

CHAPITRES XXVI-XXVII : FONCTIONNEMENT, STRUCTURE ET COMPORTEMENT D'UNE CULASSE DE MOTEUR DIESEL (TD)

A.-F. GOURGUES-LORENZON

L'étude de cas constituant ce chapitre s'appuie sur la thèse de Bruno Barlas, soutenue à l'Ecole en 2004, en partenariat avec RENAULT, MONTUPET et l'UTC de Compiègne. Les questions sont en italiques.

PARTIE 1 : ANALYSE DE LA CULASSE

1.1 Fonctions de la culasse

Parmi plusieurs solutions « matériau », les alliages d'aluminium tels que celui étudié ici sont couramment utilisés pour fabriquer les culasses de moteur automobile telles que celle de la figure 1.

Les conditions de fonctionnement sont les suivantes :

- Pression d'explosion du mélange carburant + air : 180 bar du côté de la chambre de combustion (« face feu »)
- Force de serrage sur le cylindre : jusqu'à 10 kN en traction sur chaque vis
- Montage des sièges de soupapes : par frettage
- Refroidissement par eau (« face eau »)

Questions :

- *Quelles sont les fonctions d'une culasse de moteur automobile ?*
- *Quelles sont les propriétés (mécaniques, thermiques...) demandées à la pièce ?*
- *Quel moyen de fabrication imagine-t-on d'utiliser pour une pièce de forme aussi complexe ?*



Figure 1 : Vue d'ensemble d'une culasse de moteur Diesel équipée.

1.2 Choix du matériau constitutif de la culasse

Au vu des éléments de la question précédente, justifier le choix d'un alliage métallique, puis d'un alliage d'aluminium, puis d'un alliage d'aluminium de fonderie.

Etant donnée la température de la face eau (100°C) et la température des gaz de combustion (> 1000°C), la température de la face feu de la culasse peut atteindre 280°C. Cette température vous paraît-elle élevée pour cet alliage au regard notamment de la durée de vie du moteur ? Quels mécanismes physico-chimiques sont alors susceptibles de se produire ?

1.3 Zone critique et modes possibles de défaillance de la culasse

Le pontet intersoupapes (figure 2) est une zone étroite qui, de ce fait, est relativement éloignée des circuits de refroidissement de la culasse. Elle a donc tendance à être davantage chauffée que les zones avoisinantes, qui sont plus massives et mieux refroidies, lors du fonctionnement du moteur.

En assimilant cette partie de la pièce à deux zones (le pontet et la zone avoisinante) et en supposant qu'il n'y a aucune contrainte interne au début du fonctionnement du moteur neuf, caractériser le chargement mécanique (ici, thermomécanique) du pontet au cours des cycles de fonctionnement / arrêt du moteur.

A quel type de chargement a-t-on principalement affaire ?

On constate expérimentalement que les fissures s'amorcent sur la face feu et se propagent progressivement vers la face eau. Deux objectifs s'imposent à l'ingénieur de conception :

- Retarder et si possible prévenir l'amorçage de ces fissures en modifiant le comportement mécanique de l'alliage
- Ralentir et si possible arrêter la propagation de telles fissures.

On s'intéresse ici à la première étape (l'amorçage de fissure), qui nécessite déjà de bien connaître l'évolution des propriétés mécaniques du matériau au cours du temps. Ce point fait l'objet des parties suivantes de ce chapitre.

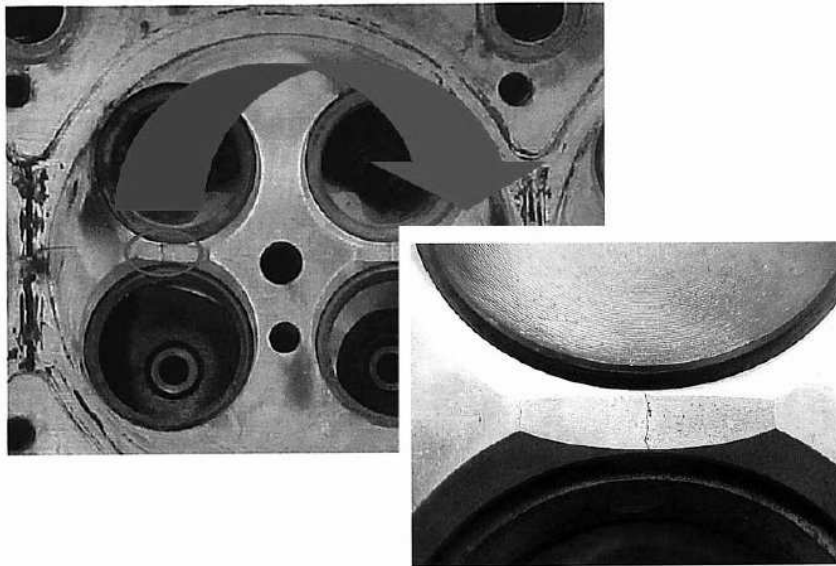


Figure 2 : Le problème et le coupable : un pontet intersoupapes fissuré.

PARTIE 2 : STRUCTURE DE SOLIDIFICATION ET PROPRIETES MECANIQUES ASSOCIEES

On considère, dans cette étude, la famille des alliages Al-Si faiblement alliés au Mg. La structure de solidification est essentiellement liée aux éléments Al et Si qui seront seuls considérés dans un premier temps.

2.1 Composition chimique

En considérant le diagramme d'équilibre thermodynamique de la figure 3, quelle serait la meilleure composition possible pour couler facilement (c'est-à-dire avec le moins de défauts) le métal dans le moule de la culasse ?

Quelle serait, à la température ambiante, la proportion et la composition chimique approximatives des phases à l'équilibre, sachant que l'on peut prolonger les courbes de la figure 2 jusqu'à 20°C ?

La composition réelle de l'alliage utilisé (AS7G) est donnée dans le tableau 1. Noter que le faible taux de fer (inférieur à 0,1%), bénéfique pour les propriétés mécaniques, interdit d'employer du métal de deuxième fusion, c'est-à-dire issu du recyclage.

En supposant que la solidification est très lente, donner la séquence de solidification de cet alliage. Quelles sont la nature et la composition chimique des phases à l'équilibre après refroidissement complet ? Interpréter alors les contrastes obtenus sur la micrographie de la figure 4.

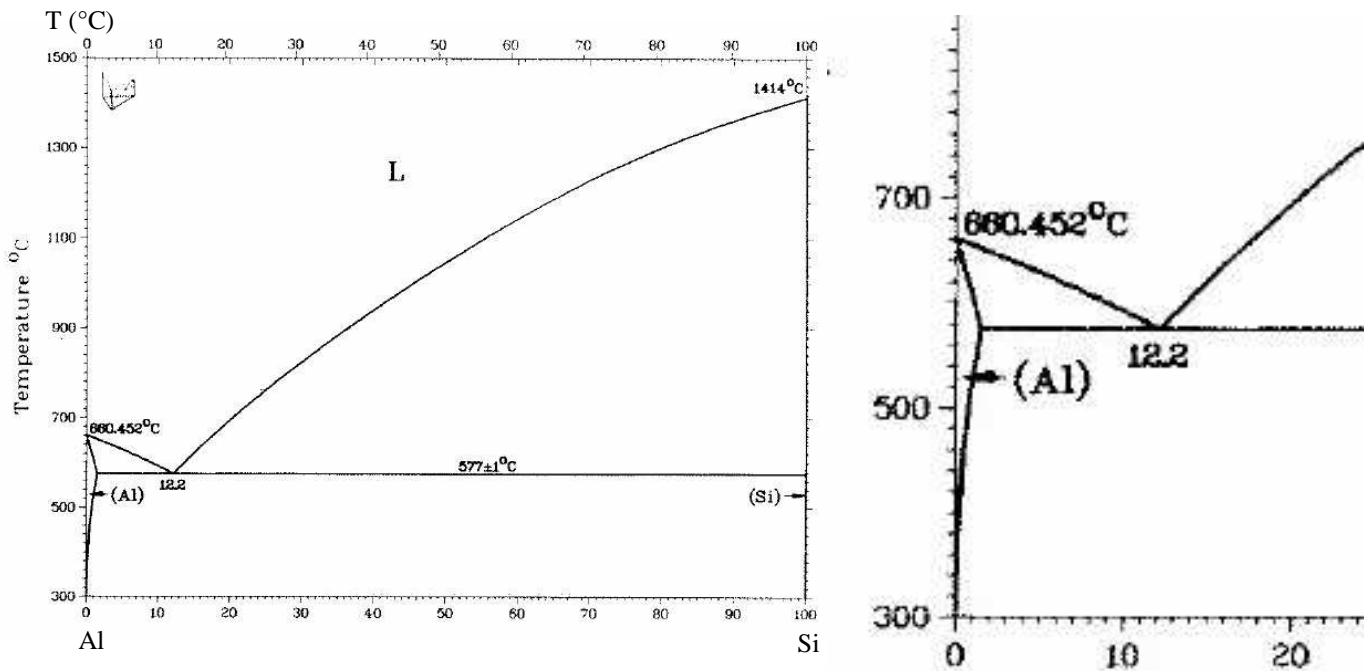


Figure 3 : Diagramme d'équilibre binaire Al-Si (d'après Massalski). La figure de droite est un agrandissement de la partie du diagramme du côté de Al.

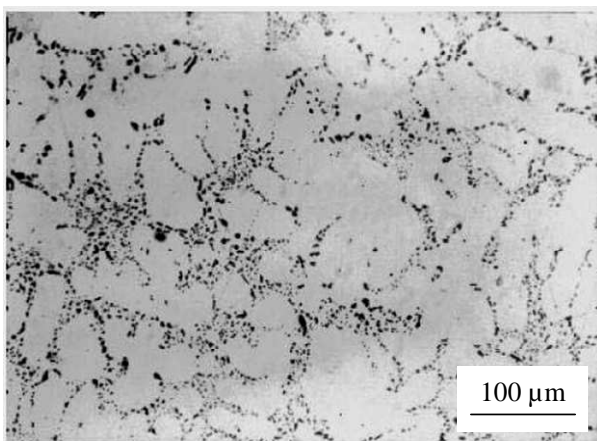


Figure 4 : Microstructure de solidification de l'alliage AS7G.

Quelles propriétés mécaniques attend-on des deux phases en présence ? Parmi les morphologies d'eutectiques possibles, laquelle vous paraît alors la meilleure, pour la ductilité et la ténacité de la pièce, entre les deux possibilités suivantes :

- Un eutectique lamellaire où le silicium est de forme allongée
- Un eutectique globulaire où le silicium est sous forme de particules sphériques dans une matrice (Al) ?

TABLEAU 1 : COMPOSITION CHIMIQUE (EN MASSE) DE L'ALLIAGE AS7G DE L'ETUDE

Élément	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ti	Ca	Sr
%	base	7,1	0,001	0,32	0,06	0,002	0,001	0,13	0,0001	0,010

La morphologie globulaire est obtenue par une faible addition de strontium dans l'alliage. En vous référant à la figure 4, quel commentaire peut-on faire sur la composition chimique donnée dans le tableau 1 ?

Toujours d'après le diagramme Al-Si, quelles proportions de dendrites et d'eutectique attend-on juste après la réaction eutectique ? Comparer avec la valeur expérimentale de 20% d'eutectique. Quelles sont les origines possibles de l'écart constaté ?

2.2 Structure et défauts attendus

Quels sont les défauts susceptibles d'apparaître sur la pièce moulée ? Comment peut-on prévenir leur apparition ? Le fait que, comme l'eau, le silicium se dilate en solidifiant (ce qui est un comportement exceptionnel !) vous paraît-il bénéfique vis-à-vis de ces défauts ?

Lors de la mise en forme, le métal est directement versé dans le moule en sable à la forme de la culasse. Vaut-il mieux, vis-à-vis de l'amorçage des fissures, remplir le moule en commençant par la face feu ou par la face eau ?

S'attend-on à ce que l'étape limitante de la ruine de la culasse soit plutôt l'amorçage ou la propagation des fissures ?

PARTIE 3 : TRAITEMENT THERMIQUE DES PIÈCES MOULÉES

Le traitement thermique après moulage comporte un recuit de mise en solution à 540°C, suivi d'une trempe à l'eau chaude et d'un revenu à 200°C pendant au moins 5 heures. L'alliage est alors à l'état T7 (survieilli), qui détermine les propriétés de la pièce neuve.

3.1 Remise en solution et trempe

Quelles sont les phases en présence dans les systèmes Al-Si et Mg-Si (figure 5) à l'équilibre à 540°C ? Combien la phase (Al) peut-elle alors contenir de Si en solution ?

Pourquoi doit-on refroidir l'alliage rapidement après cette remise en solution ?

Une trempe à l'eau froide permettrait un refroidissement plus énergétique, c'est ce que l'on fait couramment pour les tôles laminées. Que pourrait-il éventuellement se passer si l'on refroidissait trop brutalement par trempe une pièce de fonderie ?

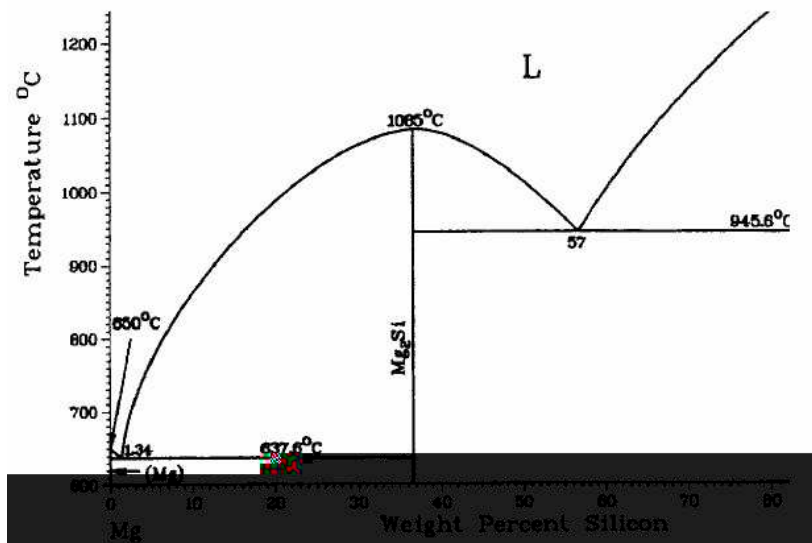
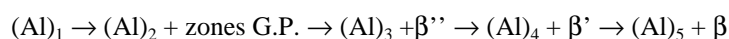


Figure 5 : Diagramme d'équilibre binaire Mg-Si (d'après Massalski)

3.2 Revenu

Quelles sont les phases potentiellement présentes à l'équilibre à 200°C d'après les diagrammes Al-Si et Mg-Si ?

Il existe, pour la phase Mg_2Si , une séquence de précipitation, qui est liée à l'énergie des interfaces interphases des phases métastables, plus ou moins cohérentes avec la matrice (Al), et à la composition chimique de ces phases intermédiaires. Cette séquence est la suivante, si le processus se poursuit jusqu'à l'équilibre :



Les indices 1 à 5 indiquent un changement de composition chimique de la phase (Al), qui passe d'une solution solide sursaturée en Mg et Si à la composition d'équilibre en fin de séquence. En passant des zones de Guinier-Preston (zones G.P., cf. TD sur les traitements thermiques) à la phase stable β (Mg_2Si), le précipité est de plus en plus gros et de moins en moins cohérent avec la matrice.

Afin de déterminer les phases réellement présentes dans le matériau à la fin du revenu, on prélève un échantillon de culasse et on lui fait subir, dans un calorimètre différentiel à balayage, un cycle thermique dont la partie « chauffage » est représentée sur la figure 6. On dispose des températures caractéristiques des transformations de phase dans des conditions proches, tirées de la littérature (tableau 2) et on relève la position des pics sur le thermogramme de la figure 6.

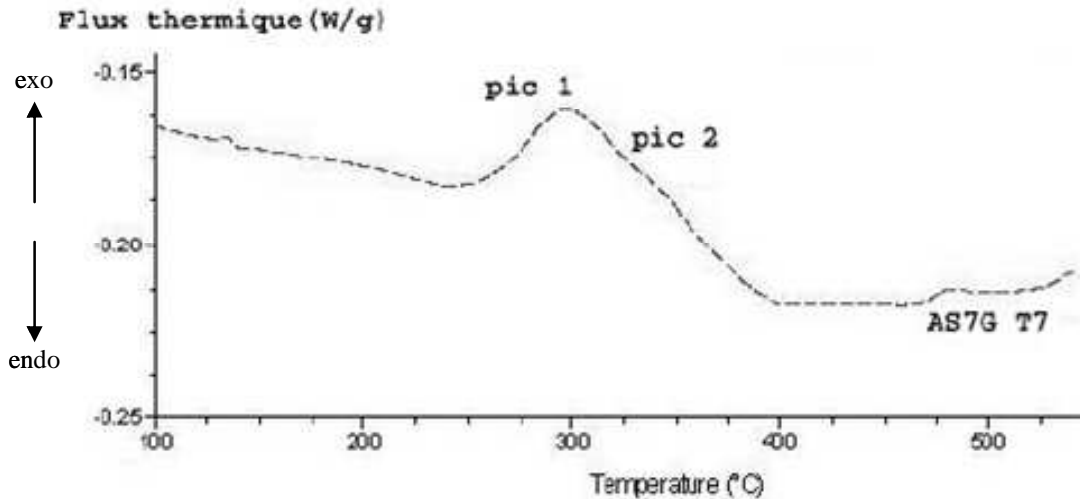


Figure 6 : Thermogramme obtenu au chauffage sur un échantillon d'AS7G à l'état T7 (calorimétrie différentielle à balayage)

A quelles transformations de phase les pics repérés 1 et 2 sont-ils respectivement associés ?

En déduire l'état de précipitation du matériau à l'état T7.

Dans la suite de cette étude, on considère l'évolution structurale de la partie dendritique, celle de l'eutectique influençant peu les caractéristiques de l'alliage.

Quel est le précipité qui contribue vraisemblablement le plus au durcissement des dendrites à l'état T7 ?

TABLEAU 2 : PROPRIETES RELEVES EN CALORIMETRIE DIFFERENTIELLE A BALAYAGE SUR UN ALLIAGE DE TYPE AS7G

Effet du pic	Gamme de température (°C)	Transformation de phase
exothermique	20	formation des zones G.P. et de β''
endothermique	40-100	dissolution des zones G.P.
endothermique	80-140	dissolution de β''
exothermique	180-290	formation de β'
endothermique	200-300	dissolution de β'
exothermique	280-330	transformation $\beta' \rightarrow \beta$
endothermique	330-430	dissolution de β
endothermique	449-455	fusion de β (si $\geq 10\%$ Mg)

PARTIE 4 : VIEILLISSEMENT EN SERVICE

4.1 Mise en évidence du vieillissement

Une technique expérimentale commode et non destructive pour suivre l'évolution des propriétés mécaniques consiste à effectuer des essais de dureté. On utilise ici une pointe pyramidale à base carrée, en diamant, appelée pointe Vickers. L'empreinte laissée par cette pointe sous une masse p de 10 kg est mesurée (on calcule la moyenne d entre ses deux diagonales) et la dureté correspondante, HV_{10} , est donnée par :

$$HV_{10} = \frac{1,854 \cdot p}{d^2} \quad \text{où } p \text{ est en kg et } d \text{ est en mm.}$$

Un essai au banc moteur durant jusqu'à 1500 heures pour les conditions les plus sévères, quelle durée maximale de traitement thermique utiliseriez-vous pour effectuer un suivi de vieillissement par mesures de dureté ?

A quelle taille d'empreinte une dureté HV_{10} de 110 et de 45 correspondent-elles respectivement ? Comparer ces valeurs avec les tailles caractéristiques de la microstructure suggérées par la figure 4. Une charge de 1 kg vous aurait-elle paru plus adéquate ?

Comment caractériseriez-vous les évolutions mesurées sur la figure 7 ? Suggérez une équation permettant de décrire simplement cette évolution.

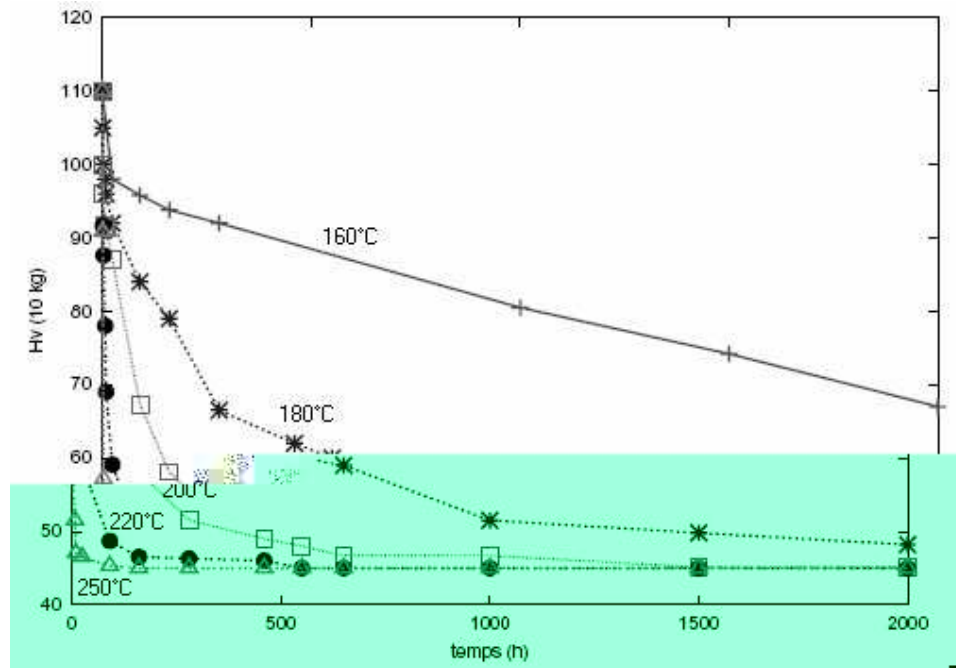


Figure 7 : Evolution de la dureté HV_{10} en fonction du temps de vieillissement, pour différentes températures

4.2 Corrélation avec l'évolution de la microstructure

La figure 8 représente l'évolution du rayon moyen des particules durcissantes (dans les dendrites), mesurée par analyse d'images. Au vu de la taille de ces particules, quelle technique est la mieux adaptée pour obtenir de telles images ?

La cinétique d'évolution ainsi mesurée vous paraît-elle cohérente avec les données de la figure 7 ?

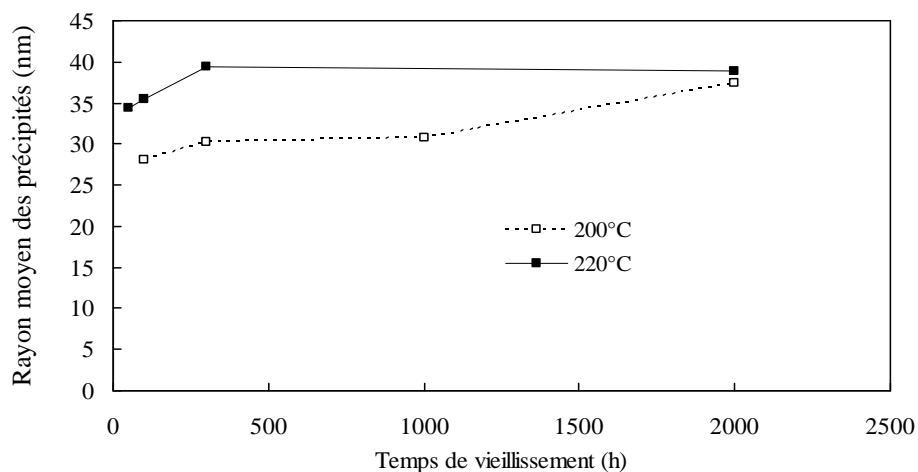


Figure 8 : Evolution du rayon moyen des précipités situés dans les dendrites, en fonction du temps de vieillissement, pour deux températures de vieillissement

PARTIE 5 : PROPRIETES MECANQUES RESULTANTES

5.1 Essais de fatigue oligocyclique et modélisation macroscopique

La figure 9 représente les cycles stabilisés, pour une déformation totale imposée entre -0,4% et +0,4% en traction-compression sur des éprouvettes d'alliages AS7G à l'état neuf (T7) et à l'état de vieillissement à saturation (300°C).

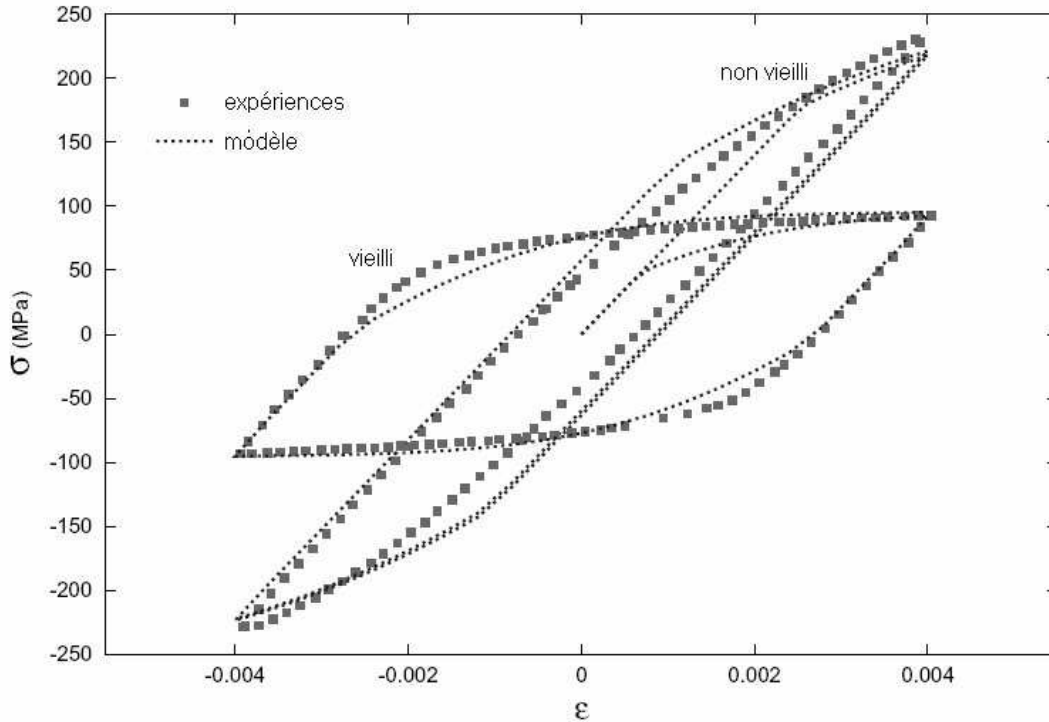


Figure 9 : Cycles stabilisés de fatigue oligocyclique à 20°C, pour l'état non vieilli (T7) et après saturation du vieillissement métallurgique.

Caractériseriez-vous, pour ces deux états, l'érouissage de plutôt cinématique ou de plutôt isotrope ? En réfléchissant aux mécanismes de durcissement de cet alliage, justifiez à l'échelle microscopique cette observation déduite des propriétés mécaniques macroscopiques.

Quelles sont les propriétés mécaniques les plus affectées par le vieillissement métallurgique ?

On prend comme modèle un écart à l'amplitude de contrainte entre l'état courant et l'état vieilli, delta sigma, proportionnel à une variable d'évolution microstructurale (1-a), avec $a = 0$ à l'état neuf et $a = a_{\infty} = 1$ à saturation du vieillissement. C'est un modèle phénoménologique, rapide à mettre en pratique chez l'industriel. Il a été calé sur l'ensemble des essais. L'évolution de a avec le temps est de la forme :

$$\dot{a} = \left\langle \frac{a_{\infty} - a}{t} \right\rangle \quad \text{avec } t \text{ en secondes}$$

Quelle est la forme de $a(t)$? Comparer avec l'équation suggérée par l'évolution de la dureté lors du vieillissement.

5.2 Lien entre modèle macroscopique et évolution microstructurale

Le tableau 3 regroupe les données d'évolution du diamètre des précipités pour différents vieillissements métallurgiques. On donne la fraction volumique de particules, $f_v = \text{constante} = 14\%$, le module de cisaillement $\mu = 28,195 \text{ GPa}$ à la température ambiante et le module des vecteurs de Burgers de l'alliage $b = 0,286 \text{ nm}$. On rappelle que la fraction volumique des dendrites, f_{os} est égale à 80%.

Utiliser le modèle présenté en cours sur le durcissement par précipitation pour estimer la contrainte de franchissement des précipités dans ces diverses conditions. Etant donnée la forme des précipités, on prendra une forme légèrement différente de celle du cours pour calculer la distance inter-particules en fonction de la fraction volumique et de la taille moyenne des particules :

$$\Lambda = R \cdot \left[\left(\frac{\pi}{f_v} \right)^{1/2} - 2 \right]$$

TABLEAU 3 : DIAMETRE MOYEN DES PRECIPITES EN FONCTION DES CONDITIONS DE VIEILLISSEMENT DE L'ALLIAGE AS7G INITIALEMENT A L'ETAT T7

Temps (h)	T de vieillissement (°C)	Nature des précipités	Dimètre moyen des précipités (nm)	Delta sigma macro (MPa)
100	200	$\beta' + \text{Si}$	$56,0 \pm 4,5$	74
300	200	$\beta' + \beta + \text{Si}$	$60,6 \pm 4,5$	25
1000	200	$\beta + \text{Si}$	$61,7 \pm 4,5$	0
2000	200	$\beta + \text{Si}$	$74,8 \pm 5,5$	0
50	220	$\beta' + \text{Si}$	$68,6 \pm 5$	37
100	220	$\beta' + \beta + \text{Si}$	$70,8 \pm 6$	13
300	220	$\beta + \text{Si}$	$78,9 \pm 6$	0

Quel est le facteur de proportionnalité entre la surcontrainte macroscopique (donnée par le modèle macro à partir des essais de dureté et de fatigue, pour ces mêmes conditions de vieillissement) et celle donnée par le modèle micro ?

Un modèle « statique » (contrainte uniforme dans toutes les phases) donne un facteur de Taylor de 2,24 pour les structures cubiques à faces centrées. Un modèle dit de Taylor (déformation uniforme dans toutes les phases) donne un facteur de Taylor de 3,07. Ces deux valeurs sont des bornes au coefficient de proportionnalité réel. Comparer la valeur trouvée à celles des bornes et conclure quand à la validité de la modélisation.

5.3 Modèle d'amorçage de fissure en fatigue

Le modèle macroscopique précédent a été intégré comme loi de comportement (coefficients variant avec la température) pour le calcul par éléments finis de la durée de vie de culasses réelles (moteur 2.2l DCI Renault, figure 11).

En considérant le mode de fabrication de ces culasses, dire si une telle modélisation vous paraît suffisante pour prédire d'une manière conservative (i.e. plus sévère que la réalité) la durée de vie à l'amorçage d'une fissure.

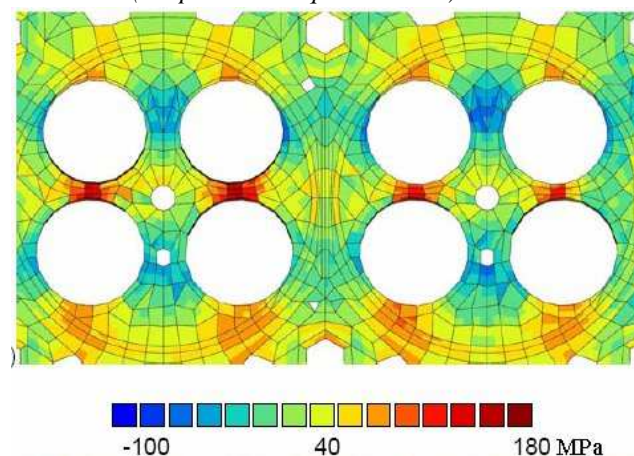


Figure 11 : Isovaleurs de la contrainte perpendiculaire à la direction des fissures observées dans le pontet, à froid après 130 cycles entre 20 et 265°C. A chaud, le pontet est en compression (-100 MPa environ), à froid il est en traction (+180 MPa).

CHAPITRES XXVI-XXVII : FONCTIONNEMENT, STRUCTURE ET COMPORTEMENT D'UNE CULASSE DE MOTEUR DIESEL (CORRIGE)

A.-F. GOURGUES-LORENZON

PARTIE 1 : ANALYSE DE LA CULASSE

1.1 Fonctions de la culasse

Fonctions de la culasse : admission de l'air et du carburant, rejet des gaz de combustion : c'est une pièce dans laquelle circulent de nombreux fluides.

Propriétés attendues d'une culasse : résistance mécanique (pression d'explosion, frottement des sièges de soupape, montage..), résistance thermique et bonne conduction de la chaleur (pour un refroidissement facile par eau), résistance à la corrosion par les différents fluides. On attend aussi une certaine ductilité, une certaine ténacité, et surtout un coût et une masse les plus bas possibles.

La réalisation d'une pièce aussi complexe par usinage aurait un coût très élevé. On la réalise donc par moulage, c'est-à-dire par fonderie (solidification dans un moule aux cotes de la pièce quasiment finie). Un usinage de certaines surfaces est ensuite réalisé, notamment pour une bonne jonction avec les autres pièces.

1.2 Choix du matériau constitutif de la culasse

Les matériaux bons conducteurs de la chaleur, et possédant une certaine ductilité et ténacité, tout en supportant des températures élevées sont les alliages métalliques.

Parmi les métaux, l'aluminium est un très bon conducteur de la chaleur (nettement moins cher et moins dense que le cuivre !). Sa faible densité et son aptitude à être mis en forme par fonderie sont également de bons atouts. Il possède en revanche un coefficient de dilatation thermique élevé, qui peut poser des problèmes lors de la solidification comme on le verra par la suite.

La température de fusion de l'aluminium pur est de $T_f = 660^\circ\text{C}$. Celle d'un alliage est généralement inférieure (on évite ici les phases intermétalliques, à point de fusion élevé, mais très fragiles !). La température relative T/T_f (en K) est de l'ordre de 0,53 en face feu, ce qui est élevé. Les phénomènes physico-chimiques liés à la diffusion (évolution des phases, fluage) peuvent donc être activés au cours de la vie de la culasse. Si on dimensionne un moteur à 300000 km parcourus en moyenne à 75 km/h, cela fait une durée de vie d'environ 4000h à plein régime, ce qui représente un temps « long » à haute température.

On verra effectivement dans la suite de cette étude que l'état métallurgique, et par là même, les propriétés mécaniques, évoluent notablement au cours de la vie de la pièce.

1.3 Zone critique et modes possibles de défaillance de la culasse

Lors du premier chauffage, le pontet est plus chaud que le reste de la pièce, il a donc tendance à se dilater davantage. Contraint par le reste de la pièce, il est donc en compression à chaud. D'après ce qui précède, la déformation n'est sans doute pas exclusivement élastique : une partie irréversible peut se produire, par effet de viscosité (fluage) par exemple.

Lors du refroidissement, le phénomène inverse se produit : le pontet a tendance à se contracter davantage que le reste de la pièce. Il est donc en traction à la fin du refroidissement.

Le chargement mécanique se caractérise donc par des cycles passant par de la compression à chaud et de la traction à froid : c'est de la fatigue (solicitation cyclique), ici appelée « fatigue thermique » car elle est due au chargement thermique de la pièce et à la géométrie de celle-ci.

PARTIE 2 : STRUCTURE DE SOLIDIFICATION ET PROPRIETES MECANIQUES ASSOCIEES

2.1 Composition chimique

Pour éviter les défauts de solidification, la meilleure solution (cf. TD sur le soudage) est d'avoir l'intervalle de solidification le plus faible possible. La meilleure composition chimique, de ce point de vue, est la composition

eutectique à 12,2% en masse de silicium. De fait, le silicium est connu pour améliorer la « coulabilité » des alliages d'aluminium de fonderie. Les phases (Al) et (Si) étant pratiquement pures à l'équilibre à basse température, elles sont présentes dans les mêmes proportions (12,2% de (Si) et le reste (Al)).

L'alliage AS7G a un taux de silicium inférieur à la composition eutectique. La première phase à se solidifier est (Al) et on traverse un domaine (L + (Al)). Chacune des deux phases s'enrichit en Si, jusqu'à ce que le liquide atteigne la composition eutectique. Le liquide résiduel se transforme alors en (Al) + (Si). Dans le même temps, la phase (Al) tend à rejeter du silicium qui y précipite. Comme pour l'eutectique à 12,2% de Si, on trouve après refroidissement les phases (Al) et (Si) presque pures (aux autres éléments d'alliage près), avec environ 7% en masse de (Si).

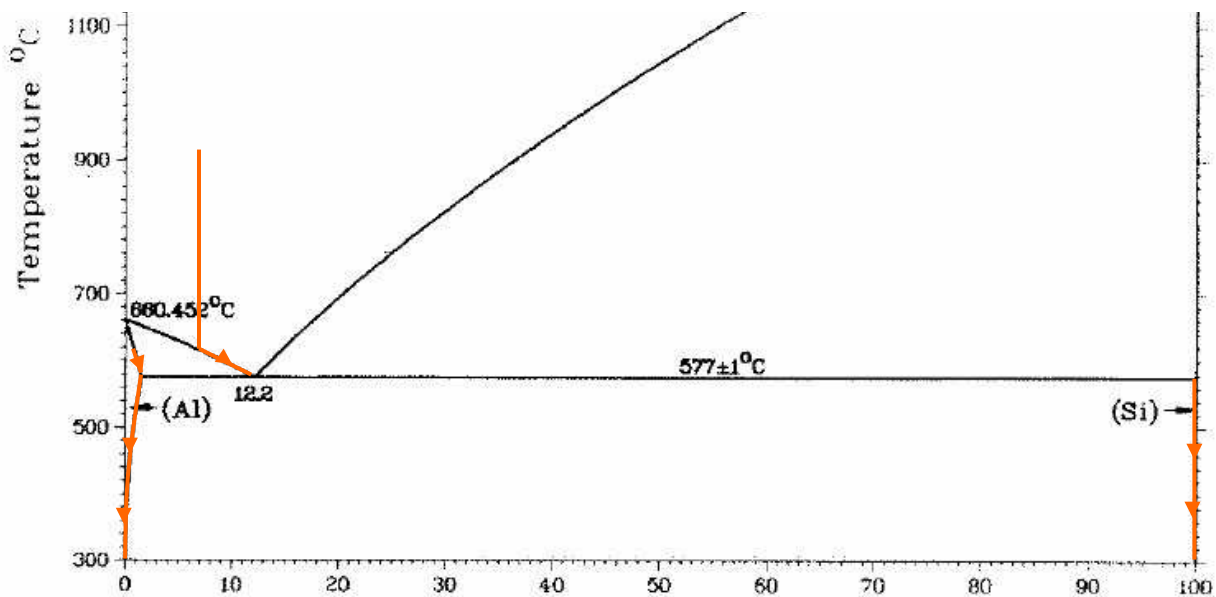


Figure 3 : Diagramme d'équilibre binaire Al-Si annoté (d'après Massalski).

Sur la figure 4, la phase majoritaire (Al) est en clair, tandis que la phase (Si), minoritaire, est en sombre (presque noir). On distingue les dendrites (Al) dites « primaires » (repère A) ainsi que l'eutectique (nodules de (Si) dans une matrice (Al) (repère B).

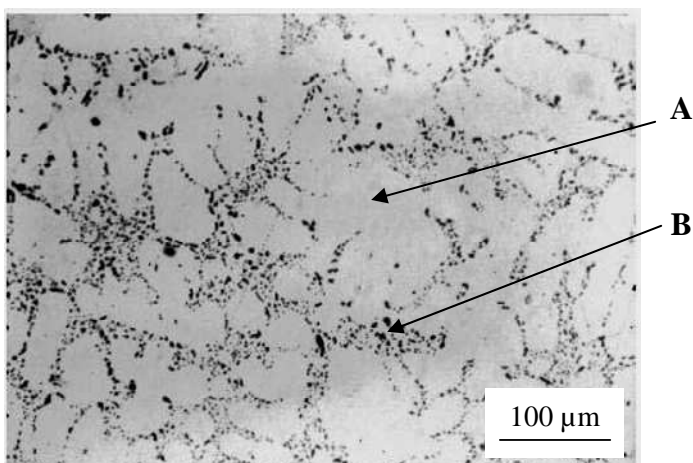


Figure 4 annotée : Microstructure de solidification de l'alliage AS7G. A désigne une dendrite (Al), B l'eutectique.

Le silicium n'est pas un élément métallique : comme le carbone, il forme des liaisons covalentes. Sa structure cristallographique est d'ailleurs cubique diamant. C'est un matériau très dur et très fragile. Il n'est donc pas souhaitable d'avoir des phases (Si) trop allongées ou pointues : ce sont des amorces potentielles de fissures.

L'aluminium est un métal mou et ductile. Une fois renforcé par précipitation il présente une bonne résistance mécanique.

Au vu de ce qui précède, un eutectique globulaire est nettement préférable à un eutectique lamellaire. C'est bien ce qu'on observe sur la figure 4, en accord avec le tableau 1 qui mentionne 0,01% de strontium en masse dans la composition chimique de l'alliage. Cette faible teneur est suffisante pour obtenir un eutectique globulaire.

Pour calculer les proportions relatives de dendrites et d'eutectique, on applique la règle du levier à la température de l'eutectique. La composition moyenne est de 7,1% de Si en masse, celle de l'eutectique est de 12,2% et celle des dendrites (toujours à l'équilibre) est de 2% en masse. On s'attend donc à une fraction donnée par :

$$\frac{7,1-2}{12,2-2} \approx 50\% \text{ d'eutectique en masse (un calcul plus précis donnerait 49\%).}$$

L'écart entre la valeur expérimentale et la valeur calculée peut être attribué à plusieurs facteurs : la solidification se fait en fait hors équilibre, ce qui pourrait repousser l'eutectique à beaucoup plus basse température, l'alliage contient d'autres éléments qui peuvent légèrement modifier l'équilibre thermodynamique par rapport au diagramme binaire. De plus l'eutectique est difficile à différencier des dendrites sur les images et l'incertitude de mesure est sans doute non négligeable.

2.2 Structure et défauts attendus

On s'attend à deux types de défauts : des retassures dues au retrait lors de la solidification et des ségrégations chimiques entre les dendrites et l'eutectique (dernier liquide solidifié). On évite les grosses retassures par des masselottes (réserves de liquide judicieusement placées). Les microretassures (à l'échelle des dendrites) sont très difficiles à éviter. La ségrégation sera en partie effacée par les traitements thermiques ultérieurs, qui laisseront le temps à la diffusion chimique d'homogénéiser la composition.

La contraction volumique à la solidification est partiellement réduite par (Si) qui a tendance à se dilater. De fait, le retrait volumique est inférieur à 2% dans ce cas, tandis qu'il est supérieur à 5% en l'absence de Si. Ceci améliore grandement la coulabilité de l'alliage.

Pour limiter la fissuration, une solution est d'avoir une structure suffisamment fine et homogène sur la face feu. Il convient donc de remplir le moule en commençant par la face feu.

Les microretassures sont difficiles à éviter et constituent des amorces potentielles de fissures, d'autant plus que la phase (Si), fragile, est en particulier située près des retassures (dans l'eutectique). L'amorçage des fissures est donc potentiellement aisé et ne constitue pas l'étape limitante de la ruine de la culasse. On essaiera, dans cette étude, de la retarder.

PARTIE 3 : TRAITEMENT THERMIQUE DES PIÈCES MOULÉES

3.1 Remise en solution et trempe

Le diagramme Al-Si indique qu'à 540°C coexistent la phase (Si) et une phase (Al) contenant environ 1,3% de Si. Il faut toutefois noter que le diagramme ne distingue pas (Al) dendritique de (Al) eutectique. Le diagramme Mg-Si indique que la phase Mg₂Si n'est pas remise en solution dans (Mg) mais il n'en est peut-être (et, de fait) pas de même dans la matrice (Al).

La trempe a pour objectif de « figer » la microstructure, en limitant les réactions chimiques gouvernées par la diffusion, et de garder ainsi en solution un maximum d'éléments d'alliage.

Une trempe trop énergique aurait pour effet d'installer un très fort gradient de température entre la peau (en traction) et le cœur (chaud, en compression) de la pièce. Celle-ci risquerait alors de fissurer près de la surface, ce qui serait redoutable lors d'une sollicitation ultérieure de fatigue en service. Pour information, ces défauts sont appelés « tapures de trempe ». On doit donc faire un compromis entre la prévention de ces défauts, d'une part, et l'efficacité de la trempe, d'autre part. Ce compromis est réalisé en pratique par la trempe à l'eau chaude.

3.2 Revenu

A 200°C on trouve les phases (Al), (Si) et Mg₂Si. Il n'y a en effet pas assez de Mg pour piéger tout le Si qui a été remis en solution. On trouvera donc des particules de Si également -6.2132(e)-1.94944()-99.5282(a)-1.94944()-93.10734(1)0.7886

Les pics 1 et 2, exothermiques, correspondent respectivement à la formation de β' et à la transformation de β' en β . L'alliage contenait donc vraisemblablement des phases β'' (voire également quelques phases β'), ainsi que les phases (Al) et (Si).

Du fait de la faible teneur en Mg, les phases Mg-Si sont en faible fraction volumique par rapport à la phase (Si) formée dans les dendrites. Cette dernière contribue donc sans doute en majorité au durcissement des dendrites.

PARTIE 4 : VIEILLISSEMENT EN SERVICE

4.1 Mise en évidence du vieillissement

Il faut des durées d'au moins 1500 heures, ce qui fait qu'on vise logiquement un peu plus soit 2000h (ce qui représente tout de même dix semaines...)

En appliquant la formule indiquant la dureté en fonction de la taille moyenne des diagonales de l'empreinte, on trouve respectivement, pour une charge de 10 kg, une taille d'empreinte d'environ 640 μm pour une dureté de 45 HV₁₀ et de 410 μm pour une dureté de 110 HV₁₀.

Les valeurs annoncées sont, d'après la figure 4, largement supérieure à la taille des bras de dendrites, et encore bien supérieures à la taille des phases de l'eutectique. On calcule donc une « moyenne » entre les duretés des différentes phases.

Sous une charge de 1 kg, les tailles d'empreintes seraient respectivement de 130 et 200 μm , ce qui correspond à la taille typique d'un bras de dendrite ou d'une zone eutectique un peu étendue. On risquerait donc d'avoir des mesures très bruitées, selon qu'on indente une dendrite ou une zone riche en eutectique. Ceci n'est pas souhaitable.

Les évolutions mesurées sur la figure 7 montrent une décroissance rapide avec une asymptote horizontale non nulle. Une loi exponentielle ferait probablement l'affaire pour décrire ces données. Le temps caractéristique de cette loi correspond à une perte de dureté d'environ 63%, soit une chute de 110 à 69 HV₁₀ si on place l'asymptote à 45 HV₁₀. On obtient alors un temps d'environ 1800h à 160°C, 300h à 180°C, 100h à 200°C et quelques heures seulement à 220°C.

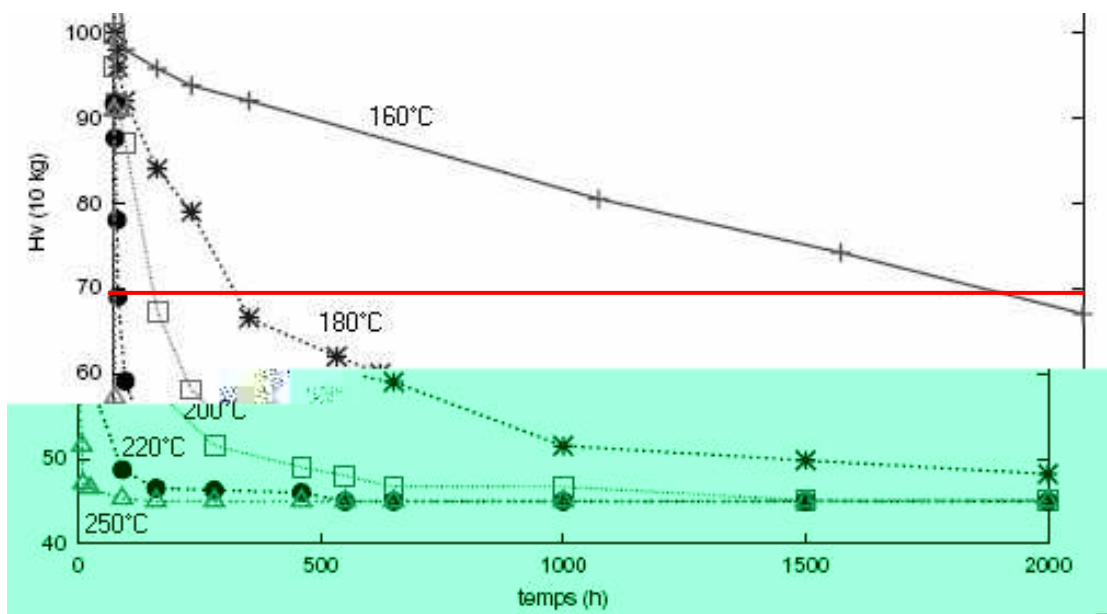


Figure 7 annotée : Evolution de la dureté HV₁₀ en fonction du temps de vieillissement

4.2 Corrélation avec l'évolution de la microstructure

Pour mesurer une taille de particule de 25 à 40 nm, le microscope électronique à balayage n'est pas très bien adapté, tandis que le microscope optique est hors course (cf. tableau 1 du Chapitre VII). C'est la microscopie électronique en transmission qui est la technique la mieux adaptée, pour peu que l'on obtienne un bon contraste entre les phases.

Sur la figure 8, la taille des particules de silicium atteint une valeur maximale (saturation du vieillissement) avant 300h à 220°C. La figure 7 montre que la dureté est alors proche de son niveau minimum. Les données sont donc cohérentes à 220°C. A 200°C, la taille des particules évolue continûment pendant les 2000h de test, alors que la dureté atteint une asymptote vers 1500h. Ceci dit, l'adoucissement n'est pas inversement proportionnel à la taille des particules, comme on le verra par la suite.

PARTIE 5 : PROPRIETES MECANIQUES RESULTANTES

5.1 Essais de fatigue oligocyclique et modélisation macroscopique

Si on considère le matériau non vieilli, le déchargement n'est que partiellement élastique : avant même le retour à la charge nulle le matériau a commencé à plastifier en compression. L'érouissage est donc essentiellement cinématique. Cet érouissage est fortement réduit après vieillissement.

Les courbes données par le modèle indiquent également que la limite d'élasticité au premier cycle de chargement a largement diminué après vieillissement. De fait, ce sont ces deux paramètres (limite d'élasticité et érouissage cinématique) qui sont majoritairement affectés par le vieillissement métallurgique. Le module d'Young est inchangé.

Les particules de phases durcissantes sont relativement grosses ici, et ne peuvent sans doute pas être franchies par cisaillement. Cela est d'autant plus vrai que (Si) est covalente (les dislocations n'y passent quasiment pas) et que la phase β' n'est pas cohérente avec (Al). Les phases durcissantes sont donc franchies par contournement, ce qui laisse de boucles de dislocations. Ce mode de franchissement est réversible et le « retour » est plus facile que l'« aller », d'où un érouissage essentiellement cinématique.

En résolvant l'équation différentielle on trouve la forme suivante :

$$a(t) = 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \text{ où } \tau \text{ est le temps de relaxation de l'adoucissement.}$$

Cette forme est cohérente avec la loi suggérée par les mesures de dureté.

5.2 Lien entre modèle macroscopique et évolution microstructurale

On considère que l'adoucissement des dendrites contribue à hauteur de la fraction volumique des dendrites, il faudra donc multiplier les contraintes de franchissement par la fraction volumique des dendrites.

On utilise le modèle de franchissement des dislocations par contournement des précipités (cf. chapitre sur le durcissement et le renforcement), en remplaçant par la formule de l'énoncé la formule suivante :

$$\tau_c = 0,7 \mu b \frac{\sqrt{f_v}}{R}$$

avec R le rayon moyen des précipités.

Les valeurs correspondantes de la contrainte locale de franchissement sont données dans le tableau ci-dessous. L'ajustement linéaire, qui force la courbe à passer par le point (0,0) est donné sur la figure ci-dessous.

TABLEAU 3 : DIAMETRE MOYEN DES PRECIPITES EN FONCTION DES CONDITIONS DE VIEILLISSEMENT DE L'ALLIAGE AS7G INITIALEMENT A L'ETAT T7

Temps (h)	T de vieillissement (°C)	Nature des précipités	Dimètre moyen des précipités (nm)	$\Delta\sigma$ macro (MPa)	$\Delta\tau$ micro (MPa)
100	200	$\beta' + \text{Si}$	$56,0 \pm 4,5$	74	24,4
300	200	$\beta' + \beta + \text{Si}$	$60,6 \pm 4,5$	25	18,0
1000	200	$\beta + \text{Si}$	$61,7 \pm 4,5$	-	16,6
2000	200	$\beta + \text{Si}$	$74,8 \pm 5,5$	0	3,3
50	220	$\beta' + \text{Si}$	$68,6 \pm 5$	37	9,0
100	220	$\beta' + \beta + \text{Si}$	$70,8 \pm 6$	13	6,8
300	220	$\beta + \text{Si}$	$78,9 \pm 6$	0	0

Le facteur de Taylor est ici d'environ 2,5. Noter que le coefficient de corrélation n'est pas excellent. Cette valeur est bien comprise dans les bornes ; ceci suggère que le modèle micro, bien que simpliste, décrit bien l'incidence de l'évolution métallurgique sur l'évolution des propriétés mécaniques du matériau.

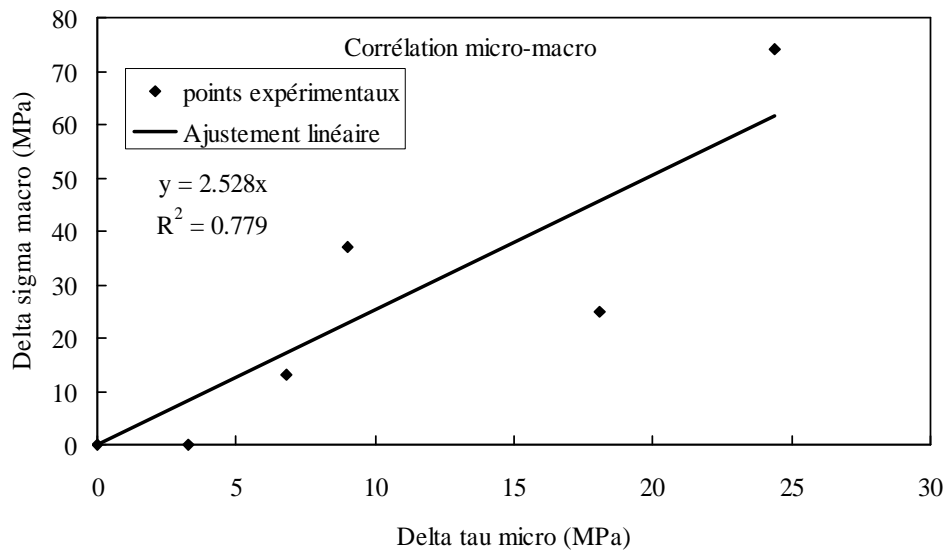


Figure complémentaire : Comparaison entre le durcissement $\Delta\sigma_{macro}$ donné par le modèle macroscopique et le durcissement $\Delta\tau_{micro}$ calculé à partir de l'évolution du rayon des précipités durcissants. L'état de référence est le vieillissement de 300h à 220°C à partir de l'état T7.

5.3 Modèle d'amorçage de fissure en fatigue

Le modèle proposé ne prend pas en compte la présence des retassures, ni la morphologie et la distribution spatiale de l'eutectique. Ces deux paramètres interviennent dans la fissuration, soit pour amorcer, soit pour arrêter les fissures. Le modèle pourrait donc très bien ne pas être conservatif tant que l'on ne considère pas les défauts réels sur lesquels amorcent les fissures.