

SYSTÈMES

SiC/JOINT MÉTALLIQUE/HAYNESTM214[®]

Ce chapitre présente les résultats expérimentaux concernant le multimatériau SiC/joint métallique/HAYNESTM214[®]. Trois joints métalliques purs ont été utilisés dans l'étude : le nickel, le cuivre et l'argent. Le nickel et le cuivre forment des siliciures stables et à haut point de fusion, mais ces produits de réaction sont très fragiles compte tenu de leurs sensibilité à « l'effet Pest ». Afin de minimiser cet effet nous avons ajouté du bore réputé pour son action bénéfique mais nous avons démontré que le bore ne peut à lui seul supprimer la fragilité des assemblages soumis de plus à des contraintes résiduelles. L'autre possibilité consiste à utiliser des dépôts minces d'argent ou des feuilles d'argent. Nous confirmons l'absence de réaction chimique à l'interface Ag/SiC grâce à l'efficacité de la barrière d'argent à partir d'une certaine épaisseur.

Aujourd'hui, l'absence de solution technologique satisfaisante pour la réalisation d'assemblages SiC/métal [146,147] s'explique par la difficulté à résoudre essentiellement l'incompatibilité chimique (forte réactivité) et thermomécanique (notamment la différence de coefficient de dilatation thermique) qui existe entre la céramique et le métal.

De nombreux travaux ont étudié le mouillage mais aussi la réactivité entre SiC et de nombreux métaux tels que : Al [148], Au [149], Cu [150], Ni [68,150], Co [151]. Tous les métaux à l'exception de l'aluminium et l'argent sont à éviter, car ils conduisent à la formation de siliciures fragiles à bas point de fusion (proche de 900°C). On distingue deux groupes de métaux en fonction de leur réactivité avec le SiC :

- 1-les métaux réagissant uniquement avec le silicium qui conduisent à la formation de siliciures (Ni, Co, Fe...). Cette formation de siliciures s'accompagne d'une précipitation de carbone sous forme de feuillets graphitiques fragilisants pour l'assemblage [151].
- 2-les métaux présentant une réactivité vis-à-vis du silicium et du carbone (Zr, Ti, Hf, Mn...). Ces métaux peuvent conduire à une forte réactivité avec le SiC qui doit être contrôlée afin de sélectionner la nature des produits de réaction ainsi que leurs épaisseurs.

Ce problème du contrôle de la réactivité est d'autant plus important que l'assemblage doit fonctionner à haute température. La température élevée favorise la croissance des couches de réaction et provoque également une évolution de la chimie de la jonction non contrôlée, ce qui est dommageable à la tenue mécanique du joint. Le second point à considérer est la différence de comportement thermomécanique entre SiC et métal. Lors du refroidissement après thermocompression, la grande différence de coefficient de dilatation thermique entre les pièces à assembler induit des contraintes résiduelles d'origine thermomécaniques qui peuvent conduire à la rupture de la céramique, en raison de sa fragilité intrinsèque et de son module de Young élevé.

Dans nos travaux nous avons testé plusieurs méthodes pour résoudre les problématiques rencontrées. Le groupe de couples étudiés comprend :

- a - SiC/Ni_{0.93}B_{0.07}/Ni/ HAYNESTM214[®].
- b - SiC/Ni_{0.93}B_{0.07}/Cu/ HAYNESTM214[®].
- c - SiC/Ag[®]/ HAYNESTM214[®].
- d - SiC/Ag/ HAYNESTM214[®].

Le Ni_{0.93}B_{0.07} a été déposé par Jet MetalTM sur SiC. Le prédépôt permet d'incorporer du Bore dans les siliciures. L'argent a été incorporé soit par Jet MetalTM sur SiC soit par une feuille d'argent.

Dans ce groupe de couples, on a étudié essentiellement l'influence du type de joint sur la réactivité chimique de SiC. Les conditions d'élaboration retenues sont :

Paramètre	Joint Ni	Joint Cu	Joint Ag
Température T_{liaison} (C°)	1100	1083	910
Temps du maintien t (h)	2	0	2
Atmosphère	vide primaire dynamique (10^{-1} Pa)		
Pression P (MPa)	10	1	6
Epaisseur du pré dépôt $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ (μm)	2	2	-
Epaisseur du pré dépôt $\text{Ag}^{\text{®}}$ (μm)	-	-	2
Epaisseur du joint (μm)	200	200	200

Tableau IV.1 : Conditions d'élaboration des assemblages.

IV.1. MICROSTRUCTURES DES INTERFACES

IV.1.1. SiC/ $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ /Ni/HAYNES™214®

Pour des températures supérieures à 700 °C, le nickel en présence de SiC peut donner lieu à plusieurs réactions comme indiqué par le diagramme d'équilibre Ni-Si (Figure IV.1). Ces dernières dépendent de la concentration en silicium et de la température. Essentiellement des siliciures du nickel sont formés [38,68,150,152].

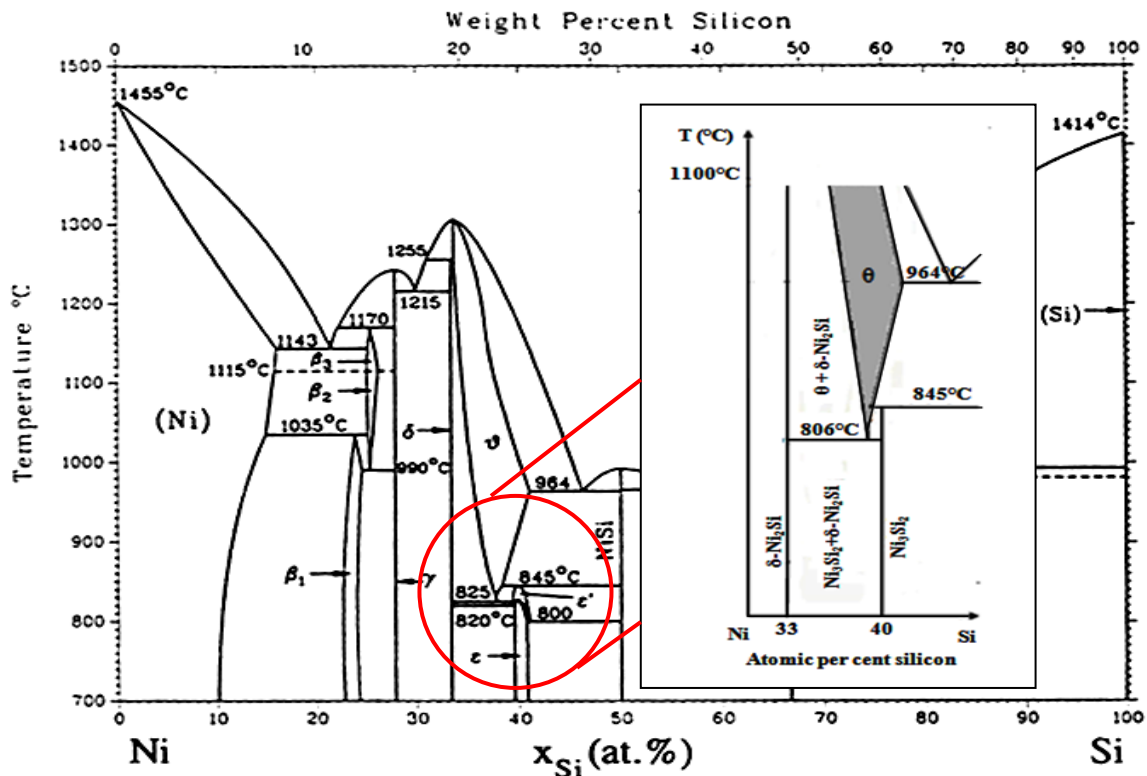


Figure IV.1 : Diagramme d'équilibre Ni-Si [38].

L'intérêt du prédépôt $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ était d'améliorer la tenue mécanique des siliciures de Ni grâce à la présence du Bore [153]. Les examens métallographiques et par microscopie électronique à balayage après assemblage montrent qu'il existe une réactivité importante entre le nickel et le carbure de silicium ce qui conduit à la formation de plusieurs types de

siliciures fragiles et cela malgré la présence du prédépôt $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ (Figure IV.2b). La profondeur de la réaction varie entre 100 et 200 μm avec une rupture de la céramique sur une profondeur de 2 mm (Figure IV.2a et b), le métal d'apport initial (Nickel) a en majorité réagi avec le silicium. Ceci implique une activité thermodynamique du Nickel en présence du carbure de silicium et une cinétique de réaction importante. *Johnson et Rowcliffe* [154] montrent que la différence de coefficient de dilatation thermique entre les céramiques et les métaux peut causer leurs ruptures à cause de la genèse des contraintes résiduelles. Dans notre cas, il est difficile de séparer le rôle des contraintes résiduelles de celui de la réactivité chimique à haute température que le bore ne supprime pas.

L'analyse quantitative par EDX nous a révélé la formation, dans la zone occupée initialement par le joint du nickel, de trois phases riches en Si ; elles contiennent respectivement 38.6, 31.2 et 26.4 at. % Si (Figure IV.2b). Des analyses par cartographie X des éléments Ni, Si et C, montrent que du graphite s'est formé et est distribué sur toute la profondeur de la zone de réaction (Figure IV.2c).

Des analyses complémentaires par diffraction des rayons X après rupture de l'assemblage ont montré la présence de phases telles que $\gamma\text{Ni}_3\text{Si}_2$ (hexagonale), $\delta\text{Ni}_2\text{Si}$ (hexagonale) et le graphite. La troisième phase $\beta\text{Ni}_3\text{Si}$ (cubique) n'a été détectée qu'après enlèvement totale du SiC résiduel par polissage mécanique (Figure IV.3).

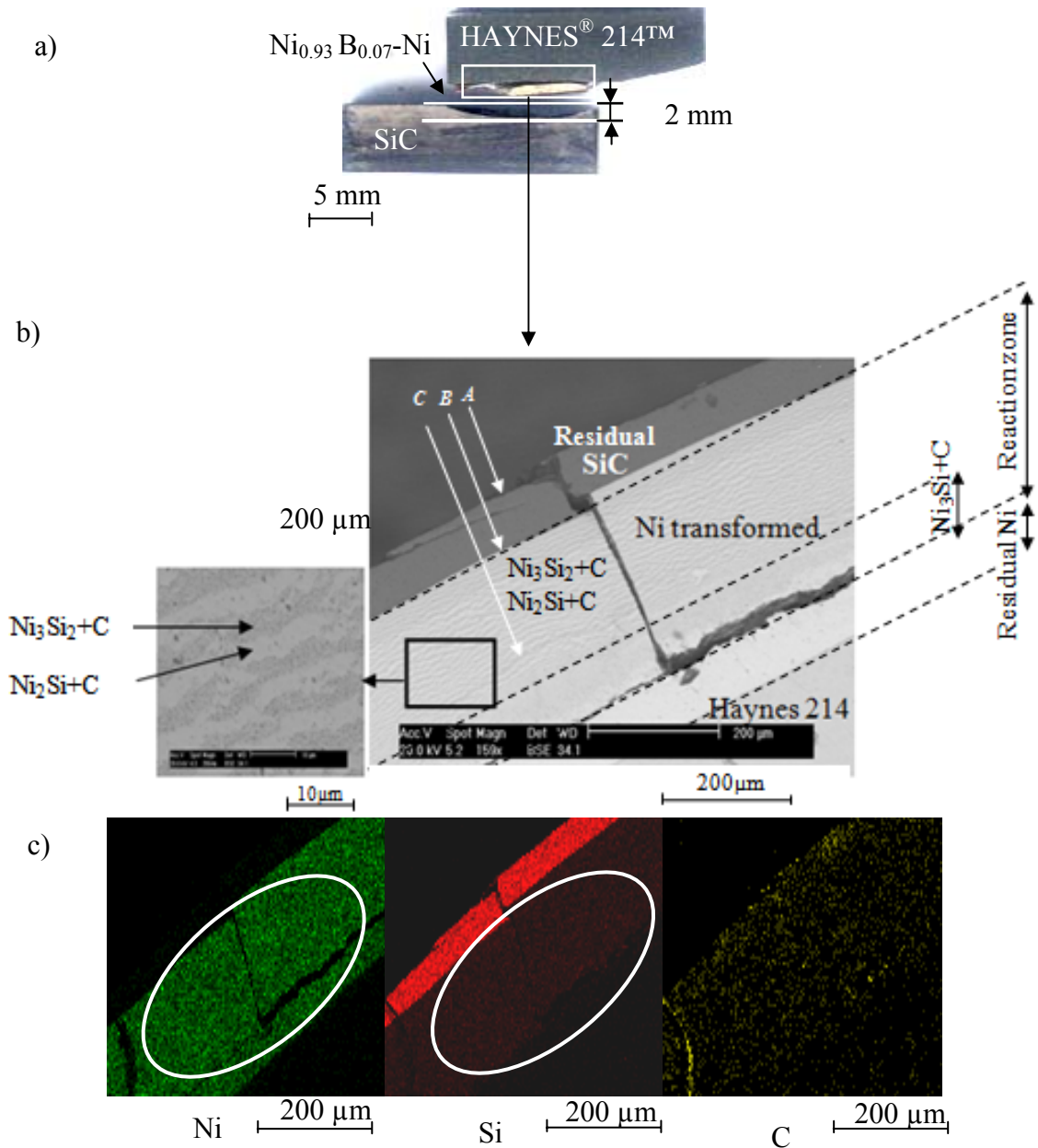


Figure IV.2 : Coupe transversale de la liaison SiC/ $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}\text{-Ni}$ /HAYNESTM214[®] ($T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ heure}$, $P = 16\text{ MPa}$) a) macrographie optique de la zone de réaction, b) imagerie en électron rétrodiffusé (BSE) de la zone interfaciale. A, B, C sont les zones analysées par diffraction X (XRD) (Figure IV.3), c) analyse par cartographie X de la zone assemblée.

Les phases $\gamma\text{Ni}_3\text{Si}_2$ et $\delta\text{Ni}_2\text{Si}$ forment une structure bi-phasée de type eutectique, avec une épaisseur de 170 μm . En se référant au diagramme d'équilibre Ni-Si (Figure IV.1) et à nos observations nous pouvons supposer qu'au cours de la réalisation de l'assemblage les phases θ et $\beta\text{Ni}_3\text{Si}$ sont formées à une température de 1100 $^{\circ}\text{C}$, après refroidissement à 806 $^{\circ}\text{C}$, θ s'est décomposée par une réaction eutectoïde en $\gamma\text{Ni}_3\text{Si}_2 + \delta\text{Ni}_2\text{Si}$. Au même moment, le graphite a été libéré et a précipité. $\beta\text{Ni}_3\text{Si}$ a une épaisseur de 70 μm et est très fragile. La fragilité de cette phase est accompagnée par une rupture le long de l'interface Ni/ Ni_3Si (Figure IV.2) qui est attribué à la différence des coefficients de dilatation thermique entre le nickel et les siliciures formés. Des résultats analogues ont été obtenus

par Schiepers *et al.* [152] après un traitement thermique du système SiC/Ni à 850 °C pendant 44 h.

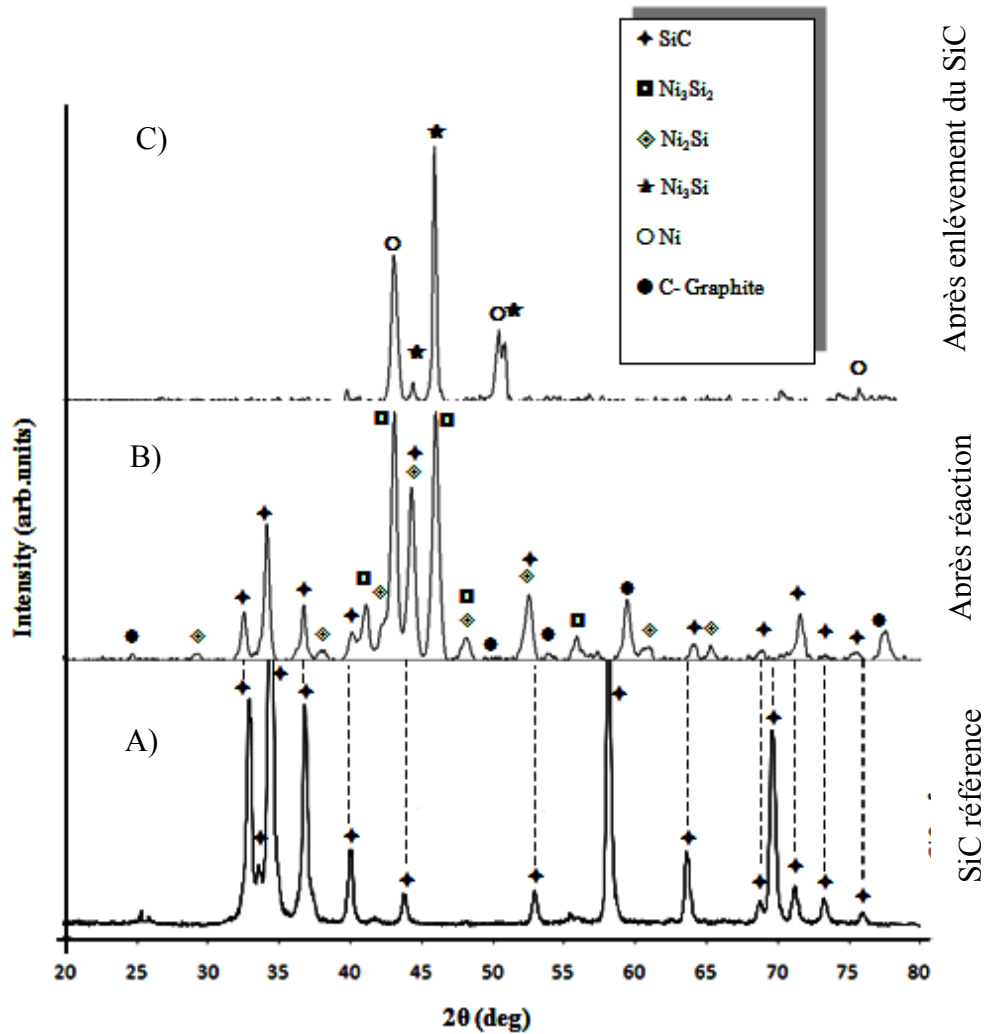


Figure IV.3 : Spectre de diffraction des rayons X ($\lambda K\alpha$ Cu) de : A) SiC ; B) Après rupture du SiC (zone de réaction) ; C) zone de réaction après enlèvement du SiC résiduel. (A, B, C positions : voir Figure IV.2b).

IV.1.2. SiC/Ni_{0.93}B_{0.07}/Cu/HAYNESTM214[®]

De même que le nickel, le cuivre est un métal très réactif vis-à-vis du carbure de silicium (Figure IV.4). Il forme plusieurs types de siliciures.

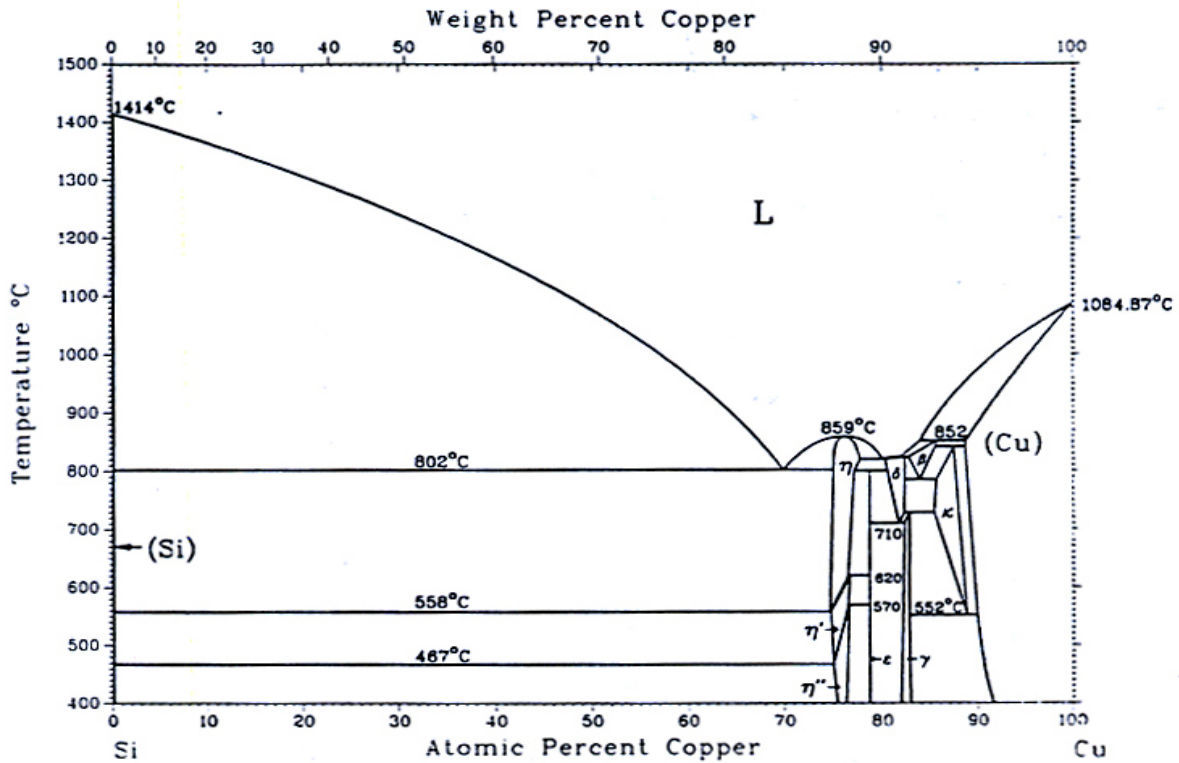


Figure IV.4 : Diagramme d'équilibre Cu-Si [38].

Dans ce cas aussi la liaison a échoué et pour les mêmes raisons que précédemment. Une forte réactivité du cuivre avec le SiC, cependant moins importante que dans le cas de SiC/Ni_{0.93}B_{0.07}-Ni/HAYNESTM214[®] et une rupture de la céramique sur une profondeur de 1 mm.

Des observations par microscopie électronique à balayage montrent l'existence de nouvelles phases formées au niveau de l'interface (Figure IV.5).

L'analyse EDX a confirmé l'hypothèse de la formation de ces siliciures. Notre analyse a mis en évidence la formation des siliciures quaternaire Si-FeCrNi et ternaire Si-CuNi complexes. Des analyses complémentaires par diffraction des rayons X après rupture de l'assemblage montrent que ces siliciures sont du type Cu₄Si ((CuNi)₄Si) et Ni₃Si ((FeNiCr)₃Si) (Figure IV.5 et 6).

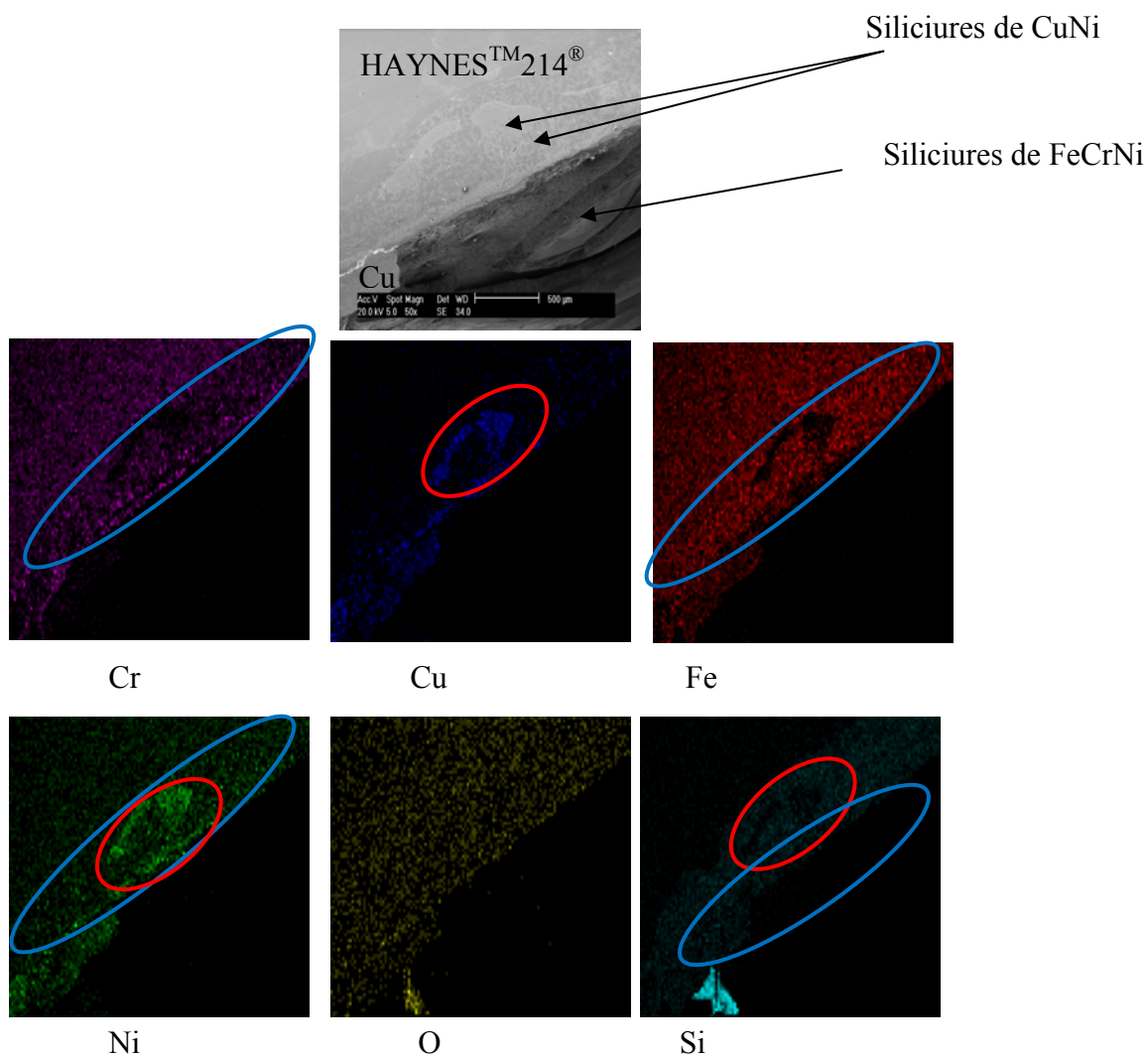


Figure IV.5 : Cartographie de l'interface SiC/Cu par microsonde X.

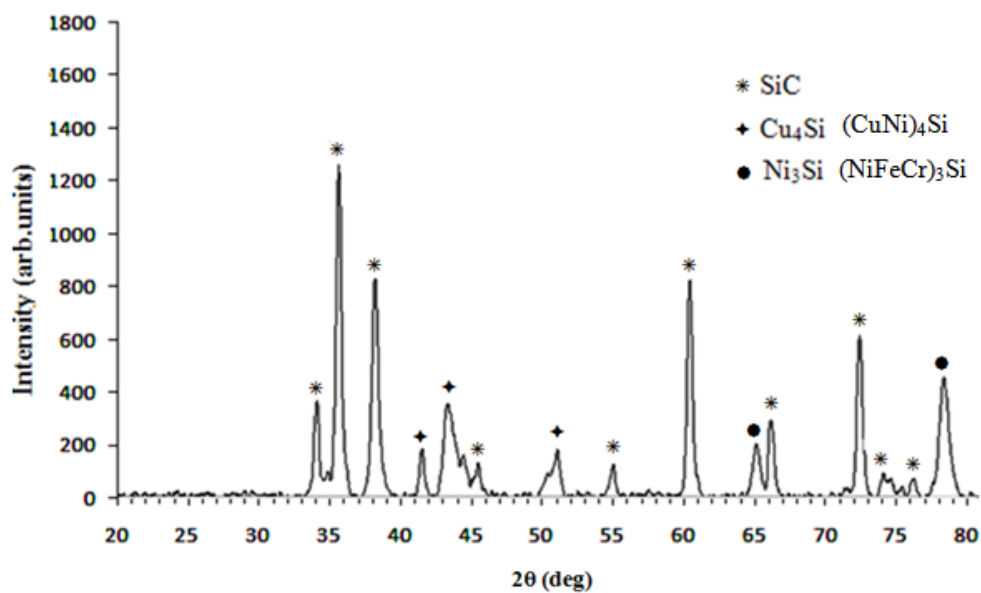


Figure IV.6 : Spectre de diffraction des rayons X ($\lambda\text{K}\alpha$ Cu) de l'interface SiC/Cu après rupture.

IV.1.3. SiC/Ag/HAYNESTM214[®]

IV.1.3.1. Utilisation d'un dépôt mince d'Ag

Théoriquement, l'argent est un métal qui ne réagit pas avec le silicium et ne forme pas de siliciures [38]. Nous avons donc assemblé SiC avec le HAYNESTM214[®] en utilisant tout d'abord un dépôt mince d'Ag ($\approx 2 \mu\text{m}$) réalisé par la méthode JetMétal[®]. L'analyse de l'assemblage SiC/Ag[®]/HAYNESTM214[®] montre effectivement une faible réaction chimique partielle de Ni (élément principal de l'alliage) avec le SiC. Cette dernière a causé la rupture de la jonction à l'interface HAYNESTM214[®]/SiC compte tenu de l'épaisseur faible du dépôt d'argent qui a été traversé par le nickel provenant de l'alliage (Figure IV.7a).

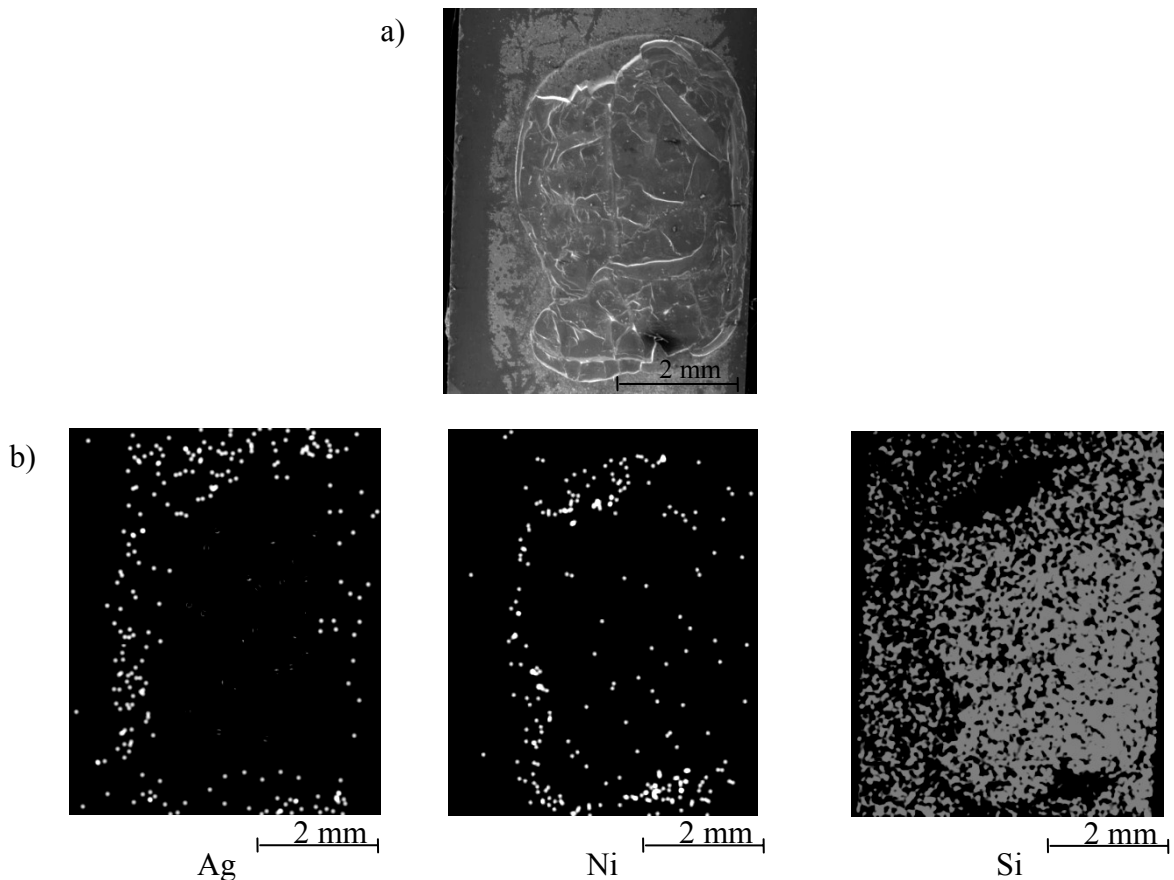


Figure IV.7 : Imagerie par microscopie électronique à balayage, après rupture, de l'assemblage SiC/Ag[®]/HAYNES[®] 214TM, réalisé avec un dépôt mince d'Ag ($\approx 2 \mu\text{m}$).

a) MEB b) Cartographie X.

En effet, l'analyse EDX de l'interface fracturée (la face de la céramique en contact avec l'alliage) montre des traces de nickel sur le SiC (Figure IV.7b). Deux raisons peuvent expliquer la présence du Ni sur le SiC. Premièrement, les observations par MEB après rupture de la zone interfaciale montrent que le dépôt d'Ag était discontinu (Figure IV.8). Par conséquent, le nickel a pu diffuser à travers ces discontinuités et ainsi réagir avec le SiC. Il paraît donc nécessaire d'augmenter l'épaisseur de ce dépôt. Deuxièmement, Tréheux et al [155] ont montré que les éléments qui ont une faible solubilité chimique, tel que le nickel et l'argent [156] ($D_{\text{v}(\text{Ni} \rightarrow \text{Ag})} \text{ at } 910^\circ\text{C} = 5.10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$), diffusent plus rapidement que ceux qui ont une forte solubilité. La diffusion du Ni à

travers le dépôt Ag engendre la formation des siliciures de nickel fragiles, qui ont conduit à la rupture de l'interface. Il apparaît après calcul et en utilisant la loi de la diffusion, $e = \sqrt{D_v t}$, (e , épaisseur de la diffusion, D_v , coefficient de diffusion et t , temps de diffusion) que le nickel peut diffuser sur une épaisseur de 43 μm pour une durée de 1 heure à une température de 910 °C (conditions utilisées pour l'assemblage). Cependant, il faut noter qu'en utilisant ce dépôt mince d'argent ($\approx 2 \mu\text{m}$), la réactivité a été déjà fortement réduite (Figure IV.7 et Figure IV.8). Une utilisation d'un dépôt d'argent épais ($> 50 \mu\text{m}$) pourrait être une solution technologique intéressante.

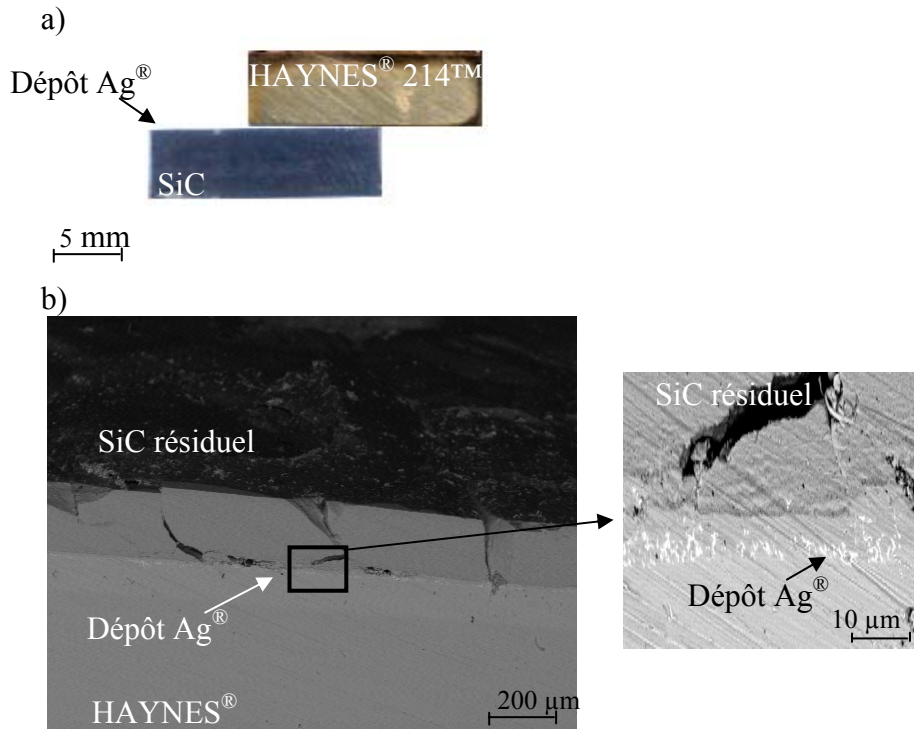


Figure IV.8 : Coupe transversale de l'assemblage SiC/Ag[®]/HAYNESTM214[®]
a) Macrographie optique de l'assemblage. Micrographie par MEB, b) de l'interface SiC/Ag[®] montrant la non uniformité du dépôt Ag[®] après assemblage.

IV.1.3.2. Utilisation d'une feuille d'Ag épaisse

En se basant sur les résultats présentés ci-dessus, SiC est assemblé avec l'alliage de nickel (HAYNESTM214[®]) en utilisant une feuille d'Ag ($\approx 200 \mu\text{m}$). L'analyse microstructurale d'une coupe transversale de la liaison par microscopie électronique à balayage (MEB) montre l'absence de réactivité chimique à cette échelle d'observation dans l'interface Ag/SiC. Les figures IV.9b et c montrent une bonne adaptation de l'argent sur le SiC. Cependant, la présence d'oxydes et de porosités à l'interface Ag/HAYNESTM214[®] a été observée. On peut en conclure que le vide primaire utilisé lors de la réalisation des assemblages n'était pas suffisant pour éviter l'oxydation de l'alliage.

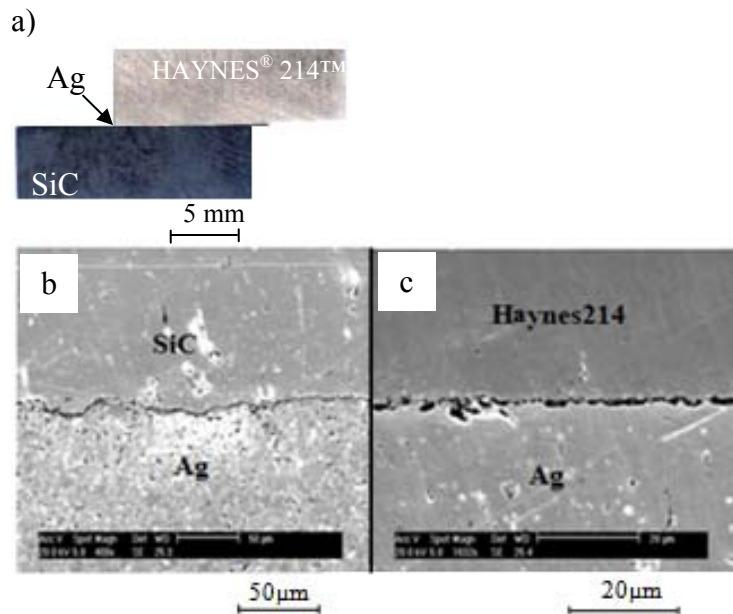


Figure IV.9 : Coupe transversale de l'assemblage SiC/Ag/HAYNESTM214[®] a) Macrographie optique de la zone non réactive. Micrographie par MEB, b) de l'interface SiC/Ag, c) de l'interface Ag/HAYNESTM214[®].

Les calculs de diffusion précédemment effectués dans le cas d'un dépôt mince d'Ag sont appliqués maintenant pour une épaisseur de joint d'Ag de 200 μm. A partir de ces calculs, on peut estimer la durée de vie des assemblages en d'autres termes le temps qu'il faut pour que le Ni diffuse à travers l'Ag pour venir réagir avec SiC. Le tableau IV.2 donne les résultats obtenus en fonction de la température d'utilisation.

	Coefficient de diffusion[15] (m ² /s)	Température (°C)	Durée de vie (h)
SiC/Ag/HAYNES[®]214TM	5. 10 ⁻¹⁷	600	> 200000
	10 ⁻¹⁵	700	> 10000
	10 ⁻¹⁴	800	> 1000
	5.10 ⁻¹³	900	≈ 22

Tableau IV.2 : Estimation théorique de la durée de vie de l'assemblage SiC/Ag/ HAYNESTM214[®] en fonction de la température pour un joint en Ag de 200 μm d'épaisseur.

A partir de ces calculs on peut en conclure que la solution proposée (Ag ≈ 200μm) est une solution technologique intéressante pour des applications industrielles devant travailler entre 600 et 800 °C. Les temps estimés sont respectivement de 200 000 h et 1000 h.

IV.2. CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DES ASSEMBLAGES

La résistance mécanique des liaisons SiC/Ag/HAYNES™214® en utilisant un joint d'Ag de 200 µm a été mesurée par un essai de cisaillement (cf. chapitre III). Ce genre de test permet d'évaluer la qualité des assemblages du point de vue mécanique. Trois éprouvettes ont été testées. Les résultats obtenus donnent une contrainte moyenne de cisaillement de l'ordre de 25 ± 6 MPa avec une rupture adhésive à l'interface Ag/HAYNES™214®. Ce type de rupture est attribué à l'oxydation de l'alliage signalé précédemment et à la faible solubilité de l'Ag dans le nickel et le Cr (éléments constituant l'alliage HAYNES™214®).

Afin d'améliorer le comportement mécanique de ces assemblages, nous avons réalisé d'autres types d'assemblages dans les mêmes conditions en utilisant des prédépôts $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ sur l'alliage HAYNES™214® (≈ 2 µm). La contrainte moyenne de cisaillement obtenu est de l'ordre de 45 ± 9 MPa avec une rupture adhésive à l'interface Ag/HAYNES™214®. Nos résultats montrent l'effet bénéfique de prédépôts $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ sur l'amélioration du comportement mécanique de l'assemblage essentiellement à l'interface Ag/HAYNES™214® qui a permis de limiter l'oxydation de l'alliage HAYNES™214®.

IV.3. A PROPOS DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DANS LES ASSEMBLAGES SIC/JOINT MÉTALLIQUE/HAYNES™214®

Dans ce genre d'assemblage, il est très difficile de séparer l'effet de la réaction chimique de celui des contraintes résiduelles. Ce paragraphe est consacré à la compréhension des mécanismes d'accommodation des contraintes résiduelles d'origine thermique qui sont susceptibles de conduire à l'endommagement du matériau qui sont : la plasticité et la fissuration.

IV.3.1. Calcul des contraintes résiduelles d'origine thermique

Les joints de nickel utilisés dans l'assemblage SiC/ $\text{Ni}_{0.93}\text{B}_{0.07}$ /Ni/ HAYNES™214® et les siliciures formés, ayant un coefficient de dilatation α_1 supérieure à celui de SiC α_2 . Leurs dimensions à une température T au cours du refroidissement sera inférieure à celle de SiC. Le joint va donc se trouver en tension pour satisfaire la continuité des déplacements à l'interface. Le SiC se trouve quant à lui en compression. Nous allons calculer dans les deux paragraphes suivants, la déformation induite par le différentiel de coefficient de dilatation thermique entre SiC et le joint métallique (déformation thermique) et par suite les contraintes thermiques qui en résultent.

IV.3.2. Déformation thermique

Dans le cas d'un matériau isotrope où la dilatation thermique est la même dans toutes les directions, les allongements entre la température T_a d'assemblage et l'état non contraint à la température T sont :

Pour le joint ou le siliciure $\mu_1 = l_0 \alpha_1 (T - T_a)$

Pour le SiC : $\mu_2 = l_0 \alpha_2 (T - T_a)$

La différence d'allongement entre SiC et le joint ou le siliciure sera alors :

$$\mu = \mu_1 - \mu_2 = l_0 (\alpha_1 - \alpha_2) (T_a - T)$$

Si le joint ou le siliciure est contraint à rester à la même longueur que SiC, alors, la déformation thermique imposée au joint sera :

$$\varepsilon = \frac{\mu_2 - \mu_1}{l_0} = (\alpha_1 - \alpha_2) (T_a - T) = \Delta\alpha (T_a - T) \quad \text{IV.1}$$

Les valeurs des déformations thermiques induites au cours du refroidissement ont été calculées et figurent dans le tableau IV.3. Les coefficients de dilatation thermique utilisés sont pour l'instant considérés constants dans la gamme de température qui nous intéresse. Nous n'avons pas de données thermomécaniques des différents siliciures formés en réalité, néanmoins nous avons considéré le cas simple où seulement NiSi se forme.

	T_a (°C)	$\Delta T = T_a - T$	α_m (10^{-6} °C)	$\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_c$ (10^{-6} °C)	$\varepsilon_T(T_a)$ (10^{-2})
SiC/Ni/HAYNES®214™	1150	1125	13.1	9	1.01
SiC/NiSi ^{formé} /Ni/HAYNES®214™	1150	1125	11.8	7.3	0.82

Tableau IV. 3: Déformation thermique ε_T induites au cours du refroidissement entre la température d'assemblage T_a et la température ambiante $T = 25^\circ\text{C}$. L'écart entre ces deux températures est noté ΔT . L'écart entre les coefficients de dilatation est noté $\Delta\alpha$.

IV.3.3. Contraintes thermiques dans le joint ou le siliciure

On peut supposer que la déformation thermique est accommodée uniquement dans le joint. On peut supposer aussi que :

- 1-La relation entre contraintes et déformations est donnée par la loi de l'élasticité linéaire (Loi de Hooke)
- 2-La déformation thermique induit une contrainte plane selon le plan (Oxy).

Dans le cas d'un matériau isotrope, on a les relations :

$$\begin{aligned} (\lambda + 2\mu)\varepsilon_{xx} + \lambda\varepsilon_{yy} + \lambda\varepsilon_{zz} &= \sigma_{xx} \\ \lambda\varepsilon_{xx} + (\lambda + 2\mu)\varepsilon_{yy} + \lambda\varepsilon_{zz} &= \sigma_{yy} \\ \lambda\varepsilon_{xx} + \lambda\varepsilon_{yy} + (\lambda + 2\mu)\varepsilon_{zz} &= 0 \end{aligned}$$

(λ et μ sont les coefficients de Lamé).

Dans notre cas, les déplacements en x et y sont égaux dans le plan (Oxy) et s'écrivent :

$$\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy} = \varepsilon_T$$

$$\text{On a donc } \varepsilon_{zz} = \frac{-2\lambda\varepsilon_T}{(\lambda + 2\mu)} \text{ et } \varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy} = 2\mu\varepsilon_T \frac{(3\lambda + 2\mu)}{(\lambda + 2\mu)}$$

La contrainte thermique dans le joint métallique ou dans les siliciures qui peuvent se former entre le SiC et le joint métallique est donc :

$$\sigma_T = \frac{E \varepsilon_T}{(1 - \nu)}$$

$$\sigma_T(T) = \frac{E \Delta \alpha}{1 - \nu} (T_a - T) = \frac{E \Delta \alpha T_a}{1 - \nu} \left(1 - \frac{T}{T_a}\right) \quad \text{IV.2}$$

Où E est le module de Young du joint métallique ou du siliciure, ν est le coefficient de Poisson et T_a la température d'assemblage.

	<i>Module de Young (GPa)</i>	<i>$\Delta \alpha = \alpha_m - \alpha_c$ ($10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}$)</i>	<i>$\sigma_T(T \text{ } ^\circ\text{C})$ (MPa)</i>
<i>Ni</i>	205	9	3031 (1-T/1150)
<i>NiSi</i>	300	7.3	3597 (1-T/1150)

Tableau IV. 4: Contraintes thermiques dans les différents joints et siliciures.

Pour le cas de NiSi, on a supposé $E = 300$ GPa et nous avons utilisé la déformation thermique globale. En fait, le problème est beaucoup plus complexe étant donné l'anisotropie de la maille [73].

IV.3.4. Relaxation des contraintes thermiques

Selon qu'un matériau est fragile ou ductile, il peut accommoder une contrainte externe par plasticité et/ou par fissuration. Le cas de la plasticité s'opère par relaxation par dislocation, alors que la fissuration s'opère par fracturation au-dessous de la température de transition ductile-fragile. D'un point de vue pratique, ces deux mécanismes peuvent intervenir soit simultanément, soit successivement.

IV.3.5. Paramètre influant les mécanismes d'accommodation des contraintes

Les deux paramètres influant sur les mécanismes d'accommodation des contraintes sont : les sources de défauts et la vitesse de déformation.

IV.3.5.1. Sources de défauts

① Dislocation

Lorsque $T > T_{td-f}$, (T_{td-f} : température de transformation ductile-fragile) l'accommodation de la contrainte thermique σ_T se fait grâce aux dislocations σ_d si $\sigma_T > \sigma_d$ car dans ce cas, les dislocations sont mobiles et se multiplient [73]. Les sources de dislocations doivent vraisemblablement provenir de défauts se trouvant aux interfaces SiC/siliciure (rugosité, impureté...) ou de joints de grains dans le siliciure.

Lamy [73] dans son étude des interfaces SiC/siliciures de Co, Fe et Ni a montré que le nombre de sources de dislocations dans un eutectique CoSi-CoSi₂ est plus important que