisées en Diffraction des Rayons X.

7. BIBLIOGRAPHIE

- [1] C.T. Sims, W.C. Hagel, The superalloys, John Wiley & Sons, New York (1972).
- [2] E.F. Bradley, Superalloys: A technical guide, ASM International, Metals Park (1988).
- [3] M.A. Engelmann, C. Blechner, Nickel-chromium alloys in fixed prostheses: a clinical report, The New York journal of dentistry, 46 (1976) 232-235.
- [4] E. F. Huget, N. Dvivedi, H. E. Cosner, Properties of two nickel-chromium crown-and-bridge alloys for porcelain veneering, J. of the American Dental Association, 94 (1977) 87-90.
- [5] Y. Zhou, A. Volek, Effect of carbon additions on hot tearing of a second generation nickel-base superalloy, Materials Science and Engineering A, 479 (2008) 324-332.
- [6] P. Bala, New tool materials based on Ni alloys strengthened by intermetallic compounds with a high carbon content, Archives of Materials Science and Engineering, 42 (2010) 5-12.
- [7] A. Klimpel, L.A. Dobrzanski, A. Lisiecki, D. Janicki, The study of properties of Ni-W₂C and Co-W₂C powders thermal sprayed deposits, Journal of Materials Processing Technology, 164-165 (2005) 958-963.
- [8] Z.T. Wang, H.H. Chen, Moxue Xuebao Tribology, 25 (2005), 203-206.
- [9] H. Han, S. Baba, H. Kitagawa, S. A. Suilik, K. Hasezaki, T. Kato, K. Arakawa, Y. Noda, Plasma carburization of nickel-based self-fluxing alloy, Vacuum, 78 (2005), 27-32.
- [10] D. Zhang, X. Zhang, Laser cladding of stainless steel with Ni-Cr₃C₂ and Ni-WC for improving erosive-corrosive wear performance, Surface and Coating Technology, 190 (2005) 212-217.
- [11] S. Li, H. Luo, X. Cao, G. Gu, X. Zhang, D. Feng, Microstructure and room-temperature wear-resistance of Cr₃C₂/Ni₃Al composites, Rare Metal Materials and Engineering, 37 (2008) 115-118.
- [12] G. Xie, X. Song, D. Zhang, Y. Wu, P. Lin, Microstructure and corrosion properties of thick WC composite coating formed by plasma cladding, Applied Surface Science, 256 (2010) 6354-6358.
- [13] Thermo-Calc version N: Foundation for Computational Thermodynamics, Stockholm, Sweden, Copyright (1993-2000).
- [14] SGTE: Scientific Group Thermodata Europe database, update 1992.
- [15] P.T.B. Shaffer, High Temperature Materials. I: Materials Index, Plenum Press Handbooks (1964).

- [16] P. Berthod, P. Lemoine, L. Aranda, Experimental and thermodynamic study of nickel-based alloys containing chromium carbides: Part I – Study of the Ni-30wt%Cr-xC system over the [0 - 2.0wt%C] range, Calphad, 32 (2008) 485-491.
- [17] P. Berthod, M. Ba, A. Dia, P. Lemoine, P. Villeger, Microstructures et duretés d'alliages ternaires de type M-30%Cr-0 A 5%C contenant une quantité croissante de carbures de chrome. Partie 2 : Alliages à base de fer, à soumettre à Annales de Chimie – Sciences des Matériaux