

Etude d'une optimisation à court terme et à long terme du récepteur solaire CMI

Auteur : Guillick, Antoine

Promoteur(s) : Dewallef, Pierre

Faculté : Faculté des Sciences appliquées

Diplôme : Master en ingénieur civil électromécanicien, à finalité spécialisée en énergétique

Année académique : 2017-2018

URI/URL : <http://hdl.handle.net/2268.2/4628>

Avertissement à l'attention des usagers :

Tous les documents placés en accès ouvert sur le site le site MatheO sont protégés par le droit d'auteur. Conformément aux principes énoncés par la "Budapest Open Access Initiative"(BOAI, 2002), l'utilisateur du site peut lire, télécharger, copier, transmettre, imprimer, chercher ou faire un lien vers le texte intégral de ces documents, les disséquer pour les indexer, s'en servir de données pour un logiciel, ou s'en servir à toute autre fin légale (ou prévue par la réglementation relative au droit d'auteur). Toute utilisation du document à des fins commerciales est strictement interdite.

Par ailleurs, l'utilisateur s'engage à respecter les droits moraux de l'auteur, principalement le droit à l'intégrité de l'oeuvre et le droit de paternité et ce dans toute utilisation que l'utilisateur entreprend. Ainsi, à titre d'exemple, lorsqu'il reproduira un document par extrait ou dans son intégralité, l'utilisateur citera de manière complète les sources telles que mentionnées ci-dessus. Toute utilisation non explicitement autorisée ci-avant (telle que par exemple, la modification du document ou son résumé) nécessite l'autorisation préalable et expresse des auteurs ou de leurs ayants droit.



Etude d'une optimisation à court terme et à long terme du récepteur solaire CMI

Université de Liège – Faculté des sciences appliquées

Travail de fin d'études réalisé en vue de l'obtention du grade de master « Ingénieur Civil électromécanicien » par

Antoine GUILLICK

Sous la direction de M. Pierre DEWALLEF et M. Ildo AGNETTI

Année académique 2017-2018

Remerciements

De nombreuses personnes ont contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce travail de fin d'étude. Je tiens particulièrement à remercier :

- M. Ildo Agnetti, mon maître de stage, pour son excellent suivi, ses précieux conseils et sa relecture attentive de ce travail de fin d'étude.
- M. Manuel Smolders, mon superviseur industriel, pour son aide dans la relecture de ce mémoire.
- M. Stéphane Winand, pour son suivi et son aide apportée lors de la première partie de ce travail.
- M. Pierre Dewallef, mon promoteur universitaire, pour ses conseils avisés et son suivi de l'évolution de ce travail.
- L'ensemble du service CMI Solar pour son accueil et sa flexibilité à m'apporter de l'aide quand cela s'avérait nécessaire.

Table des matières

1. Introduction	4
1.1 Problématiques et solutions proposées	4
1.2 Présentation de la technologie CSP à tour solaire	7
1.3 Présentation du récepteur solaire CMI	8
2. Optimisation à court terme du récepteur	12
2.1 Description des alliages à base nickel	12
2.2 Présentation des alliages candidats et de leurs changements métallurgiques potentiels	16
2.3 Evaluation des déformations et des contraintes appliquées sur les tubes du récepteur	21
2.3.1 Déformations thermiques	21
2.3.2 Contraintes mécaniques	30
2.3.3 Déformations constantes vs contraintes constantes	30
2.4 Analyse du comportement en fluage des alliages candidats	32
2.4.1 Introduction au fluage	32
2.4.2 Origines du fluage	32
2.4.3 Evaluation de la résistance au fluage des matériaux candidats	34
2.4.4 Génération des courbes isochrones des matériaux candidats	38
2.4.5 Relaxation des contraintes dans le H282 et le H230	42
2.4.6 Analyse de la durée de vie en fluage du H282 et du H230	44
2.4.7 Discussions et conclusions	47
3. Optimisation à long terme du récepteur	49
3.1 Investigation des fluides candidats	49
3.1.1 Critères de sélection du fluide caloporteur	49
3.1.2 Hypothèses de calcul	51
3.1.3 Présentation et caractéristiques des familles de fluides candidats	52
3.1.4 Conclusions et discussions	58
3.2 Investigation des matériaux candidats	60
3.2.1 Critères de sélection des matériaux	60
3.2.2 Présentation et caractéristiques des familles des matériaux candidats	62
3.2.3 Conclusions et discussions de la compatibilité fluides-matériaux	70

3.3 Impact des paires fluide-matériau prometteuses sur le rendement global de la centrale CSP	72
3.3.1 Impact d'un récepteur à hautes températures sur le rendement du cycle moteur	72
3.3.2 Description et modélisation des pertes thermiques au sein du récepteur solaire	76
3.3.3 Formulation des hypothèses de calcul	79
3.3.4 Equations constitutives du modèle simplifié	80
3.3.5 Evolution du rendement thermique du récepteur en fonction du flux incident pour différents paramètres	81
3.3.6 Calcul du rendement global de la centrale CSP pour les différentes combinaisons fluide-matériau	85
4. Conclusions générales et perspectives	86
Bibliographie	89
Annexes	95

1. Introduction

1.1 Problématique et solutions proposées

Dans une société où la demande énergétique est en pleine expansion, où il est acquis que les gaz à effet de serre émis par les centrales fossiles sont responsables du changement climatique et où la méfiance envers le nucléaire est de mise, les énergies renouvelables sont amenées à occuper une place de plus en plus importante sur l'échiquier énergétique. Cela se traduit par plusieurs mesures prises au niveau de la politique énergétique européenne, comme par exemple, à court terme, le célèbre objectif 20-20-20 consistant, entre autres, à porter à 20 % la part des énergies renouvelables dans la consommation d'énergie ou bien, à plus long terme, réduire les émissions de gaz à effet de serre de 80 % d'ici 2050 (par rapport aux niveaux de 1990) (1) (2).

Parmi le large panel d'énergies renouvelables exploitables, l'énergie solaire, bien que pour le moment peu utilisée dans le mix énergétique mondial (0,7 % en 2013) (3), possède un énorme potentiel. En effet, il ressort d'un rapport de l'Agence internationale de l'énergie que le solaire pourrait fournir le tiers de l'énergie dans le monde vers 2060 (4). Les technologies exploitant cette énergie afin de la transformer en électricité sont de type photovoltaïque (PV) et centrales solaires à concentration (« Concentrated Solar Power CSP »). Alors que le PV permet de convertir directement l'énergie solaire en énergie électrique par l'effet photoélectrique, le CSP consiste à produire de la chaleur par focalisation du rayonnement solaire sur un récepteur où circule le fluide caloporteur. Ensuite, à l'aide d'un cycle thermodynamique, cette chaleur sera ultérieurement transformée en électricité.

Ainsi, ces deux types de technologies sont en compétition comme procédé d'exploitation de l'énergie solaire, chacune d'elles ayant ces propres spécificités. Le CSP requiert un rayonnement solaire direct pour fonctionner correctement, par opposition au PV qui peut convertir l'énergie solaire en électricité avec une luminosité diffuse. Le CSP est également une technologie beaucoup plus consommatrice d'espace que le PV. Pour ces deux raisons, le CSP convient mieux aux régions désertiques où les radiations normales directes annuelles sont supérieures 1900 kWh/m², alors que le PV est plus adapté à nos régions (1200 kWh/m² en Belgique). Un avantage du CSP sur le PV est que cette technologie a la possibilité de stocker dans des cuves de sel fondu la chaleur produite durant la journée. Par conséquent, lorsque l'électricité se vend plus cher durant le pic de consommation en soirée, cette énergie thermique peut continuer à être convertie en électricité sans l'apport d'énergie solaire. Ce stockage est simple et constitue la solution la plus économique pour des temps de stockage supérieurs à 6 heures. Pour certaines centrales thermo solaires à grande puissance (> 50 MWe), les capacités de stockage sont telles que la production d'électricité est ininterrompue durant 24 h (5) (6).

Cependant, malgré cette capacité de stocker indirectement l'électricité, le CSP reste loin derrière le PV dans le marché de l'énergie. En effet, comme le montre la Figure 1.1, le CSP (dénommé thermique à concentration sur le schéma) ne constitue que 0,7 % de l'utilisation de l'énergie solaire dans le monde, contre 28,6 % pour le PV (en 2013). Cela s'explique principalement par le fait que le coût de production du CSP est bien plus élevé que celui du PV et que le manque de maturité de cette technologie laisse percevoir des risques potentiels aux investisseurs.

Le coût de production peut être mis sous équation à l'aide la formule du coût actualisé de l'électricité (Levelized Cost Of Electricity LCOE). Il s'exprime en €/kWh.

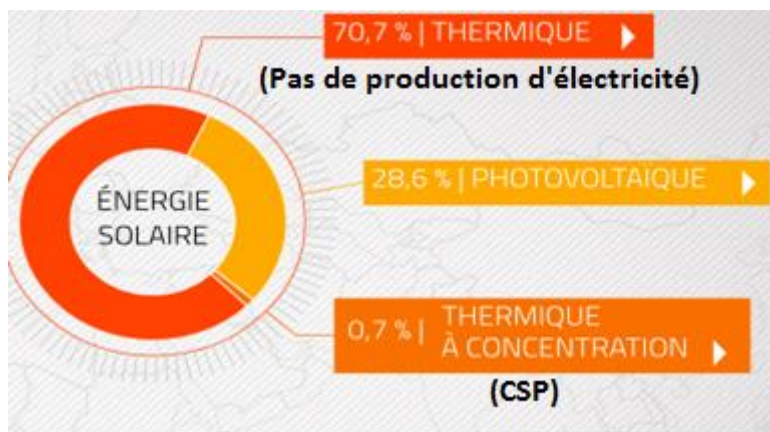


Figure 1.1 : Répartition de l'énergie solaire dans le monde (3)

$$LCOE = \frac{I_0 + \sum_{t=1}^n \frac{A_t}{(1+i)^t}}{\sum_{t=1}^n \frac{M_{t,el}}{(1+i)^t}} \quad (1.1)$$

où :

- I_0 est l'investissement pour la construction et l'installation de la centrale en €
- A_t est le coût d'opération annuel de la centrale durant l'année d'opération t en €
- n est la durée de vie opérationnelle de la centrale en années
- i est le taux d'intérêt du projet en %
- $M_{t,el}$ est l'électricité produite durant l'année t en kWh

La différence de coût entre le PV et le CSP réside principalement dans le terme d'investissement. En effet, celui-ci varie de 1000 à 1700 €/kW pour le PV à grande échelle alors que pour le CSP de type tour solaire avec stockage, il fluctue de 6000 à 7000 €/kW (7). La Figure 1.2 compare les LCOE actuels du PV et du CSP ainsi que leur probable évolution au cours des prochaines années.

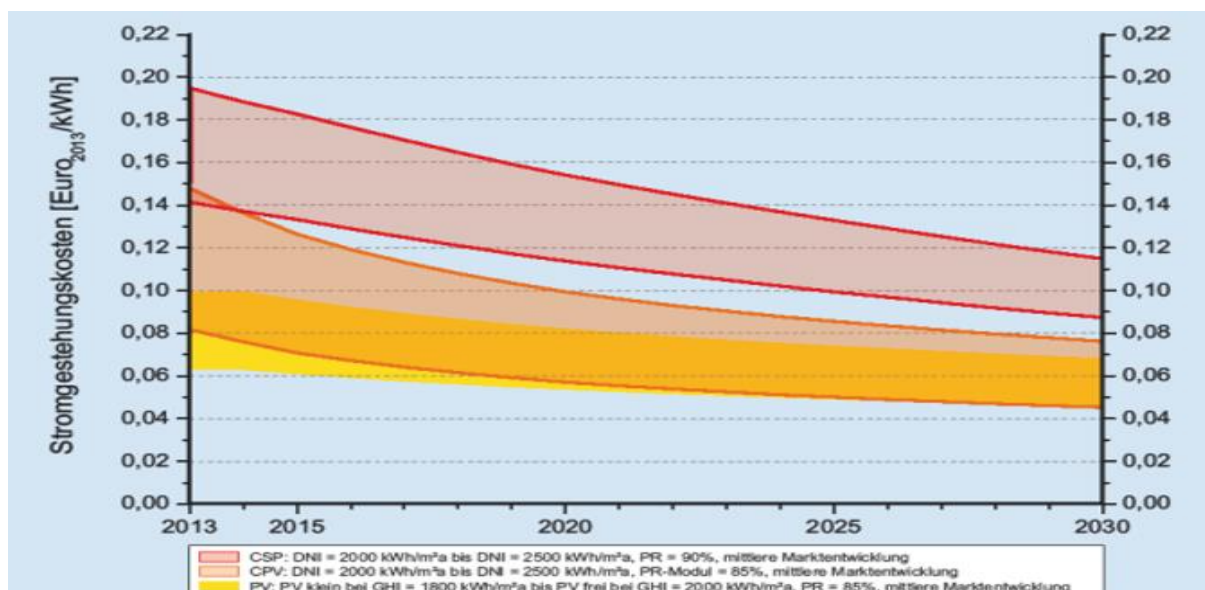


Figure 1.2 : Prédiction de l'évolution des LCOE du PV et du CSP (7)

La Figure montre que le LCOE des deux technologies est amené à diminuer au cours des prochaines années : celles-ci vont encore se développer. Néanmoins, malgré une diminution de la différence entre les deux coûts d'ici 2030, le LCOE du CSP sera toujours plus élevé que celui du PV. Ainsi, la technologie du CSP nécessite des améliorations économiques et techniques pour devenir prioritaire par rapport au PV.

C'est avec cette problématique comme trame de fond que ce travail de fin d'étude a été réalisé en collaboration avec l'entreprise Cockerill Maintenance et Ingénierie. Cette dernière possède une Business Unit « Solar », responsable du développement et de la vente de récepteurs solaires, éléments principaux de la technologie CSP de type tour solaire. Deux solutions ont été proposées par CMI Solar afin de rendre le CSP plus compétitif par rapport au PV : à court terme, une optimisation du récepteur solaire seul et à long terme, une optimisation du récepteur et du cycle thermodynamique associé.

Ainsi, après une brève description de la technologie CSP à tour solaire et du récepteur CMI, ce travail procède, dans un premier temps, à une étude de l'optimisation à court terme du récepteur. Celle-ci consiste à diminuer le LCOE des centrales à tour solaire en diminuant les investissements liés à la construction de cette centrale, soit le terme I_0 de l'équation (1.1). Une des solutions pour atteindre cet objectif est de pouvoir augmenter le flux solaire incident au récepteur solaire, ce qui permettrait, pour une même puissance absorbée par le fluide caloporteur, de diminuer la surface du récepteur. Le matériau du récepteur étant très cher, cela aurait pour conséquence de diminuer drastiquement le coût d'investissement initial. Cependant, une augmentation de flux est également associée à une augmentation de la température du récepteur et donc à une dilatation plus importante des matériaux et à une diminution de leur tenue mécanique. Cette étude considère donc différents matériaux prometteurs pour des applications à hautes températures afin de comparer leur impact sur le flux incident admissible par le récepteur. Cette optimisation est dite à court terme car les conditions d'opérations demeurent inchangées aux conditions actuelles (mêmes températures dans les réservoirs de stockage, même cycle moteur,...).

Dans un deuxième temps, une analyse de l'optimisation à long terme du récepteur et du cycle thermodynamique est menée. Cette fois, la solution consisterait à augmenter le dénominateur de (1.1) pour diminuer le LCOE, c.-à-d. à fournir davantage d'électricité pour une même puissance incidente et donc améliorer le rendement global η_{tot} . Celui-ci est donné par :

$$\eta_{tot} = \eta_{rec} \cdot \eta_{cycle} \quad (1.2)$$

où :

- η_{rec} est le rendement du récepteur, lié aux différentes pertes thermiques ayant lieu au niveau du récepteur
- η_{cycle} est le rendement du cycle thermodynamique producteur d'électricité par détente d'un gaz dans une turbine

Les pertes thermiques dans les tubes et dans les réservoirs de stockage ne sont pas considérées ici. Le but de cette optimisation à long terme est de jouer principalement sur η_{cycle} . Comme pour tout cycle moteur, la limite théorique supérieure de ce rendement est imposée par le rendement de Carnot, donné par :

$$\eta_{Carnot} = 1 - \frac{T_f}{T_c} \quad (1.3)$$

où T_f et T_c sont les températures des sources froides et chaudes, en Kelvin. Ainsi, le fait d'augmenter la température du fluide caloporteur en sortie de récepteur et donc du réservoir haute température

alimentant le cycle moteur contribue à améliorer le rendement. L'objectif défini par CMI est d'atteindre en sortie de récepteur une température de sel fondu de 730 °C. Cependant, le sel fondu actuel (mélange eutectique binaire de nitrates $\text{KNO}_3\text{-NaNO}_3$) est limité à une température de 565 °C dû aux problèmes de corrosion et au fait qu'il n'est plus stable au-delà de 600 °C. De même, le matériau actuel ne possède pas de propriétés mécaniques satisfaisantes pour résister à des températures si élevées. Ce travail investigate donc, sur base de plusieurs critères, les différents fluides et matériaux candidats pour une utilisation à de telles températures. Ensuite, l'impact des paires matériaux- fluides prometteuses sur le rendement global est calculé, en considérant comme cycle thermodynamique un cycle CO_2 supercritique à recompression. Cette optimisation est dite à long terme car les conditions d'opération sont différentes aux conditions actuelles : un nouveau design du récepteur solaire et du cycle moteur est nécessaire.

1.2 Présentation de la technologie CSP à tour solaire

Une brève présentation des composants majeurs et du fonctionnement des centrales à tour solaire est nécessaire afin d'assurer la compréhension de ce travail. Celles-ci sont divisées en deux grandes familles : les centrales solaires à génération directe de vapeur et les centrales solaires à sel fondu.

Le schéma-type d'une centrale solaire à génération directe de vapeur est présentée à la Figure 1.3. Le fonctionnement est le suivant : les rayons solaires sont tout d'abord réfléchis sur des héliostats entourant la tour solaire et redirigés vers le récepteur solaire placé au sommet de la tour. Le flux solaire incident permet ainsi de transférer son énergie thermique à de l'eau circulant dans le récepteur. Ainsi, en sortie du récepteur, l'eau est transformée en vapeur surchauffée qui peut être exploitée pour mettre en rotation une turbine et ainsi générer de l'électricité via un alternateur. La vapeur d'eau est ensuite condensée et pompée avant de revenir dans le récepteur. Le cycle thermodynamique décrit est un cycle de Rankine. Le stockage d'énergie thermique est réalisable via un accumulateur de vapeur, cependant, celui-ci est relativement médiocre au vu des propriétés de la vapeur surchauffée (faible densité et faible chaleur massique). Généralement, le stockage est limité à 2 h pour des raisons économiques (coût élevé car stockage haute pression). La production d'électricité est donc rapidement interrompue lorsque le soleil a disparu. Par le passé, la société CMI a réalisé un récepteur pour une centrale de ce type. Il s'agit de la centrale Khi Solar One en Afrique du Sud. Avec ses plus de 4000 héliostats et sa tour de 205 m de haut, cette centrale solaire de 50 MWe est capable de produire de la vapeur surchauffée à 530 °C en sortie de récepteur.

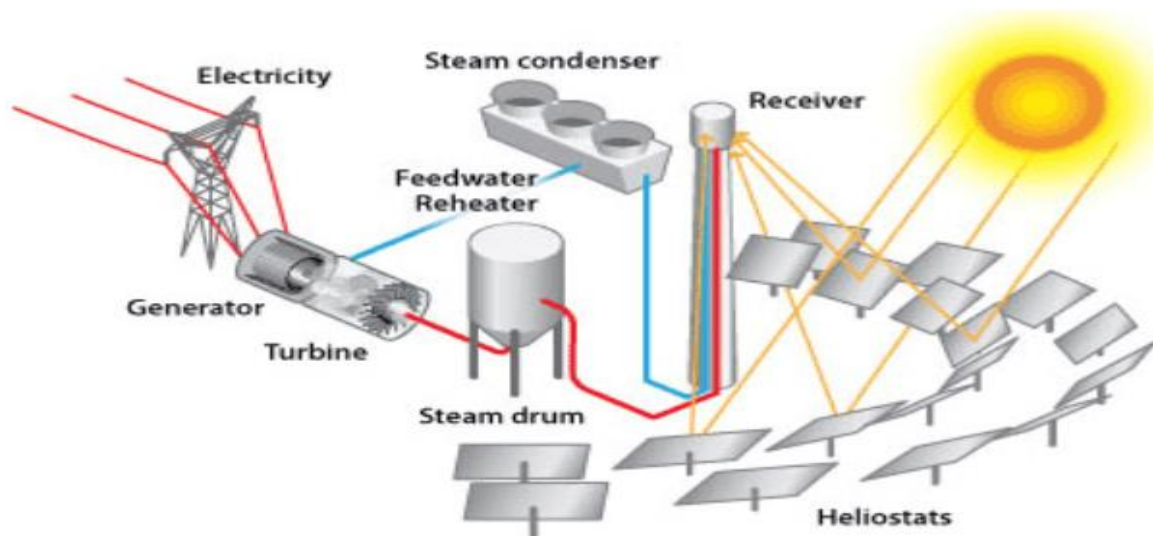


Figure 1.3 : Schéma d'une centrale solaire à génération directe de vapeur (8)

La Figure 1.4 montre le schéma d'une centrale de type tour solaire à sel fondu. Cette fois, c'est du sel fondu qui est réchauffé par le flux solaire incident et non plus de l'eau. Cela contribue à une meilleure efficacité et une durée accrue du stockage thermique : de l'électricité peut être produite à tout moment de la journée et de la nuit. Ainsi, après passage dans le récepteur solaire, le sel chaud est dirigé vers un réservoir où il est stocké à une température de 565 °C. Lors des périodes de demande d'électricité, ce sel est transité dans un générateur de vapeur où il transfère sa chaleur pour produire de la vapeur dans un cycle de Rankine (décrit plus haut). Le sel fondu est ensuite envoyé dans le réservoir « froid » à une température de 290 °C. Il sera finalement réinjecté dans le récepteur solaire. CMI a également développé un récepteur solaire pour une centrale de ce type : la centrale solaire Atacama au Chili. Celle-ci dispose d'une capacité de 110 MWe et comprend 10 600 héliostats et une tour solaire de 243 m de haut. La capacité de stockage est relativement élevée et correspond à plus de 17,5 heures.

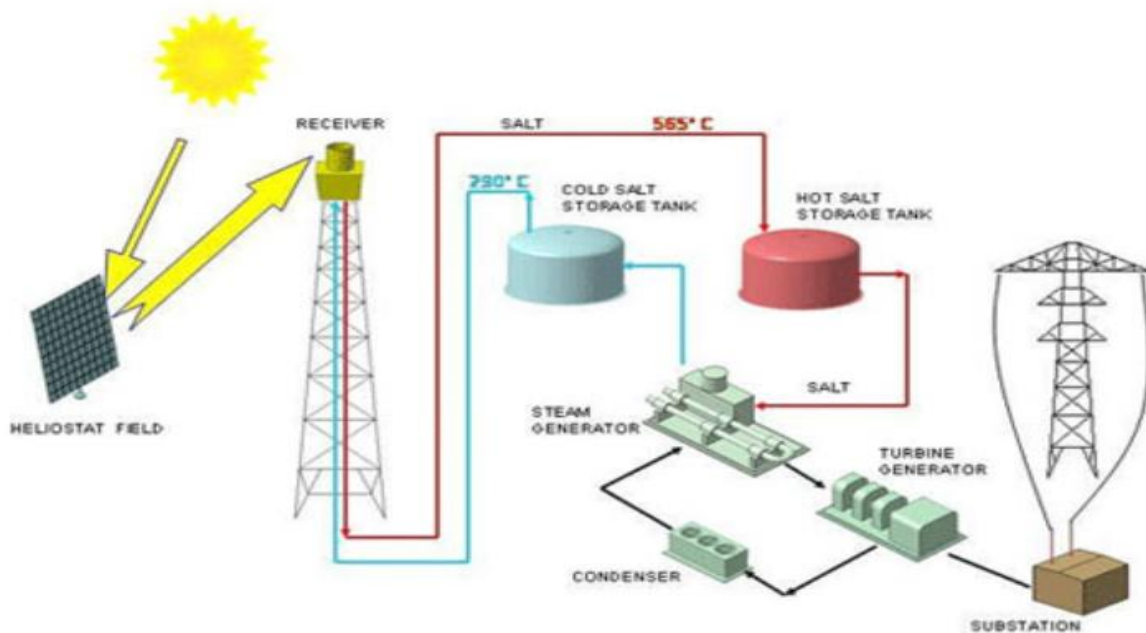


Figure 1.4 : Schéma d'une centrale solaire à sel fondu (9)

D'autres fluides caloporteurs peuvent être employés, comme par exemple des métaux fondus, et plus particulièrement le sodium fondu. Ce dernier dispose de très bonnes propriétés thermiques permettant d'augmenter le rendement de la centrale et donc rendre les tours solaires plus compétitives en termes de prix. Le problème majeur est que le mélange sodium-eau est explosif et que le sodium peut s'auto-enflammer lorsqu'il est en contact avec l'air. Malgré tout, des centrales pilotes de faibles puissances existent (Vast Solar 1,2 MWe en Australie).

1.3 Présentation du récepteur solaire CMI

Afin d'envisager la possibilité d'optimiser le récepteur solaire CMI à court terme et à long terme, une étude doit d'abord être réalisée sur base d'un design de référence du récepteur. Le design considéré ici est celui de la centrale thermo-solaire d'Atacama décrite précédemment. Cette sous-section décrit brièvement le mode de fonctionnement de ce récepteur et ses constituants principaux, considérés dans cette étude.

La Figure 1.5 décrit le fonctionnement du récepteur solaire. Le sel fondu stocké dans le réservoir froid, au niveau du sol, est tout d'abord pompé jusqu'au réservoir d'admission au sommet de la tour via une tuyauterie appelée le « riser ». Le débit de sel fondu se subdivise ensuite en 2 parties, chacune parcourant un circuit de 8 panneaux verticaux impactés par le rayonnement solaire. Ces deux circuits

parallèles permettent de respecter les limites imposées en termes de pertes de charge et de vitesse de sel. Les débits se rejoignent ensuite en sortie des circuits de panneaux avant d'être dirigés vers le réservoir de sortie. Le sel fondu chauffé par le flux solaire incident est finalement re-transité vers le réservoir chaud, au pied de la tour, via le « downcomer ». Selon les besoins en électricité, sa chaleur sera exploitée afin de générer de la vapeur dans le cycle de Rankine, avant de retourner dans le réservoir froid.

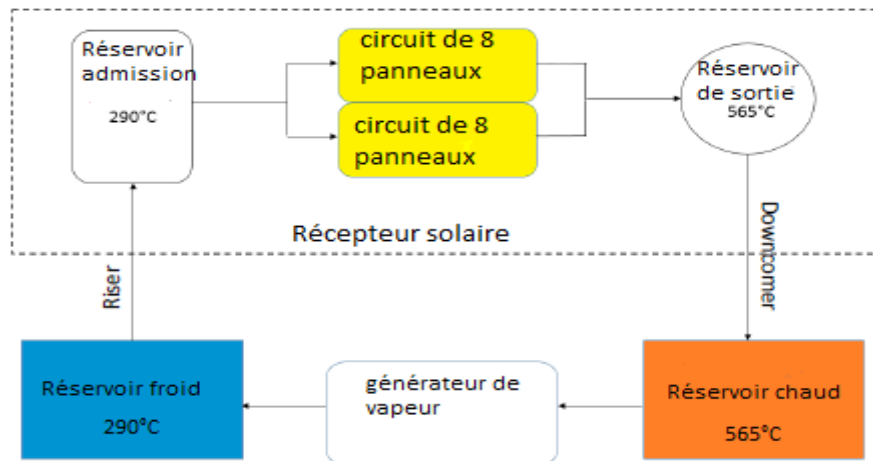


Figure 1.5 : Schéma de fonctionnement du récepteur

La Figure 1.6 illustre une vue en coupe du récepteur solaire. Elle montre que les seize panneaux solaires du récepteur sont agencés de manière cylindrique. Le récepteur est également constitué de boucliers thermiques permettant d'éviter que les équipements internes du récepteur ne soient surchauffés par le flux solaire atteignant des parties du récepteur autres que les panneaux.

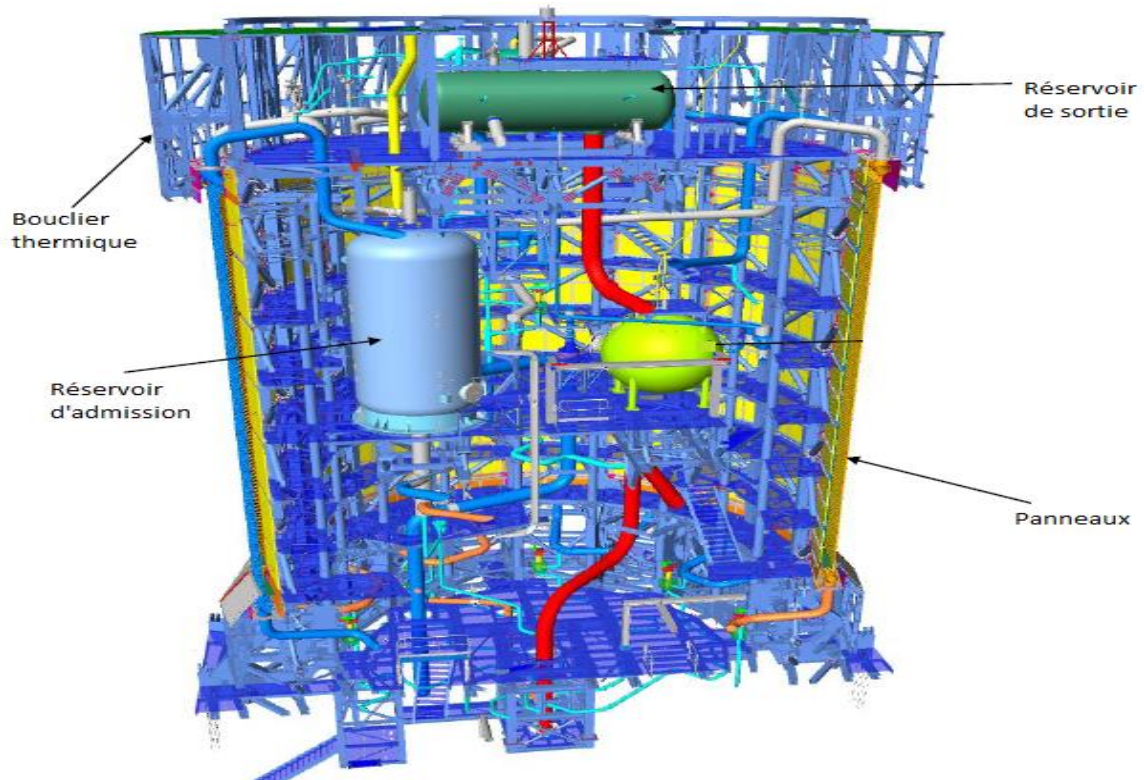


Figure 1.6 : Coupe en 3D du récepteur solaire

Les panneaux échangeurs de chaleur sont constitués de 74 tubes verticaux, réalisés en alliages à base nickel nommés Inconel H230. Ces tubes peuvent être soumis à des flux solaires excédant les 1 MW/m^2 , soit plus de 1000 fois le flux solaire naturel aux endroits les plus exposés de la planète. L'utilisation de bases nickel a pour origine leur grande résistance au fluage, à la fatigue et aux autres phénomènes pouvant arriver à hautes températures. Ces tubes ne sont pas soudés les uns aux autres : ils sont libres de se mouvoir les uns par rapport aux autres. Les 74 tubes sont connectés à des collecteurs via des branches auxquelles ils sont soudés. La Figure 1.7 illustre la structure d'un panneau. Le parcours décrit par le fluide dans les panneaux du récepteur est montré à la Figure 1.8. Le sel fondu pénètre dans chacun des deux circuits via le haut des panneaux situés au Sud et sortent via les panneaux situés au Nord. Les collecteurs des différents panneaux d'un même circuit sont reliés entre eux via des tubes appelés « jumpers ». Entre le quatrième et le cinquième panneau d'un circuit, le fluide est transporté de l'autre côté du récepteur via un tube « crossover ». Cela permet d'homogénéiser les températures en sortie des deux circuits, lorsque l'irradiation solaire est plus importante d'un côté que de l'autre. Ces tubes (jumpers et crossover) sont réalisés en aciers inoxydables 347H, caractérisés par des bonnes propriétés en corrosion et des propriétés mécaniques satisfaisantes pour les températures atteintes durant le fonctionnement. Le H230 est inutile pour ces tubes car ils ne sont pas soumis aux flux solaires et donc à la dilatation liée au gradient de températures élevées entre la face avant et arrière du tube. Remarque importante concernant les deux circuits : tous les panneaux ne reçoivent pas la même quantité d'irradiations solaires. Par conséquent, afin d'avoir un certain contrôle sur la température du sel et d'avoir les températures les plus homogènes possibles en sortie de parcours, limitant ainsi les pertes exégétiques, des capteurs de températures sont placés en sortie des circuits. Selon les mesures effectuées par ces capteurs, une vanne de contrôle placée à l'entrée des circuits augmente ou diminue le débit de sel pénétrant dans chacun des circuits afin de réguler la température finale.

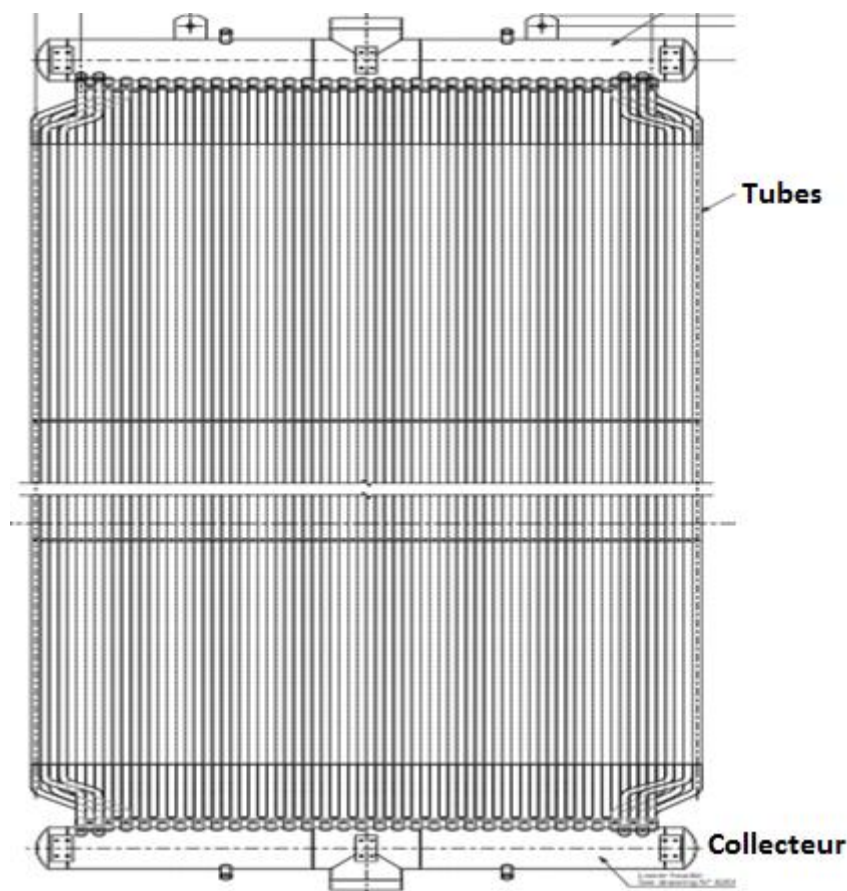


Figure 1.7 : Structure d'un panneau du récepteur solaire

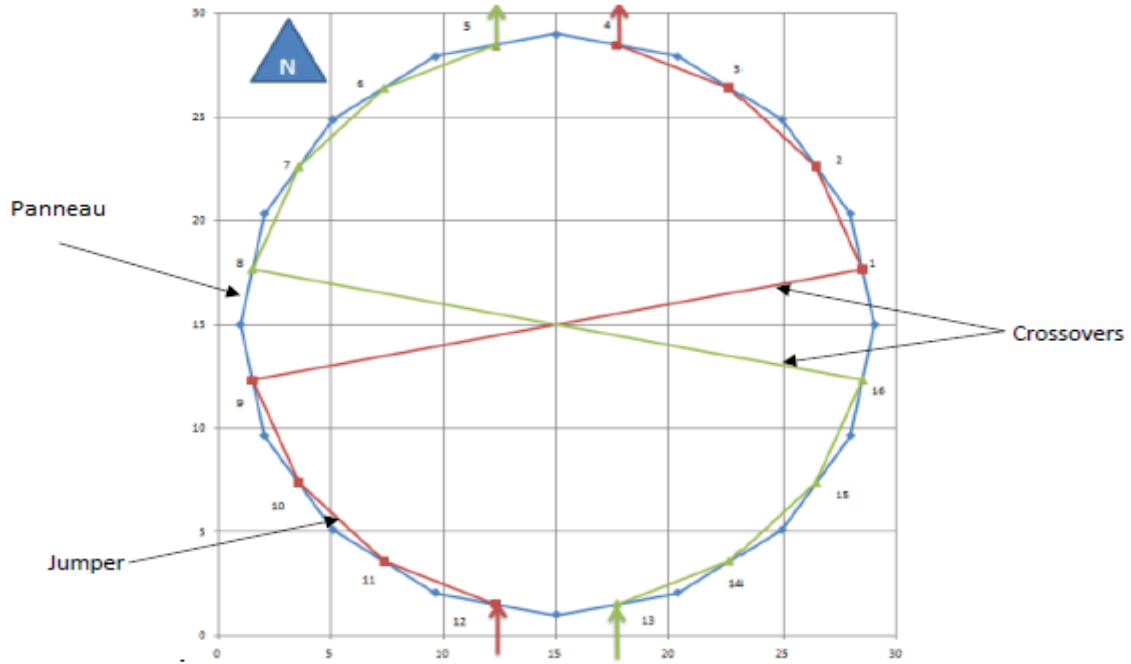


Figure 1.8 : Parcours du sel fondu dans les panneaux

En plus des panneaux, d'autres équipements sont importants pour le bon fonctionnement du récepteur. Il y a tout d'abord la structure supportant tous les composants du récepteur solaire, réalisée en acier et dimensionnée pour résister au vent et aux séismes. Un système de traçage thermique est également installé pour préchauffer les équipements du récepteur au démarrage et ainsi éviter que la température du sel fondu ne chute sous les 220 °C, qui est la température de solidification du sel employé. Enfin, de nombreux isolants sont employés dans le récepteur (sur l'arrière des tubes des panneaux, les réservoirs d'admission et de sortie, etc.) afin de réduire les pertes thermiques et d'éviter que les équipements internes ne surchauffent.

Les tubes des panneaux du récepteur sont recouverts d'une peinture absorbante : le Pyromark 2500, caractérisée par une absorptivité de 95 % et une émissivité de 85 %. Cette couche, constituée principalement de silicium, fournit une protection à long-terme des tubes contre l'oxydation, la corrosion et résiste aux hautes températures.

Les données géométriques intervenant dans les différents calculs réalisés dans ce travail sont synthétisées dans le tableau 1.1. Il s'agit du dimensionnement du récepteur du projet Atacama.

Élément géométrique	Dimension
Diamètre extérieur des tubes	50,8 mm
Épaisseur des tubes	1,5 mm
Longueur de la partie irradiée des tubes	18,4 m
Diamètre du récepteur	19,5 m

Tableau 1.1 : Données géométriques du récepteur intervenant dans ce travail

2. Optimisation à court terme du récepteur

La première partie de ce travail consiste à investiguer les matériaux à base nickel candidats pour remplacer le H230 constituant actuellement les tubes des panneaux du récepteur. Comme mentionné précédemment, un matériau possédant un meilleur comportement mécanique à haute température permettrait d'augmenter le flux solaire incident au récepteur en focalisant un même nombre d'héliostats sur une surface de panneaux inférieure, et donc de diminuer les dimensions du récepteur solaire, et ainsi le coût d'investissement.

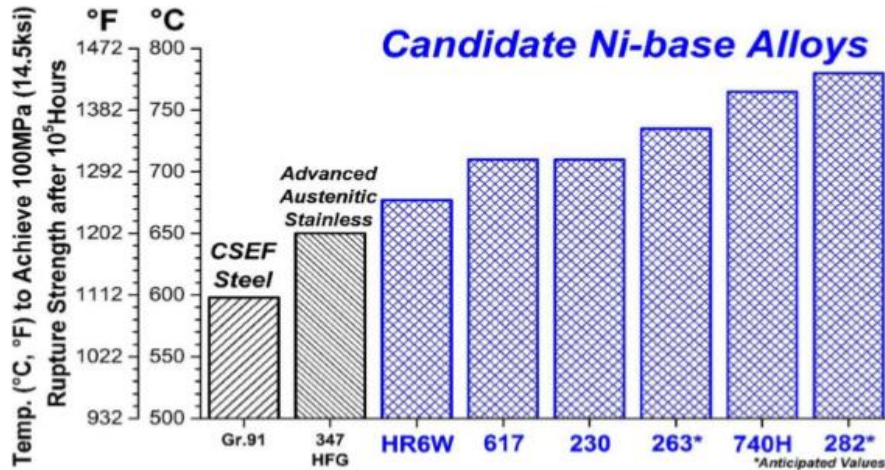
Tout d'abord, cette section présente brièvement les alliages à base nickel en énonçant leurs caractéristiques majeures et en décrivant leur microstructure. Puis, les différentes bases nickel candidates pour cette application sont présentées et les changements métallurgiques (définis par le code ASME (10)) survenant potentiellement dans ces alliages à hautes températures sont investigués. Ensuite, les déformations thermomécaniques liées au gradient de températures au sein des tubes sont déterminées pour chaque alliage candidat en considérant différents flux solaires absorbés par le sel fondu. Les contraintes mécaniques dues à la pression sont également déterminées. Finalement, après une brève description du phénomène de fluage, une analyse de durée de vie en fluage est effectuée pour deux alliages candidats, en considérant différents flux absorbés. La méthodologie pour réaliser cette analyse se base sur les déformations thermomécaniques préalablement calculées, ainsi que sur les courbes de résistance à la rupture de fluage, les courbes élasto-plastiques et les courbes isochrones des alliages. Cette dernière procédure est également tirée du code ASME (11).

L'ASME est utilisé à deux reprises dans cette section. Il s'agit d'un Code sur les chaudières et appareils à pression mis en place par l'American Society of Mechanical Engineers (ASME). Ce Code constitue la référence internationale au plan des connaissances sur les dernières règles de sécurité pour la conception, la production, la maintenance et l'inspection des chaudières et des appareils à pression. Il a comme vocation d'améliorer la durabilité des équipements, d'assurer une sécurité accrue, de limiter les risques de défaillance de systèmes et de garantir la continuité du service (12).

2.1 Description des alliages à base nickel

Les superalliages à base nickel sont des matériaux caractérisés par une grande résistance mécanique, et ce même à des températures élevées. En effet, leur résistance de rupture en fluage est largement supérieure par rapport à celle de tous les alliages métalliques industriels. Cela apparaît à la Figure 2.1 qui compare pour différents matériaux les températures requises pour qu'il y ait rupture après une exposition de 100 000 h sous une contrainte de 100 MPa (13). Il apparaît que cette température est plus importante pour les bases nickel que les aciers : jusqu'à 100 à 150 °C supérieure pour les alliages de nickel 740H et H282. Ceux-ci peuvent supporter 100 MPa pendant 100 000 h à une température de plus de 750 °C. Cela explique pourquoi les alliages de nickel sont employés dans de nombreuses applications industrielles où des températures supérieures à 700 °C sont atteintes.

Les superalliages de nickel présentent également une excellente résistance à la corrosion due à la présence de chrome (résistance aux milieux oxydants) et de molybdène (résistance aux milieux sulfuriques et chlorhydriques) (14). Ils possèdent également une bonne fabricabilité. Le problème majeur de ces alliages est qu'ils sont très chers comparés aux aciers ferritiques ou inoxydables. Cela provient du coût élevé du nickel et des autres éléments ajoutés pour former le superalliage (le titane, le cobalt, le tungstène ou encore le molybdène).



Comparison of temperature required to achieve failure in 100 000 h at 100 MPa (14.5 ksi) for AUSC candidate nickel based alloys

Figure 2.1 : Comparaison du comportement au fluage de différents alliages (13)

Ces alliages sont pourvus d'une matrice à base nickel austénitique γ (structure cubique à faces centrées) (15). Ils dérivent leur grande résistance du fait qu'ils sont renforcés soit, majoritairement, par solution solide, soit par combinaison de solution solide et précipitation de composés intermétalliques (16), comme le montre la Figure 2.2. Pour rappel, les solutions solides peuvent être divisées en deux catégories : celles de substitution où les solutions sont obtenues par remplacement d'atomes du soluté B à certains atomes du solvant A ou celles d'insertion résultant de la mise en place d'atomes dans le soluté dans les interstices du réseau du solvant. La précipitation de combinaisons intermétalliques est quant à elle due à l'addition d'un élément métallique ou non métallique B dans un réseau métallique A. Les combinaisons constituent de nouvelles substances ayant leur réseau cristallographique propre (17).

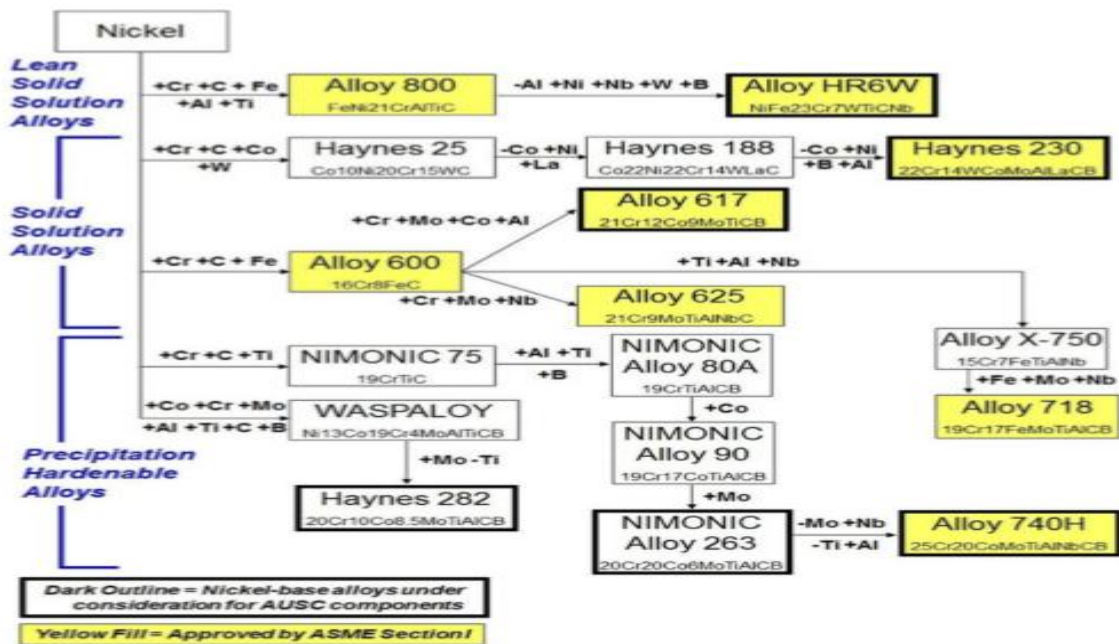


Figure 2.2 : Constitution de différents alliages de nickel (13)

Les superalliages de nickel renforcés par solution solide contiennent des éléments de substitution très résistants, comme par exemple, le tungstène et le molybdène. En plus, ces éléments alliés réfractaires améliorent la résistance au fluage des bases nickel. La raison sera expliquée à la sous-section 2.4 lorsque les mécanismes intervenant lors du fluage seront développés. Cette catégorie d'alliages de nickel présente également une bonne résistance à la corrosion. Cependant, leurs propriétés mécaniques à haute température sont inférieures à celles des alliages renforcés par précipitation (16).

Les bases nickel renforcées par précipitation contiennent différents atomes, comme de l'aluminium, du titane ou encore du niobium qui réagissent avec le nickel pendant le traitement thermique. Cela conduit à la formation d'une dispersion de précipités intermétalliques durcissants. Les précipités les plus importants sont les phases γ' , de formulation $Ni_3(Al,Ti)$. Celles-ci possèdent également une structure cubique à faces centrées et est donc cohérente avec la matrice austénitique. Les phases γ' disposent également de la propriété remarquable d'avoir une résistance mécanique qui augmente avec la température jusqu'à 800 °C environ, ce qui explique la tenue mécanique à chaud très élevée de ces alliages. Ainsi, plus la fraction volumique de phase γ' est importante dans un matériau, plus sa limite à la rupture et sa résistance à la fatigue et au fluage sont élevées (15) (16).

Cette modification de propriétés engendrées par la précipitation de composés intermétalliques vient du fait que ces derniers constituent des obstacles au déplacement des dislocations. Pour rappel, les dislocations sont des défauts réticulaires présents dans le réseau cristallin des métaux. Elles sont caractérisées, entre autres, par des plans atomiques incomplets (dislocations coins) comme le montre la Figure 2.3. Sous l'action d'une tension extérieure, ces dislocations sont capables de se déplacer dans un cristal par rupture et rétablissement successifs de liaisons atomiques voisines (Figure 2.4). Ces défauts réticulaires expliquent pourquoi la tension nécessaire pour provoquer le glissement de plans cristallographiques est plus faible pour les métaux réels que les métaux parfaits (sans défauts). Les dislocations se forment lors de la solidification ou de la transformation allotropique du métal et se multiplient au cours de déformations plastiques par glissement engendrées par une tension (mécanisme de Frank-Read). Ces dislocations finissent irrémédiablement par se heurter et s'accumuler sur un obstacle. Celui-ci peut-être un nœud de dislocations ou un corps étranger et une augmentation de la tension extérieure est nécessaire afin de continuer la déformation. Ce phénomène est nommé consolidation. Ainsi, la dispersion de précipités incisaillables γ' contribue à augmenter la tension extérieure nécessaire pour assurer le déplacement des dislocations, ce qui conduit au durcissement du matériau. Cependant, cela entraîne également une diminution de la ductilité de la matrice métallique dans laquelle le composé a été dispersé et provoque de grandes concentrations de contraintes liées au fait que les dislocations sont bloquées. (17)

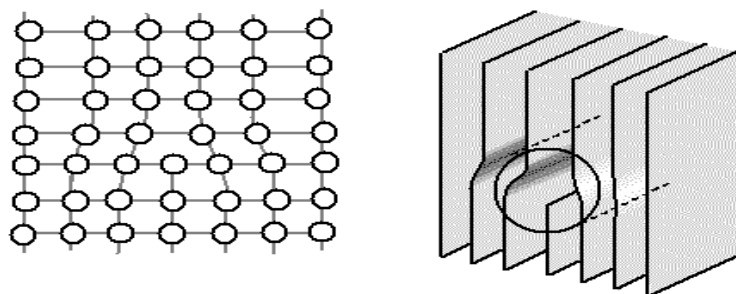


Figure 2.3 : Représentation d'une dislocation coin (17)

Il faut également noter la présence de phases γ'' de type Ni_3Nb dans certain alliages, permettant de renforcer ceux-ci à plus basses températures (inférieures à 650 °C) (18). D'autres phases sont également présentes et seront décrites plus loin.

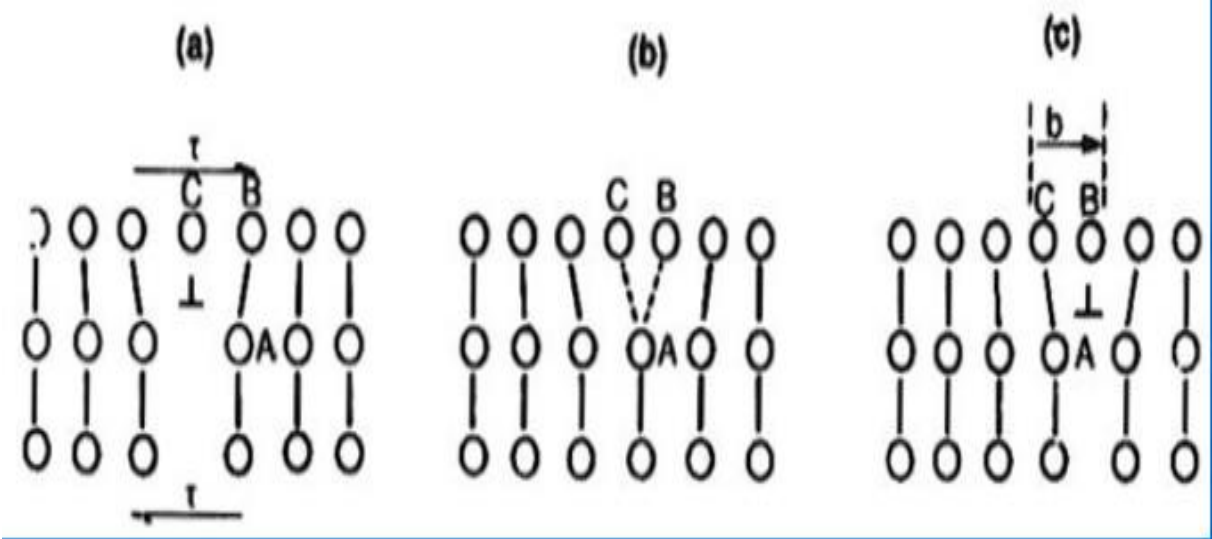


Figure 2.4 : Déplacement d'une dislocation coin (17)

2.2 Présentation des alliages candidats et de leurs changements métallurgiques potentiels

Sur base de leurs propriétés mécaniques à hautes températures, six superalliages de nickel ont été retenus comme matériaux candidats pour constituer les panneaux du récepteur solaire :

- **Haynes 230** : Utilisé actuellement comme matériau de récepteur, il s'agit d'un alliage renforcé par solution solide. Il est constitué de nickel, chrome, tungstène et molybdène ce qui lui confère une excellente résistance (limites élastiques et de rupture, fluage,...) aux hautes températures ainsi qu'une bonne stabilité thermique à long terme. Il est également caractérisé par un faible coefficient d'expansion thermique. Il est largement utilisé pour des applications dans l'aérospatial et dans l'industrie de l'énergie. (19)
- **Hastelloy X** : Constitué de nickel, chrome, fer et molybdène, il est pourvu d'une excellente fabricabilité ainsi qu'une résistance à la corrosion exceptionnelle. Il est également très résistant aux hautes températures et ductile. Il est utilisé dans les moteurs à turbine à gaz et dans les fours industriels (20).
- **740H** : Mis en avant par le National Renewable Energy Laboratory (NREL) comme matériau prometteur pour l'avenir du CSP (21). Il est renforcé par précipitation de phases γ' et γ'' . Il est pourvu d'extrêmement grandes limites élastiques et à la rupture et est très résistant au fluage, à la fatigue et à la corrosion à haute température. Il possède également une bonne stabilité thermique. Néanmoins, son utilisation pose problèmes dus au manque d'expérience avec ce matériau. Initialement, cet alliage était disposé à constituer les tubes de surchauffe de chaudières supercritiques. (22)
- **H282** : Egalement mis en avant par le NREL, il est fort semblable au 740H. Il dispose néanmoins d'une résistance et une stabilité à haute température accrue par rapport à ce dernier mais il est moins résistant à la corrosion. Il n'est pas répertorié dans le code ASME. Ses applications sont, entre autres, des composants de turbines à gaz critiques et de moteurs d'avion. (23)
- **Alloy 617** : Alliage renforcé par solution solide, constitué de nickel, chrome, cobalt, aluminium et molybdène possédant une bonne résistance aux hautes températures et à de nombreux environnements corrosifs. Il est utilisé dans les turbines à gaz, comme support de grilles de catalyseur dans la production d'acide nitrique et dans les centrales électriques (24).
- **Alloy 625** : Base nickel également renforcée par solution solide composée de chrome, molybdène et niobium. Cet alliage est caractérisé par une grande résistance au fluage et à la rupture, un excellent comportement lorsqu'il est soumis au cyclage thermique (fatigue), une excellente fabricabilité et une résistance à la corrosion exceptionnelle (résistant aux chlorures et autres milieux agressifs). De plus, il a été identifié par CMI comme étant caractérisé par un faible coût comparé aux autres alliages de nickel (25).

Tous ces alliages ont des propriétés thermomécaniques bien définies et quantifiées dans l'ASME ou sur les datasheets rendues disponibles par leurs fournisseurs. Cependant, selon les processus de fabrication et d'installation ainsi que les conditions de service, les structures macroscopiques et microscopiques des matériaux peuvent être altérées. Il en découle alors une modification du comportement de ces alliages en conditions d'opération, par rapport au comportement défini dans les datasheets. Ces

effets sont parfois appelés phénomènes métallurgiques. Etant donné les conditions extrêmes auxquelles opère le récepteur solaire (hautes températures, milieu corrosif,...), ces phénomènes doivent être bien détaillés et compris afin de savoir s'ils peuvent s'appliquer aux superalliages de nickel candidats pour cette optimisation à court terme. Hormis pour le dernier phénomène, ces changements métallurgiques sont définis dans l'ASME II.D.M division A-200 (10). Ces phénomènes sont :

- **Graphitisation** : consiste en la dissociation de carbures de fer (comme la perlite $Fe + Fe_3C$) en particules de graphite dans les aciers opérant à hautes températures (400-600 °C) sur une longue période de temps. Cela peut mener à une diminution de la ductilité et de la résistance du matériau. Ce phénomène survient dans les aciers carbonés et faiblement alliés.
- **Sphéroïdisation** : se manifeste par l'altération des lamelles de perlite en forme de plaques présentes dans les aciers carbonés en perlites de forme sphéroïdale à plus faible énergie, lors d'une exposition à des hautes températures (400-800 °C). Cela résulte en une diminution de la résistance du matériau mais en une augmentation de la ductilité.
- **Fragilisation tempérée** : Ce phénomène est lié à la ségrégation d'impuretés (principalement de l'antimoine, du phosphore, de l'étain et de l'arsenic) dans les joints de grain austénitiques des aciers durant le traitement thermique. Cela résulte en une diminution de la dureté de l'acier quand il est réchauffé ou refroidi dans une gamme de température de 400 à 600 °C. Cette fragilisation peut arriver dans les aciers carbonés, faiblement alliés et martensitiques.
- **Travail à froid** : Il s'agit du process où un métal est soumis à des déformations plastiques qui sont appliquées à des températures inférieures à la température de transformation ou de recristallisation du matériau. Durant ce process, le matériau est durci par la déformation et donc, sa ductilité diminue.
Les superalliages de nickel peuvent être affectés négativement par le travail à froid. En effet, les contraintes résiduelles induites par ce process peuvent augmenter le risque de fissures dans les alliages austénitiques (dont les alliages de nickel font partie avec leur matrice γ) lorsqu'ils sont exposés à certains types d'environnement agressif. Ainsi, des précautions doivent être prises dans ces conditions et des traitements thermiques sont nécessaires lorsqu'un niveau critique de déformation est dépassé
- **Fissures par relaxation (induit par durcissement par précipitation)** : Dénommé strain age cracking en anglais, il s'agit d'un phénomène pouvant avoir lieu dans les matériaux austénitiques travaillés à chaud ou à froid lorsqu'il y a précipitation de composés intermétalliques dans des zones du matériau comprenant de nombreuses dislocations. Celles-ci ont pour origine les conditions d'opération du matériau. Les précipités tendent à bloquer les dislocations, ce qui augmente la résistance au fluage et la dureté du matériau. Cependant, ce renforcement se fait uniquement à l'intérieur des grains : les joints de grains restent peu résistants. Ainsi, lorsque le matériau est chauffé à des températures intermédiaires (510 – 760 °C), les déformations générées sont concentrées dans les joints de grains, ce qui provoque une croissance rapide des fissures dues au fluage et résulte finalement en la rupture du composant.
Ce phénomène est courant dans les alliages de nickel renforcés par phases γ' . Ces phases étant formées à partir d'aluminium ou de titane, la sensibilité d'un superalliage de nickel à ce type de fissures est fonction du pourcentage massique de l'aluminium ou du titane dans le matériau, comme le montre la Figure 2.5. Aucun alliage candidat pour cette optimisation à court

terme ne possède suffisamment d'aluminium ou de titane pour être impacté par ce phénomène (13).

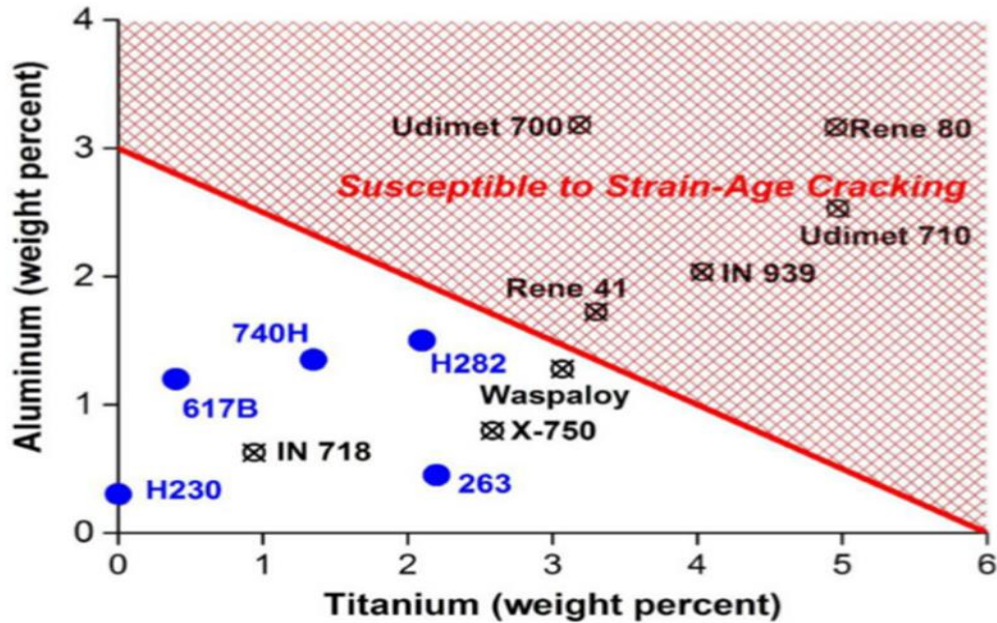


Figure 2.5 : Sensibilité des superalliages de nickel aux fissures par relaxation (13)

Fragilisation par phase sigma : Formation d'un composé intermétallique fer-chrome dur et fragile dans un matériau exposé à des gammes de température de 565°C à 925 °C. A basses températures, ces phases provoquent une fragilisation du matériau, tandis qu'à plus haute température, la présence d'un grand nombre de phases sigma peut engendrer une diminution de la durée de vie du matériau en fluage. Par traitement thermique, il est possible de « désigmatiser » les matériaux affectés.

De telles phases peuvent apparaître dans les superalliages de base nickel contenant les éléments alliés fer et chrome constituant les composés intermétalliques ou encore les éléments alliés molybdène, niobium et titane qui ont comme effet d'augmenter l'équivalent chrome de l'alliage. Parmi les alliages candidats, seul l'Hastelloy X semble présenter des phases sigma lorsqu'il est exposé à des températures de 704°C à 788 °C pendant plus de 2500 h (26). Cela vient probablement du fait qu'il contient du fer parmi ses éléments alliés. Les références (voir tableau 2.1 ci-dessous) concernant les autres alliages candidats ne mentionnent pas l'apparition de telles phases.

- **Précipitation de phases de Laves :** Lorsque des températures de service comprises entre 595 et 870 °C sont atteintes, il peut y avoir formation de composés intermétalliques de composition AB_2 . Ces phases sont fonction de la température et de la durée d'exposition, de la composition de l'alliage et des processus de fabrication et peuvent résulter en une fragilisation des matériaux soudés (diminution de la limite à la rupture et de la ductilité).

Ces phases peuvent se former dans les alliages de nickel (durant la solidification d'alliages à forte teneur en silicium et niobium). Parmi les alliages de nickel considérés dans cette étude, seul le 625 est susceptible de présenter des phases de Laves étant donné sa teneur relative élevée de niobium (27). Ses phases ne sont en effet pas mentionnées dans les références associées aux autres alliages de nickel considérés.

- **Sensibilisation (formation de carbures)** : Se traduit par la précipitation de carbures de chrome le long des joints de grains d'un matériau exposé pendant une durée significative à des gammes de température entre 540 et 845 °C. La plupart des alliages hautes-températures sont sensibilisés. Ce phénomène résulte typiquement en un renforcement de l'alliage par précipitation mais aussi en une déplétion du matériau adjacent aux précipités de chrome, ce qui se traduit par une susceptibilité accrue à la corrosion intergranulaire puisque le chrome inhibe cette corrosion. Cet effet de sensibilisation peut être empêché en stabilisant l'alliage avec du niobium et du titane qui forme des carbures plus stables que les carbures de chrome. Ainsi, la formation de carbures de chrome dans les joints de grain est diminuée.

Parmi les alliages candidats, tous sont munis de phases carbures. Cependant, ils ne sont pas tous forcément soumis à la sensibilisation. Par exemple, pour le 625, grâce au niobium ajouté, la sensibilisation est stabilisée, ce qui inhibe les attaques corrosives intergranulaires (28). Etant donné le nombre limité de références traitant ce phénomène pour les différents alliages candidats, le critère de susceptibilité à la sensibilisation sera le teneur en niobium et en titane. Le H230 et le 617 ne possédant pas ou en très faibles quantités ces éléments, ils seront considérés potentiellement susceptibles à ce phénomène.
- **Fragilisation par relaxation de contraintes** : Aussi appelé fissure de traitement thermique post-soudure ou stress relief cracking en anglais, ce phénomène est associé à la précipitation de phases au début du traitement thermique ou de la mise en service du matériau. Ces phases renforcent l'intérieur des grains et par conséquent, les régions environnant les joints de grain sont souvent en déplétion de précipités. Ainsi, les déformations dues au fluage, constituant le mécanisme de relaxation des contraintes (décrit plus loin dans ce travail) se concentrent dans ses régions, menant à une fissure intergranulaire rapide. Cette fissure se forme dans les portions à plus haute résistance de la zone de soudure (caractérisée par de grandes contraintes résiduelles) durant le traitement post-soudure ou le réchauffage durant le service.

Il n'est pas aisé d'évaluer le comportement d'un matériau soumis à ce phénomène. Il n'existe en effet aucun test standardisé. En théorie, tout alliage de nickel-chrome utilisé pour opérer à hautes températures est potentiellement soumis à fissures par relaxation de contraintes (29). Le 617 est extrêmement susceptible à ce phénomène (13). Le 625 l'est également et nécessite, d'après CMI, un traitement thermique post-soudure de 4 h à 980 °C pour éviter ce phénomène. Pour les autres alliages candidats, l'importance de la susceptibilité à ce phénomène est inconnue.
- **Fissure due à la liquation** (13) : Durant le processus de soudure, le métal de base à proximité de la zone de fusion est soumis à un intervalle de température compris entre les températures de liquidus et de solidus de l'alliage. Il en résulte une fusion partielle de la microstructure de cette région. C'est dans cette région que se forme la fissure lorsque la phase liquide dans cette zone ne peut pas soutenir la déformation appliquée et forme une craquelure, généralement le long d'un joint de grain. Ce phénomène est fonction de la nature des éléments alliés (favorisé par la présence de bore, silicium et niobium) et de la taille des grains.

Les alliages à base nickel sont tous susceptibles à ce type de fissure à cause de leur grand contenu d'éléments alliés, qui ont pour effet d'accroître l'intervalle de température de fusion. D'après (13), le 617 est très susceptible alors que le 740H l'est moins.

Ces phénomènes métallurgiques et leurs susceptibilités (X) ou non (/) aux alliages de nickel candidats pour cette optimisation à court terme sont résumés au Tableau 2.1. Les éventuelles références employées apparaissent également.

Il ressort de ce tableau que, tout d'abord, des précautions doivent être prises durant le travail à froid des tubes et que des traitements thermiques ultérieurs sont nécessaires. Les phases délétères (sigma, Laves, carbures de chrome) peuvent également poser des problèmes de fragilité pour les alliages de nickel renforcés par solution solide et doivent aussi être surveillées et éventuellement à l'origine de traitements thermiques supplémentaires. Le phénomène de fragilisation par relaxation de contraintes, inhérent à tout alliage de nickel, peut également nécessiter des traitements post-soudures et des tests supplémentaires devraient être réalisés pour évaluer la susceptibilité du H230, du 740H, du H282 et de l'Hastelloy X à ce phénomène. Enfin, la formation de fissures due à la liquation lors du soudage des tubes du récepteur aux branches est également un phénomène à surveiller, surtout pour le 617.

	H230	Hastelloy X	740H	H282	617	625
Graphitisation	/	/	/	/	/	/
Sphéroidisation	/	/	/	/	/	/
Fragilisation tempérée	/	/	/	/	/	/
Travail à froid	X	X	X	X	X	X
Fissures par relaxation	/	/	/	/	/	/
Phases sigma	/(19)	X(26)	/(22)	/(23)	/(30)	/(31)
Phases de Laves	/(32)	/(33)	/(22)	/(34)	ND	X(27)
Sensibilisation	X	ND	/	/	X	/(28)
Fragilisation par relaxation	X	X	X	X	X (élevée)	X (élevée)
Fissure due à la liquation	X	X	X	X	X (élevée)	X

Tableau 2.1 : Susceptibilité des alliages candidats aux phénomènes métallurgiques

2.3 Evaluation des déformations et des contraintes appliquées sur les tubes du récepteur.

Cette sous-section a pour but de déterminer, pour différentes valeurs de flux solaires incidents au récepteur et pour différentes températures de sel fondu circulant dans les panneaux, les déformations thermiques engendrées dans les tubes. Ces calculs ont deux fonctions. D'une part, ils permettent de comparer les déformations engendrées dans les différents alliages de nickel candidats à cette optimisation du récepteur. Le mieux est évidemment de générer le moins de déformations possibles afin de limiter les contraintes thermiques résultantes. D'autre part, ils seront à la base de l'analyse de la durée de vie en fluage pour les différents alliages, réalisée à la sous-section suivante. Les contraintes dues à la pression du fluide circulant dans les tubes sont également déterminées afin d'être complet. Enfin, une remarque à propos de la différence entre les contraintes thermiques et mécaniques est exprimée.

Afin de restreindre les calculs, cette évaluation des déformations portera sur les quatre alliages semblant, au vu des différentes références et analyses CMI, être les plus prometteurs pour cette optimisation à court terme du récepteur. Deux de ces alliages sont renforcés par solution solide : le H230 et le 625 (surtout intéressant pour son faible coût) et deux sont renforcés par précipitation : le H282 et le 740H. Les différentes propriétés de ces matériaux, requises pour les calculs effectués dans cette sous-section, sont prélevées de leur datasheet respective : (19) pour le H230, (25) pour le 625, (23) pour le H282 et (22) pour le 740H. Les calculs intervenant dans cette sous-section sont réalisés en considérant le dimensionnement du récepteur solaire du projet Atacama et sont résolus via le solveur Excel.

2.3.1 Déformations thermiques

Les déformations thermiques sont de nature axiale et circonférentielle.

En effet, dû au gradient de température entre la face avant et la face arrière d'un tube du récepteur, des contraintes axiales seront induites suite à leur dilatation différentielle. Cette différence de température s'explique par le fait que seule une face du tube est irradiée par le flux solaire. L'autre face (arrière) est isolée et supposée être à la température du sel fondu T_{sel} en cette section du tube. Ces différentes températures sont montrées à la Figure 2.6. Cette différence de dilatation entre la face arrière et avant va tendre à créer une déformation de la face avant. Cependant, les tubes du récepteur sont maintenus rectilignes, ce qui va empêcher cette déformation et ainsi générer des contraintes axiales.

Les contraintes thermiques circonférentielles sont, quant à elles, dues au gradient de température entre l'épaisseur intérieure et extérieure de la face avant d'un tube, exposée au flux incident. En effet, l'épaisseur du tube constitue une résistance thermique de conduction, ce qui va engendrer, selon l'épaisseur et la conductivité thermique du matériau constituant le tube, une différence plus ou moins importante entre la température à l'intérieur (T_{int}) et à l'extérieur du tube (T_{ext}). Comme pour les contraintes axiales, cela va donner naissance à une dilatation différentielle entre l'intérieur et l'extérieur de l'épaisseur d'un tube et donc générer des déformations et, par conséquent, des contraintes sur la circonférence.

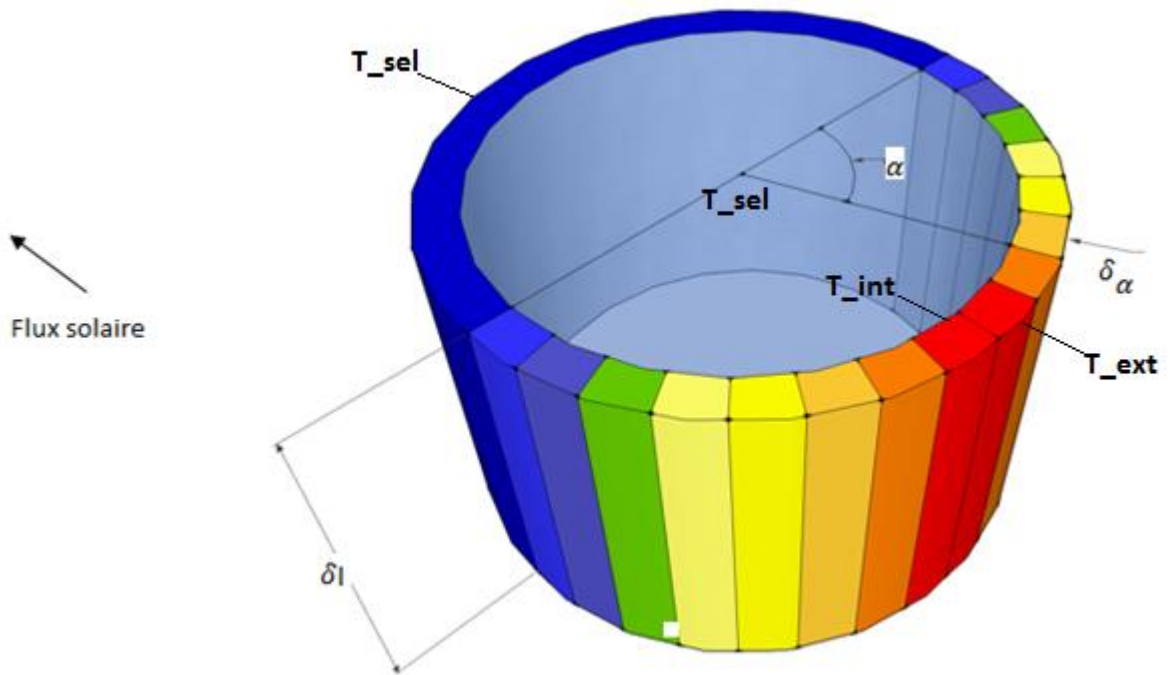


Figure 2.6 : Températures auxquelles sont soumis les tubes

Mathématiquement, ces déformations peuvent être approximées par différentes équations développées par CMI donnant lieu à des résultats analogues à ceux obtenus par les éléments finis. La déformation totale ε_{tot} est donnée par la somme des deux composantes :

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_{axial} + \varepsilon_{circ} \quad (2.1)$$

Les déformations axiales ε_{axial} peuvent être déterminées par :

$$\varepsilon_{axial} = \alpha_{alliage} \cdot (T_{moy,crête} - T_{moy,tube}) \quad (2.2)$$

où :

- $\alpha_{alliage}$ est le coefficient d'expansion thermique de l'alliage considéré [K^{-1}]
- $T_{moy,crête}$ est la moyenne de la température maximale à l'épaisseur extérieure du tube et de la température maximale à l'épaisseur intérieure du tube. Ces températures sont également appelées températures de crête.
- $T_{moy,tube}$ est la température moyenne sur tout le tube.

Les déformations circonférentielles ε_{circ} sont données par :

$$\varepsilon_{circ} = \alpha_{alliage} \frac{T_{ext,crête} - T_{int,crête}}{2 \cdot (1 - \nu_{alliage})} \quad (2.3)$$

où :

- $T_{ext,crête}$ est la température de crête dans l'épaisseur extérieure du tube
- $T_{int,crête}$ est la température de crête dans l'épaisseur intérieure du tube
- $\nu_{alliage}$ est le coefficient de Poisson du matériau

Le calcul de ces déformations nécessite de déterminer les différentes températures auxquelles les tubes sont exposés. Cependant, ce calcul n'est pas trivial car les températures sur la paroi interne et externe de la face avant des tubes ne sont pas uniformes. En effet, il a été montré par CMI que ces températures de tubes suivent une loi sinusoïdale sur la demi-circonférence du tube soumise au flux solaire. Ce profil de température est montré à la Figure 2.6. Il a pour origine que le flux solaire incident au tube possède une composante normale et tangentielle comme montré à la Figure 2.7. Seule la composante normale va contribuer à augmenter la température du tube. Celle-ci est maximale lorsque $\alpha = \pi/2$, α étant défini à la Figure 2.7. La température d'un tube est donc également maximale en cet angle.

Afin de connaître les températures de crête et la température moyenne du tube, deux méthodes de calcul peuvent être employées.

Tout d'abord, une discrétisation de la face avant peut être réalisée. Celle-ci consiste à subdiviser la demi-circonférence d'un tube en 36 arcs de cercle de longueur égale, chaque arc étant localisé par l'angle α correspondant au point médian de l'arc de cercle. L'angle décrit par chaque arc de cercle est donc de $\delta_\alpha = \pi/36$. Au point médian sera déterminé le flux normal au tube et ce flux sera supposé constant pour l'arc de cercle considéré. La Figure 2.6 montre cette discrétisation avec une subdivision en 16 arcs de cercle.

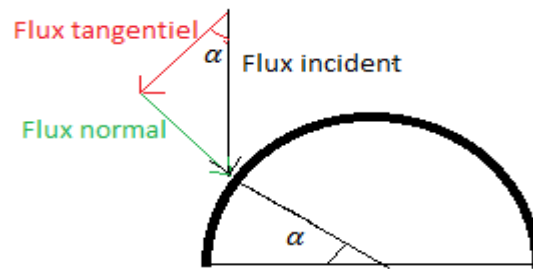


Figure 2.7 : Décomposition du flux incident sur une demi-circonférence d'un tube

La puissance radiative absorbée par un arc de cercle de tube $\dot{Q}_{abs,\alpha}$ est donnée par :

$$\dot{Q}_{abs,\alpha} = \eta_{,\alpha} \cdot \phi_{inc} \cdot \sin \alpha \cdot \delta_\alpha \cdot r_{ext} \cdot \delta_l \quad (2.4)$$

où :

- $\eta_{,\alpha}$ est le rendement thermique du récepteur en cette fraction de tube. Elle est fixée à 100 % afin de faciliter les calculs. On a donc que le flux solaire absorbé par le tube ϕ_{abs} est égal au flux incident ϕ_{inc} .
- α est la position angulaire du point médian de l'arc de cercle considéré. Elle varie de $\pi/72$ à $71\pi/72$ par pas de $\pi/36$.
- $\delta_\alpha \cdot r_{ext}$ est la longueur d'un arc de cercle avec r_{ext} qui est le rayon extérieur d'un tube et qui vaut 0,0254 m.
- δ_l est la longueur de la fraction de tube considérée et est fixée à 1 mètre pour cette étude.

Ensuite, selon que le flux absorbé ou la température du sel fondu est maintenu constant, deux cas sont à considérer.

Cas 1 : Variation du flux absorbé par les tubes du récepteur à température de sel constante (565 °C)

Dans ce cas, le flux absorbé varie de 750 à 1750 kW/m² tandis que la température du sel fondu est maintenue constante à 565°C. Le coefficient de transfert de chaleur convectif h_{sel} est également fixé à la valeur de 8000 W/(m².K) ce qui implique une vitesse de sel fondu dans les tubes du récepteur u_{sel} constante (2,53 m/s).

Cas 2 : Variation de la température du sel fondu dans les tubes du récepteur pour un flux absorbé constant (1 MW/m²)

Cette fois, la température du sel fondu T_{sel} varie de 290 à 565 °C et le flux absorbé ϕ_{abs} est fixé à 1 MW/m². Le coefficient de transfert de chaleur convectif h_{sel} étant, entre autres, fonction de la température du sel dans les tubes, il ne peut cette fois plus être considéré comme constant. Il doit être recalculé pour chaque température de sel considérée. Ce calcul peut se faire en déterminant le nombre adimensionnel de Nusselt Nu_d . Celui-ci représente le rapport entre les échanges convectifs et conductifs dans le sel fondu et est donné par :

$$Nu_d = \frac{h_{sel} \cdot d_{int}}{k_{sel}} \quad (2.5)$$

où :

- d_{int} est le diamètre intérieur d'un tube et vaut 0,0478 m.
- k_{sel} est la conductivité thermique du sel fondu à la température considérée [$\frac{W}{m.K}$]

Ce nombre de Nusselt est relié aux autres nombres adimensionnels de Reynolds Re_d et de Prandtl Pr_{sel} via différentes corrélations déterminées expérimentalement. Dans ce cas-ci, la corrélation de Gnielinski est employée. Cette équation est valable pour des écoulements turbulents dans des tubes circulaires pour une grande gamme de nombre de Reynolds et de Prandtl. Elle donne également des résultats plus précis que la célèbre corrélation de Dittus-Boelter. En effet, cette dernière peut mener à des erreurs relatives de l'ordre de 25 %. La corrélation de Gnielinski (35) est donnée par :

$$Nu_d = \frac{\left(\frac{f}{8}\right) \cdot (Re_d - 1000) \cdot Pr_{sel}}{1 + 12,7 \cdot \left(\frac{f}{8}\right)^{0,5} \cdot (Pr_{sel}^{\frac{2}{3}} - 1)} \quad (2.6)$$

où le coefficient de friction f est donné par la corrélation de Petukhov :

$$f = (0,79 \cdot \ln Re_d - 1,64)^{-2} \quad (2.7)$$

Avec comme domaine d'applicabilité :

$$0,5 \leq Pr_{sel} \leq 2000 \text{ et } 3000 \leq Re_d \leq 5 \times 10^6 \quad (2.8)$$

Le nombre de Reynolds représente le rapport entre les forces d'inertie et les forces visqueuses exercées sur un fluide. Dans le cas d'un écoulement dans une section circulaire, il est donné par :

$$Re_d = \frac{\rho_{sel} \cdot u_{sel} \cdot d_{int}}{\mu_{sel}} \quad (2.9)$$

où :

- ρ_{sel} est la masse volumique du sel fondu [$kg \cdot m^{-3}$]
- μ_{sel} est la viscosité dynamique du sel fondu [$kg \cdot m^{-1} s^{-1}$]

Le nombre de Prandtl, quant à lui, représente le rapport entre la diffusivité de quantité de mouvement et la diffusivité thermique d'un fluide. Sa formule est :

$$Pr_{sel} = \frac{\mu_{sel} \cdot Cp_{sel}}{k_{sel}} \quad (2.10)$$

où :

- Cp_{sel} est la chaleur massique du sel fondu [$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$]

Les différentes propriétés thermiques et hydrauliques du sel fondu sont reliées à la température du fluide T_{sel} par diverses corrélations. Celles-ci ont été fournies par CMI et se trouvent dans les annexes.

Une fois que le coefficient de transfert de chaleur convectif h_{sel} a été calculé (Cas 2) ou non (Cas 1), la température d'une portion de l'épaisseur intérieure de la face avant d'un tube peut être calculée à partir de la résistance thermique convective $R_{conv} [\frac{K}{W}]$. En effet, on a :

$$T_{int,\alpha} = T_{sel} + \dot{Q}_{abs,\alpha} \cdot R_{conv} \quad (2.11)$$

où R_{conv} est donné par :

$$R_{conv} = \frac{1}{h_{sel} \cdot \delta_\alpha \cdot r_{int} \cdot \delta_l} \quad (2.12)$$

$\delta_\alpha \cdot r_{int} \cdot \delta_l$ étant la surface de contact avec le sel fondu de la portion de tube considérée.

De manière analogue, la température d'une portion de l'épaisseur extérieure de la face irradiée d'un tube peut se calculer à l'aide de la résistance thermique conductive de l'épaisseur de la portion considérée $R_{cond,\alpha} [\frac{K}{W}]$. En effet, on a :

$$T_{ext,\alpha} = T_{int,\alpha} + \dot{Q}_{abs,\alpha} \cdot R_{cond,\alpha} \quad (2.13)$$

où $R_{cond,\alpha}$ est donné par :

$$R_{cond,\alpha} = \frac{\ln \frac{r_{ext}}{r_{int}}}{\delta_\alpha \cdot \delta_l \cdot k_{alliage,\alpha}} \quad (2.14)$$

où $k_{alliage,\alpha}$ est la conductivité thermique de l'alliage considéré (H230, 625, 740H ou H282) calculée à la température de l'épaisseur intérieure de la portion de tube considérée. Les différentes conductivités thermiques sont reliées à la température par régression linéaire, à partir des conductivités rendues disponibles par les fournisseurs des alliages à différentes températures. Ces régressions linéaires sont montrées dans les annexes.

La figure 2.8 illustre le profil des températures d'épaisseur intérieure et extérieure sur la demi-circonférence exposée au flux solaire pour un tube de H230, en supposant une température de sel de 565 °C et un flux solaire absorbé de 1 MW/m².

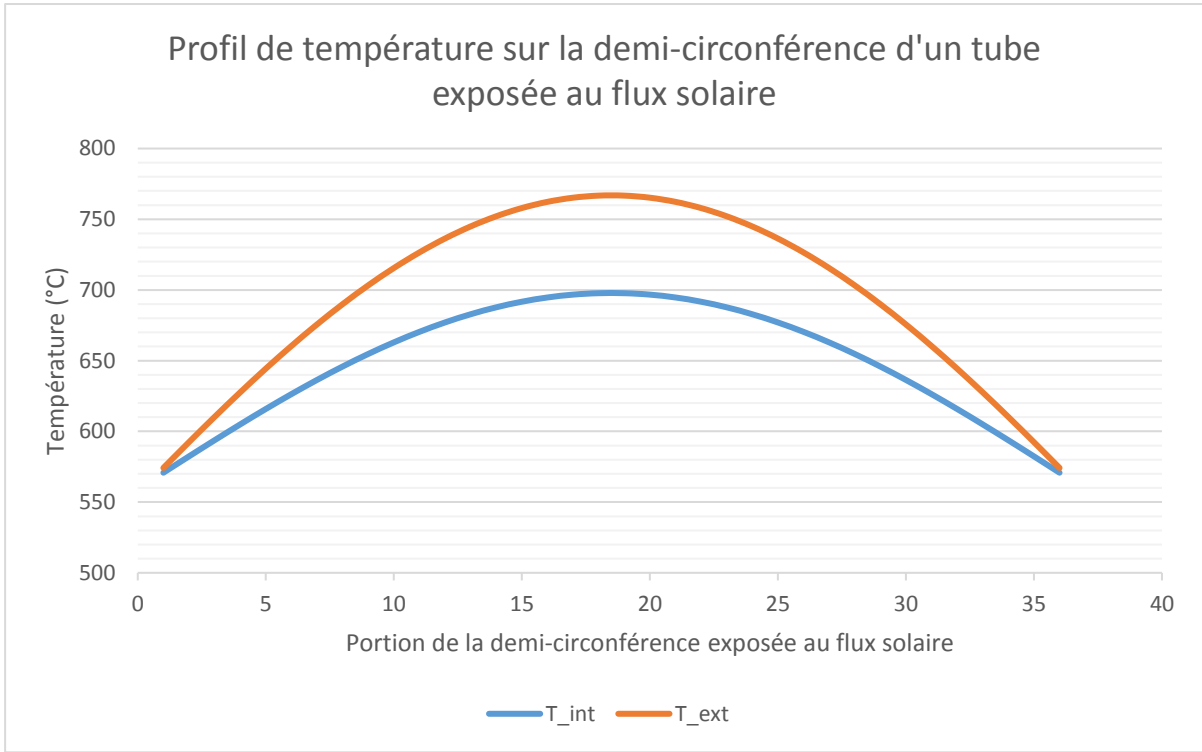


Figure 2.8 : Profil des températures sur une demi-circonférence d'un tube d'H230 exposée au flux solaire

Connaissant ainsi les températures intérieures et extérieures des 36 arcs de cercle correspondant à la face irradiée d'un tube du récepteur solaire, il est maintenant possible de calculer les différents termes des équations (2.2) et (2.3). Il vient tout d'abord :

$$T_{moy,crête} = \frac{T_{int,crête} + T_{ext,crête}}{2} \quad (2.15)$$

avec $T_{int,crête}$ et $T_{ext,crête}$ les températures maximales atteintes respectivement sur l'épaisseur intérieure et extérieure du tube, soit :

$$T_{int,crête} = T_{int,\frac{35\pi}{72}} = T_{int,\frac{37\pi}{72}} \quad (2.16)$$

$$T_{ext,crête} = T_{ext,\frac{35\pi}{72}} = T_{ext,\frac{37\pi}{72}} \quad (2.17)$$

La température moyenne d'un tube $T_{moy,tube}$ se calcule, quant à elle, comme suit :

$$T_{moy,tube} = \frac{T_{moy,avant} + T_{moy,arrière}}{2} \quad (2.18)$$

où $T_{moy,avant}$ et $T_{moy,arrière}$ sont les températures moyennes à l'avant et à l'arrière du tube et sont données par :

$$T_{moy,arrière} = T_{sel} \quad (\text{hypothèse}) \quad (2.19)$$

$$T_{moy,avant} = \frac{T_{int,moy} + T_{ext,moy}}{2} \quad (2.20)$$

avec $T_{int,moy}$ et $T_{ext,moy}$ qui sont les températures moyennes de l'intérieur et de l'extérieur de l'épaisseur de la face avant du tube. Elles peuvent s'obtenir comme suit :

$$T_{int,moy} = \sum_{n=0}^{35} \frac{T_{int, \frac{(2n+1)\pi}{72}}}{36} \quad (2.21)$$

$$T_{ext,moy} = \sum_{n=0}^{35} \frac{T_{ext, \frac{(2n+1)\pi}{72}}}{36} \quad (2.22)$$

Les coefficients d'expansion thermique $\alpha_{alliage}$ et coefficients de Poisson $\nu_{alliage}$ des différents alliages candidats apparaissant dans les équations (2.2) et (2.3) sont calculés de manière similaire aux conductivités thermiques. En effet, ils sont obtenus par régression des propriétés fournies par les producteurs à différentes températures. Ils sont cette fois déterminés à la température $T_{moy,tube}$ qui est la température la plus représentative du tube. Les différentes régressions sont montrées dans les annexes.

Une autre méthode pour calculer les températures moyennes intérieures et extérieures sur la face avant d'un tube est de réaliser une intégration de $\alpha = 0$ à $\alpha = \pi/2$. En effet, le flux se répartissant sur le tube de manière symétrique, le profil des températures est symétrique et on a :

$$T_{int,moy}^* = \frac{2}{\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} T_{int,\alpha}^* d\alpha \quad (2.23)$$

$$T_{ext,moy}^* = \frac{2}{\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} T_{ext,\alpha}^* d\alpha \quad (2.24)$$

avec :

$$T_{int,\alpha}^* = T_{sel} + \frac{\varphi_{abs} \cdot \sin \alpha}{h_{sel}} \quad (2.25)$$

$$T_{ext,\alpha}^* = T_{int,\alpha}^* + \frac{\varphi_{abs} \cdot \sin \alpha}{\left(\frac{k_{alliage}}{e}\right)} \quad (2.26)$$

où

- e est l'épaisseur des tubes et vaut 1,5 mm. Il s'agit de l'épaisseur minimale imposée par le code ASME.
- $k_{alliage}$ est la conductivité thermique de l'alliage de nickel considéré calculée à $T_{int,moy}^*$.

Les températures de crête $T_{int,crête}^*$ et $T_{ext,crête}^*$ se calculent en prenant $\alpha = \pi/2$ dans les équations (2.25) et (2.26). En substituant ces températures dans les équations (2.15) et (2.20), les différentes températures intervenant dans le calcul des déformations peuvent être recalculées. Celles-ci sont très proches des températures calculées avec la première méthode : l'erreur relative est de 1,5 % au maximum. Dans cette section, la première méthode est employée. La seconde méthode sera utilisée ultérieurement. En substituant tous les termes dans les équations (2.2) et (2.3), les déformations ε_{axial} et ε_{circ} associés aux différents flux absorbés ou températures de sel fondu peuvent être obtenues. L'évolution des déformations en fonction du flux absorbé et de la température du sel fondu pour chaque

matériau est montrée dans les annexes. Les Figures 2.9 et 2.10 comparent les déformations totales associées aux différents alliages considérés.

Tout d'abord, les figures montrent que les déformations thermiques augmentent avec le flux absorbé. En effet, pour la déformation axiale, la différence entre $T_{moy,crête}$ et $T_{moy,tube}$ croît avec le flux absorbé car, contrairement à $T_{moy,crête}$, $T_{moy,tube}$ n'augmente que très légèrement puisque T_{sel} est supposé constant sur la portion de tube considérée. Pour la déformation circonférentielle, c'est la différence entre $T_{ext,crête}$ et $T_{int,crête}$ qui augmente avec le flux car, comme le montre l'équation 2.13, une augmentation de la puissance absorbée $\dot{Q}_{abs,\alpha}$ résulte en une augmentation du gradient de température entre l'épaisseur intérieure et extérieure. De plus, plus la température moyenne augmente, plus le coefficient d'expansion thermique $\alpha_{alliage}$ augmente, ce qui explique également pourquoi les déformations augmentent avec le flux absorbé.

Ensuite, il apparaît également que les déformations thermiques diminuent avec la température du sel fondu. En effet, plus cette température est faible, plus les différents gradients thermiques existant au sein des tubes sont importants. Ainsi, même si le coefficient de dilatation est plus faible à basse température, les déformations seront toutefois plus importantes.

Les résultats montrent que les superalliages de nickel engendrant les déformations les plus élevées sont le 740H et le 625. Cela peut s'expliquer par leur plus faible conductivité thermique et leur plus grand coefficient d'expansion thermique aux températures élevées atteintes par le tube. De par son plus faible coefficient de dilatation et sa plus grande conductivité thermique, le H282 est l'alliage qui minimise les déformations thermiques, devançant légèrement le H230. Il apparaît aussi que la différence de déformations entre les différents alliages est peu marquée à faible flux. En effet, pour $\phi_{abs} = 750 \text{ kW/m}^2$, la différence de déformation (convertie en pourcentage absolu) est de 0,008 % entre le H282 et le H230 et de 0,024 % entre le H282 et le 740H. Cependant, plus le flux absorbé augmente, plus cette différence est importante, si bien qu'à $\phi_{abs} = 1750 \text{ kW/m}^2$, on a une différence de 0,014 % entre le H282 et le H230 et de 0,051 % entre le H282 et le 740H. Ainsi, le gain en termes de déformations apporté en modifiant le superalliage constituant les tubes est d'autant plus important que le flux absorbé est grand.

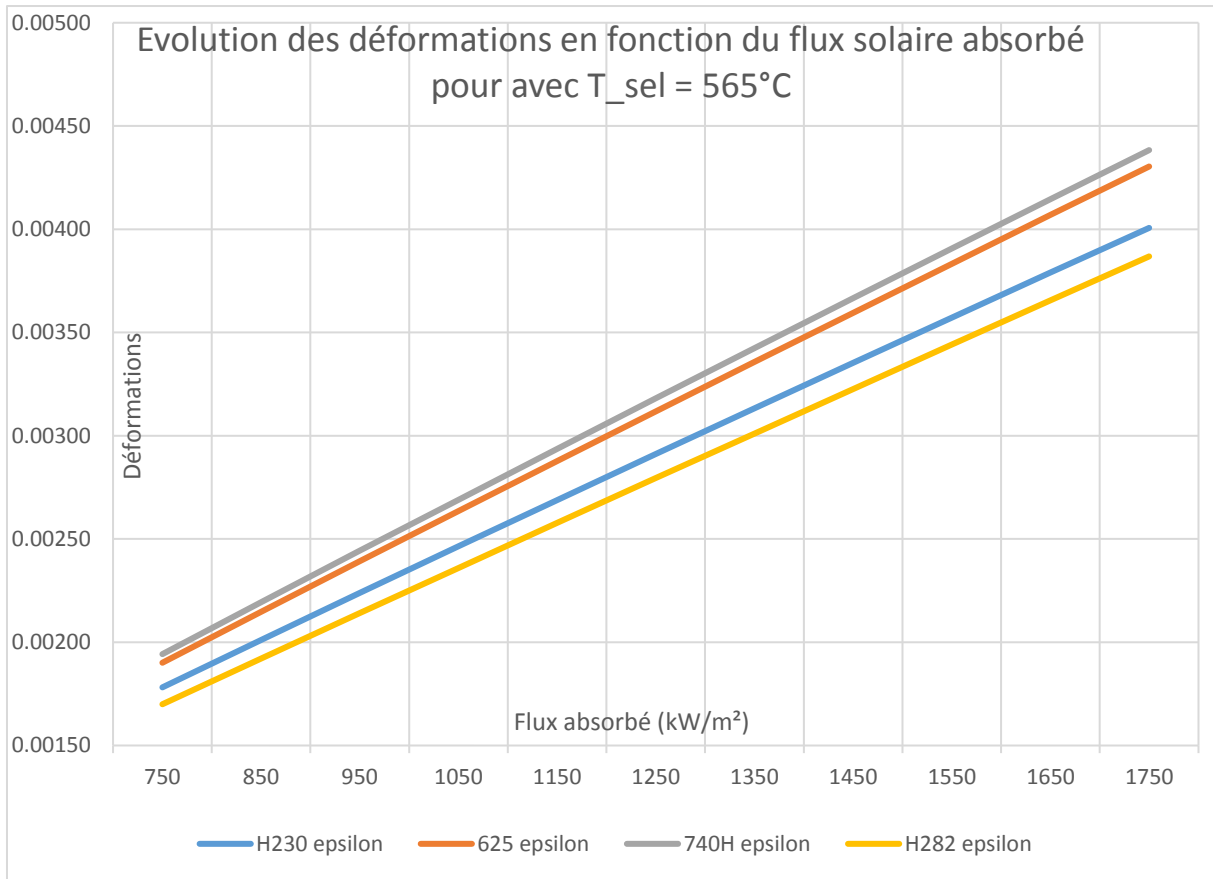


Figure 2.9 : Evolution des déformations en fonction du flux solaire absorbé avec $T_{sel} = 565^{\circ}\text{C}$

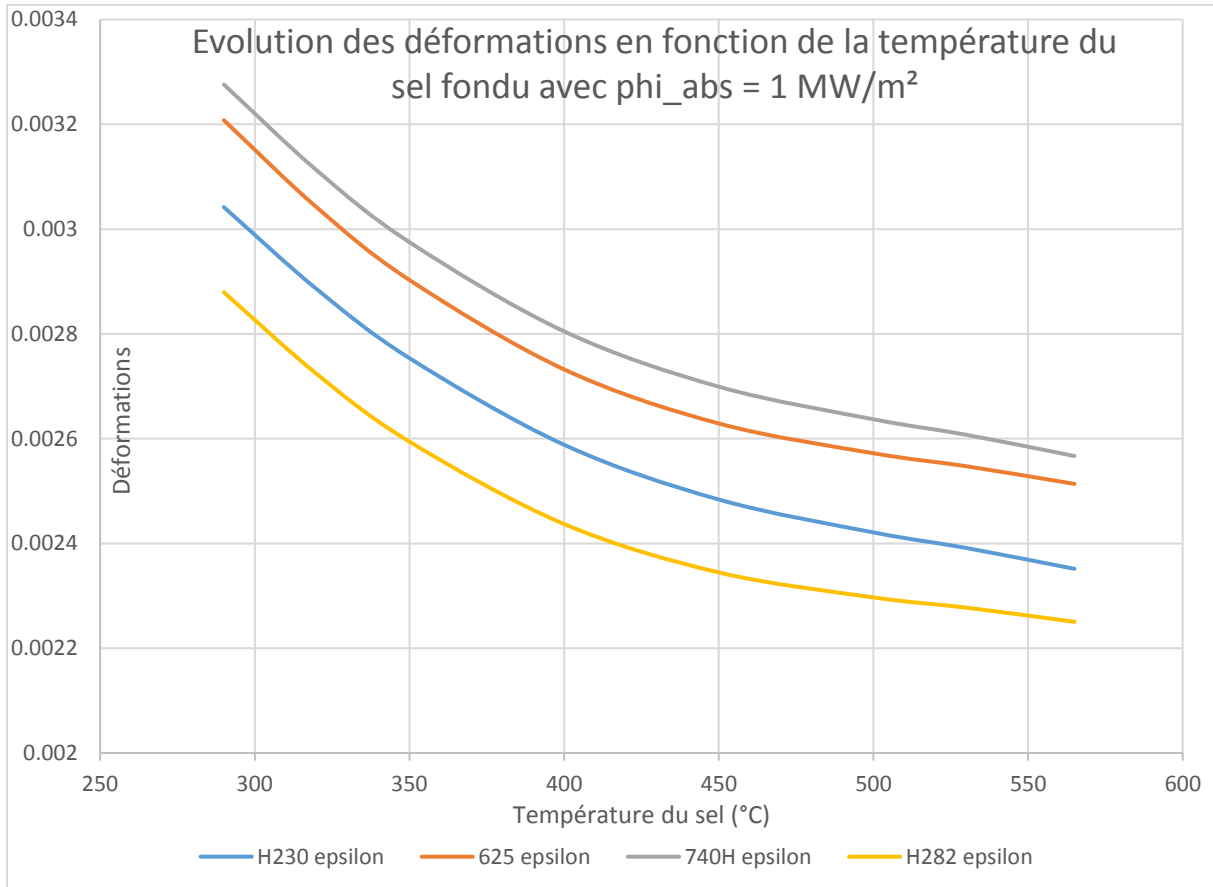


Figure 2.10 : Evolution des déformations en fonction de la température du sel fondu : $\phi_{abs} = 1 \text{ MW/m}^2$

2.3.2 Contraintes mécaniques

Les contraintes mécaniques ont pour origine la force exercée par le sel fondu sous pression sur les parois des tubes. Celles-ci peuvent être circonférentielles ou longitudinales, comme le montre la Figure 2.11.

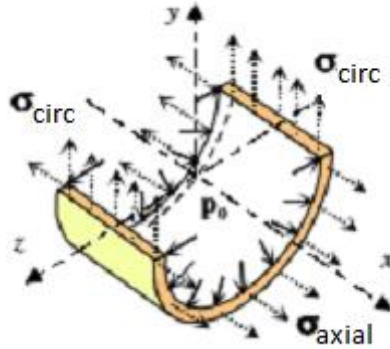


Figure 2.11 : Contraintes dues à a pression dans les tubes (36)

Etant donné qu'un tube peut être assimilé à un cylindre fermé à paroi mince ($\frac{\text{rayon}}{\text{épaisseur}} > 10$), les contraintes circonférentielle σ_{circ} et axiales σ_{axial} peuvent être déterminées par :

$$\sigma_{circ} = \frac{p \cdot r_{int}}{e} \quad (2.27)$$

$$\sigma_{axial} = \frac{p \cdot r_{int}}{2 \cdot e} \quad (2.28)$$

où :

- p est la pression du sel fondu. Elle est supposée constante et égale à 15 bar (à l'entrée du récepteur).

En remplaçant les différents termes, il vient : $\sigma_{circ} = 23,9 \text{ MPa}$ et $\sigma_{axial} = 11,95 \text{ MPa}$.

2.3.3 Déformations constantes vs contraintes constantes

Les deux phénomènes décrits précédemment sont fondamentalement différents. En effet, dans le premier cas, ce sont les déformations engendrées dans les tubes suites aux gradients thermiques qui imposent les contraintes (« deformation-controlled case »). Puisque les températures atteintes sont élevées, le tube est soumis à un fluage significatif. Ce fluage a comme conséquence que les contraintes résultant des déformations thermiques constantes (en opération stationnaire du récepteur) vont se relaxer dans le matériau. Ce cas est montré sur la Figure 2.12. Dans le second cas, la contrainte est directement imposée par la pression du sel fondu exercée sur les tubes et est donc maintenue constante (« load-controlled case »). Suite au fluage, les déformations dans le tube vont croître dans le temps jusqu'à, dans certain cas, atteindre la rupture du matériau. Il n'y a plus relaxation des contraintes (37). Ce phénomène est illustré à la Figure 2.13. Ces conséquences du fluage seront étudiées en détail dans la sous-section suivante.

En pratique, le comportement des différentes structures exposées à de hautes températures est plus complexe, dû à des phénomènes de redistribution de contraintes et de déformations dans le matériau.

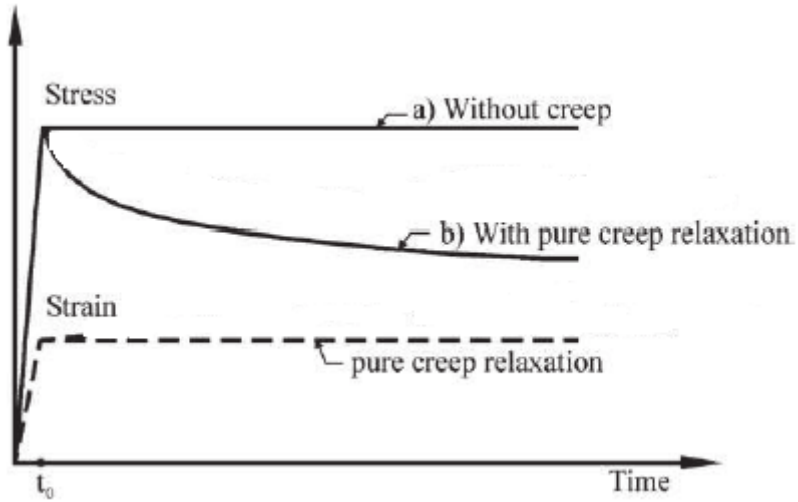


Figure 2.12 : Relaxation des contraintes due à une déformation constante (37)

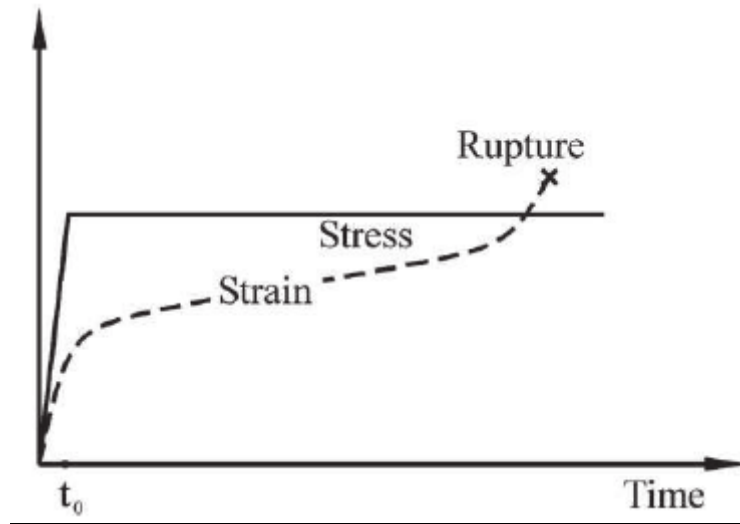


Figure 2.13 : Accumulation des déformations due à une contrainte constante (37)

2.4 Analyse du comportement en fluage des alliages candidats

Après une brève description des caractéristiques et des origines du fluage, cette sous-section décrit la méthodologie pour générer différentes courbes relatives au comportement en fluage des superalliages de nickel considérés dans cette étude. Il s'agit des courbes isothermes (ou de résistance au fluage) et des courbes isochrones. En plus de constituer un point de comparaison entre les quatre alliages candidats, ces courbes sont utiles afin de procéder à une analyse de durée de vie en fluage des matériaux considérés. En effet, la section III division 1-NH de du code ASME décrit une méthodologie afin de réaliser une analyse de durée de vie d'un matériau à partir des déformations auxquelles il est soumis et de ces courbes isochrones et isothermes. Cette méthodologie emploie la théorie des dommages cumulatifs de Miner. Cette analyse sera appliquée au H230 et au H282 afin de comparer leur durée de vie en fluage.

Afin de ne pas rajouté de la complexité supplémentaire, les contraintes mécaniques dues à la pression du sel fondu dans les tubes ne sont pas considérées ici.

2.4.1 Introduction au fluage

Comme vu précédemment, de nombreux phénomènes peuvent impacter le comportement et la tenue mécanique des matériaux soumis à de hautes températures. Le fluage est l'un d'entre eux. Celui-ci résulte en une déformation lente et continue du matériau opérant à hautes températures et soumis de manière permanente à des contraintes inférieures à la limite élastique du matériau considéré.

La température à laquelle le fluage devient significatif dépend du matériau ainsi que de l'intensité et de la durée de la contrainte exercée. Cependant, une règle de bonne pratique est de considérer que, pour les métaux, le fluage est à prendre en compte pour le dimensionnement des équipements lorsque la température d'opération T_{op} excède $0,5 T_f$ avec T_f qui est la température de fusion du métal considéré en Kelvin (17). C'est le cas pour les quatre superalliages de nickel candidats pour cette optimisation du récepteur à court terme ($T_{op} > 800$ K) :

	Haynes 230	Alloy 625	740H	H282
$0,5T_f$	787 K	782 K	781 K	787 K

Tableau 2.2 : Températures critères des différents alliages pour l'apparition du fluage

2.4.2 Origines du fluage

Le fluage a pour origine les différents défauts présents dans la structure polycristalline des alliages métalliques : les défauts ponctuels (lacunes), linéaires (dislocations) et à deux dimensions (joints de grains).

Pour rappel, les lacunes consistent en des déficits d'atomes en différents nœuds du réseau cristallin. La concentration de celles-ci croît avec la température du matériau. La présence d'un certain nombre de lacunes dans le réseau permet la diffusion des atomes qui, en raison des vibrations thermiques, peuvent « sauter » dans ces dernières transformant leur position initiale en lacunes. Etant donné que le nombre de lacunes augmente avec la température, il en est de même pour la diffusion.

La présence de lacunes et de dislocations permettent d'expliquer le phénomène de restauration. En effet, suite à la présence de lacunes dans le réseau cristallin, les dislocations peuvent se déplacer

dans une direction perpendiculaire à la direction de glissement sans aucun effort extérieur supplémentaire (Figure 2.14). Ce phénomène est d'autant plus marqué à hautes températures car les lacunes sont en plus grand nombre. La restauration permet ainsi aux dislocations bloquées sur un obstacle de le franchir.

Enfin, les joints de grains constituent le raccord des différents cristaux présents dans les métaux réels polycristallins et sont caractérisés par un agglomérat de défauts linéaires (dislocations) (17).

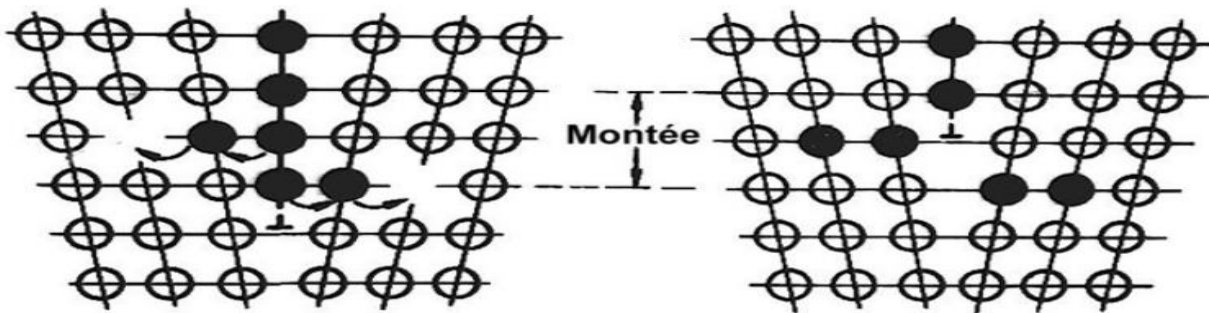


Figure 2.14 : Montée des dislocations (17)

Lorsqu'un matériau est soumis à une contrainte constante à haute température, l'évolution temporelle de la déformation due au fluage peut être décomposée en 3 parties comme le montre la Figure 2.15.

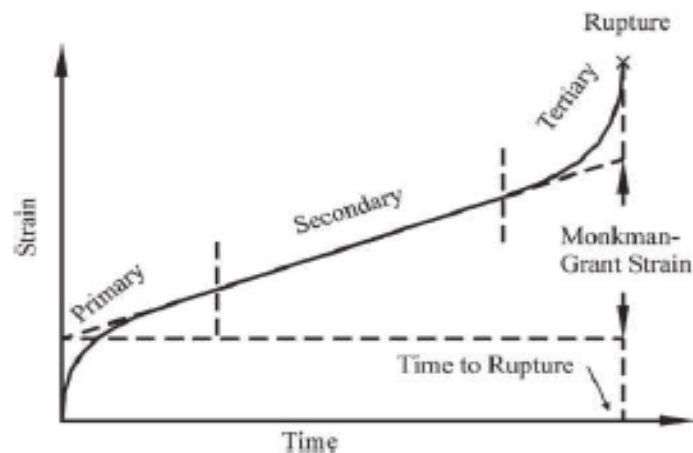


Figure 2.15 : Evolution temporelle de la déformation lors du fluage (37)

Il y a tout d'abord le fluage primaire qui est caractérisé par l'activation, au cours du temps, de dislocations, ce qui se traduit par le déplacement de ces dernières. Ces dislocations finissent par être stoppées en raison du phénomène de consolidation exposé à la sous-section 2.1. Cela se manifeste par une vitesse de déformation élevée au début du fluage qui va ensuite diminuer et se stabiliser à une valeur constante. Ce régime est celui engendrant le moins de dommage au matériau.

Ensuite, si la température est suffisamment élevée, le phénomène de restauration se produit, ce qui a pour conséquence le déblocage des dislocations stoppées aux obstacles et la continuation de la déformation plastique du matériau. Cette compétition entre les phénomènes de consolidation et de restauration conduit à une vitesse de fluage secondaire constante. Celle-ci peut être évaluée par l'équation d'Arrhenius :

$$\dot{\epsilon}_{sec} = A \cdot \sigma^n \cdot e^{-\frac{E_A}{RT}} \quad (2.29)$$

où

- $\dot{\epsilon}_{sec}$ est la vitesse de déformation en fluage secondaire
- A et n sont des constantes déterminées expérimentalement
- σ est la contrainte appliquée
- E_A est l'énergie d'activation du mécanisme de fluage [$J \cdot mol^{-1}$]
- R est la constante des gaz parfaits [$J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$]
- T est la température

Enfin, le fluage tertiaire est caractérisé par une augmentation de la vitesse de déformation donnant lieu à des déformations plastiques importantes pouvant conduire à la rupture du matériau. Une température élevée est nécessaire pour arriver à ce stade tertiaire. En effet, comme expliqué ci-dessus, la haute température va favoriser la diffusion des lacunes. Celles-ci vont diffuser aux joints de grains et ainsi, créer de cavités le long de ces derniers provoquant la rupture du matériau. Il s'agit donc d'une rupture intercrystalline. Les dommages apparaissent au début de ce stade tertiaire et s'accumulent alors de plus en plus rapidement. Cela est dû au fait que les cavités grandissent et donc la surface du matériau diminue. La force appliquée étant constante, les contraintes augmentent, ce qui favorise la rupture (17).

Les superalliages de nickel sont particulièrement bien résistants au fluage. Tout d'abord, ils possèdent un point de fusion élevé, leur permettant de ne pas restaurer à basse température. Ensuite, les alliages renforcés par précipitation sont composés d'un grand nombre de phases précipitées constituant des obstacles au mouvement des dislocations, ce qui renforce le phénomène de consolidation et diminue donc les déformations plastiques dues au fluage. Enfin, ils contiennent la plupart du temps du molybdène et du tungstène qui sont des éléments caractérisés par de faibles taux de diffusion dans le nickel (16).

2.4.3 Evaluation de la résistance au fluage des matériaux candidats

La résistance au fluage des matériaux dépend principalement de trois paramètres :

- La température d'exposition : plus celle-ci sera importante, plus les phénomènes de restauration et de diffusion des lacunes seront marqués.
- Les contraintes appliquées : plus celles-ci seront grandes, plus les différents obstacles du réseau cristallin seront facilement franchissables.
- La durée d'exposition : plus celle-ci sera importante, plus les différents phénomènes relatifs au fluage (restauration, diffusion des lacunes,...) auront le temps de se produire.

Ainsi, une bonne méthode pour évaluer et comparer le comportement en fluage des superalliages de nickel candidats à cette optimisation à court-terme est de faire évoluer conjointement ces paramètres. Les courbes isothermes de fluage permettent de représenter la dépendance entre la température, le temps et la contrainte appliquée. Celles-ci mettent en relation la contrainte appliquée au matériau et le temps nécessaire pour atteindre la rupture de celui-ci à cette contrainte, pour une température d'opération constante. Idéalement, ces courbes devraient être obtenues expérimentalement en mettant en place des essais en fluage à différentes températures sur le matériau considéré. Cependant, la durée de vie souhaitée du récepteur est d'au moins 100 000 h ce qui résulterait en des essais trop longs. Un moyen de contourner ce problème est d'utiliser l'extrapolation de Larson-Miller.

L'extrapolation de Larson-Miller (38) est une relation paramétrique utilisée pour extrapoler des données expérimentales de fluage. Elle va donc permettre d'extrapoler les données de fluage fournies par les producteurs des alliages candidats. Cette relation repose sur plusieurs hypothèses :

- Les fluages primaires et tertiaires sont négligés : la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ est donc supposée constante durant tout le processus de fluage et égale à la vitesse du fluage secondaire $\dot{\epsilon}_{sec}$. Cette hypothèse est justifiée pour un grand nombre de matériaux : ceux-ci passent effectivement une grande partie de leur durée de vie en fluage secondaire. Cependant, pour d'autres matériaux, comme certains alliages de nickel, les fluages primaires et secondaires sont négligeables lorsqu'ils sont exposés à de très hautes températures. Dans ce cas, le matériau est presque toujours en fluage tertiaire.
- Le temps nécessaire pour atteindre la rupture $t_{rupture}$ est supposé inversement proportionnel à la vitesse de fluage secondaire.

$$t_{rupture} \propto \frac{1}{\dot{\epsilon}_{sec}} \quad (2.30)$$

- Les données de fluage fournies par les producteurs des alliages candidats sont supposées avoir été obtenues à traitement thermique du matériau égal. En effet, ce dernier peut avoir un rôle non négligeable sur la tenue des matériaux en fluage. Dans certains cas où un long traitement thermique est requis, la durée de traitement peut excéder la durée du fluage primaire (qui contribue peu à la rupture finale du matériau) et atteindre le stade de fluage secondaire engendrant des dommages plus importants à l'alliage considéré.

La relation de Larson-Miller se dérive en combinant l'équation (2.29) et (2.30) :

$$\frac{1}{t_{rupture}} = B \cdot \sigma^n \cdot e^{-\frac{E_A}{RT}} \quad (2.31)$$

où B est une constante. En prenant le logarithme népérien des deux membres, il vient :

$$-\ln(t_{rupture}) = \ln(B \cdot \sigma^n) - \frac{E_A}{R \cdot T} \quad (2.32)$$

qui peut également s'écrire :

$$\frac{E_A}{R} = T \cdot (\ln(B \cdot \sigma^n) + \ln(t_{rupture})) \quad (2.33)$$

En transformant la base du logarithme et en réajustant les termes, il vient une équation du type :

$$P_{LM} = T(C + \log(t_{rupture})) \quad (2.34)$$

où

- P_{LM} est le paramètre de Larson-Miller qui est fonction de la contrainte appliquée.
- C est une constante

Chaque couple $(T; t_{rupture})$ est donc associé une valeur du paramètre de Larson-Miller qui dépend lui-même de la contrainte appliquée σ . Si la relation $\sigma = f(P_{LM})$ est connue, il est donc possible de déterminer la contrainte associée à chaque couple $(T; t_{rupture})$. Selon J. Shingledecker (39), le paramètre de Larson-Miller peut être approximé par une somme de puissance de logarithmes de la contrainte :

$$P_{LM} = \sum_{i=0}^N A_i \cdot \log(\sigma)^i \quad (2.35)$$

avec N étant au maximum égal à trois. En substituant dans l'équation (2.34) et en réarrangeant les termes, il vient :

$$\log(t_{rupture}) = -C + \sum_{i=0}^N \frac{A_i}{T} \cdot \log(\sigma)^i \quad (2.36)$$

Pour les alliages Haynes 230, 625 et H282, les données de fluage rendues disponibles par les fournisseurs sont les valeurs des contraintes engendrant la rupture du matériau après un certain nombre d'heures d'utilisation à une température donnée. Il est ainsi possible, à partir de ces données, de déterminer la constante C et les coefficients A_i en faisant une régression de l'équation (2.36). Pour le 740H, les coefficients sont donnés tels quels dans la datasheet du matériau. Ceux-ci sont présentés sur le Tableau 2.3 pour chacun des quatre alliages.

ALLIAGE	C	A_0	A_1	A_2	A_3
Haynes 230	17,2	28 584	-513,6	-1 516,8	/
625	21,42	43 463,6	-19 519,63	8 487,35	-1 586,17
H282	19,11	35 110,74	-9 930,84	4 495,22	-1 031,63
740H	19,39	23 360	5 532	-2 065	-102,7

Tableau 2.3 : Résultat de la régression de l'équation (2.36) à partir des données de fluage

Connaissant les différents coefficients, il est possible, pour chaque alliage, de reconstruire la relation $\sigma = f(P_{LM})$ à partir de l'équation (2.35). Ces différentes relations sont illustrées dans les annexes. Il est donc désormais possible de calculer le paramètre de Larson-Miller associé à un temps avant la rupture et à une température et de déterminer la contrainte correspondante à partir de la valeur de ce paramètre. Ainsi, les courbes isothermes associées à chaque alliage peuvent être générées. Celles-ci sont montrées dans les annexes pour différentes températures et un comparatif entre les différents alliages à trois niveaux de températures est réalisé aux Figures 2.16, 2.17 et 2.18.

Les Figures montrent qu'à 600 °C, le 740H est légèrement meilleur que le H282. Il vient ensuite le 625 et le H230. A 700 °C, ces tendances sont conservées, hormis pour le 625 qui devient moins résistant au fluage que le H230 lorsqu'un temps avant la rupture supérieur à 200 000 h est considéré. Enfin, à 775 °C, le comportement en fluage du 740H et du H282 sont fort semblables jusqu'à un temps avant la rupture d'environ 300 000 h. Au-delà, le H282 présente une meilleure tenue mécanique en fluage. De plus, lorsqu'un temps avant la rupture supérieur à 400 h est envisagé, le H230 possède un meilleur comportement au fluage que le 625.

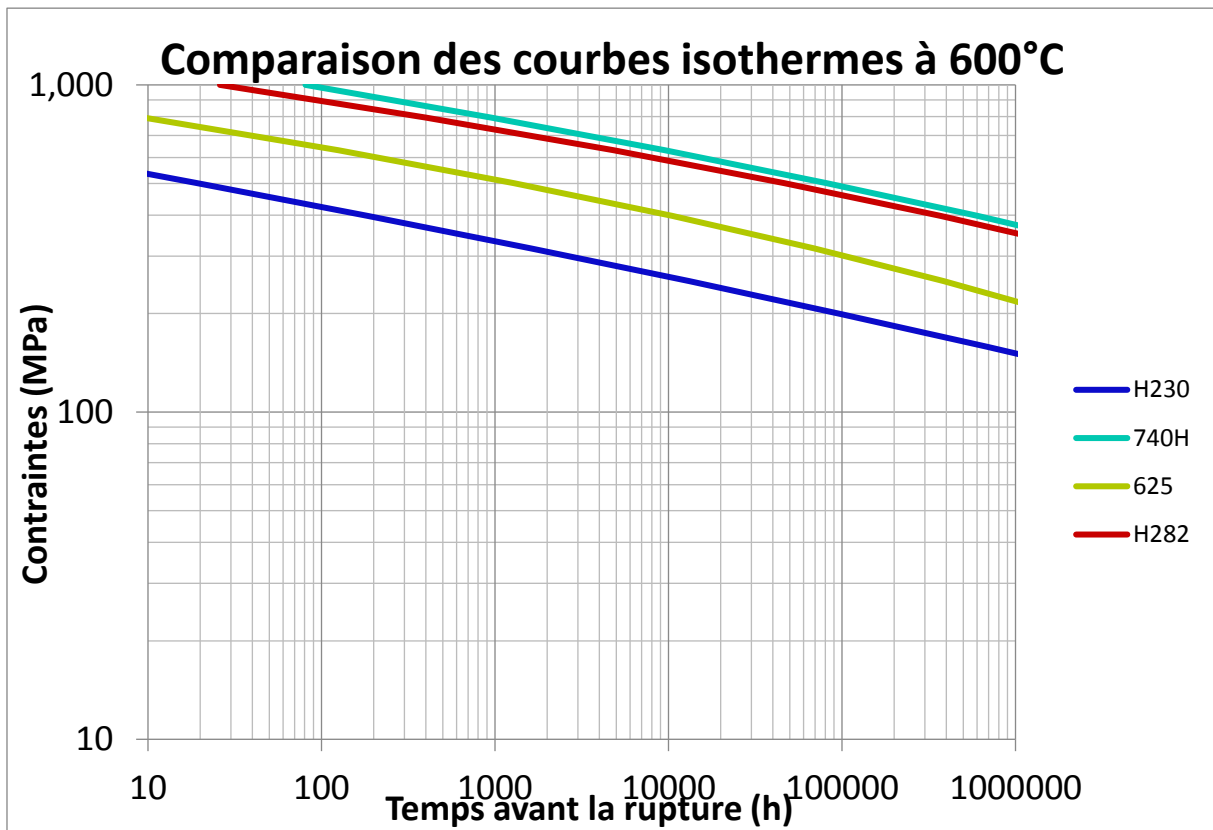


Figure 2.16 : Comparaison des courbes isothermes à 600°C

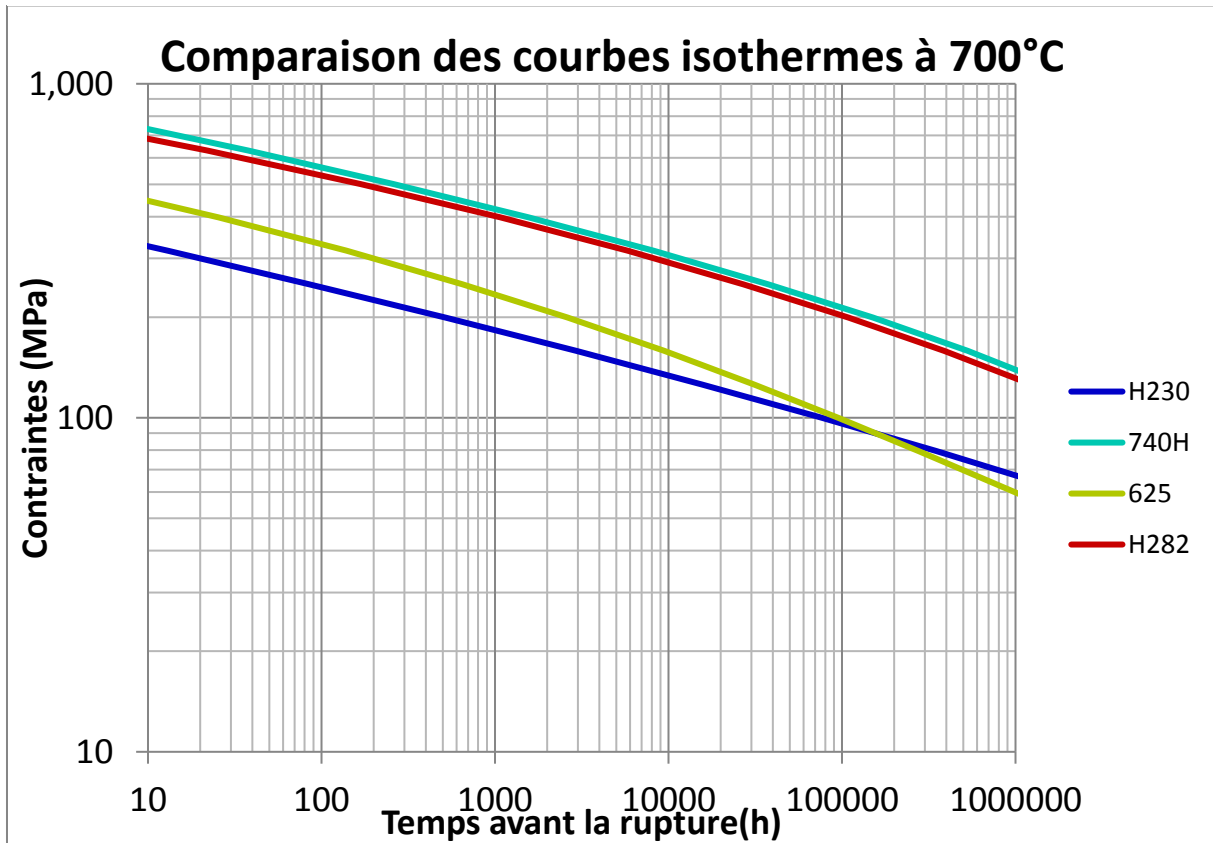


Figure 2.17 : Comparaison des courbes isothermes à 700°C

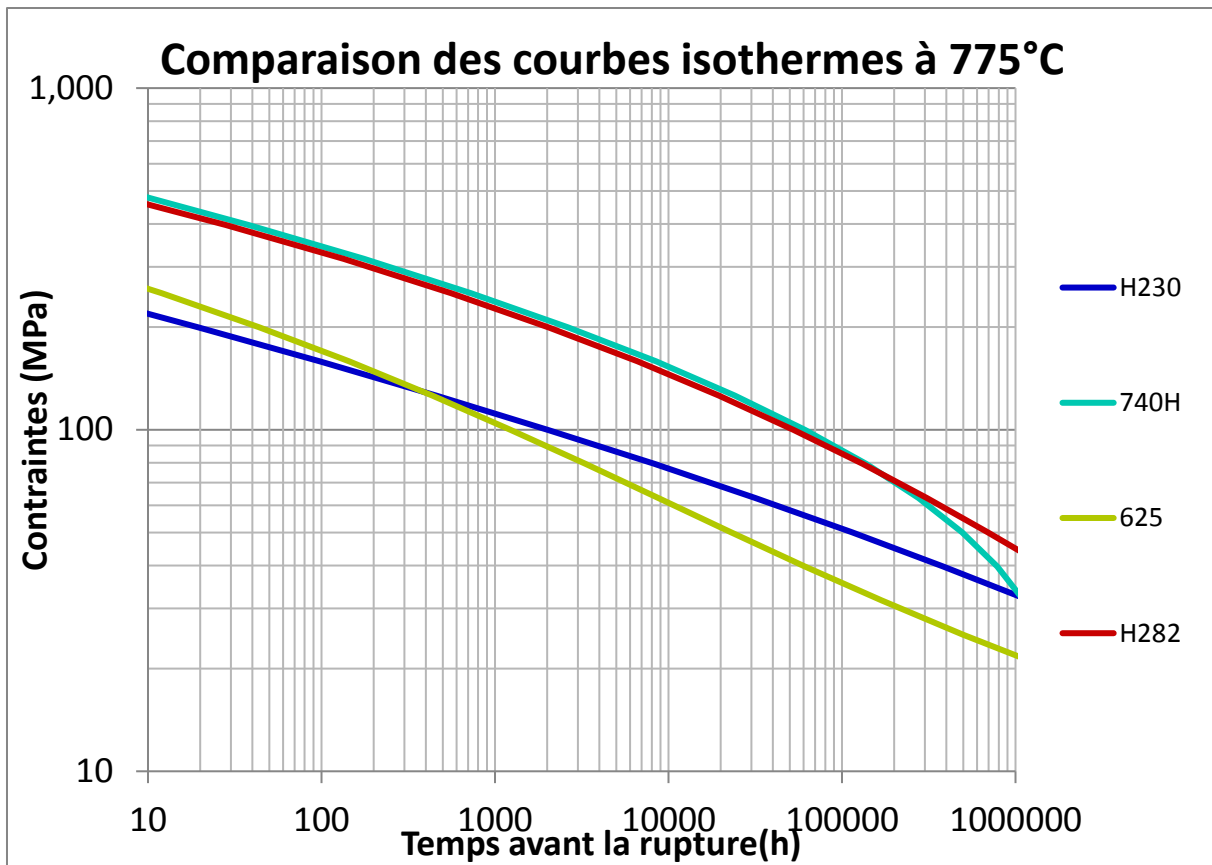


Figure 2.18 : Comparaison des courbes isothermes à 775°C

2.4.4 Génération des courbes isochrones des matériaux candidats

Une autre manière de quantifier le comportement des matériaux en fluage est de tracer les courbes isochrones contraintes-déformations. Ces courbes représentent la contrainte qu'il faudrait appliquer sur le matériau pour avoir une déformation donnée en considérant une température et un temps d'opération constant. La Figure 2.19 permet de mieux comprendre ces courbes. Celle-ci montre que plus la contrainte appliquée est importante, plus la déformation au cours du temps est élevée et donc, pour un temps fixé, la contrainte appliquée est une fonction croissante de la déformation. Lorsque le temps considéré augmente, la contrainte générant une déformation donnée diminue, ce qui est logique car les dislocations ont davantage le temps d'être restaurée. Ces courbes sont très utiles pour le design d'équipements à hautes températures et permettent d'évaluer les instabilités ayant lieu à de telles températures ainsi que d'approximer l'accumulation des déformations. La génération de ces courbes nécessite de connaître le taux de déformation du fluage de l'alliage considéré, obtenu à partir de données expérimentales. Etant donné le nombre limité d'informations sur les taux de déformation des alliages considérés, ces derniers seront, à nouveau, supposés être en fluage secondaire et donc avec un taux de déformation constant au cours du temps. Ce taux de déformation constitue le taux de fluage minimum durant la durée de vie du matériau exposé au fluage et est également appelé « Minimum creep rate » (MCR).

Etant donné le nombre limité de références traitant de ces courbes, la méthodologie pour les générer a été transmise par Wolfgang Hoffelner, consultant en matériaux pour CMI et expert dans l'étude du comportement des matériaux à haute température. Il ressort de ses explications que les courbes isochrones peuvent être générées en additionnant, pour une contrainte σ et une température T fixée, la

déformation $\varepsilon_{f,t_{op}}$ résultant du fluage après un temps d'opération t_{op} donné et la déformation ε_{ep} issue de la courbe élasto-plastique du matériau considéré.

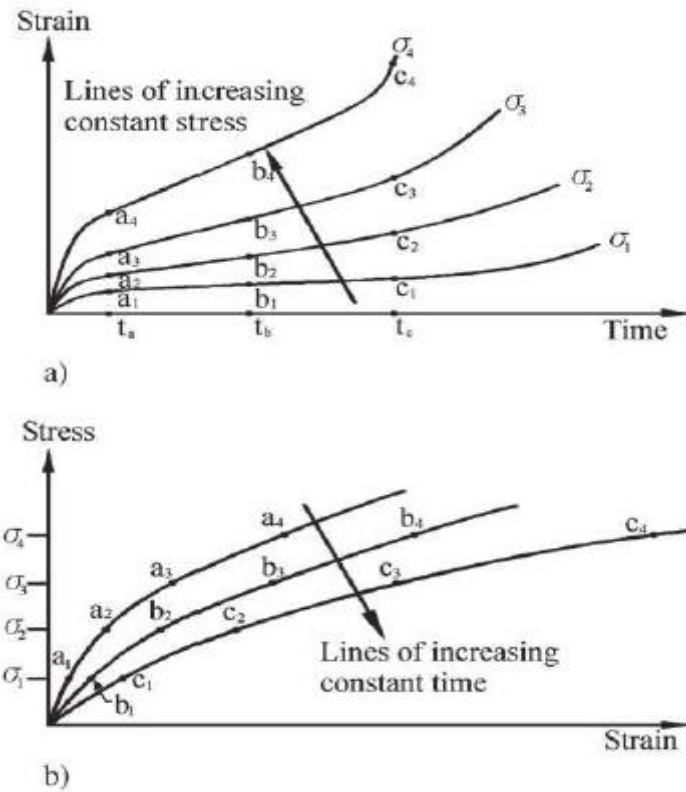


Figure 2.19 : Explication des courbes isochrones

On a donc :

$$\varepsilon_{t_{op}} = \varepsilon_{f,t_{op}} + \varepsilon_{ep} \quad (2.37)$$

Etant donné que les courbes élasto-plastiques des alliages de nickel considérés ne sont pas disponibles dans la littérature, ces dernières peuvent être approximées en utilisant l'équation de Ramberg-Osgood (40). Celle équation consiste à sommer les déformations d'origine élastique aux déformations d'origine plastique et s'écrit :

$$\varepsilon_{ep} = \frac{\sigma}{E_{alliage}} + 0,002 \cdot \left(\frac{\sigma}{R_{el,alliage}} \right)^m \quad (2.38)$$

avec :

$$m = \frac{\ln\left(\frac{\varepsilon_{uniform}}{0,002}\right)}{\ln\left(\frac{R_{rupture,alliage}}{R_{el,alliage}}\right)} \quad (2.39)$$

$$\varepsilon_{uniform} = \varepsilon_{rupture,alliage} - \frac{R_{rupture,alliage}}{E_{alliage}} \quad (2.40)$$

où :

- $E_{alliage}$ est le module de Young de l'alliage considéré
- $R_{el,alliage}$ est la limite élastique à 0,2 % de l'alliage, c.-à-d. la valeur de la contrainte qui laisse 0,2 % de déformation plastique lorsqu'elle est retirée
- $R_{rupture,alliage}$ est la limite à la rupture du matériau
- $\varepsilon_{rupture,alliage}$ est l'allongement à la rupture de la base nickel considérée.

Ces différentes propriétés mécaniques sont évidemment variables avec la température. L'évolution des modules de Young avec la température peut être déterminée par régression des données disponibles sur les datasheets des fournisseurs à différentes températures. De même, les valeurs des limites élastiques, limites à la rupture et allongement à la rupture à différentes températures ont été prélevées sur les datasheets. L'évolution des différentes propriétés avec la température est montrée dans les annexes.

A partir de ces propriétés, les courbes élasto-plastiques des alliages ont pu être générées pour différentes températures. Celles-ci apparaissent dans les annexes. Le comparatif de ces courbes à 760 °C entre les différents alliages est illustré à la Figure 2.20. Ces courbes montrent que pour des déformations inférieures ou proches de 0,2% (domaine élastique), les contraintes engendrées dans les tubes sont plus ou moins semblables. Cela s'explique par la similarité des modules de Young des différents alliages. Cependant, au-delà de 0,2% (domaine plastique), et donc à plus haut flux solaire incident, la différence entre les contraintes générées dans le H282 et le 740H par rapport aux contraintes générées dans le H230 et 625 est énorme. En effet, elle est de l'ordre de 250 MPa entre le H230 et le H282 à 0,4% de déformation. Cela s'explique par les limites élastiques et de rupture qui sont beaucoup plus importantes pour le H282 et le 740H (dû à leurs phases précipitées).

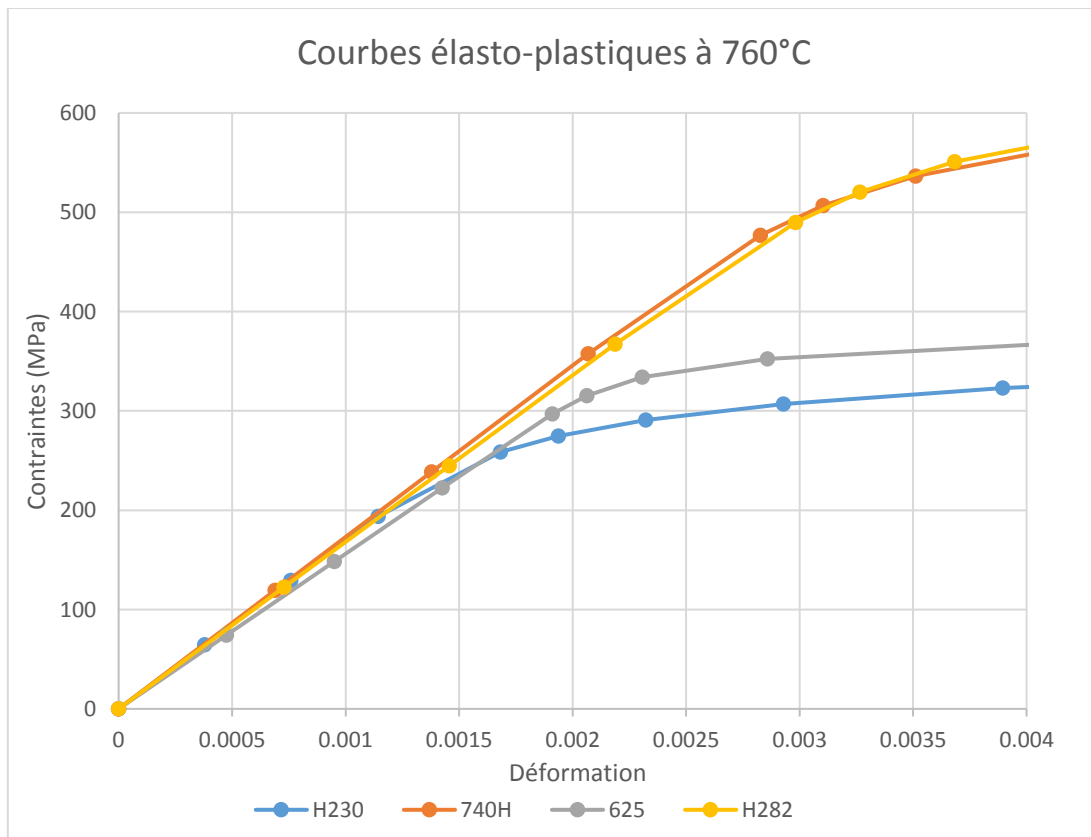


Figure 2.20 : Courbes élasto-plastiques des alliages à 760 °C

Les déformations résultant du fluage peuvent, quant à elles, être calculées à partir de l'équation (2.29) permettant de calculer le taux de déformation au fluage secondaire. En effet, celle-ci peut se simplifier en :

$$\dot{\epsilon}_{sec} = F \cdot \sigma^n \quad (2.41)$$

où F et n sont des paramètres dépendant de la température d'exposition.

Ainsi, en connaissant le taux de déformation en fonction de la contrainte à une température donnée, il est possible d'obtenir les paramètres F et n par régression. Ces données ne sont disponibles que sur les datasheets des alliages H230 et H282. Par conséquent, les courbes isochrones ne seront tracées que pour ses alliages. Pour chacun des alliages, les données apparaissent sous la forme suivante :

Température T	Temps t	Contrainte pour avoir une déformation de 1 % $\sigma_{1\%}$
---------------	---------	---

Celles-ci sont présentées dans les annexes. Si le fluage est supposé être en stade secondaire durant toute la durée de vie de l'alliage, le taux de déformation peut être obtenu par :

$$\dot{\epsilon}_{sec} = \frac{1\%}{t} \quad (2.42)$$

Ainsi, connaissant plusieurs couples $(\dot{\epsilon}_{sec}; \sigma_{1\%})$, les paramètres F et n à la température T peuvent être obtenus par la méthode des moindres carrés. Il en résulte que, pour les différentes températures mentionnées dans les datasheets, il est possible d'associer un taux de déformation $\dot{\epsilon}_{sec}$ à toute contrainte σ . Il suffit ensuite de multiplier ce taux par le temps d'opération considéré pour avoir la déformation due au fluage après un temps d'opération t_{op} :

$$\epsilon_{f,t_{op}} = \dot{\epsilon}_{sec} \cdot t_{op} \quad (2.43)$$

Connaissant tous les termes de l'équation (2.37), les courbes isochrones peuvent être générées pour les températures renseignées dans les datasheets. Les temps d'opération considérés sont de 0 h, 100 h, 1000 h, 10 000 h et 100 000 h. Les courbes isochrones du H230 et du H282 aux différentes températures sont montrées dans les annexes. Un comparatif des courbes isochrones du H230 et H282 à 760 °C est réalisé à la Figure 2.21 pour des temps d'opération de 1000 h et 100 000 h.

Ces courbes montrent que l'alliage H282, renforcé par précipitation, engendre, à déformation égale, beaucoup plus de contraintes que le H230. Par exemple, à 1 % de déformation, la contrainte présente dans le H282 après 1000 h est de 240 MPa alors qu'elle n'est que de 80 MPa pour le H230. Après 100 000 h, la contrainte dans le H282 est relaxée à 125 MPa alors qu'elle ne s'élève qu'à 50 MPa pour le H230.

Une remarque importante concernant cette sous-section est que les différentes courbes isochrones générées surestiment les courbes réelles. L'hypothèse de supposer que le fluage a lieu uniquement dans sa phase secondaire, à taux de déformation minimum et constant, est conservatrice. Dans la réalité, les fluages primaires et tertiaires, caractérisés par des taux de déformation plus élevés, ont comme effet d'abaisser les courbes. En effet, pour une même contrainte appliquée sur le matériau, les déformations engendrées sont plus importantes puisque la vitesse de déformation est plus élevée que dans le cas où juste le fluage secondaire est considéré. Par conséquent, pour une déformation donnée, la contrainte obtenue après un certain laps de temps est plus faible dans la réalité. Malheureusement, ne connaissant pas les lois caractérisant le taux de déformation du H282 et du H230 en fluage primaire et tertiaire, les données présentes sur les datasheets des alliages considérés sont insuffisantes pour

déterminer l'entièreté du comportement en fluage des matériaux. Les courbes isochrones réelles ne peuvent donc pas être générées.

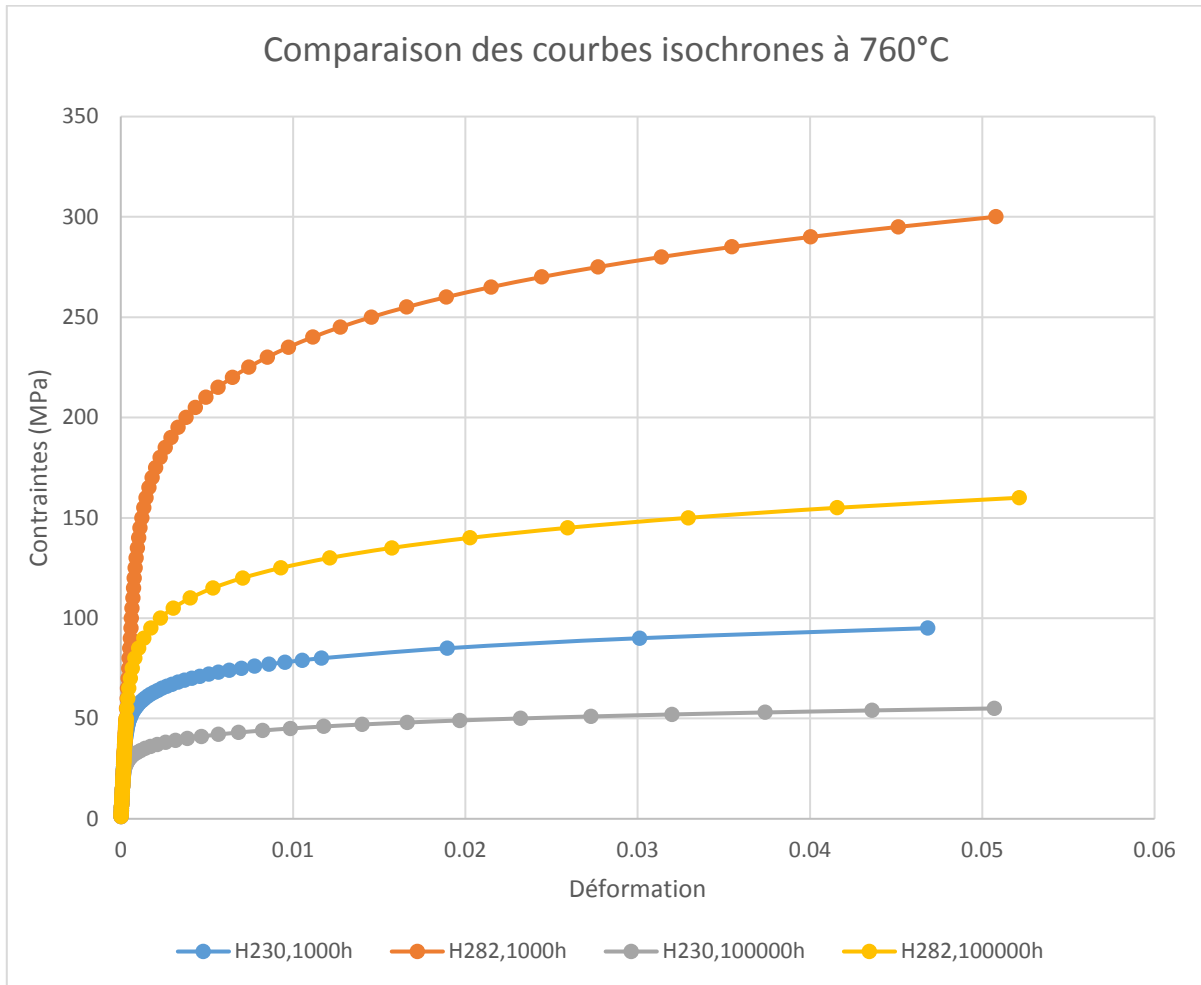


Figure 2.21 : Courbes isochrones du H282 et du H230 à 760 °C

2.4.5 Relaxation des contraintes dans le H282 et le H230

A partir des courbes isochrones et de l'évolution des déformations thermiques en fonction du flux solaire absorbé établie à la sous-section précédente, il est possible de retracer l'évolution temporelle des contraintes générées dans le H230 et le H282 pour différents flux absorbés. Cette courbe va permettre d'exprimer la relaxation des contraintes dans les tubes du récepteur, due aux déformations imposées par le gradient thermique (« deformation-controlled case »). Ces contraintes sont déterminées pour les déformations résultant de quatre flux : 750, 1000, 1250 et 1500 kW/m² et déterminées aux températures de crête extérieures du tube à ces flux, qui sont les températures critiques pour le fluage. Les températures de crête et les déformations associées à ces flux sont montrées au Tableau 2.4. Les courbes isochrones vont permettre de passer des déformations aux contraintes pour les différents temps d'opération, ce qui va permettre d'illustrer la relaxation des contraintes avec le temps. Afin d'avoir les contraintes aux différentes températures de crête extérieure considérées les courbes isochrones sont interpolées à ces températures. Les Figures 2.22 et 2.23 comparent l'évolution temporelle des contraintes engendrée dans le H230 et le H282 pour un flux absorbé de 1 et 1,5 MW/m². Les évolutions des contraintes pour les autres flux considérés sont présentées dans les annexes.

Flux absorbé ($\frac{kW}{m^2}$)	$T_{ext,cr\grave{e}te}$ H230 (°C)	$T_{ext,cr\grave{e}te}$ H282 (°C)	Déformation H230 (%)	Déformation H282 (%)
750	718	714	0,178	0,169
1000	767	762	0,235	0,225
1250	815	809	0,291	0,279
1500	862	856	0,346	0,333

Tableau 2.4 : Température de crête et déformation des alliages H230 et H282 soumis à différents flux

Les résultats montrent que les contraintes générées dans le H282 sont, quel que soit le flux ou le temps considéré, supérieures à celles existant dans le H230. A faible flux absorbé (0,75 et 1 MW/m²), la différence des contraintes reste modérée au tout début du temps d'opération (80 MPa pour un flux de 1 MW/m²), avant d'augmenter drastiquement jusqu'à atteindre 100 h d'opération (150 MPa pour 1 MW/m²). Ensuite la différence de contraintes diminue peu à peu jusqu'à être réduite à 50 MPa après 100 000 h d'opération pour un flux de 1 MW/m². A flux absorbé plus élevé (1,25 et 1,5 MW/m²), les contraintes générées dans le H282 et dans le H230 sont très différentes au début de la durée d'opération (270 MPa pour un flux de 1,5 MW/m²). Ensuite, cette différence de contraintes va brusquement diminuer, jusqu'à devenir quasiment nulle après un temps d'opération de 100 000 h.

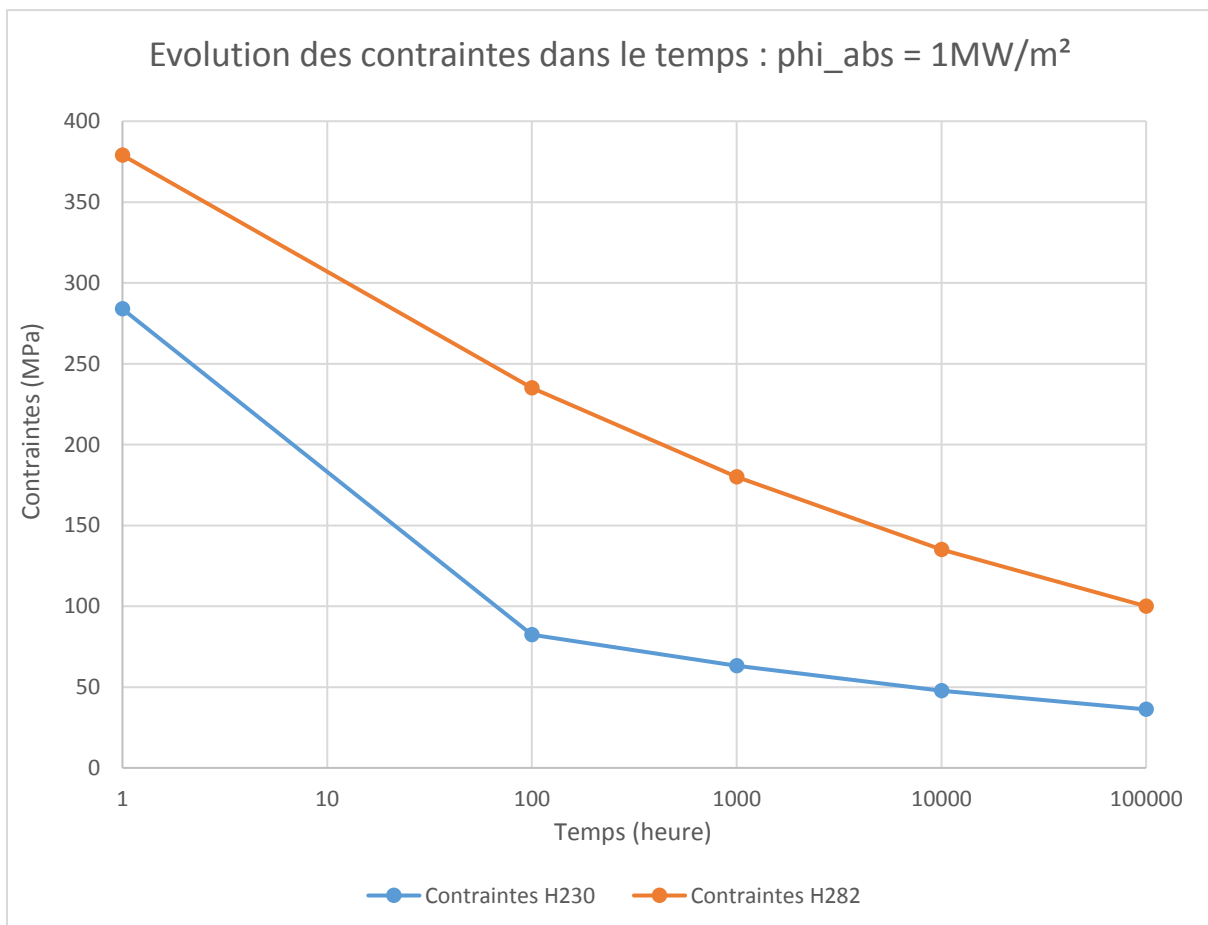


Figure 2.22 : Evolution des contraintes avec un flux absorbé de 1 MW/m²

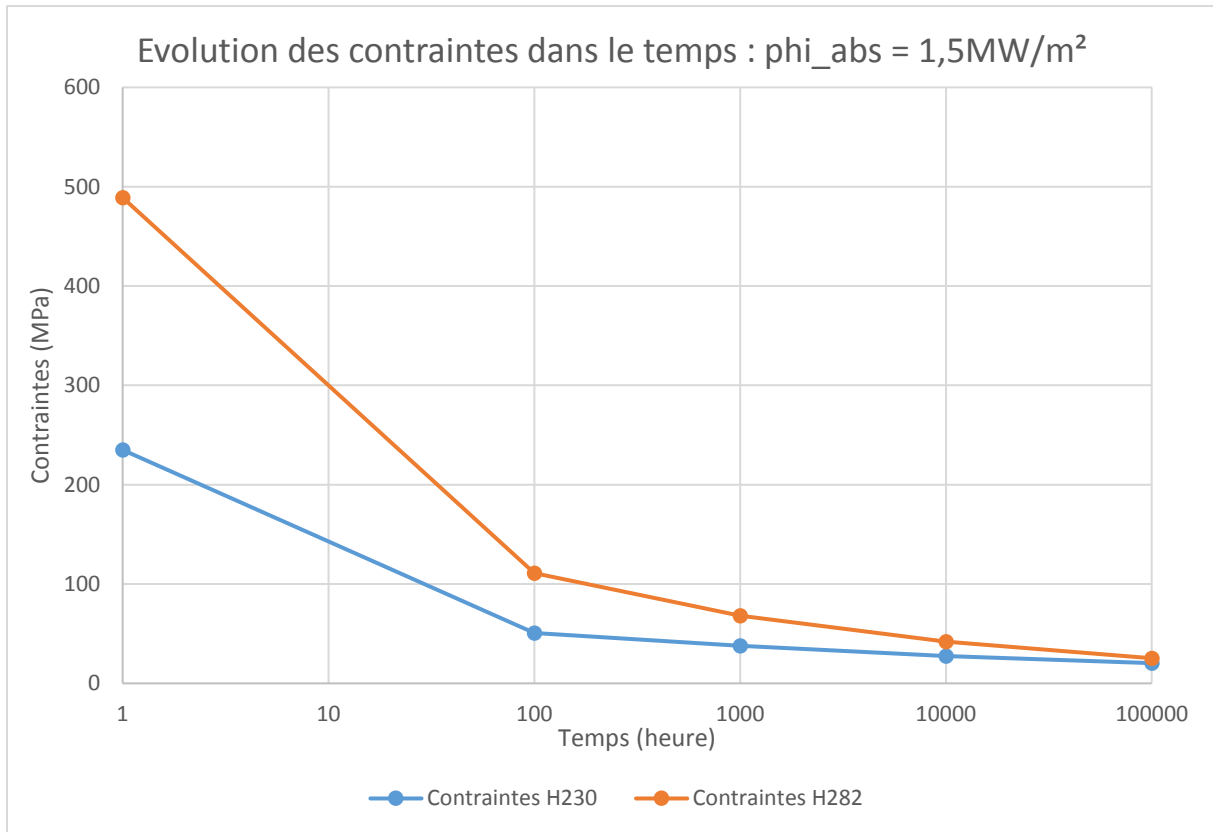


Figure 2.23 : Evolution des contraintes avec un flux absorbé de 1,5 MW/m²

2.4.6 Analyse de la durée de vie en fluage du H282 et du H230

A partir du paramètre de Larson-Miller des différents alliages et des courbes représentant la relaxation des contraintes dans ces alliages avec le temps, il est possible de réaliser une analyse de la durée de vie en fluage des tubes du récepteur, en considérant qu'ils sont réalisés en H230 ou en H282. Cette analyse peut être menée pour chacun des flux considérés précédemment. Pour ce faire, le critère des dommages cumulatifs de Miner peut être employé. Ce critère est défini dans le code ASME section III division 1-NH (11) et permet de déterminer si les dommages dus au fluage et à la fatigue sont acceptables ou non pour un design considéré. Il est donné par :

$$\sum_{j=1}^P \left(\frac{n}{N_d}\right)_j + \sum_{k=1}^q \left(\frac{\Delta t}{T_d}\right)_k = D_{fatigue} + D_{fluage} = D \quad (2.44)$$

avec :

- D est le dommage cumulé dû au fluage et à la fatigue
- P est le nombre de cycle requis pour définir l'historique du cyclage thermique auquel est soumis le matériau durant son temps d'opération
- $(n)_j$ est le nombre de cycles thermiques à une certaine contrainte σ et température de métal maximum T_{max} dont le couple (σ, T_{max}) est référencé par j .
- $(N_d)_j$ est le nombre de cycles thermiques admissibles lorsque le matériau considéré est exposé aux conditions j
- q est le nombre d'intervalle de temps requis pour constituer le temps d'opération du matériau exposé à d'importantes températures

- $(T_d)_k$ est la durée maximale admissible en fluage du matériau considéré, exposé à une contrainte σ et une température de métal T_{max} durant l'intervalle de temps k. Il s'agit du temps à la rupture $t_{rupture}$ défini précédemment.
- $(\Delta t)_k$ est la durée de l'intervalle de temps k.

Afin de déterminer si le design est acceptable ou non, les dommages cumulés calculés doivent être comparés à une enveloppe de dommages fatigue-fluage. Celle-ci est fonction du matériau considéré. CMI dispose de l'enveloppe des dommages fluage-fatigue pour le H230. A titre d'exemple, elle est montrée à la Figure 2.24. Au vu du temps conséquent nécessaire pour avoir les propriétés en fatigue des matériaux considérés, seuls les dommages dus au fluage sont considérés dans cette analyse. Les dommages dus à la fatigue seront déterminés dans une étude ultérieure.

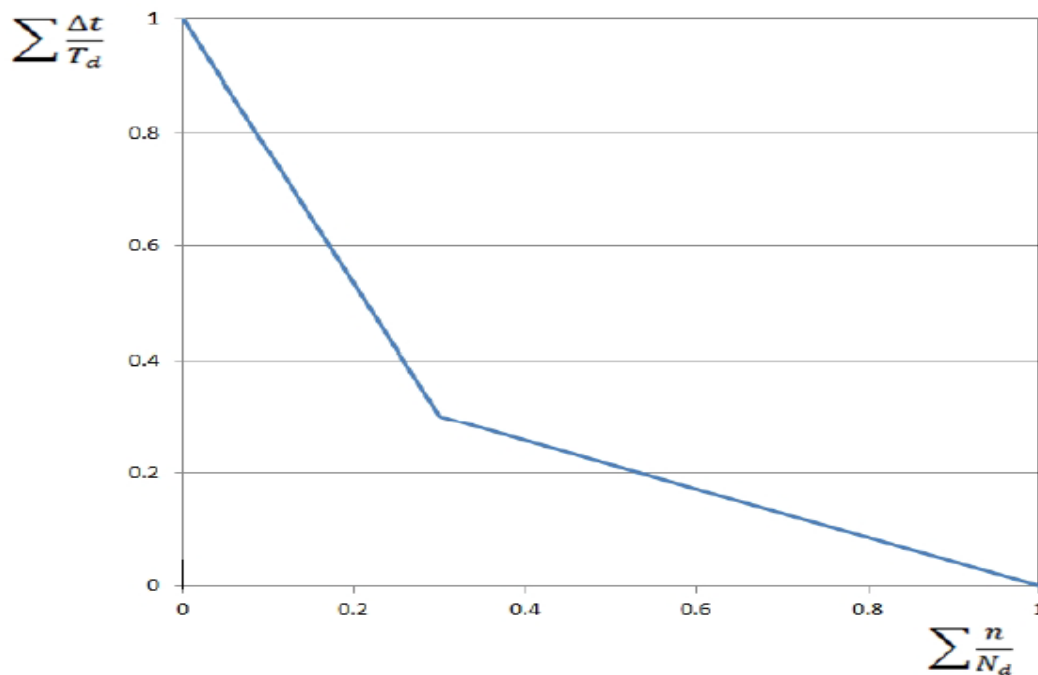


Figure 2.24 : Enveloppe des dommages fluage-fatigue pour le H230

La procédure pour déterminer les dommages dus au fluage est tirée de l'ASME III division 1-NH et consiste tout d'abord à approximer les contraintes auxquelles est soumis le récepteur durant sa durée de vie. Cela peut se faire aisément à l'aide des courbes de relaxation des contraintes aux différents flux. En effet, la contrainte exercée sur les tubes entre deux temps distincts peut être évaluée en calculant la moyenne des contraintes en ces deux temps. En effectuant cette moyenne entre les différents temps auxquels ont été générées les courbes isochrones (0, 100, 1000, 10 000 et 100 000 h), il est possible d'approximer les contraintes exercées pendant respectivement 100 h, 900 h, 9000 h et 90 000 h $((\Delta t)_k)$. Ensuite, pour chaque niveau de contrainte calculé, est associé, via l'équation (2.36), un temps avant la rupture $t_{rupture}$ $((T_d)_k$ sous la notation de l'ASME). Les coefficients A_i et C sont donnés dans le Tableau 2.3 et la température considérée est la température de crête extérieure du tube exposé au flux solaire absorbé. Finalement, en décomposant le temps d'opération des matériaux en quatre périodes, les dommages dus au fluage sont donnés par :

$$D_{fluage} = \frac{100}{T_{d,1}} + \frac{900}{T_{d,2}} + \frac{9000}{T_{d,3}} + \frac{90000}{T_{d,4}} \quad (2.45)$$

où les T_d dépendent du flux absorbé et du superalliage de nickel considéré.

Les courbes de relaxation des contraintes n'étant disponibles que pour le H230 et H282, le calcul des dommages de fluage ne sera effectué que pour ces deux alliages. Cependant au vu de la proximité entre les courbes isothermes et élastoplastiques des différents alliages, le superalliage 740H aura probablement une durée de vie analogue au H282 alors que le 625 se comportera davantage comme le H230. Les différentes équations sont résolues via le solveur Excel. Les dommages de fluage calculés pour les différents flux et alliages sont montrés au Tableau 2.5. En retraçant leur évolution en fonction du flux absorbé, il apparaît qu'ils suivent une tendance exponentielle, comme le montre la Figure 2.25.

Flux absorbé ($\frac{\text{kW}}{\text{m}^2}$)	$D_{\text{fluage H230}}$	$D_{\text{fluage H282}}$
750	0,28	0,7
1000	2,36	3,02
1250	5,01	6,89
1500	17,96	22,17

Tableau 2.5 : Comparaison des dommages dus au fluage à différents flux absorbés

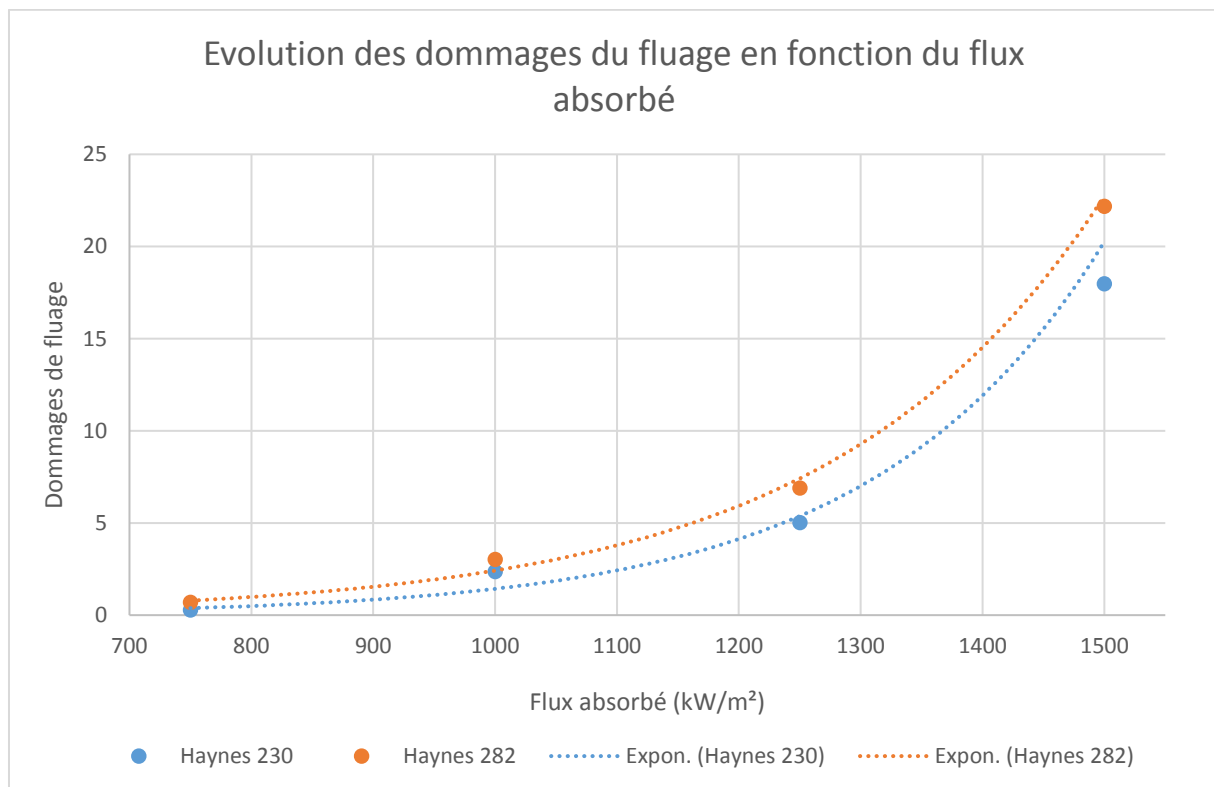


Figure 2.25 : Evolution des dommages dus au fluage avec le flux solaire absorbé

Cette Figure montre que le superalliage de nickel H282, bien qu'il présente une meilleure résistance de rupture au fluage et de moindres déformations thermiques que le H230, génère des dommages de fluage plus importants que ce dernier. Cela s'explique par le fait que, à cause de la présence des précipités de type γ' et γ'' , le H282 est beaucoup moins ductile que le H230 et présente une limite élastique et une limite de rupture beaucoup plus importante. Il a donc tendance à se déformer moins facilement et génère davantage de contraintes à déformation égale. De plus, il apparaît que pour les quatre flux absorbés considérés, seul le flux de 750 kW/m² engendre des dommages en fluage appartenant à l'enveloppe des dommages définie à la Figure 2.24.

2.4.7 Discussions et conclusions

Alors que le superalliage de nickel H282, de par sa grande résistance au fluage, est mis en avant par différents articles ((41) (42) (21)) comme potentiel candidat pour des applications à hautes températures, il ressort de cette étude que sa durée de vie serait moins bonne que celle du H230. En effet, à température et temps d'opération égaux, cet alliage nécessite une contrainte plus importante pour entraîner une rupture des tubes du récepteur, cependant il est beaucoup trop peu ductile et génère d'importantes contraintes à déformation constante. Au vu de la proximité entre les courbes de résistance au fluage et les courbes élastoplastiques du H282 et 740H, cette conclusion est sans doute également généralisable au 740H. De la même manière, le 625 semble assez équivalent au H230. Ces suppositions sont évidemment à vérifier une fois que des données renseignant leurs déformations de fluage seront disponibles.

Certaines réserves doivent néanmoins être émises par rapport à ses conclusions.

Tout d'abord, il n'y a aucun moyen de valider ces résultats. Des analyses de la durée de vie par la méthode des dommages cumulés de Miner ont bien été réalisées par CMI, cependant celles-ci se basent sur une autre méthodologie et considèrent des contraintes équivalentes obtenues par une analyse aux éléments finis. De plus, elles ont été réalisées pour des conditions fortement différentes de celles de cette étude. Pour une température de sel de 559 °C, un coefficient d'échange convectif interne de 11800 W/(m².K)(nettement plus élevé que celui employé dans cette étude) et un flux absorbé de 946 kW/m², une température de crête extérieure de 700 °C a été calculée et un dommage en fluage de 0,1 a été déterminé pour des tubes en H230. Il s'agit d'un ordre de grandeur semblable au dommage de fluage de 0,28 déterminé pour le H230 à une température de crête de 718 °C et un flux absorbé de 750 kW/m².

Ensuite, comme expliqué précédemment, l'hypothèse de ne considérer que le fluage secondaire est conservatrice et conduit à une surestimation des dommages de fluage car les courbes isochrones qui en découlent sont plus élevées que la réalité. Et en effet, les courbes de relaxation des contraintes générées par CMI montrent que la relaxation se fait beaucoup plus rapidement que dans cette étude, comme le montre la Figure 2.26. Cette différence peut également s'expliquer par le fait que les propriétés en fluage du H230 obtenues par CMI découlent d'un traitement thermique différent que celles apparaissant sur la datasheet du fournisseur.

En conclusion, un travail beaucoup plus conséquent incluant une analyse par les éléments finis et un plus grand nombre de données de fluage, coïncidant avec les conditions de fabrication et d'utilisation des tubes du récepteur (forme, traitement thermique,...), serait nécessaire afin d'avoir une évaluation des dommages de fluage plus précise. Cependant, cette étude a permis de mettre en évidence, d'une part, qu'une augmentation du flux solaire a pour effet d'augmenter les dommages de fluage de manière exponentielle et d'autre part, que le H282 et le 740H ne sont peut-être pas si prometteurs que ne l'annoncent certains articles à cause de l'importance des contraintes générées.

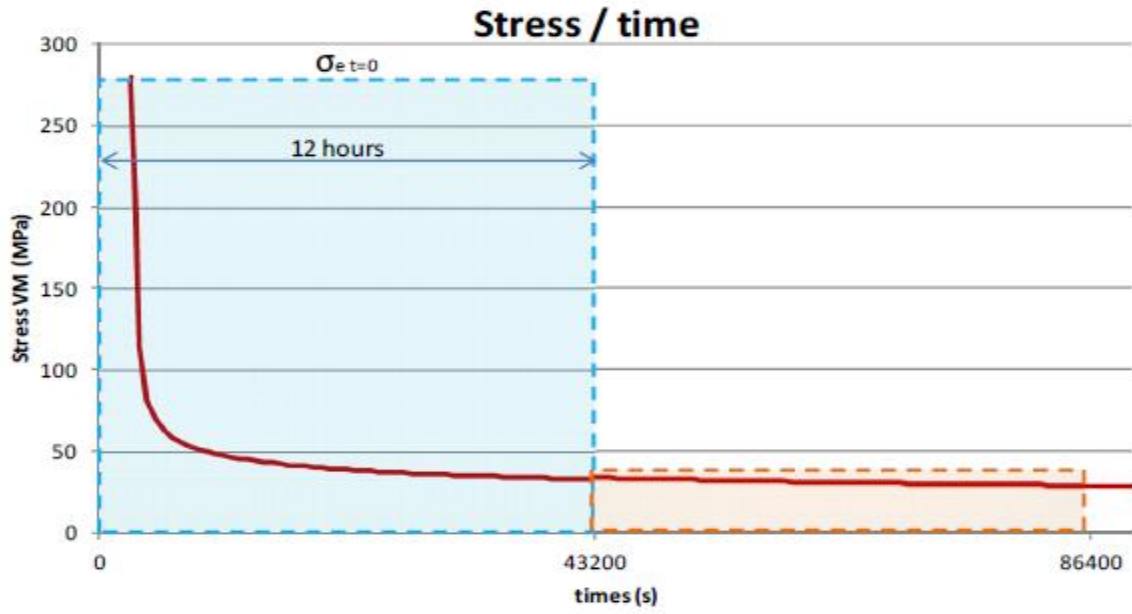


Figure 2.26 : Relaxation des contraintes dans le H230 pour une température de crête de 700 °C (CMI)

3. Optimisation à long terme du récepteur

Cette seconde partie aborde la possibilité d'augmenter la température du sel fondu en sortie du récepteur solaire afin d'accroître la température de la source chaude (réservoir de sel fondu) fournissant sa chaleur au cycle thermodynamique. D'après les principes de la thermodynamique, et plus précisément, les principes de Carnot, cela a comme conséquence d'augmenter l'efficacité de ce cycle producteur d'électricité. L'objectif fixé par CMI est d'atteindre une température de fluide caloporteur de 730 °C en sortie du récepteur. En effet, d'après un TFE réalisé au sein de l'entité CMI (43), une température de sel fondu comprise entre 715 et 730 °C correspondrait à un optimum technico-économique si ce sel est employé comme source chaude d'un cycle de Brayton CO₂-supercritique à recompression (décrit ultérieurement). Une température supérieure à 730 °C nécessiterait un refroidissement de la turbine du cycle de Brayton et résulterait donc en une diminution de l'efficacité technico-économique suite aux coûts supplémentaires de refroidissement. A cette augmentation de la température du sel fondu en sortie du récepteur s'accompagne évidemment un accroissement de la température à l'extérieur des tubes du récepteur. Cette fois, la température visée par CMI est de 850 °C. Bien qu'il est quasiment acquis que la température de crête à l'extérieur des tubes les plus exposés excèdera cette température, ce choix permet de ne pas être trop restrictif dans la sélection des matériaux.

Le sel fondu utilisé actuellement se dégradant et formant des éléments corrosifs aux alentours de 600 °C, ce chapitre investigate tout d'abord, sur base de différents critères thermodynamiques, les fluides potentiellement candidats pour une utilisation jusqu'à des températures de 730 °C. Ensuite, une procédure similaire est appliquée pour les matériaux constituant les tubes, le matériau actuel (base nickel H230) ne possédant pas la résistance mécanique et la résistance à la corrosion (d'après une étude CMI) suffisantes pour être employé à la température de 850 °C. Enfin, l'impact des combinaisons de fluides et matériaux prometteurs sur le rendement du récepteur est évalué, en faisant l'hypothèse que le design de celui-ci demeure inchangé. Différentes études de sensibilité sur le rendement du récepteur sont également réalisées et le rendement global (récepteur + cycle) est évalué en considérant un cycle de Brayton CO₂-supercritique à recompression comme cycle moteur.

3.1 Investigation des fluides candidats

Dans cette sous-section sont tout d'abord exposées les caractéristiques du fluide caloporteur idéal pour cette application et les différents critères sur base desquels les fluides candidats seront comparés. Ensuite, les différentes hypothèses de travail sont clairement énoncées et les caractéristiques et applications dans le secteur énergétique des différentes familles de fluide sont présentées. Enfin, une matrice comparative des fluides candidats répertoriés dans la littérature est construite pour chaque famille, sur base des critères préalablement définis. Les quatre fluides semblant les plus prometteurs sont alors sélectionnés.

3.1.1 Critères de sélection du fluide caloporteur

Le fluide caloporteur idéal pour cette optimisation à long terme du récepteur solaire doit posséder les caractéristiques suivantes :

- **Gamme de températures la plus grande possible** : Le fluide idéal doit rester stable à haute température, c.-à-d. 730 °C dans le cadre de cette application. Il ne doit ni se dégrader ou devenir trop corrosif, ni passer en phase vapeur (caractérisé par un moins bon coefficient de

transfert de chaleur h_{fluide} et une plus faible densité ρ_{fluide}). De même, sa température de fusion T_{fusion} devrait idéalement être la plus basse possible. En effet, plus cette dernière est faible, moins l'énergie à fournir lors du traçage thermique des équipements de la tour solaire hors fonctionnement (afin d'éviter la solidification du fluide) est importante.

Un grand intervalle de température ΔT permet également de réduire, à énergie thermique transférée égale Q , la dimension des cuves de stockage V_{st} en sortie du récepteur, comme le montre la formule de base :

$$Q = \rho_{fluide} \cdot V_{st} \cdot c_{p_{fluide}} \cdot \Delta T \quad (3.1)$$

où $c_{p_{fluide}}$ est la chaleur massique du fluide considéré

- **Faible volume de stockage du fluide** : Afin de limiter l'encombrement des cuves de stockage et le coût de leur matériau constitutif, le volume total de stockage du fluide doit être le plus faible possible. La comparaison entre les différents fluides candidats peut être réalisée en isolant le terme V_{st} de l'équation 3.1 et en considérant une énergie thermique constante égale à 1 MWh_{th} :

$$V_{st/MWh} = \frac{1 \text{ MWh}}{\rho_{fluide} \cdot c_{p_{fluide}} \cdot \Delta T} \quad (3.2)$$

Comme le montre l'équation, le fluide idéal possède une densité et une chaleur massique élevée afin de limiter le volume de stockage.

- **Faible coût du fluide caloporteur** : Il s'agit d'une composante non négligeable du coût total d'opération de la centrale thermo solaire. Afin de comparer les fluides entre eux sur une base énergétique, il peut être ramené au coût de la masse de fluide caloporteur nécessaire pour produire 1 MWh_{th} ($Coût_{MWh}$). Il est donné par :

$$Coût_{MWh} = \rho_{fluide} \cdot V_{st/MWh} \cdot Coût_{kg} \quad (3.3)$$

où $Coût_{kg}$ est le prix par unité de masse du fluide. Ce prix fluctue avec les conditions du marché et est donc approximatif.

- **Bon coefficient de transfert de chaleur convectif dans les tubes du récepteur** : Un fluide avec un coefficient de transfert de chaleur convectif h_{fluide} élevé permet d'améliorer l'efficacité de l'échange de chaleur entre le fluide et le rayonnement solaire au sein du récepteur et de limiter la température intérieure et extérieure des tubes. A nouveau, la corrélation de Gnielinski est utilisée pour calculer et comparer les coefficients d'échange convectifs des fluides candidats (équations 2.5 à 2.10). Cependant, pour la famille de fluides des métaux fondus, les nombres de Prandtl calculés n'appartiennent pas à l'intervalle de validité de la corrélation de Gnielinski. En effet, ces derniers sont largement inférieurs à 0,5 dû à la faible viscosité des métaux fondus. Pour cette famille, une autre corrélation pour déterminer le nombre de Nusselt est alors employée : la corrélation de Sleicher and Rouse (44). Elle est donnée par :

$$Nu_d = 6,3 + 0,0167 \cdot Re_d^{0,85} \cdot Pr_{fluide}^{0,93} \quad (3.4)$$

et valide pour :

$$Pr_{fluide} \ll 1 \quad (3.5)$$

- **Non nuisible pour la santé et l'environnement** : Il s'agit d'un critère important, que ce soit lors du traitement du fluide, durant une maintenance de la centrale ou bien lors d'une fuite du fluide caloporteur. De même, le fluide ne doit pas être inflammable ou explosif lorsqu'il entre en contact avec de l'air ou de l'eau.
- **Faibles pertes de charge engendrées dans les tubes du récepteur** : Afin de limiter la puissance consommée dans les pompes de circulation, les pertes de charge doivent être limitées. La chute de pression Δp dans les tubes du récepteur peut être donnée par (35) :

$$\Delta p = f \frac{\rho_{fluide} \cdot u_{fluide}^2 \cdot L_{circuit}}{2 \cdot d_{int}} \quad (3.6)$$

avec le coefficient de friction f donné à l'équation 2.7 et $L_{circuit}$ est la longueur totale des tubes sur le 8 panneaux d'un circuit du récepteur solaire ($L_{circuit} = 8.18,4$ m). Les pertes de charges calculées ici ne prennent pas en compte les pertes de charge dans le riser, le down-comer, le crossover, les collecteurs en sortie de panneaux, etc. Un fluide avec une faible viscosité permet de limiter les pertes de charge.

- **Faible taux de corrosion intrinsèque** : Afin de préserver le matériau constituant les tubes du récepteur dans la durée, le taux de corrosion doit être le moins élevé possible. Bien que la corrosion soit également dépendante du matériau en contact avec le fluide caloporteur (composition, structure, etc), certains fluides sont intrinsèquement plus corrosifs que d'autres (selon leur pH, leur pouvoir oxydant, etc) (45). Généralement, l'intensité de la corrosion du matériau en contact avec le fluide corrosif peut être quantifiée par l'épaisseur perdue sur une année (mm/an). Cependant, cela dépend, comme dit plus haut, du matériau considéré mais également de la température du fluide, de la présence d'impuretés, etc. Ainsi, les références quantifiant le taux corrosion avec les matériaux prometteurs et dans les conditions d'opération de cette étude sont assez rares. Par conséquent, la tendance à corroder des fluides candidats est simplement décrite de manière qualitative.

3.1.2 Hypothèses de calcul

Les différentes hypothèses de travail sont les suivantes :

- Le design du récepteur solaire est supposé le même que celui d'Atacama (présenté en introduction)
- L'intervalle de température ΔT considéré dans les équations 3.1 et 3.2 est la différence entre la température de fluide dans la cuve chaude $T_{cuve,chaude}$ et dans la cuve froide $T_{cuve,froide}$:

$$\Delta T = T_{cuve,chaude} - T_{cuve,froide} \quad (3.7)$$

- La température de la cuve froide est supposée égale à la température de fusion de fluide additionnée à une marge de sécurité de 70 °C afin de se prémunir de la solidification du fluide dans les tubes. Cette même marge est utilisée pour le sel fondu utilisé actuellement. On a :

$$T_{cuve,froide} = T_{fusion} + 70\text{ }^{\circ}\text{C} \quad (3.8)$$

- La température du réservoir chaud est supposée égale à l'objectif défini par CMI (730 °C) si le fluide reste stable à cette température. Dans le cas contraire, elle est fixée à la température de dégradation du fluide T_{degr} soustraite d'une marge de 35 °C, comme pour le fluide actuel. On a ainsi :

$$T_{cuve,chaude} = \begin{cases} 730\text{ }^{\circ}\text{C} & \text{si fluide stable} \\ T_{degr} - 35\text{ }^{\circ}\text{C} & \text{sinon} \end{cases} \quad (3.9)$$

- Les différentes propriétés de fluide intervenant dans les équations 3.1 à 3.6 sont évaluées à la température obtenue en faisant la moyenne des températures dans les réservoirs chauds et froids.
- La vitesse de circulation u_{fluide} dans les tubes du récepteur est supposée constante pour tous les fluides caloporteurs candidats et égale à 4 m/s (vitesse du fluide actuel). Cette hypothèse est discutable car la vitesse maximale admissible est fonction de la densité du fluide et du taux de corrosion engendrée dans les tubes, ce taux étant lui-même fonction du fluide et du matériau considérés. Cette hypothèse permet toutefois de comparer les fluides candidats sur une même base.
- Le coût par unité de masse d'un fluide caloporteur est obtenu en faisant la moyenne pondérée par sa composition massique du prix par unité de masse de ses constituants bruts. Cette procédure est également réalisée dans un travail de D.F Williams (46), semblable à celui-ci. Cette méthode ne donne donc pas le coût exact mais constitue une base de comparaison solide entre les coûts des différents fluides.

3.1.3 Présentation et caractéristiques des familles de fluides candidats

Les familles de fluides investiguées pour cette optimisation à long terme sont synthétisées à la Figure 3.1.

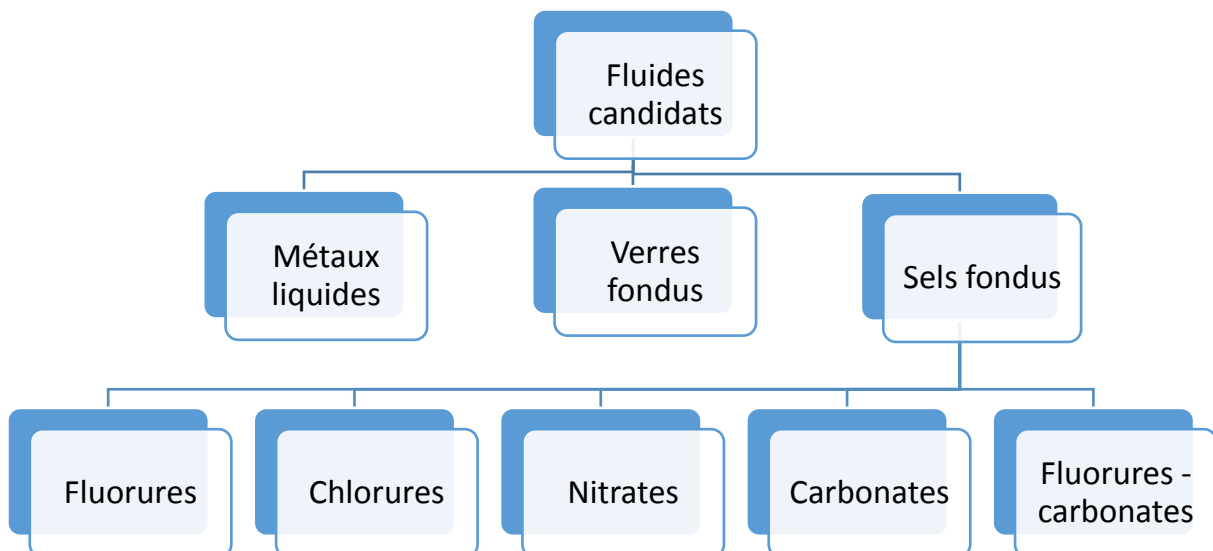


Figure 3.1 : Familles et sous-familles des fluides caloporteurs investigués

1°) Les sels fondus

Selon (47), les sels fondus sont les fluides caloporteurs les plus prometteurs pour être employés à hautes températures (jusqu'à 800 °C). En effet, ces fluides sont caractérisés par de grandes gammes de température, des chaleurs massiques élevées, de faibles pressions de vaporisation et de bonnes propriétés thermiques à hautes températures. De plus, ils sont généralement moins coûteux que les autres fluides caloporteurs investigués dans cette étude. Ils sont néanmoins assez corrosifs à haute température et présentent des coefficients de transfert de chaleur inférieurs à ceux des métaux liquides. Comme le montre la Figure 3.1, la famille des sels fondus peut être divisée en plusieurs sous-familles.

Les fluorures

Cette sous-famille de sel fondu a été introduite au cours des années 50 pour servir de fluide caloporteur primaire dans les réacteurs nucléaires à sels fondus. L'intérêt de ces fluides dans le domaine nucléaire est qu'ils peuvent être employés à haute température, à faible pression et qu'ils garantissent la stabilité des radiations. Encore durant ces dernières années, ils faisaient l'objet de recherche pour être éventuellement employés comme fluides caloporteurs primaires ou secondaires dans les AHTR (Advanced High-Température Reactor) et les VHTR (Very High Température Reactor) (48).

Les fluorures sont caractérisés par de bons coefficients d'échange convectif et restent, pour la quasi-totalité, stables à la température ciblée par CMI. Cependant, il s'agit de la catégorie de sels fondus la plus coûteuse (10 à 50 fois plus cher que le sel actuel). Ils présentent également une température de fusion élevée, sont assez corrosifs et peuvent être toxiques (48) (46) (49). Ils sont comparés, sur base des critères préalablement définis, au Tableau 3.1. Les références dans lesquelles ont été puisées les différentes corrélations permettant d'obtenir les propriétés des fluides à température moyenne apparaissent également. Les calculs ont été réalisés sur le solveur d'équation EES. Ce programme comprend également une grande base de données de propriétés de fluides, dont les sels fondus. Celle-ci fait également partie des références bibliographiques (50). Afin de prendre connaissance des ordres de grandeur des différentes caractéristiques, le sel actuel figure également dans le comparatif (51).

Fluide	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Toxicité	Ref
	°C	°C	m^3	\$	$W/(m^2.K)$	MPa	/	
LiF-BeF₂	<u>527</u>	730	<u>3,77</u>	<u>195,65</u>	10 718	1,03	<u>Be toxic</u>	48 - 49
LiF-NaF-BeF₂	396	730	<u>2,38</u>	<u>85,84</u>	7 098	<u>1,13</u>	<u>Be toxic</u>	48 - 49
LiF-NaF-KF	<u>524</u>	730	4,47	<u>70,63</u>	<u>12 387</u>	0,89	faible	46-48-50
NaF-NaBF₄	454	<u>669</u>	6	<u>54,25</u>	<u>11 375</u>	0,68	<u>BF3 toxic</u>	46-48-50
KF-KBF₄	<u>530</u>	730	<u>7,94</u>	<u>50,76</u>	8 982	0,64	<u>BF3 toxic</u>	46 - 50
RbF-RbBF₄	<u>512</u>	730	<u>7,88</u>	<u>Coûteux</u>	8 963	0,76	<u>BF3 toxic</u>	46 - 50
KF-ZrF₄	475	730	4,66	<u>65,12</u>	6 984	<u>1,32</u>	faible	46-48-50
NaF-ZrF₄	<u>570</u>	730	<u>6,39</u>	<u>77,18</u>	8 158	<u>1,35</u>		46 - 50
LiF-NaF-ZrF₄	<u>506</u>	730	4,04	<u>68,64</u>	8 481	<u>1,48</u>		46 - 50
Solar salt (ref)	290	565	4,58	4,16	10 799	0,7		21-50-51

Tableau 3.1 : Matrice de comparaison des sels fondus fluorures

Le tableau montre que les fluides à base de fluorure de béryllium sont extrêmement chers, dû à la faible disponibilité du béryllium. Ils sont également toxiques et doivent donc être traités à un coût élevé. Leur seul intérêt est qu'ils disposent d'un faible volume de stockage pour produire 1 MWh_{th}. Le mélange de fluorures de lithium, sodium et potassium possède le coefficient d'échange le plus élevé de la sous-famille et est faiblement toxique mais présente également un coût très élevé par rapport

au sel actuel. Les trois fluides à base de fluoroborates sont également à rejeter à cause de leur faible gamme de température, leur coût relativement élevé, leur grand volume de stockage requis et leur potentielle émanation de BF_3 toxique. Enfin, les fluorures de zirconium, bien qu'intéressants car le zirconium atténue la corrosion en contrôlant le potentiel d'oxydoréduction des sels, sont caractérisés par un coût très élevé et d'importantes pertes de charge. En conclusion, principalement en raison de leur coût prohibitif, aucun sel fondu fluorure n'est retenu dans le cadre de cette optimisation à long terme.

Les chlorures

Cette catégorie de sels fondus a également été envisagée comme fluide caloporteur dans les réacteurs nucléaires à sels fondus. Ils passent cependant en second plan derrière les fluorures à cause de leur plus grande section efficace d'absorption pour les neutrons thermiques et de leur taux de corrosion plus élevé (52). Ils ont tout de même été investigués en 2006 par le Oak Ridge National Laboratory comme fluides caloporteurs secondaires pour les prochaines générations de centrales nucléaires (à plus hautes températures) (49).

Les chlorures sont beaucoup moins chers que les fluorures grâce à leur grande disponibilité (car naturellement abondants) et sont généralement exploitables comme fluides caloporteurs dans une grande gamme de température. Cependant, ils présentent des coefficients d'échange relativement faibles et ils sont très corrosifs. Cette tendance à corroder est d'autant plus grande que le sel chlorure ne renferme d'impuretés (principalement de l'oxygène ou de l'humidité) (21) (53). La matrice de comparaison associée aux sels fondus de type chlorure est montrée au Tableau 3.2.

Fluide	$T_{c,froide}$ °C	$T_{c,chaude}$ °C	V_{st}/MWh m^3	Coût/ kWh \$	h_{fluide} $W/(m^2.K)$	Δp MPa	Toxicité /	Ref
KCl-MgCl ₂	<u>503</u>	730	6,97	<u>4,79</u>	8 283	0,76		21-48-50
NaCl-MgCl ₂	<u>515</u>	730	<u>7,82</u>	<u>3,88</u>	<u>9 097</u>	0,73		46-50
LiCl-KCl	425	730	<u>7,14</u>	<u>49,79</u>	6 649	<u>0,56</u>		46-50
LiCl-RbCl	383	730	4,93	Coûteux	8 431	0,88		46-50
NaCl-KCl-ZnCl ₂	<u>273</u>	730	<u>4,05</u>	<u>7</u>	<u>4 217</u>	<u>1,06</u>		21-51-53
Saltstream 700	323	<u>700</u>	<u>3,06</u>	Coûteux	6 287	<u>0,97</u>		(54)
Solar salt (ref)	290	565	4,58	4,16	10 799	0,7		21-50-51

Tableau 3.2 : Matrice de comparaison des sels fondus chlorures

Il apparaît que les sels fondus de type chlorure de magnésium semblent prometteurs. Leur coût par unité d'énergie produite est faible, leur coefficient d'échange convectif est relativement bon et les pertes de charge sont limitées. Cependant, en partie à cause de leur gamme de températures d'utilisation réduite, le volume de stockage requis est élevé. Afin de ne pas sélectionner deux fluides trop similaires comme candidats pour cette optimisation à long terme, seul le NaCl-MgCl₂ sera considéré par la suite. Les chlorures de lithium sont, quant à eux, caractérisés par un coût élevé, dû au fait que le lithium est un métal critique pour de nombreuses applications (comme les batteries). Le mélange eutectique ternaire de chlorures de sodium, potassium et zinc semblent également prometteurs. Il est en effet pourvu d'une grande gamme de températures, d'un coût réduit et d'un faible volume de stockage. Son défaut principal est son faible coefficient d'échange convectif. Il est cependant sélectionné comme candidat prometteur. Enfin, le Saltstream 700, composé d'un mélange de 5 constituants (chlorures de lithium, sodium, potassium, strontium et césium) semble inintéressant pour cette optimisation suite à sa température de cuve chaude sous l'objectif défini par CMI et son coût élevé.

Les nitrates

Il s'agit de la famille de sels fondus utilisée communément dans les centrales CSP modernes, dont la centrale solaire Atacama. D'après (48), ces sels sont caractérisés par un faible coût des matières brutes les composant et sont beaucoup moins corrosifs que les chlorures et les fluorures. Ils ne sont cependant pas stables au-delà de 600 °C. De plus, la production de nitrates dans le monde est restreinte, ce qui peut limiter leur utilisation à l'avenir. Les trois sels fondus de type nitrate relevés dans la littérature sont montrés au Tableau 3.3.

Fluide	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Toxicité	Ref
	°C	°C	m^3	\$	$W/(m^2.K)$	MPa	/	
Solar salt ($NaNO_3-KNO_3$)	<u>290</u>	<u>565</u>	<u>4,58</u>	<u>4,16</u>	<u>10 799</u>	0,7		21-50-51
$NaNO_3-NaNO_2-KNO_3$	<u>210</u>	<u>538 (avec additifs)</u>	<u>3,9</u>	<u>6,54</u>	<u>9 223</u>	0,73		48-51
$NaNO_3-KNO_3-LiNO_3$	<u>200</u>	<u>565</u>	<u>4,91</u>	9,94	ND	ND		51- (55)

Tableau 3.3 : Matrice de comparaison des sels fondus nitrates

Bien que leurs caractéristiques soient intéressantes, les nitrates sont écartés en raison de leur trop faible température de dégradation.

Les carbonates

Les sels fondus de type carbonate sont employées dans les piles à combustibles hautes températures à carbonates fondus. Dans cette application, développée en 2006, les carbonates fondus sont exposés à des températures allant jusqu'à 650 °C, dans un environnement riche en eau, oxygène et dioxyde de carbone (21).

Ce type de sel est généralement bon marché et est intrinsèquement moins corrosif que les fluorures et les chlorures (21). Dans cette étude, seul un mélange eutectique ternaire de carbonates est considéré. Ce carbonate a un point de fusion de 400 °C et reste thermiquement stable jusqu'à 658 °C. Cependant, s'il est mélangé avec des additifs (carbonates de rubidium Rb_2CO_3) et placé sous une couche de gaz carbonique, sa gamme de températures d'utilisation peut aller de 372 à 1000 °C (56) (57). Les caractéristiques de ce sel sont montrées au Tableau 3.4.

Fluide	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Toxicité	Ref
	°C	°C	m^3	\$	$W/(m^2.K)$	MPa	/	
$Li_2CO_3-Na_2CO_3-K_2CO_3$	442	730	<u>3,85</u>	19,41	<u>4 552</u>	<u>1,15</u>		56-57- (58)
Solar salt (ref)	290	565	4,58	4,16	10 799	0,7		21-50-51

Tableau 3.4 : Matrice de comparaison des sels fondus carbonates

Bien que présentant un coefficient d'échange convectif relativement faible et d'importantes pertes de charge, ce fluide semble tout de même prometteur pour son intervalle de température d'utilisation satisfaisant, son faible volume nécessaire pour stocker 1 MWh_{th} et son plus faible taux de corrosion intrinsèque. De plus, il est adapté à l'utilisation d'un cycle CO_2 supercritique comme cycle producteur d'énergie car il nécessite également une atmosphère de CO_2 . Pour toutes ces raisons ce fluide est retenu comme candidat, même s'il est assez coûteux à cause du prix élevé du carbonate de lithium.

Les fluorures-carbonates

Cette sous-famille hybride de sels fondus constituée de fluorures et de carbonates a été développée et étudiée pour des applications dans le CSP à plus hautes températures (59). Elle combinerait les avantages des fluorures (utilisation à plus hautes températures) et des carbonates (faibles taux de corrosion) (58). Un sel appartenant à cette sous-famille est montré au Tableau 3.5.

Fluide	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Toxicité	Ref
	°C	°C	m^3	\$	$W/(m^2.K)$	MPa	/	
LiF-Na₂CO₃-K₂CO₃	494	730	<u>4,08</u>	<u>30,05</u>	<u>9 192</u>	1,02		21-46-58
Solar salt (ref)	290	565	4,58	4,16	10 799	0,7		21-50-51

Tableau 3.5 : Matrice de comparaison des sels fondus fluorures-carbonates

Ce tableau montre que ce fluide est intéressant car il requiert un faible volume de stockage et possède un relativement bon coefficient de transfert de chaleur. Cependant, à cause du prix élevé du fluorure de lithium, il n'a pas été repris pour la suite de cette étude.

2°) Les verres fondus

Il s'agit de fluides chimiquement stables et résistants aux hautes températures mais ils sont également caractérisés par une viscosité très élevée et une température de fusion relativement importante. Le verre fondu étudié ici est le Haloglass RX, introduit en 2013 par Halotechnics comme fluide voué au stockage thermique à hautes températures (54).

Fluide	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Toxicité	Ref
	°C	°C	m^3	\$	$W/(m^2.K)$	MPa	/	
Haloglass RX	520	730	5,24	ND	ND	<u>15,95</u>		54
Solar salt (ref)	290	565	4,58	4,16	10 799	0,7		21-50-51

Tableau 3.6 : Matrice de comparaison des verres fondus

Les caractéristiques calculées montrent que ce fluide n'est pas souhaitable comme fluide caloporteur circulant dans les tubes du récepteur car, dû à sa grande viscosité, il engendrerait trop de pertes de charge et donc une consommation des pompes trop importante.

3°) Les métaux liquides

Jusqu'à présent, l'intérêt pour les métaux liquides s'est principalement restreint au sodium fondu. Dans les années 80 déjà, un récepteur solaire refroidi au sodium avait été testé au parc solaire d'Almería en Espagne, avec une température de fluide maximale de 560 °C. Le problème de ce fluide, déjà investigué par CMI, est qu'il est explosif lorsqu'il entre en contact avec l'eau, et plus précisément l'hydrogène contenu dans l'eau. Ce phénomène a déjà résulté en plusieurs incidents, dont un incendie à la centrale solaire d'Almería en 1986, causant la destruction d'équipements. Suite à cela, l'intérêt pour le sodium fondu dans le domaine du CSP a considérablement diminué. Cependant, ce fluide a continué à être investigué comme fluide caloporteur dans le domaine du nucléaire. Ce n'est que durant cette dernière décennie que ce fluide a recommencé à être étudié pour être employé dans le domaine du CSP, avec d'autres métaux fondus comme les eutectiques sodium-potassium et plomb-bismuth ainsi que l'étain fondu (54).

Les métaux liquides présentent de nombreux bénéfices. Tout d'abord, ils disposent d'une grande gamme de températures d'utilisation : leur température de fusion est généralement faible, parfois

même sous les 0 °C et leur température d'ébullition peut excéder les 1600 °C. Ensuite, ils sont caractérisés par des caractéristiques de transfert de chaleur exceptionnelles, permettant de limiter les gradients thermiques au sein des tubes et donc d'augmenter le rendement thermique du récepteur et de réduire les déformations thermiques. Enfin, ils présentent une faible viscosité. Ils sont toutefois assez coûteux, parfois nuisibles pour la santé humaine et l'environnement et corrosifs avec les matériaux usuels à 700 °C (54). De plus, ils peuvent résulter en une fragilisation du matériau en contact. Cette fragilisation résulte en une diminution de la ductilité du matériau, normalement ductile et se manifeste par des taux de propagation de craquelures extrêmement rapides conduisant à la rupture du matériau (60). La matrice de comparaison associée aux divers métaux liquides prometteurs est montrée au Tableau 3.7.

Fluide	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Risques	Ref
	°C	°C	m^3	§	$W/(m^2.K)$	MPa	/	
Sodium	285	730	<u>7.69</u>	<u>12.81</u>	<u>22 183</u>	<u>0.26</u>	Explosif +inflammable	50-54
Eutectique Na-K	285	730	<u>12.46</u>	<u>18.58</u>	11 541	<u>0.22</u>	Idem que sodium	50-54 (61)
Eutectique Pb-Bi	285	730	5,5	<u>720.33</u>	17 808	<u>2.74</u>	toxique	50-54
Etain	302	730	5,24	<u>725.47</u>	<u>23 076</u>	1,91		50- (62)
Cadmium	391	730	5,25	96,76	<u>29 465</u>	<u>2.26</u>	Toxique ecotoxique	50- (63)-(64)
Zinc	<u>489,5</u>	730	<u>4.92</u>	88,68	<u>49 823</u>	<u>2,1</u>	Inflammable	50- (65)(66)
Plomb	398	730	<u>7.25</u>	<u>176.95</u>	19 037	<u>2.92</u>	toxique	50- (67)(68)

Tableau 3.7 : Matrice de comparaison des métaux liquides

Le sodium, comme annoncé, apparaît être très prometteur : il bénéficie d'un grand intervalle de température d'utilisation (qui pourrait même être élargi car la température de fusion du sodium est de 98 °C, mais L. Heller conseille une température minimum de 285 °C (54)), un coût par kWh_{th} stocké relativement faible, de faibles pertes de charge et un excellent coefficient de transfert convectif. Son problème majeur est qu'il est explosif en contact avec l'eau et auto-inflammable en contact avec l'air. Etant donné qu'il a déjà été investigué en profondeur par CMI, il n'est pas considéré pour la suite de cette optimisation à long terme. L'eutectique sodium-potassium semble beaucoup moins prometteur car, pour les mêmes problèmes de sécurité que le sodium, il présente de moins bonnes caractéristiques (hormis pour les pertes de charge légèrement réduites). Son principal attrait est sa température de fusion négative (-12 °C), cependant il est également conseillé de l'utiliser à une température minimum de 285 °C (54). L'eutectique plomb-bismuth et l'étain fondu, bien qu'étant caractérisés par de bons coefficients de transfert convectif, apparaissent être extrêmement coûteux (grande densité et prix par unité de masse élevé) par rapport aux autres métaux fondus : ils sont donc écartés. Le cadmium fondu présente également un excellent coefficient de transfert de chaleur. Cependant, il reste relativement cher, engendrerait de grandes consommations énergétiques dans les pompes de circulation et surtout est extrêmement toxique pour la santé humaine et l'environnement. Vient ensuite le zinc, pourvu d'un coefficient d'échange convectif exceptionnel : un peu moins de 50 000 $W/(m^2.K)$!! Il requiert également le plus faible volume de stockage des métaux liquides prometteurs. Pour ces deux raisons, il est sélectionné comme candidat potentiel pour cette optimisation. Ces défauts sont sa gamme de températures plus limitée, sa tendance à s'auto-enflammer avec l'air aux hautes températures et sa tendance à fragiliser les matériaux avec lesquels il entre en contact. D'ailleurs, ce dernier inconvénient a déjà

provoqué des conséquences désastreuses : en 1975 au Royaume-Uni, 28 personnes ont péri suite à une explosion due à un tuyau d'acier inoxydable fragilisé (et finalement rompu) par le contact avec du zinc fondu (60). Enfin, le plomb fondu semble présenter peu d'intérêts : il est toxique, coûteux, nécessite un grand volume de stockage et génère d'importantes pertes de charge.

3.1.4 Conclusions et discussions

En conclusion, ces résultats montrent que le fluide caloporteur idéal pour cette optimisation à long terme du récepteur solaire n'existe pas. Un compromis doit être trouvé entre volume de stockage requis, coût, coefficient d'échange convectif et intervalle de température d'utilisation. Les fluides satisfaisant le plus grand nombre des critères définis sont synthétisés au Tableau 3.8.

Fluide (+proportions massiques (%))	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	$Coût/kWh$	h_{fluide}	Δp	Risques
	°C	°C	m^3	\$	$W/(m^2.K)$	MPa	/
NaCl-MgCl₂ (58% - 42%)	515	730	7,82	3,88	9 097	0,73	
NaCl-KCl-ZnCl₂ (7,5%-24%-68,5%)	273	730	4,05	7	4 217	1,06	
Li₂CO₃-Na₂CO₃-K₂CO₃ (32,1%-33,4%-34,5%)	442	730	3,85	19,41	4 552	1,15	
Zinc fondu	489,5	730	4,92	88,68	49 823	2,1	Inflammable
Solar salt (ref)	290	565	4,58	4,16	10 799	0,7	

Tableau 3.8 : Fluides caloporteurs candidats pour cette optimisation à long terme

Parmi ces fluides, deux ont également été mis en avant par un rapport du National Renewable Energy Laboratory (NREL) comme potentiels candidats pour être chauffés à une température aux alentours des 720 °C en sortie du récepteur solaire, afin d'alimenter un cycle CO₂ supercritique (21). Il s'agit des mélanges eutectiques ternaires de sels fondus NaCl-KCl-ZnCl₂ et Li₂CO₃-Na₂CO₃-K₂CO₃. D'après ce rapport, le NaCl-KCl-ZnCl₂ est très corrosif, surtout lorsqu'il contient des impuretés telles que de l'humidité et de l'oxygène. Cette corrosion peut toutefois être atténuée par contrôle du potentiel d'oxydoréduction dans des atmosphères inertes. De plus, ce sel possède une pression de vapeur saturante significative ce qui peut engendrer des dépôts de ZnCl₂ dans les cuves de stockage. D'après ce même rapport, le Li₂CO₃-Na₂CO₃-K₂CO₃ requiert un volume de stockage très faible (comme annoncé dans cette étude) et présente un coût élevé, dû au prix du Li₂CO₃. Cependant, ce rapport révèle l'existence d'un mélange de carbonates de mêmes formule et avec des propriétés thermiques satisfaisantes, mais avec un pourcentage massique de Li₂CO₃ de seulement 10 %, réduisant considérablement le coût de ce fluide. Ces résultats doivent encore être validés.

Le rapport du NREL met également en évidence le fluide KCl-MgCl₂, très proche en termes de propriétés, de prix et de formule chimique du sel fondu NaCl-MgCl₂ sélectionné dans cette étude. Comme pour le NaCl-KCl-ZnCl₂, ce sel est très corrosif mais le taux de corrosion peut également être atténué par contrôle du potentiel rédox en employant des métaux actifs comme le magnésium dans des atmosphères inertes.

Enfin, aucune référence ne mentionne le zinc fondu comme fluide caloporteurs dans des applications dans le domaine de l'énergie. Afin d'avoir davantage d'informations sur ce fluide prometteur, un « brainstorming » avec le Centre de Recherches Métallurgiques (CRM) a été organisé et il en ressort que ce fluide présente une pression de vapeur saturante élevée et qu'il est donc assez volatile. De plus,

il peut réagir avec l'humidité pour former de l'hydrogène qui est explosif. Le point positif est qu'il ne s'auto-enflamme pas à 730 °C.

Le Tableau 3.8 montre que le coût énergétique du zinc est plus de quatre fois supérieur au coût du sel fondu le plus cher, ce qui peut susciter des interrogations sur sa présence dans les fluides candidats. Cependant, son coefficient de transfert exceptionnel pourrait potentiellement résulter en des gains économiques considérables (réduction de la surface des panneaux du récepteur, augmentation du rendement thermique du récepteur, etc.). Une analyse thermo-économique plus approfondie devrait être effectuée pour s'en assurer, mais il ressort d'un entretien entre CMI et le DLR (Centre de recherche aérospatial allemand, également spécialisé dans le CSP), que remplacer le sel fondu par du métal liquide pourrait diminuer le coût total du récepteur solaire de 40 %.

3.2 Investigation des matériaux candidats

Cette sous-section explicite tout d'abord les différents critères que le matériau idéal pour constituer les tubes du récepteur à 850 °C devrait remplir. Ensuite, une pré-sélection des familles de matériaux prometteuses est établie via le programme CES. Différents matériaux de ces familles sont alors investigués en termes de propriétés et les quatre matériaux semblant les plus prometteurs sont retenus comme candidats pour cette optimisation à long terme du récepteur.

3.2.1 Critères de sélection des matériaux

Le matériau idéal pour cette optimisation à long terme devrait posséder les caractéristiques suivantes :

- **Utilisable à hautes températures** : Le matériau doit conserver des propriétés mécaniques satisfaisantes et ne pas se dégrader à hautes températures. Comme dit précédemment, les matériaux candidats pour cette optimisation doivent au moins supporter des températures de 850 °C.
- **Conductivité thermique satisfaisante** : Afin d'assurer un transfert de chaleur conductif efficace entre l'intérieur et l'extérieur de la face avant d'un tube, irradiée par le flux solaire. Cela permet de limiter la température de crête extérieure des tubes. Si cette température de crête est diminuée, le flux absorbé par les tubes peut être augmenté et la taille du récepteur solaire réduite (gains économiques).
- **Déformations thermomécaniques réduites** : les déformations dues au gradient thermique existant au sein des tubes doivent être limitées. Celles-ci sont calculées à l'aide des formules 2.1 à 2.3 de la sous-section 2.3.1. Cette fois-ci, c'est la température de crête extérieure $T_{ext,crête}$ du tube qui est imposée à 850 °C. Ainsi, le flux absorbé ϕ_{abs} est rendu libre. La température du sel fondu est désormais de 730 °C et le coefficient d'échange convectif est supposé égal à 8000 W/(m².K). Les différentes températures intervenant dans les équations des déformations sont maintenant calculées avec la méthode d'intégration. Afin de réduire ces déformations thermiques, le matériau doit posséder un faible coefficient d'expansion thermique, un faible coefficient de Poisson et une bonne conductivité thermique.
- **Peu coûteux** : Le coût des tubes des panneaux constitue une composante majeure du coût total du récepteur. Il en résulte que le matériau ne doit également pas être trop dense, afin qu'un volume fixé de tubes ne soit pas trop onéreux. A nouveau, seul le prix de la matière brute est considéré ici : il ne s'agit donc pas des coûts exacts des matériaux après mise en forme et traitement thermique.
- **Bonnes résistances élastique et à la rupture à hautes températures** : Les tubes doivent résister aux contraintes mécaniques dues à la pression du fluide y circulant. Ces contraintes ne doivent pas excéder la limite élastique, ou pire encore, la limite à la rupture du matériau choisi. Cependant, comme l'a montré la section 2, des limites élastiques et à la rupture trop importantes sont également indésirables car elles sont synonymes d'un matériau trop rigide et de contraintes (résultant des déformations thermiques) trop élevées, pour autant que les déformations soient dans le domaine plastique.

- **Faible module de Young** : Afin de limiter les contraintes dues aux déformations thermiques dans les tubes. En faisant l'hypothèse que la limite élastique du matériau n'est pas dépassée, elles sont données en $t = 0$ par la célèbre loi de Hooke.

$$\sigma = E_{mat} \cdot \varepsilon \quad (3.10)$$

La relaxation des contraintes n'est ici pas considérée.

- **Bonne résistance à la corrosion** : en particulier, compatible avec les fluides caloporteurs sélectionnés dans la première partie de cette sous-section.
- **Facilement mis en forme** : Le matériau brut doit être aisément mis en forme de tubes. Par conséquent, il ne doit pas être caractérisé par une trop grande dureté.
- **Bonne résistance au fluage à 850 °C** : Comme expliqué précédemment, le fluage est un phénomène critique pour la durée de vie des matériaux exposés à de hautes températures. Afin de quantifier la résistance au fluage des matériaux candidats, la contrainte nécessaire pour engendrer la rupture du matériau à 850 °C après 100 000 h est déterminée via la théorie de Larson-Miller, détaillée dans la section 2 de ce travail (équations 2.34 à 2.36).

- **Non fragile** : Le matériau idéal ne doit pas être cassant et doit résister aux éventuels chocs subis. Un matériau fragile est caractérisé par l'absence de déformations plastiques macroscopiques et se fracture donc par une propagation rapide des craquelures. Cette propriété d'un matériau peut être quantifiée par la ténacité K_C [$MPa \cdot m^{0,5}$] caractérisant la capacité d'un matériau à faire face à la propagation des craquelures. La rupture du matériau a lieu lorsque :

$$\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} = K_C \quad (3.11)$$

c.-à-d. lorsque le matériau soumis à la contrainte σ contient une craquelure de taille critique a ou quand le matériau contenant une craquelure de taille a est soumis à la contrainte critique σ . Un matériau fragile est donc caractérisé par une faible valeur du K_C (69).

- **Résistant au choc thermique** : Lorsque la centrale solaire est démarrée en début de journée (héliostats concentrés sur le récepteur et fluide caloporteur mis en circulation), les tubes des panneaux sont soumis à une élévation de températures en un laps de temps relativement court. Pour certains matériaux, ce changement soudain de températures peut créer des problèmes et même engendrer la rupture du matériau.
- **Facilement soudable** : Le matériau doit pouvoir être soudé aisément aux autres composants du récepteur, constitués de matériaux différents.
- **Résistant à la fatigue thermique** : Lors du fonctionnement de la centrale CSP, pendant la journée, les tubes sont soumis à des contraintes dues à la dilatation différentielle et à la pression exercée par le fluide caloporteur. Durant la nuit, ces contraintes disparaissent. Les tubes sont donc soumis à un cyclage de contraintes et par conséquent, sujets à la fatigue. Ce phénomène est accentué par les températures élevées atteintes par certaines parties de tubes. A terme, pour un grand nombre de cycles, cela peut engendrer la rupture du matériau. Suite à la spécificité et la complexité de ce phénomène, il n'est pas abordé dans cette sélection préliminaire des matériaux candidats.

3.2.2 Présentation et caractéristiques des familles des matériaux candidats

Afin d'avoir une vue globale des différentes familles de matériaux potentiellement prometteuses pour cette optimisation, une présélection est réalisée via le logiciel Cambridge E Selector (CES). Ce logiciel contient une base de données complète des matériaux utilisés dans le milieu industriel. En imposant comme conditions que la température maximale de service soit supérieure à 850 °C et que la conductivité thermique du matériau soit supérieure à 5 W/(m.K), qui sont des conditions critiques pour cette application, la Figure 3.2 est obtenue.

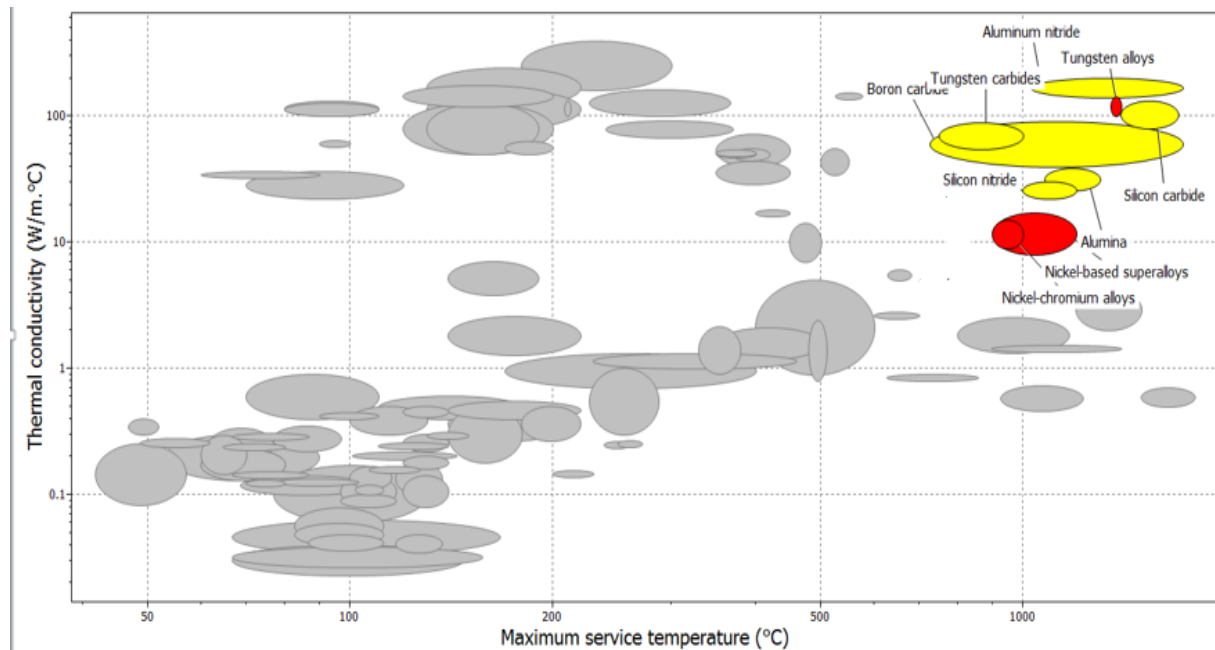


Figure 3.2 : Familles de matériaux candidats pour cette optimisation à long terme

Cette Figure montre que les familles de matériaux potentiellement prometteuses sont les alliages à base de nickel, les alliages constitués de tungstène ainsi que différentes familles appartenant à la catégorie des céramiques : les aluminas, les nitrures de silicium, les carbures de silicium, les carbures de bore, les carbures de tungstène et les nitrures d'aluminium.

1°) Alliages de nickel

Ces alliages ont déjà été décrits en détail lors de la première partie de ce travail. Ils sont caractérisés par de grandes limites élastiques et à la rupture, une grande ténacité et une conductivité thermique satisfaisante. Par rapport aux matériaux céramiques, leur ténacité est beaucoup plus élevée (comprise entre 120 et 150 MPa . m^{0,5} d'après CES), ils sont moins durs, ce qui rend leur mise en forme plus aisée et le niveau d'expérience avec ces matériaux dans l'industrie énergétique est plus important. Néanmoins, à cause de leur plus faible point de fusion que celui des céramiques, ils sont sensibles au phénomène du fluage dans la gamme de températures considérées ici. De plus, leur coefficient de dilatation thermique est plus élevé.

Les alliages de nickel considérés dans cette optimisation à long terme sont les mêmes que ceux de la sous-section 2.2, sans le 625 et le 617 et avec en plus l'Haynes 242. Cet alliage, renforcé par précipitation, est utilisé dans l'industrie aérospatiale et chimique. Il est également employé dans les systèmes

nucléaires comme échangeur de chaleur opérant à hautes températures (704 °C). Il présente d'excellentes propriétés de fatigue, est résistant au fluorure et est facilement mis en forme et soudé (70). Le Tableau 3.9 résume les différentes propriétés et caractéristiques des alliages de nickel candidats à la température de 850 °C. Les différentes propriétés sont tirées de CES et des datasheets des matériaux (19) (20) (22) (23) (70) (71). Les calculs des déformations thermiques ont été effectués sur EES et les résistances au fluage ont été déterminées via Excel.

		H230	Hastelloy X	740H	H242	800H	H282
Densité (20°C)	<i>kg/m³</i>	8880	8220	8050	9050	7940	8280
Coût	<i>€/kg</i>	26,7	23,7	ND	ND	<u>13,6</u>	ND
Module de Young	<i>GPa</i>	163	153	164	168	137	160
Limite élastique	<i>MPa</i>	<u>200</u>	<u>195</u>	<u>518</u>	<u>310</u>	110	<u>526</u>
Limite à la rupture	<i>MPa</i>	<u>274</u>	<u>287</u>	<u>564</u>	<u>544</u>	170	<u>607</u>
Résistance au fluage (100 000h)	<i>MPa</i>	<u>23</u>	<u>22</u>	<u>< 0</u>	<u>< 0</u>	<u>18</u>	<u>26</u>
Conductivité thermique	<i>W/(m.K)</i>	25,4	25,7	<u>23</u>	25	25,9	<u>26,7</u>
Coefficient d'expansion thermique	<i>10⁻⁶/°C</i>	15,4	16,2	15,76	<u>14,25</u>	<u>18</u>	15,4
Déformations thermiques	%	0,151	0,157	0,157	<u>0,137</u>	<u>0,181</u>	0,151
Contraintes thermiques initiales	<i>MPa</i>	246,13	240,21	<u>257,48</u>	<u>230,16</u>	247,97	241,6

Tableau 3.9 : Comparaison entre les différents alliages de nickel à 850 °C

Ces résultats montrent tout d'abord que l'alliage 800H semble intéressant de par son faible prix. Ensuite, il apparaît que les limites élastiques et à la rupture des alliages renforcés par précipitation (H282, 740H et H282) sont excessivement grandes comparées aux alliages renforcés par solution solide, ce qui traduit une faible ductilité de ces matériaux. Le matériau présentant la meilleure conductivité à 850 °C est le H282, alors que celle du 740H est médiocre. En termes de déformations thermiques, le 800H, en raison de son grand coefficient d'expansion thermique, est le plus sujet à la dilatation. Au contraire, le H242 est le moins déformable dans les conditions d'opération du récepteur. Les autres matériaux présentent des déformations thermiques similaires. De même, les contraintes élastiques (antérieures à la relaxation des contraintes) liées aux gradients thermiques existant au sein des tubes sont assez similaires autres les différents alliages. Le 740H, suite à son module de Young plus élevé, est celui générant le plus de contraintes élastiques et le H242 est l'alliage en générant le moins. Le point crucial de ces résultats est la résistance au fluage : pour une exposition de 100 000h à 850 °C, aucun des six alliages candidats ne présente une résistance à la rupture due au fluage suffisante. En effet, la comparaison des contraintes de rupture en fluage des différents matériaux à la contrainte circonferentielle due à la pression dans les tubes (23,9 MPa par l'équation 2.27) montre que hormis pour le

H282, les alliages candidats ne résisteront pas à la pression dans les tubes après 100 000h de fonctionnement. En outre, la marge de résistance au fluage fournie par le H282 par rapport à la contrainte due à la pression (2,1 MPa) est trop faible pour que ce dernier ne constitue un candidat sérieux pour une température de 850 °C. Par conséquent, aucun de ces matériaux ne semble prometteur pour cette optimisation à long terme, en considérant une telle température.

Un moyen de conserver malgré tout un matériau de la famille des alliages de nickel pour constituer les tubes du récepteur est d'abaisser la température-cible définie par CMI à 800 °C. Cela peut se faire de deux manières : soit en abaissant le flux absorbé et en conservant une température de fluide caloporteur de 730 °C en sortie du récepteur, limitant ainsi les gradients thermiques au sein des tubes, soit en abaissant la température du fluide en sortie du récepteur (à 680 °C par exemple) et en conservant le même flux absorbé. La première option résultera en une augmentation de la taille et donc du coût du récepteur alors que la seconde en une diminution du rendement du cycle thermodynamique. Une étude thermo-économique devrait être menée afin de déterminer la meilleure option. A titre d'exemple, pour le H230 et une température en sortie de récepteur du fluide caloporteur de 730 °C, le flux absorbé est de 652 kW/m² lorsque la température de crête considérée est de 850 °C contre 380 kW/m² à 800 °C. Pour une même puissance totale absorbée, la taille du récepteur devrait multipliée par 1,72 !! Le Tableau 3.10 montre les résistances au fluage des différents matériaux après 100 000 h d'exposition à 800 °C.

		H230	Hastelloy X	740H	H242	800H	H282
Résistance au fluage (100 000 h)	<i>MPa</i>	44	39	<u>57</u>	50	28	<u>60</u>

Tableau 3.10 : Résistance en fluage après 100 000 h d'exposition à 800 °C des alliages candidats

Le Tableau montre que cette fois-ci, les six alliages présentent une résistance à la rupture en fluage supérieure à la contrainte circonférentielle due à la pression dans les tubes. Le 740H et le H282 présentent la plus grande marge de sécurité par rapport à cette contrainte : il s'agit donc des deux matériaux retenus comme prometteurs pour cette optimisation à long terme. Cependant, une étude complète prenant en compte l'évolution des contraintes dues aux gradients thermiques devrait être menée afin de s'assurer que ces matériaux résistent bien à ces conditions d'opération inédites.

Il est également important de noter que dans les conditions imposées par cette optimisation à long terme, les déformations thermomécaniques (déterminées au Tableau 3.9) sont comprises dans le domaine élastique ou bien légèrement supérieures (hormis pour le 800H). Au contraire, les déformations calculées dans la première partie de ce travail, en envisageant une augmentation du flux absorbé, sont largement supérieures et appartiennent au domaine plastique. Cela était montré à la Figure 2.20. Or, comme le révèle également cette Figure, l'écart entre les contraintes résultant des déformations au sein des différents matériaux est beaucoup plus réduit dans le domaine élastique que dans le domaine plastique : les matériaux renforcés par solution solide (625 et H230) génèrent des contraintes similaires à ceux renforcés par précipitation (H282 et 740H) pour des déformations proches de 0,0015. Ainsi, en raison de leur plus grande résistance au fluage et du fait qu'ils subissent des déformations dans le domaine élastique, les alliages de nickel renforcés par précipitation sont potentiellement plus adaptés comme matériaux candidats à cette optimisation à long terme que ceux renforcés par solution solide.

2°) Céramiques

D'après (72), la fabrication et l'utilisation de céramiques à l'échelle de grands systèmes d'énergie sont seulement à un stage précoce de développement. Les principales applications des matériaux céramiques à hautes températures sont les couches thermiques isolantes pouvant être appliquées sur des superalliages hautes températures (comme les céramiques à base de zirconium), certains éléments de fours industriels ou encore différents composants dans le domaine aérospatial, dû à leur grande résistance et leur faible densité. La littérature rapporte également l'existence de nombreux échangeurs de chaleurs constitués de céramiques. Les échangeurs notables dans le milieu industriel sont un échangeur de chaleur en alumina utilisé dans une centrale thermochimique pour produire de grandes quantités d'hydrogène et oxygène à partir d'eau en utilisant de la chaleur nucléaire à 950 °C et un échangeur à plaques gaz/gaz composé carbures de silicium frittés opérant à puissance nominale de 10 MW à des températures allant jusqu'à 1015 °C (73). Ce dernier est montré à la Figure 3.3.

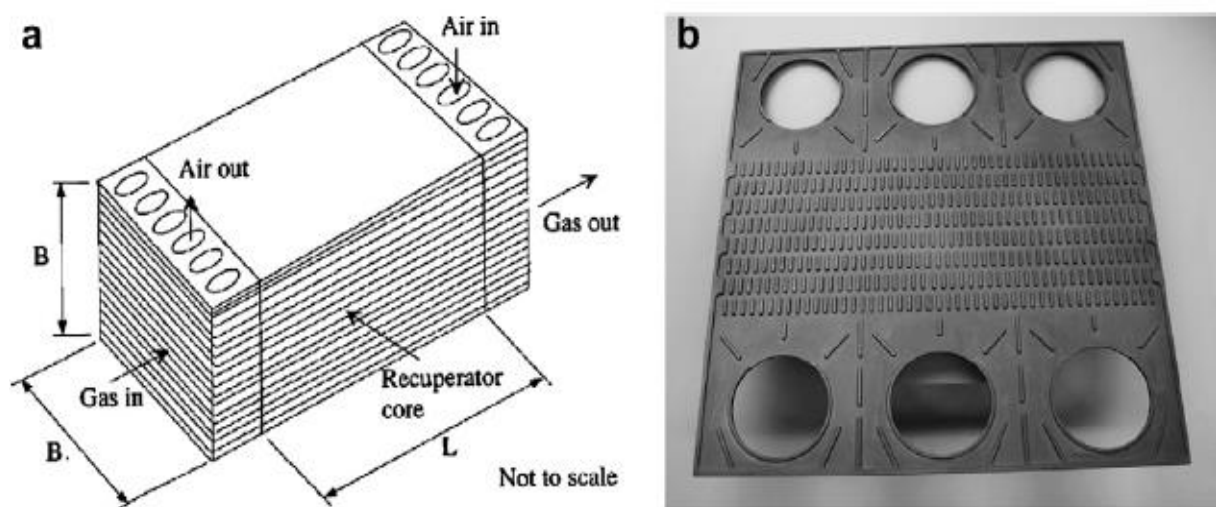


Figure 3.3 : Echangeur à plaques composé de carbures de silicium (73)

Les matériaux céramiques bénéficient d'excellentes propriétés à hautes températures, adaptées à cette optimisation à long terme : ils possèdent un faible coefficient d'expansion thermique comparé aux alliages métalliques, une conductivité thermique variable selon le matériau considéré mais qui peut atteindre des valeurs extrêmement élevées et une plus faible densité que les alliages métalliques. Le principal attrait pour les céramiques dans le cadre de cette application réside cependant dans leur insensibilité au phénomène de fluage. En effet, les céramiques possèdent un point de fusion extrêmement élevé (> 2000 °C) et pour ces matériaux, le fluage apparaît à des températures supérieures à la moitié du point de fusion (69). La température-cible fixée par CMI étant de 850 °C, le fluage n'intervient donc pas dans ce cas-ci. Néanmoins, ces matériaux sont également à la base de nombreux problèmes. Ils sont tout d'abord extrêmement fragiles. Cela vient de leur faible ténacité (jusqu'à 30 fois plus faible que celles des alliages de nickel). La résistance à la rupture en traction d'un échantillon de céramique $R_{rupture,cér}$ peut être déterminée par :

$$R_{rupture,cér} = \frac{K_C}{\sqrt{\pi \cdot a_m}} \quad (3.12)$$

où $2a_m$ est la longueur de la plus longue micro-craquelure de l'échantillon. Les céramiques sont donc très sensibles aux défauts dans les matériaux, or la plupart des céramiques contiennent des fissures ayant pour origine le procédé de fabrication : il est quasiment impossible de produire des composants

de grandes dimensions sans défauts avec les procédés d'élaboration conventionnels. Ils ont donc très facilement tendance à se rompre. De plus, puisque la résistance à la rupture dépend fortement de la présence et de la taille des défauts dans le matériau, il n'existe pas une valeur unique de cette résistance pour une famille de céramiques mais bien une distribution probabiliste (distribution de Weibull) de résistance. Pour évaluer la résistance en traction d'un céramique : plusieurs échantillons de ce matériau doivent être testés dans des conditions normalisées, ce qui permet d'obtenir une distribution de résistance, liée à la qualité de la pièce. Les matériaux volumineux étant plus susceptibles de contenir des craquelures de grandes tailles, leur probabilité de rompre est plus élevée. Outre leur caractère fragile, les céramiques sont caractérisées par une très grande dureté rendant leur usinage difficile (74). Ils possèdent également un module de Young plus élevé que les alliages de nickel, ce qui les rend particulièrement rigides. En plus, ils sont sensibles au phénomène de choc thermique. Enfin, dû à leur caractère réfractaire, les céramiques ne sont pas soudables. Ils peuvent cependant être assemblés par brasage consistant en une diffusion atomique de part et d'autre de l'interface solide/solide. Les propriétés à 850 °C des six familles de céramiques identifiées, ainsi que les références (autres que CES), sont synthétisées au Tableau 3.11.

		Nitru d'aluminium	Alumina	Carbure de sili- cium	Nitru de sili- cium	Carbure de bore	Carbure de tungstène
Densité (20°C)	<i>kg/m³</i>	3300	3750	3210	3230	2450	<u>15 600</u>
Coût	<i>€/kg</i>	<u>98</u>	20,1	13	32,8	<u>55</u>	17,5
Module de Young	<i>GPa</i>	333	333	<u>396</u>	<u>232</u>	<u>400</u>	ND
Ténacité (20°C)	<i>MPa.m^{0,5}</i>	<u>3</u>	<u>4</u>	<u>4,5</u>	<u>5-6</u>	<u>3,5</u>	<u>3,4</u>
Conductivité thermique	<i>W/(m.K)</i>	12	<u>7,6</u>	<u>47,7</u>	17,13	11	<u>45</u> (1000°C)
Coefficient d'expansion thermique	<i>10⁻⁶/°C</i>	<u>5,4</u>	<u>8</u>	<u>4,6</u>	<u>3,4</u>	<u>6,3</u>	<u>5,5</u>
Déformations thermiques	%	<u>0,055</u>	<u>0,085</u>	<u>0,043</u>	<u>0,033</u>	<u>0,063</u>	<u>0,049</u>
Contraintes thermiques ini- tiales	<i>MPa</i>	183,15	<u>283,05</u>	170,28	<u>76,56</u>	<u>252</u>	ND
Références		(75) (76)	(77)	(78) (79)	(80) (81)	(82) (83) (84)	(85)

Tableau 3.11 : Comparaison entre les différentes familles de céramiques à 850°C

Les limites élastiques des différentes céramiques ne sont pas mentionnées car la rupture du matériau aura toujours lieu avant que le matériau n'entre dans le domaine plastique (69). Le Tableau montre que les densités des cinq premières familles sont plus ou moins du même ordre de grandeur, plus de deux fois inférieures à celles des alliages de nickel. Au contraire, les carbures de tungstène sont pourvus d'une densité extrêmement importante, synonyme d'un poids à supporter très élevé. En termes de coût, les nitrures d'aluminium et les carbures de bore sont très chers comparés aux autres familles. Les nitrures de silicium semblent moins rigides que les autres céramiques. Par rapport aux propriétés thermiques, les carbures de silicium et de tungstène présentent une excellente conductivité thermique, largement supérieure à celles des alliages de nickel. Les conductivités des autres céramiques sont, au contraire, inférieures à celles des alliages de nickel. Le Tableau montre également que toutes les différentes familles de céramiques se dilatent peu par rapport aux bases nickel, ce qui induit au final des déformations thermiques réduites par rapport à ces dernières. Cependant, suite au module

de Young plus élevé des céramiques, les contraintes thermiques initiales générées sont du même ordre de grandeur que pour les alliages de nickel. Seuls les nitrures de silicium semblent présenter des contraintes beaucoup plus faibles que les autres familles. A première vue, les carbures de silicium et les nitrures de silicium semblent être les catégories de céramiques les plus prometteuses. La première dispose d'un plus faible coût et d'une meilleure conductivité que la seconde mais génère des contraintes thermiques plus importantes.

Afin de valider ou non ces résultats et de discuter de la possibilité de concevoir un récepteur solaire constitué de matériaux céramiques, un entretien avec le BCRC (Belgian Ceramic Research Centre) a été organisé.

De nombreux points ont été abordés durant cette réunion. Tout d'abord, les propriétés au sein d'une même famille de céramiques peuvent fortement fluctuer selon les additifs, le processus de fabrication (certains processus génèrent davantage de défauts que d'autres) et le fabricant. Les propriétés du Tableau 3.11 ne doivent donc pas être prises comme argent comptant. Ensuite, la question de la possibilité de réaliser des tubes en céramique a été évoquée. Pour faire ces tubes, les céramiques sont frittées et chauffées jusqu'à avoir leurs propriétés finales. Cependant, réaliser des tubes de 18 m de long semble impossible pour le BCRC car un petit défaut pourrait résulter en la rupture du tube et le transport de tels tubes serait déjà un point critique. De plus, étant donné le grand module de Young des céramiques, une petite déformation dans un tube pourrait causer d'énormes contraintes et casser le tube en question. Les experts du BCRC conseillaient donc d'envisager plutôt la possibilité d'un récepteur constitué soit de plaques rectangulaires, soit de tubes moins longs mais en nombre plus élevé. L'aspect corrosion a également été abordé et il apparaît que la tendance des céramiques à corroder peut être différente parmi une même famille : des tests de résistance à la corrosion devraient être réalisés afin d'évaluer le comportement d'une céramique en présence d'un fluide en particulier. Les problèmes liés au choc thermique ne devraient pas intervenir dans le cadre de cette application car le démarrage ou l'arrêt de la centrale solaire est associé à une augmentation ou diminution progressive et non brutale de la température des tubes. Enfin, pour l'aspect du comportement en fluage, les céramiques pures ne sont, certes, pas susceptibles au fluage dans la gamme de températures rencontrée dans cette optimisation, mais ce phénomène peut survenir en présence de contaminants dans les grains. Des tests de fluage à hautes températures devraient donc également être réalisés.

Comme dans le cadre de cette étude, ce sont les carbures et les nitrures de silicium qui ont été annoncés par le BCRC comme familles de céramiques les plus prometteuses pour cette application. En effet, d'après eux :

- Les nitrures d'aluminium et les aluminas sont à éliminer en raison de leurs propriétés mécaniques médiocres.
- Les carbures de tungstène sont déconseillés suite à leur poids énorme, leur forte tendance à corroder et leur utilisation limitée à 700 °C.
- Les carbures de bore sont trop chers

Pour plusieurs raisons, la suite de ce travail va plutôt se concentrer sur les carbures de silicium. D'abord, les échangeurs de chaleurs réalisés à partir de ce matériau sont plus communs : il bénéficie donc d'une plus grande expérience. Ensuite, le BCRC a fourni une datasheet détaillée (informations sur la corrosion, l'évolution de la conductivité avec la température,...) d'un matériau appartenant à cette famille de céramiques : le carbure de silicium Hexoloy SE.

Les propriétés et caractéristiques de ce matériau sont disponibles sur le site internet du fournisseur (Saint-Gobain) (86). Ces carbures de silicium sont utilisés pour faire des tubes d'échangeurs de chaleur, d'une longueur maximale de 5 m et d'un diamètre maximal de 19 mm. Ces échangeurs, à tubes et calendres, sont montrés à la Figure 3.4. L'Hexoloy est également employé dans les fours hautes températures et dans l'industrie chimique. Ce matériau est caractérisé par une dureté extrême et une grande résistance (les tubes résistent à des pressions de 186 bar). De plus, sa résistance à la corrosion est universelle jusqu'à 200 °C, il reste stable à hautes températures et possède une excellente conductivité thermique. Ses propriétés à 850 °C sont synthétisées au Tableau 3.12.

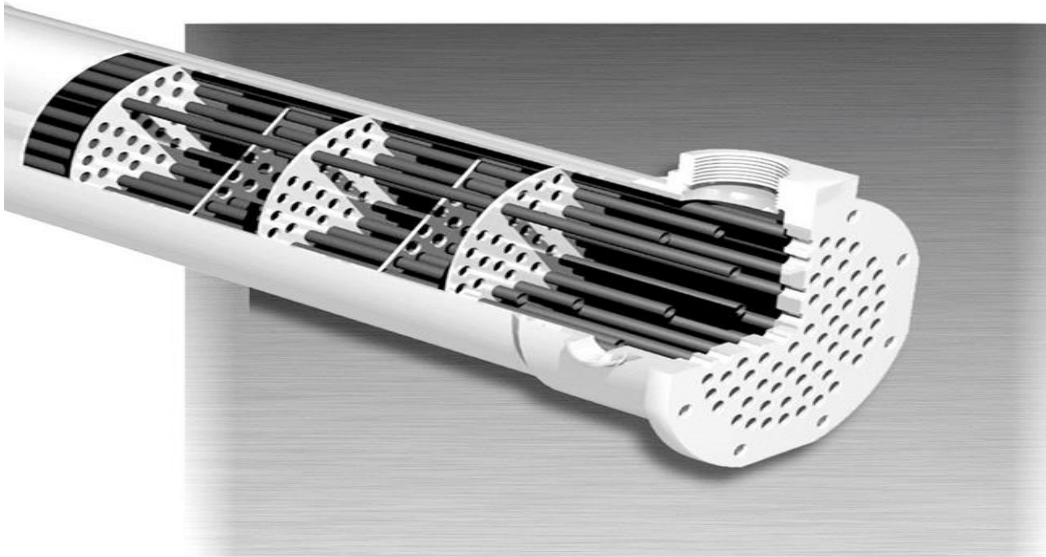


Figure 3.4 : Echangeur de chaleur constitué de tubes en Hexoloy SiC

		Hexoloy SiC
Densité (20°C)	kg/m ³	<u>3050</u>
Coût	€/kg	<u>12,9</u>
Résistance en flexion	MPa	<u>273</u>
Module de Young	GPa	<u>383</u>
Coefficient de Poisson		<u>0,14</u>
Ténacité	MPa . m ^{0,5}	<u>4,6</u>
Coefficient d'expansion thermique	10 ⁻⁶ /°C	<u>4,02</u>
Conductivité thermique	W/(m.K)	<u>60</u>
Déformation thermique	%	<u>0,0348</u>
Contrainte thermique initiale	MPa	<u>133,36</u>

Tableau 3.12 : Propriétés de l'Hexoloy SiC à 850°C

Le Tableau montre que l'Hexoloy présente d'excellentes propriétés : une faible densité, un faible coût, une bonne résistance en flexion et une excellente conductivité thermique. De plus, les déformations thermiques et contraintes résultantes sont relativement faibles. Ainsi, malgré sa grande rigidité et son caractère fragile, ce matériau semble être, parmi les céramiques, le plus prometteur pour cette optimisation à long terme

3°) Alliages de tungstène

Parmi les alliages à base de matériaux réfractaires figurant dans la littérature, un semble particulièrement prometteur pour cette application : le Mo-30W, un alliage de molybdène et de tungstène. Cet alliage est utilisé dans les domaines des missiles et aérospatiaux. Il a été développé pour être utilisé comme tuyère de fusée résistant à l'érosion à hautes températures de combustion. Cependant c'est dans l'industrie du zinc qu'il est le plus répandu où il entre dans la composition des équipements des pompes utilisées pour transférer ou agiter le zinc fondu avec un certain contrôle (87).

Le Mo-30W présente une résistance chimique au zinc fondu exceptionnelle. Il est donc grandement utilisé dans les équipements traitant le zinc. Il constitue également une alternative moins coûteuse et plus légère au tungstène pur. La présence de molybdène permet d'abaisser le point de fusion du tungstène, ce qui rend la production de cet alliage par fonte plus aisée. En effet, il peut être mis sous forme de tubes. Cependant, le point de fusion du Mo-30W reste élevé (2820 °C), ce qui voudrait dire qu'il n'est pas soumis au phénomène de fluage dans la gamme de températures rencontrées dans cette application. Il reste également très résistant et très stable à hautes températures. Enfin, il présente un bon comportement en fatigue (87) (88). Le Tableau 3.13 montre les propriétés du Mo-30W, tirées de CES, (89) et (90). Au vu des références limitées par rapport à ce matériau, certaines propriétés n'ont pas été trouvées à la température de 850 °C et sont donc données à température ambiante.

		Mo-30W
Densité (20°C)	<i>kg/m³</i>	<u>11 900</u>
Coût	<i>€/kg</i>	26,7
Module de Young (20°C)	<i>GPa</i>	<u>345</u>
Coefficient de Poisson (20°C)		<u>0.29</u>
Résistance en traction (850°C)	<i>MPa</i>	<u>415</u>
Limite élastique (20°C)	<i>MPa</i>	725
Ténacité	<i>MPa.m^{0,5}</i>	20-60
Coefficient d'expansion thermique (850°C)	<i>10⁻⁶/°C</i>	<u>5</u>
Conductivité thermique (850°C)	<i>W/(m.K)</i>	<u>100</u>
Déformation thermique	<i>%</i>	<u>0.043</u>
Contrainte thermique initiale	<i>MPa</i>	ND

Tableau 3.13 : Propriétés du Mo-30W

Le Tableau montre que, bien que la densité du Mo-30W soit inférieure à celle du tungstène pur, elle reste très élevée comparé aux autres matériaux considérés dans cette étude. De plus, le Mo-30W semble assez rigide et possède un coefficient de Poisson élevé. Il est également beaucoup plus fragile que les alliages de nickel. Néanmoins, sa résistance à 850 °C est excellente, sa conductivité est beaucoup plus élevée que celles des alliages de nickel et des céramiques et son coefficient de dilatation est faible. Au final, les déformations thermiques engendrées dans les conditions d'opérations du récepteur préalablement définies restent limitées, et donc, malgré un module de Young élevé à 20 °C, les contraintes thermiques résultantes seraient probablement réduites.

En raison de ses bonnes propriétés mécaniques et thermiques, ainsi que son excellente résistance au zinc fondu (qui est un des fluides caloporteurs sélectionnés), le Mo-30W est classé parmi les matériaux les plus prometteurs pour cette optimisation à long terme. Il a également été étudié par le SRNL (Savannah River National Laboratory) comme matériau prometteur pour les prochaines générations de centrales CSP (90).

3.2.3 Conclusions et discussions de la compatibilité fluides-matériaux

Les matériaux prometteurs pour opérer à plus hautes températures que dans les conditions actuelles, ainsi que leurs propriétés et caractéristiques principales sont synthétisés au Tableau 3.14.

Matériaux	Densité	Coût	Résistance à la traction ou en flexion (SiC)	Limite élastique	Résistance au fluage après 100 000h	Déformations thermiques	Contraintes thermiques initiales
	kg/m ³	€/kg	MPa	MPa	MPa	%	MPa
Température-cible de 850 °C maintenue							
Hexoloy SiC	<u>3050</u>	<u>12,9</u>	<u>273</u>	/	<u>/ (à tester)</u>	<u>0,0348</u>	<u>133,36</u>
Mo-30W	<u>11 900</u>	26,7	<u>415</u>	<u>725(20°C)</u>	<u>/</u>	<u>0,043</u>	ND
Température-cible abaissée à 800 °C							
740H	8050	ND	<u>691</u>	<u>594</u>	<u>57</u>	0,0903	<u>152,07</u>
H282	8280	ND	<u>732</u>	<u>580</u>	<u>60</u>	0,087	<u>142,73</u>

Tableau 3.14 : Matériaux candidats pour cette optimisation à long terme

Comme dit précédemment, contrairement aux déformations déterminées lors de l'étude de l'optimisation à court terme du récepteur, les déformations calculées ici restent dans le domaine élastique. Les contraintes qui en résultent (à l'instant initial, avant la relaxation des contraintes) sont donc uniquement fonction du module de Young. Les valeurs élevées des limites à la rupture et élastiques des alliages de nickel ne seraient donc, a priori, pas un handicap comme c'était le cas pour l'optimisation à court terme.

Si la température-cible considérée est maintenue à 850 °C, le matériau céramique Hexoloy SiC et l'alliage réfractaire Mo-30W semblent très prometteurs pour constituer la partie irradiée du récepteur solaire. Cependant, en raison de leur fragilité, de leur difficulté à être mis sous forme de longs tubes et, pour le Mo-30W, de sa grande densité, un design de récepteur totalement différent que le design actuel devrait être envisagé. La question de la méthode de jonction entre les différentes parties du récepteur devrait également être étudiée de manière plus approfondie. Si, au contraire, les objectifs sont revus à la baisse et que la température-cible est diminuée à 800 °C, les superalliages de nickel renforcés par précipitation 740H et H282 pourraient potentiellement convenir, en contrôlant le flux solaire incident afin de limiter les gradients et déformations thermiques, et donc les contraintes. Dans ce cas, un design du récepteur assez similaire au design actuel pourrait être imaginé. Une analyse complète de la durée de vie, semblable à celle réalisée dans la première partie de ce travail, devrait cependant être menée afin de voir si ces matériaux résistent ou non à de telles conditions. Cette analyse devrait prendre en compte les phénomènes de fluage et de fatigue ainsi que leur interaction, les contraintes dues à la pression dans les tubes ainsi que la relaxation des contraintes thermiques, idéalement obtenues à partir des courbes isochrones tenant aussi compte du fluage primaire et tertiaire.

Sur base du programme CES et de diverses références bibliographiques, le Tableau 3.15, montrant la compatibilité entre les différents fluides caloporteurs et matériaux candidats, a pu être construit. Cependant, il ne se base pas sur des tests réels, mais bien sur des informations qualitatives associées aux différents matériaux. Des indices quantifiant le niveau de certitude de la compatibilité ou non fluide/matériau sont utilisés (1 à 3). Plus la source de l'information sera complète et sérieuse (avec des exemples concrets), plus cet indice sera élevé.

Compatibilité (niveau de certitude 1-3)	NaCl-MgCl ₂	NaCl-KCl-ZnCl ₂	Li ₂ CO ₃ -Na ₂ CO ₃ -K ₂ CO ₃	Zinc fondu
Haynes 282	☹ (1)	☹ (1)	☺ (1)	☹ (2)
Alloy 740H	☺ (1)	☺ (1)	☺ (1)	☹ (2)
Mo-30W	☹ (2)	☹ (2)	☺ (1)	☺ (3)
Hexoloy SiC	☺ (2)	☺ (2)	☺ (1)	☹ (2)

Tableau 3.15 : Tableau de compatibilité entre les fluides et les matériaux candidats

En effet, d'après (42), le 740H résiste mieux à la corrosion induite par des milieux agressifs (tels que les chlorures) que le H282. C'est pourquoi il est meilleur candidat que le H282 pour contenir des chlorures. D'après CES, le Mo-30W présente une résistance à la corrosion inacceptable en présence d'acides forts (dont les chlorures). Quant à l'Hexoloy SiC, il est dit résistant aux chlorures. Cependant, les tests n'ont été opérés qu'à basse température (< 200 °C) (86). Ensuite, les articles de la littérature relatant la compatibilité des matériaux considérés ici avec les carbonates sont rares voire inexistantes. La seule information disponible (21) est que le phénomène de corrosion est limité en présence de carbonates. Enfin, selon (60), les alliages de nickel peuvent être susceptibles à la fragilisation par le zinc fondu, même si c'est à moindre échelle que les aciers inoxydables. Le H282 et 740H seraient donc potentiellement incompatibles avec le zinc fondu. Idem pour les carbures de silicium, qui, d'après CES, doivent être employés de manière limitée avec les métaux fondus. Au contraire, le Mo-30W est couramment employé avec le zinc fondu à hautes températures (87), il s'agit donc d'une combinaison fluide-matériau prometteuse.

Il est évident que ce tableau est purement indicatif : des tests entre les différentes combinaisons matériau-fluide devraient être réalisés dans les conditions d'opération à long terme du récepteur solaire. Certains tests de corrosion ont d'ailleurs déjà été planifiés avec le CRM.

3.3 Impact des paires fluide-matériau prometteuses sur le rendement global de la centrale CSP

Dans cette sous-section, l'impact d'une augmentation de température du fluide caloporteur en sortie de récepteur sur le rendement du cycle thermodynamique est évalué. Le cycle considéré ici est un cycle de dioxyde de carbone supercritique (sCO₂) à recompression. En effet, il a été montré par (43) et des études CMI que ce cycle présentait de nombreux avantages (décrits ci-dessous) à plus hautes températures. Ensuite, après une brève description et modélisation des différentes pertes thermiques auxquelles est soumis le récepteur solaire, une étude de sensibilité est réalisée afin de quantifier l'influence de différents paramètres clés sur le rendement thermique du récepteur. Enfin, l'impact de chacune des seize paires fluide-matériau possibles sur ce rendement est déterminé et le rendement global récepteur-cycle est calculé.

3.3.1 Impact d'un récepteur à hautes températures sur le rendement du cycle moteur

D'après une étude réalisée par CMI, le cycle thermodynamique le plus adapté à une augmentation de la température du sel fondu serait le cycle sCO₂ à recompression. Ce cycle emploie comme fluide de travail du dioxyde de carbone dans son état supercritique, c'est-à-dire caractérisé par une température et une pression supérieures à leur valeur critique. Dans ces conditions, le changement d'état entre la phase liquide et gazeuse est instantané. Comme le montre la Figure 3.5, ces valeurs sont respectivement de 31 °C et 73,7 bar.

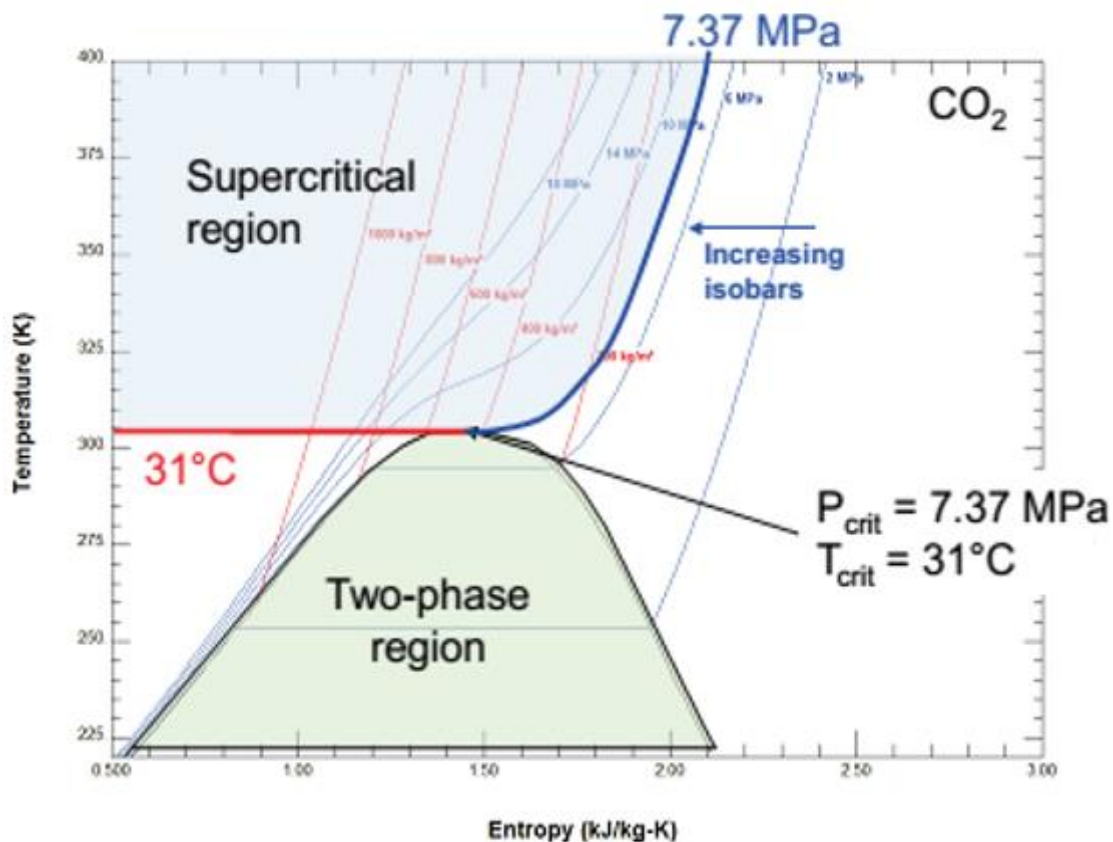


Figure 3.5 : Illustration du point critique du dioxyde de carbone

Ce cycle est composé de :

- Un compresseur principal
- Un recompresseur
- Une turbine
- Un récupérateur basse température (RBT) : sCO_2/sCO_2
- Un récupérateur haute température (RHT) : sCO_2/sCO_2
- Un réchauffeur sel fondu/ sCO_2
- Un refroidisseur sCO_2 /air

Le fonctionnement du cycle est le suivant : le sCO_2 est réchauffé par la chaleur fournie par les sels fondus dans le réchauffeur, puis détendu dans la turbine et dirigé vers les RBT et RHT afin de préchauffer le sCO_2 haute pression avant qu'il ne rentre dans le réchauffeur. Avant de traverser le refroidisseur, le débit de sCO_2 est divisé en deux : une partie est refroidie, comprimée et envoyée au RBT, tandis que l'autre partie est directement recomprimée et injectée entre les deux récupérateurs, où les débits se rejoignent. Cette recirculation permet de diminuer les pertes exégétiques et d'augmenter l'efficacité de la récupération de chaleur au sein du cycle (les justifications sortent du cadre de ce travail). Au final, il a été montré que ce cycle conduit à une augmentation considérable du rendement par rapport aux autres cycles sCO_2 étudiés par CMI. Ce cycle est déjà implémenté par CMI sur le logiciel de calcul EES et les différents paramètres imposés pour la modélisation sont synthétisés au Tableau 3.16.

Température d'admission T[1]	Pression d'admission p[1]	Puissance électrique fournie \dot{W}_{elec}	Efficacité isentropique des compresseurs $\epsilon_{is,cp}$	Efficacité isentropique de la turbine $\epsilon_{is,t}$	Point de pincement des échangeurs
°C	bar	MW			K
40	100	100	0,8	0,85	10

Tableau 3.16 : Paramètres du cycle sCO_2 à recompression

La Figure 3.8 montre l'évolution du rendement du cycle sCO_2 à recompression en fonction de la température du fluide stocké dans la cuve chaude et alimentant le réchauffeur, pour une pression en sortie du compresseur principal p[2] de 250 bar. Il apparaît que ce rendement augmente de façon quasiment linéaire avec la température de fluide à l'entrée du réchauffeur jusqu'à atteindre la valeur de 48,24 % pour une température de 730 °C. Comme dit précédemment, cette température constitue un optimum technico-économique car au-delà, la turbine nécessite un refroidissement engendrant des coûts supplémentaires.

Une étude de sensibilité peut également être menée en observant l'évolution du rendement du cycle résultant d'une variation de la température du fluide dans la cuve froide, en sortie du réchauffeur. Pour mener cette étude, la température de la cuve chaude est maintenue constante à 730 °C et la pression en sortie du compresseur principal est variée de 200 à 400 bar. Les résultats sont montrés à la Figure 3.9. La courbe obtenue montre que le rendement du cycle présente un optimum de 49,05 % lorsque la température du fluide en sortie de réchauffeur est de 525 °C. Cependant, cette température est associée à une pression p[2] de 348,9 bar, ce qui représente, pour le moment, un challenge technologique. Afin d'être plus réaliste avec les possibilités technologiques actuelles, la température de fluide dans la cuve froide est fixée à 550 °C, associée à une pression en sortie du compresseur principal de 277 bar. Le rendement du cycle sCO_2 à recompression est alors de 48,69 %. Ce rendement est largement plus élevé que le rendement du cycle à vapeur actuel (qui est de l'ordre de 39,3 %).

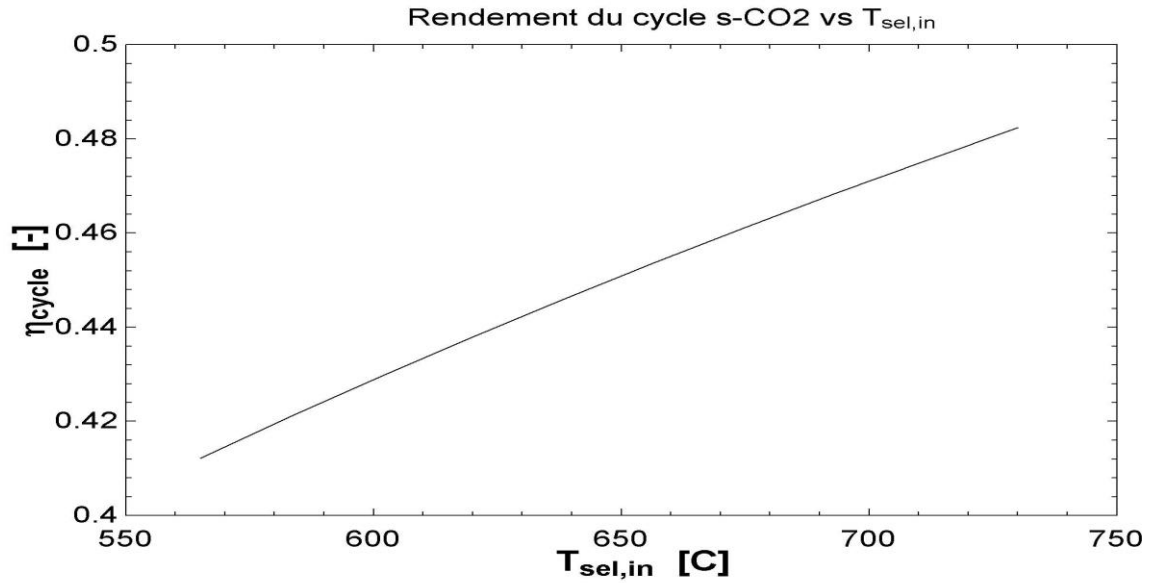


Figure 3.8 : Variation du rendement du cycle sCO2 en fonction de la température du fluide à l'entrée du réchauffeur

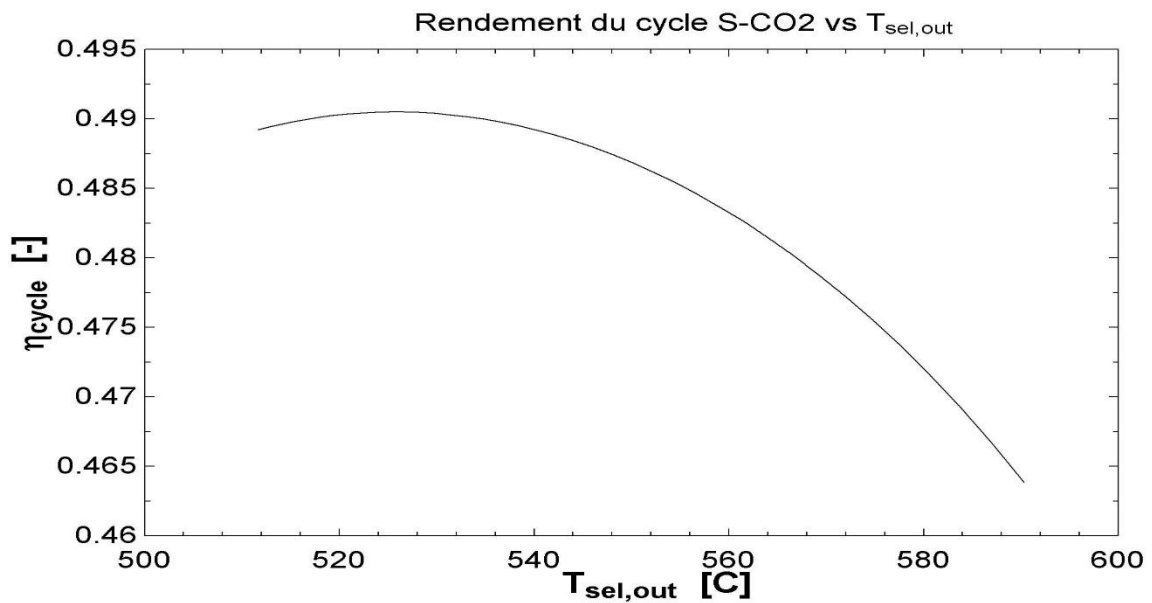


Figure 3.9 : Variation du rendement du cycle sCO2 en fonction de la température du fluide en sortie du réchauffeur

Puisque la température de la cuve froide est maintenant fixée à 550 °C, les propriétés et caractéristiques des fluides candidats du Tableau 3.8 doivent être recalculées. Les nouvelles valeurs calculées sont synthétisées dans le Tableau 3.17. Elles montrent que pour une température de cuve froide plus élevée, le volume de stockage et le coût du fluide pour une même énergie thermique produite sont plus importants. Une analyse économique devrait être menée afin de voir si l'augmentation de coût résultant de ces deux conséquences compense la réduction de coût due à l'accroissement du rendement thermodynamique. Dans ces nouvelles conditions d'opération, le NaCl-MgCl₂ semble être le fluide le plus prometteur car, à température de cuve froide égale, son défaut qui était son grand volume de stockage comparé aux autres fluides n'est plus. Au contraire, la perspective d'un récepteur

avec du zinc comme fluide caloporteur s'éloigne de plus en plus au vu du coût excessif requis pour produire 1 kWh_{th}.

Fluide (+proportions massiques (%))	$T_{c,froide}$	$T_{c,chaude}$	V_{st}/MWh	Coût/kWh	h_{fluide}	Δp	Risques
	°C	°C	m ³	\$	W/(m ² .K)	MPa	/
NaCl-MgCl₂ (58% - 42%)	550	730	9,39	4,63	9 157	0,73	
NaCl-KCl-ZnCl₂ (7,5%-24%-68,5%)	550	730	10,94	17,78	4 237	0,95	
Li₂CO₃-Na₂CO₃-K₂CO₃ (32,1%-33,4%-34,5%)	550	730	6,236	31,056	5 403	1,06	
Zinc fondu	550	730	6,67	119,67	47 012	2,07	Inflammable

Tableau 3.17 : Caractéristiques des fluides prometteurs pour une température de cuve froide de 550°C

3.3.2 Description et modélisation des pertes thermiques au sein du récepteur solaire

L'évaluation des pertes thermiques est primordiale pour dimensionner et modéliser le récepteur solaire. En effet, elles permettent de déterminer le flux solaire absorbé à partir du flux solaire incident et donc, de calculer la surface nécessaire pour une puissance absorbée donnée. Réduire ces pertes thermiques est primordial afin d'augmenter le rendement thermique du récepteur et, par conséquent, de diminuer la taille du récepteur ainsi que son coût. Ces pertes peuvent être décomposées en plusieurs contributions :

- Pertes radiatives
- Pertes réfléchives
- Pertes convectives
- Pertes conductives

1°) Pertes radiatives

Les pertes radiatives ont pour origine que tout corps émet de la radiation thermique qui est plus ou moins intense selon la température du corps (loi de Stephan-Boltzmann). Dans le cas du récepteur, les panneaux émettent une certaine puissance \dot{Q}_{rad} dans le ciel. La puissance émise par une portion i de tube est donnée par la formule :

$$\dot{Q}_{rad,i} = \epsilon_{Pyromark} \cdot S_i \cdot \sigma_{SB} \cdot (T_{tube,i}^4 - T_{ciel}^4) \quad (3.13)$$

où :

- $\epsilon_{Pyromark}$ est l'émissivité du Pyromark 2500 (85 %)
- S_i est la surface projetée en une portion i d'un tube du récepteur
- σ_{SB} est la constante de Stephan-Boltzmann ($5,67 \cdot 10^{-8}$ W/m².K⁴)
- $T_{tube,i}$ est la température à la portion extérieure i d'un tube (en Kelvin)
- T_{ciel} est la température du ciel (en Kelvin). Elle peut être déterminée à partir de la température ambiante T_{amb} (en Kelvin) par la corrélation de Swinbank :

$$T_{ciel} = 0,037536.T_{amb}^{1,5} + 0,32.T_{amb} \quad (3.14)$$

2°) Pertes réfléchives

Ces pertes ont pour origine la fraction de l'énergie incidente qui est réfléchiée par la couche disposée sur les tubes. Cette proportion d'énergie réfléchiée est dictée par l'absorptivité de la couche disposée sur les tubes, à savoir celle du Pyromark 2500. Cette dernière est de 95 %. Ainsi, les pertes réfléchives \dot{Q}_{ref} sont évaluées à 5 % de la puissance incidente \dot{Q}_{inc} .

3°) Pertes convectives

Les pertes convectives sont dues au mouvement de l'air le long des panneaux du récepteur. Un échange de chaleur convectif apparaît alors entre la surface des panneaux et l'air. Cette mise en mouvement de l'air a deux origines : naturelle ou forcée.

Convection naturelle

Dans le cas de la convection naturelle, le mouvement de l'air est induit par une répartition non-uniforme de la densité de l'air à proximité du récepteur, résultant d'une répartition non homogène de la température le long des panneaux du récepteur. Les pertes par convection naturelle en une portion i d'un tube du récepteur $\dot{Q}_{conv,nat,i}$ est donnée par :

$$\dot{Q}_{conv,nat,i} = h_{conv,nat,i} \cdot S_{t,i} \cdot (T_{tube,i} - T_{amb}) \quad (3.15)$$

où :

- $h_{conv,nat,i}$ est le coefficient d'échange par convection naturelle à la portion i du récepteur
- $S_{t,i}$ est la surface totale de la portion de tube i (non projetée)

Le coefficient de transfert de chaleur par convection naturelle en i peut être déterminé à partir de la corrélation de Churchill and Chu (35), équation 9.26) applicable aux plaques verticales. Ce choix de corrélation implique donc que les tubes du récepteur sont considérés comme étant des surfaces planes. Les équations pour déterminer $h_{conv,nat,i}$ sont données par :

$$h_{conv,nat,i} = \frac{Nu_{H,i} \cdot k_{air,i}}{H} \quad (3.16)$$

avec :

$$Nu_{H,i} = \left\{ 0,825 + \frac{0,387 \cdot Ra_{H,i}^{1/6}}{[1 + (0,492/Pr_{air,i})^{9/16}]^{8/27}} \right\}^2 \quad (3.17)$$

$$Ra_{H,i} = \frac{g \cdot H^3 \cdot \beta \cdot (T_{tube,i} - T_{amb})}{\nu_{air,i} \cdot \kappa_{air,i}} \quad (3.18)$$

où :

- $k_{air,i}$ est la conductivité thermique moyenne de l'air
- H est la hauteur du récepteur (longueur irradiée d'un tube)
- $Ra_{H,i}$ est le nombre de Rayleigh

- $Pr_{air,i}$ est le nombre de Prandtl de l'air
- g est l'accélération de pesanteur (9,81 m/s²)
- β est le coefficient d'expansion thermique volumétrique ($= 1/T_{amb}$)
- $\nu_{air,i}$ est la viscosité cinématique moyenne de l'air
- $\kappa_{air,i}$ est la diffusivité thermique moyenne de l'air

Les propriétés de l'air sont déterminées à la température moyenne de la température ambiante et de la température en la portion de tube i .

Convection forcée

Le mouvement de l'air peut être également induit par le vent circulant autour du récepteur solaire. Les pertes par convection forcée seront plus ou moins importantes selon l'intensité et la direction du vent. Dans ce cas, le récepteur complet peut être considéré comme un obstacle cylindrique à l'écoulement du vent, qui sera dévié autour, comme le montre la Figure 3.10.

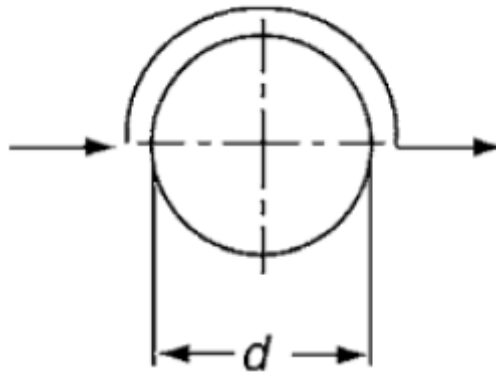


Figure 3.10 : Déviation du vent autour du récepteur

Afin d'évaluer les pertes par convection forcée $\dot{Q}_{conv,forcée}$, la corrélation globale suivante peut être utilisée :

$$\dot{Q}_{conv,forcée} = h_{conv,forcée} \cdot S_t \cdot (T_{moy,tube} - T_{amb}) \quad (3.19)$$

où :

- $h_{conv,forcée}$ est le coefficient d'échange par convection forcée
- S_t est la surface totale du récepteur
- $T_{moy,tube}$ est la température moyenne à l'extérieur des tubes du récepteur

Le coefficient global d'échange de chaleur par convection forcée peut être déterminé par une corrélation développée par Gnielinski donnant le nombre de Nusselt moyen pour un fluide circulant autour d'un cylindre (91), section G6). Les différentes équations sont données par :

$$h_{conv,forcée} = \frac{Nu_{lc} \cdot k_{air}}{l_c} \quad (3.20)$$

avec :

$$Nu_{lc} = K. (0,3 + \sqrt{Nu_{lc,lam}^2 + Nu_{lc,turb}^2}) \quad (3.21)$$

$$Nu_{lc,lam} = 0,6649. \sqrt{Re_{lc}}. \sqrt[3]{Pr_{air}} \quad (3.22)$$

$$Nu_{lc,turb} = \frac{0,037. Re_{lc}^{0,8}. Pr_{air}}{1 + 2,443. Re_{lc}^{-0,1}. (Pr_{air}^{\frac{2}{3}} - 1)} \quad (3.23)$$

où :

- $Nu_{lc,lam}$ est le nombre de Nusselt laminaire
- $Nu_{lc,turb}$ est le nombre de Nusselt turbulent
- l_c est la longueur caractéristique du cylindre, donnée par :

$$l_c = \frac{\pi}{2}. D_{recepteur} \quad (3.24)$$

- $D_{recepteur}$ est le diamètre du récepteur
- Re_{lc} est le nombre de Reynolds calculé à partir de la longueur caractéristique l_c :

$$Re_{lc} = \frac{u_{vent}. l_c}{\nu_{air}} \quad (3.25)$$

- u_{vent} est la vitesse du vent
- K est un facteur correctif permettant de prendre en compte la température moyenne des tubes du récepteur :

$$K = \left(\frac{T_{amb}}{T_{moy,tube}} \right)^{0,12} \quad (3.26)$$

Dans ce cas-ci, les propriétés de l'air sont déterminées à la température ambiante.

4°) Pertes conductives

Ces pertes sont dues à la fraction d'énergie perdue par conduction à travers les différents éléments du récepteur (face arrière des panneaux, tuyauteries,...). Ces pertes ont été évaluées de l'ordre de 0,057 % par CMI et sont marginales par rapport aux autres pertes décrites ci-dessus. Une bonne isolation permet de les réduire drastiquement.

3.3.3 Formulation des hypothèses de calcul

Afin de simplifier la modélisation du récepteur solaire, ainsi que le calcul de son rendement thermique pour les différentes paires fluide-matériau, différentes hypothèses sont formulées. Généralement, CMI emploie un logiciel discrétisant les panneaux du récepteur en un grand nombre de cellules dans lesquelles sont calculées, entre autres, les différentes températures (du sel fondu, du tube, etc.), les différentes pertes thermiques ou encore la puissance absorbée par le fluide caloporteur. Cependant, étant donné le grand nombre d'incertitudes résultant de l'utilisation des combinaisons fluide-matériau à long terme (nouveau design éventuel du récepteur, compatibilité, température maximale admissible du matériau,...), le modèle développé dans ce travail suffit amplement. En effet, il permet de comparer les rendements des différentes combinaisons et d'obtenir des résultats ayant des ordres

de grandeur réalistes. De plus, ce modèle est plus flexible et permet de procéder aisément à des études paramétriques (sous-section 3.3.5).

Les hypothèses de calcul sont :

- Les caractéristiques géométriques du récepteur solaire sont supposés identiques au récepteur actuel.
- La puissance absorbée par le fluide caloporteur est supposée constante et égale à 700 MW.
- La température ambiante est fixée à 35 °C
- La température du fluide caloporteur est supposée constante dans tout le récepteur solaire et est donnée par la moyenne entre la température de la cuve froide et la température de la cuve chaude (730 °C). Les coefficients d'échange convectifs des fluides caloporteurs sont donc donnés par le Tableau 3.8 ou 3.17, selon la température de cuve froide considérée (avec $u_{fluide} = 4$ m/s).
- La température des tubes est supposée constante sur tout le récepteur. Elle est déterminée à partir des équations 2.23 à 2.26 déterminant la température moyenne sur un tube, dérivées dans la section 2.
- La conductivité thermique du tube intervenant dans ces équations est supposée constante et égale à la conductivité du matériau considéré à 850 °C.
- La température des tubes étant supposée constante, les pertes radiatives et par convection naturelle sont supposées globales sur tout le récepteur solaire et non plus localisées sur une portion i du récepteur.
- Le coefficient d'échange convectif $h_{conv,air}$ entre la paroi extérieure des tubes et l'air en mouvement est le maximum entre le coefficient d'échange par convection naturelle et le coefficient d'échange par convection forcée.
- Les pertes par conduction sont négligées : la face non-irradiée des tubes est considérée totalement isolée.

3.3.4 Equations constitutives du modèle simplifié

Le rendement du récepteur solaire η_{rec} est donné par :

$$\eta_{rec} = \frac{\phi_{inc}}{\phi_{abs}} \quad (3.27)$$

ou encore, par :

$$\eta_{rec} = \frac{\dot{Q}_{inc}}{\dot{Q}_{abs}} \quad (3.28)$$

ou \dot{Q}_{inc} et \dot{Q}_{abs} sont les puissances thermiques incidentes et absorbées. \dot{Q}_{inc} est liée au flux incident ϕ_{inc} par la surface projetée S des tubes du récepteur :

$$\dot{Q}_{inc} = \phi_{inc} \cdot S \quad (3.29)$$

La puissance absorbée \dot{Q}_{abs} est liée à \dot{Q}_{inc} à travers les pertes thermiques par :

$$\dot{Q}_{abs} = \dot{Q}_{inc} - \dot{Q}_{rad} - \dot{Q}_{ref} - \dot{Q}_{conv} \quad (3.30)$$

où le calcul des différentes pertes a été décrit précédemment.

Seule la formulation des pertes convectives \dot{Q}_{conv} doit être ré-explicitée :

$$\dot{Q}_{conv} = h_{conv,air} \cdot S_t \cdot (T_{moy,tube} - T_{amb}) \quad (3.31)$$

où la surface exposée totale du récepteur S_t est donnée par :

$$S_t = \pi \cdot r_{ext} \cdot H \cdot n_{tubes} \quad (3.32)$$

avec n_{tubes} étant le nombre de tubes de rayon extérieur r_{ext} et donné par :

$$n_{tubes} = \frac{S}{S_{tube}} \quad (3.33)$$

où la surface projetée d'un tube du récepteur S_{tube} est obtenue via :

$$S_{tube} = 2 \cdot r_{ext} \cdot H \quad (3.34)$$

Toutes ces équations sont résolues via le solveur thermodynamique EES.

3.3.5 Evolution du rendement thermique du récepteur en fonction du flux incident pour différents paramètres

A titre d'exemple, l'évolution du rendement thermique du récepteur en fonction du flux solaire incident de la combinaison fluide-matériau NaCl-KCl-ZnCl₂ ($h_{fluide} = 4217 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$) et Haynes 282 ($k_{mat} = 26,7 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$) est montrée à la Figure 3.11. Pour générer ce graphique, deux vitesses de vent ont été supposées : 5 m/s et 20 m/s. La température de la cuve froide a été fixée à 273 °C.

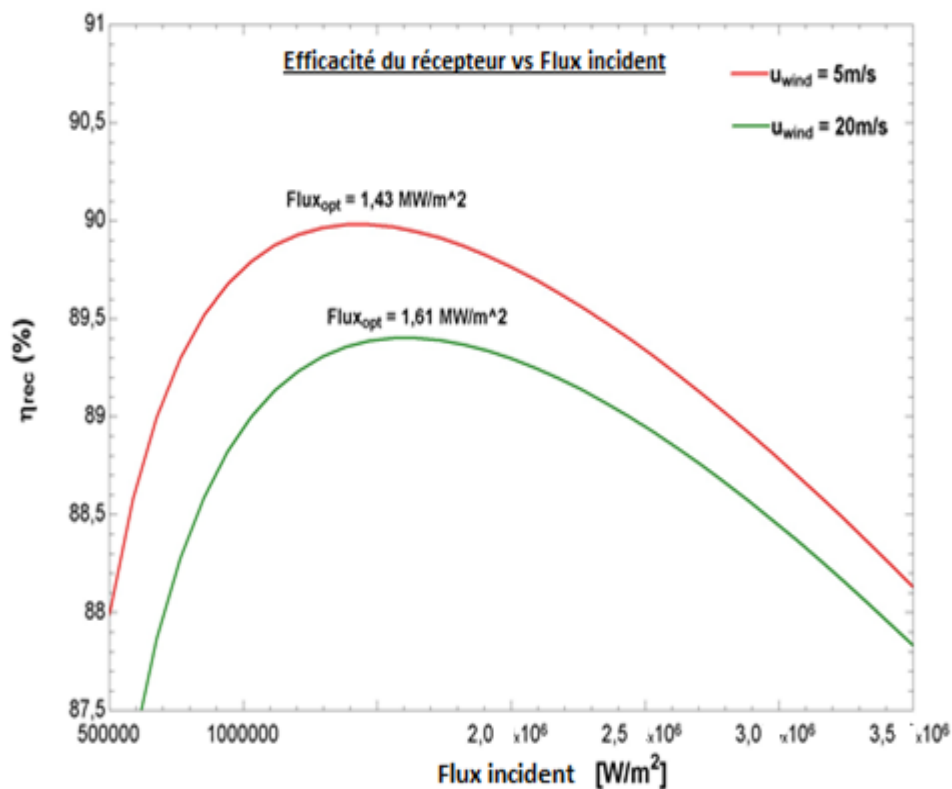


Figure 3.11 : Evolution du rendement thermique du récepteur en fonction du flux incident

La Figure montre que le rendement du récepteur présente un optimum atteint pour un flux incident donné. Ce comportement peut être expliqué à partir de la Figure 3.12, montrant l'évolution des différentes pertes en fonction du flux incident. Ces courbes illustrent que l'optimum de rendement est dû aux pertes radiatives. En effet, à faibles flux, ces pertes diminuent avec le flux incident car une augmentation de ϕ_{inc} est associée, à puissance absorbée égale (700 MW), à une diminution de la surface radiante et donc des pertes radiatives. Cependant, à flux plus élevé, la température des tubes, qui est une fonction croissante de ϕ_{inc} , est telle que le terme T_{tube}^4 de l'équation 3.13 est prédominant devant le terme surface S . Il en résulte que les pertes radiatives augmentent avec le flux incident. L'optimum de rendement correspond donc au flux incident auquel ces deux effets se contrebalancent parfaitement. Les Figures 3.11 et 3.12 montrent également que le rendement thermique diminue avec la vitesse du vent, ce qui est logique. Pour la suite, celle-ci sera considérée constante et égale à 5 m/s.

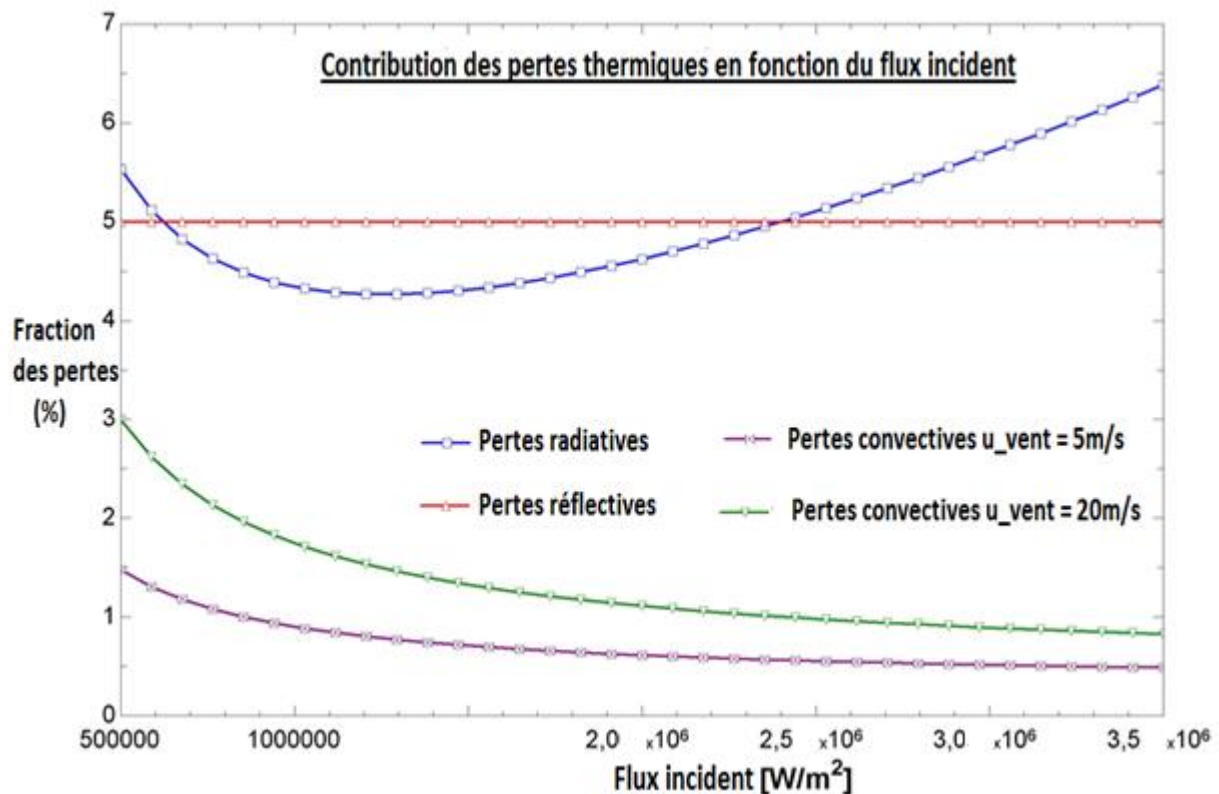


Figure 3.12 : Evolution des pertes thermiques du récepteur en fonction du flux incident

Plusieurs études de sensibilité ont été réalisées afin de quantifier l'impact de différents paramètres sur le rendement thermique du récepteur. Pour chacune de ces différentes études, les paramètres ne fluctuant pas sont fixés aux valeurs définies dans l'exemple ci-dessus.

1°) Impact du coefficient d'échange convectif du fluide caloporteur

Dans cette étude paramétrique, le coefficient d'échange h_{fluide} varie de 4217 W/(m².K) (coefficient convectif du NaCl-KCl-ZnCl₂) à 49 823 W/(m².K) (Zinc fondu). Les courbes obtenues sont montrées à la Figure 3.13. Elles montrent que le rendement thermique augmente assez fortement avec le coefficient d'échange convectif (près de 4 % entre le NaCl-KCl-ZnCl₂ et le zinc fondu). En effet, un grand coefficient convectif permet de réduire la résistance thermique convective et de limiter ainsi la température à l'extérieur des tubes et donc les pertes thermiques. Le flux incident auquel le rendement optimum du

récepteur a lieu est également augmenté car le terme T_{tube}^4 devient prépondérant à partir de plus grands flux, puisque cette température est réduite à h_{fluide} élevé.

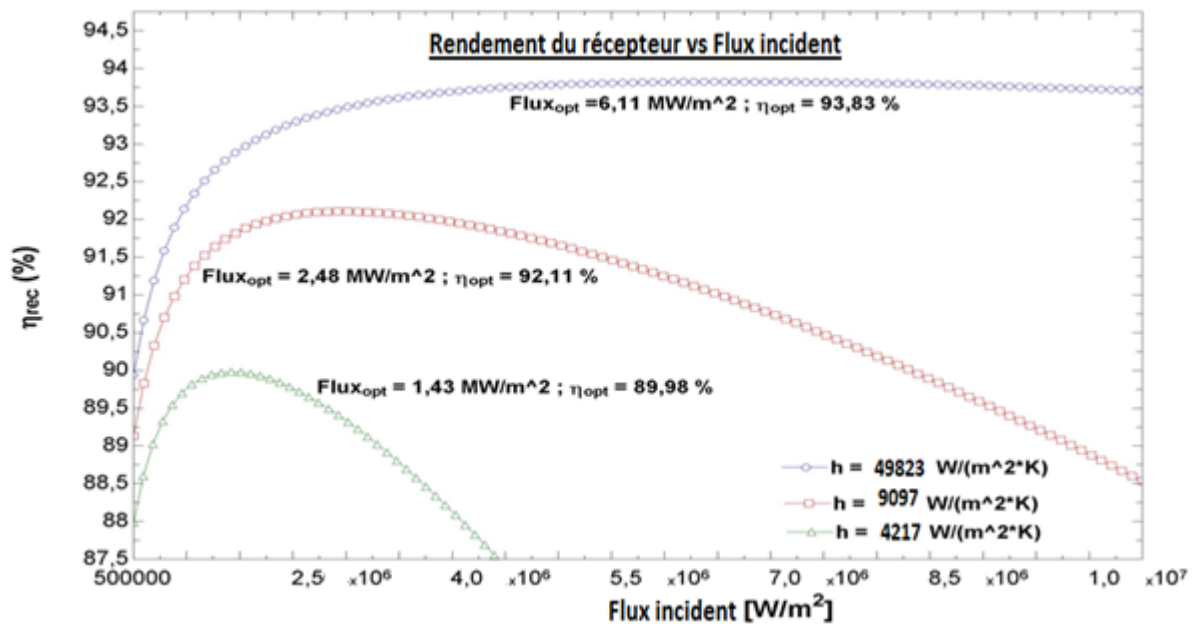


Figure 3.13 : Evolution du rendement du récepteur en fonction du flux pour différents h_{fluide}

2°) Impact de la conductivité thermique du matériau

Cette fois, la conductivité thermique du matériau varie de 23 W/(m.K) (conductivité du 740H) à 100 W/(m.K) (Mo-30W). L'impact d'une telle variation sur le rendement du récepteur est montré à la Figure 3.14. Pour les mêmes raisons que le point précédent, le rendement du récepteur augmente avec la conductivité thermique (car la résistance thermique conductive est réduite). Cependant, cet impact est moins important que pour le coefficient d'échange : l'augmentation du rendement thermique optimal n'est même pas de 1 % entre le 740H et le Mo-30W.

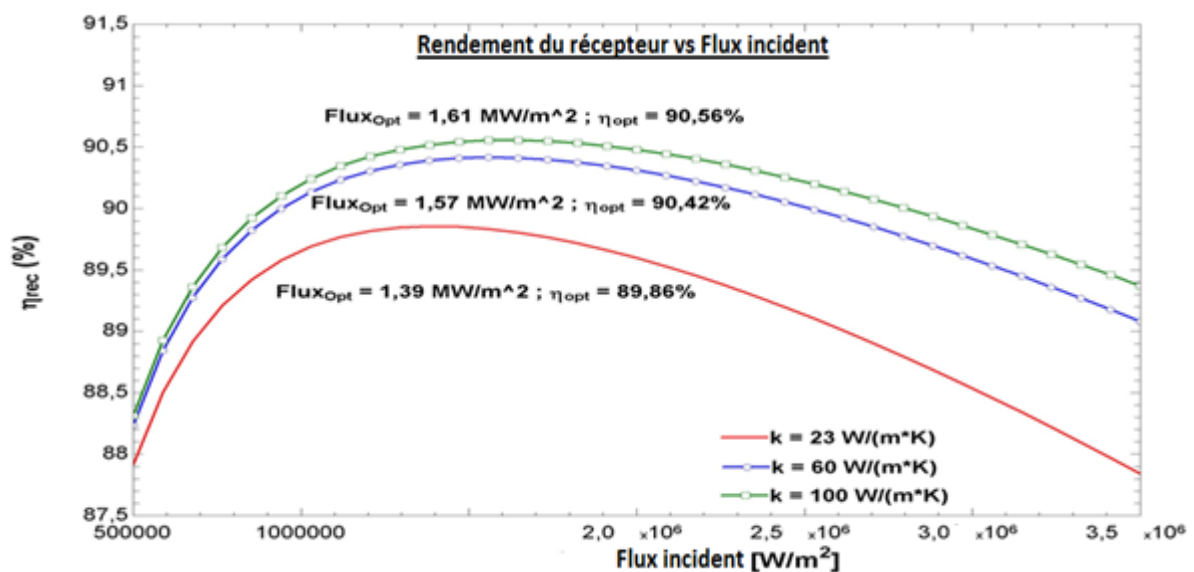


Figure 3.14 : Evolution du rendement du récepteur en fonction du flux pour différents k_{mat}

3°) Impact de la température de la cuve froide

Dans cette dernière étude paramétrique, l'évolution du rendement thermique du récepteur avec le flux incident est déterminée pour trois températures de cuve froide : 273 °C (NaCl-KCl-ZnCl₂), 442 °C (Li₂CO₃-Na₂CO₃-K₂CO₃) et 515 °C (NaCl-MgCl₂). Les résultats sont montrés à la Figure 3.15. Il apparaît que plus la température du fluide à l'entrée du récepteur est élevée, plus le rendement thermique du récepteur est faible. En effet, plus cette température est élevée, plus la température moyenne du fluide caloporteur est importante et donc, par les équations 2.25 et 2.26, la température à l'extérieur des tubes est élevée, ce qui favorise les pertes thermiques par convection et radiation. La différence de rendement thermique pour la température de cuve froide du NaCl-KCl-ZnCl₂ et du NaCl-MgCl₂ est assez marquée : plus de 2 %.

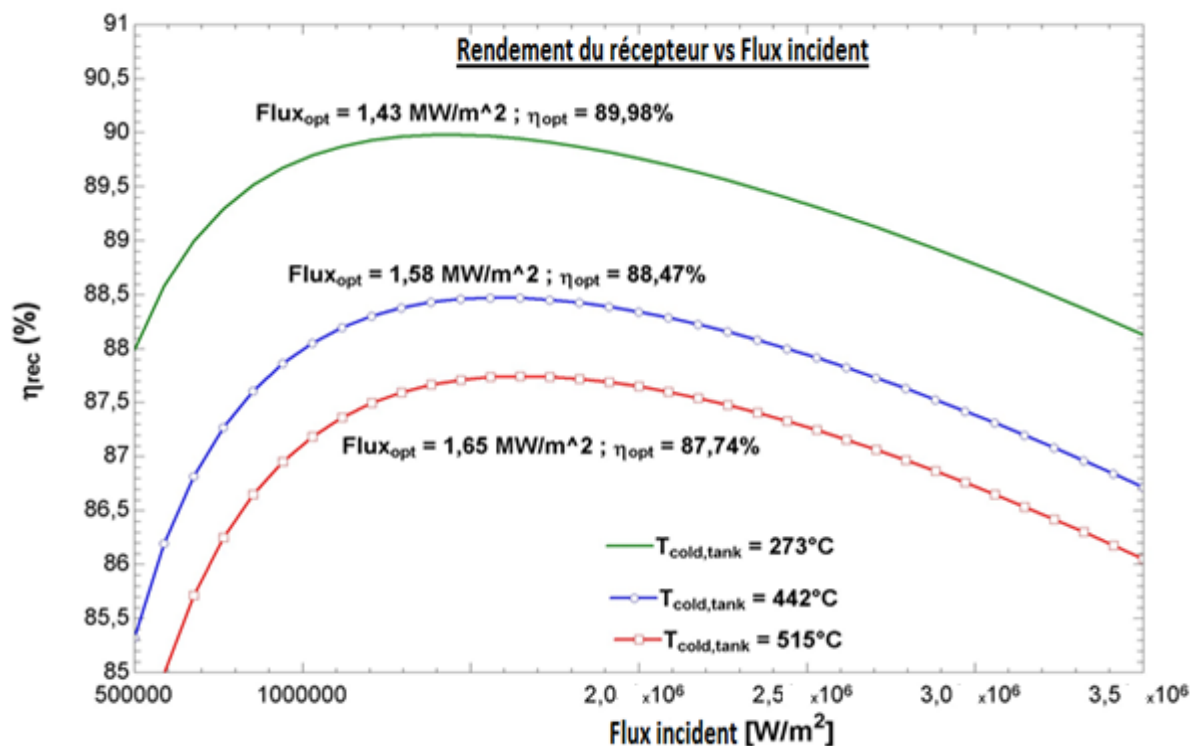


Figure 3.15 : Evolution du rendement du récepteur en fonction du flux pour différentes $T_{c,froide}$

Ces différentes études de sensibilité ont permis de mettre plusieurs points en évidence. D'abord, elles ont montré que la variation des coefficients d'échange convectifs des fluides prometteurs avait le plus d'impact sur le rendement thermique du récepteur, précédant la température de cuve froide et la conductivité thermique des matériaux prometteurs. Ensuite, la Figure 3.15 a souligné le fait que si la température de la cuve froide était portée à 550 °C afin d'améliorer le rendement du cycle thermodynamique sCO₂ à recompression, cela s'accompagnait, en plus d'une augmentation du volume et prix du stockage, d'une diminution du rendement thermique du récepteur. Enfin, il apparaît sur l'ensemble des Figures qu'une augmentation du flux solaire incident ne permettrait pas de réaliser des gains significatifs en termes de rendement du récepteur. Par exemple, pour la courbe associée à une température de cuve froide de 515 °C sur la Figure 3.15, une augmentation du flux de 1 à 1,5 MW/m² ne permettrait d'augmenter le rendement que de 0,5 %, ce qui, à première vue, est insuffisant pour justifier les problèmes supplémentaires de tenue mécanique des matériaux rencontrés pour un tel flux.

3.3.6 Calcul du rendement global de la centrale CSP pour les différentes combinaisons fluide-matériau

Afin de déterminer le rendement global de la centrale CSP à tour solaire (récepteur solaire et cycle sCO_2 à recompression), le rendement thermique du récepteur solaire pour chaque combinaison fluide-matériau doit d'abord être déterminé. Pour ce faire, la température de la cuve de stockage froide est fixée à 550 °C, comme expliqué à la sous-section 3.3.1. Les rendements du récepteur considérés ici sont supposés être les optima des courbes de rendement du récepteur en fonction du flux incident, générées pour chacune des seize combinaisons possibles. Même si ces rendements sont potentiellement associés à des flux incidents trop élevés par rapport à la technologie actuelle, ils constituent cependant une image de la borne supérieure des rendements thermiques atteignables par le récepteur. Les rendements thermiques du récepteur pour les différentes paires sont montrés au Tableau 3.18. Actuellement, le rendement thermique garanti du récepteur est de 90,5 %.

Rendement thermique optimal du récepteur solaire (%)	NaCl-MgCl ₂	NaCl-KCl-ZnCl ₂	Li ₂ CO ₃ -Na ₂ CO ₃ -K ₂ CO ₃	Zinc fondu
Haynes 282	91,27	88,6	89,66	93,22
Alloy 740H	91,08	88,42	89,47	93,01
Hexoloy SiC	91,95	89,25	90,31	93,93
Mo-30W	92,17	89,45	90,53	94,16

Tableau 3.18 : Rendement du récepteur optimal des différentes combinaisons

Le rendement global de la centrale CSP à tour solaire peut être obtenu en multipliant ces rendements par le rendement du cycle sCO_2 à recompression déterminé à la sous-section 3.3.1 (48,69 %). Les rendements globaux relatifs aux différentes paires fluide-matériau sont synthétisés au Tableau 3.19. Le rendement global de la technologie actuelle est de 35,57 %.

Rendement global optimal de la centrale CSP à tour solaire (%)	NaCl-MgCl ₂	NaCl-KCl-ZnCl ₂	Li ₂ CO ₃ -Na ₂ CO ₃ -K ₂ CO ₃	Zinc fondu
Haynes 282	44,44	43,14	43,66	45,39
Alloy 740H	44,35	43,05	43,56	45,29
Hexoloy SiC	44,77	43,46	43,97	45,73
Mo-30W	44,88	43,55	44,08	45,85

Tableau 3.19 : Rendement global de la centrale pour chacune des combinaisons possibles

Pour rappel, ces rendements ont été calculés en supposant que les pertes thermiques dans les autres composants de la tour solaire ainsi que dans les cuves de stockage sont nulles. Les résultats montrent que la combinaison la plus prometteuse est le zinc fondu couplé avec du Mo-30W. En effet, pour une puissance incidente au récepteur de 1 MW, une puissance électrique de 458,5 kW est produite. Cependant, comme dit précédemment, énormément d'inconnues et d'interrogations subsistent quant à l'implémentation d'un récepteur solaire employant ce fluide et ce matériau. Il nécessiterait probablement un re-design complet du récepteur et constitue donc une perspective à très long terme. Parmi les combinaisons plus usuelles dans l'industrie du CSP (sel fondu - alliage de nickel), la paire présentant le rendement le plus élevé est le H282 employé avec du NaCl-MgCl₂ (44,44 %). Cette combinaison est donc à envisager dans un futur moins lointain.

4. Conclusions générales et perspectives

Ce travail a permis de mettre en lumière deux améliorations potentielles de la technologie CSP à tour solaire et d'étudier leur faisabilité dans des perspectives à court terme et à plus long terme. En effet, afin de diminuer le coût de l'électricité produite par les centrales à tour solaire, deux solutions ont été proposées par CMI. La solution à court terme est d'augmenter le flux solaire incident au récepteur afin de pouvoir diminuer sa surface et donc son coût, tandis que la solution à long terme consiste à augmenter la température du fluide caloporteur sortant du récepteur afin d'accroître le rendement du cycle thermodynamique sous-jacent.

L'étude de l'optimisation à court terme du récepteur solaire s'est portée principalement sur quatre alliages de nickel candidats pour constituer les tubes des panneaux supposés irradiés par des flux solaires plus importants. Parmi ces alliages à base austénitique, deux sont renforcés par solution solide : le H230 et le 625, et deux sont renforcés par précipitation de phases γ' : le 740H et le H282. Ces phases ont comme effet d'augmenter la résistance de ces matériaux à hautes températures, comme le démontrent leurs courbes élastoplastiques et leurs courbes de résistance au fluage (isothermes). Cependant, une comparaison des dommages de fluage calculés pour le H230 et le H282 lors d'une exposition à des flux solaires élevés a montré que ces dommages étaient plus importants pour le H282 que le H230. Cela s'explique également par la précipitation des phases γ' qui induisent d'importantes concentrations de contraintes lorsque le H282 est soumis à des déformations plastiques (ici d'origine thermique). Bien que, par manque d'informations, cette analyse de durée de vie n'a pas pu être appliquée au 625 et au 740H, les conclusions établies ci-dessus sont sans doute généralisables à ces alliages. En conclusion, les alliages de nickel renforcés par précipitation, bien qu'intéressants à première vue de par leur grande résistance mécanique, ne semblent pas adaptés pour constituer les tubes du récepteur dans le cadre de cette optimisation à court terme. Les alliages renforcés par solution solide résistent mieux aux déformations thermiques dues aux flux élevés et semblent donc être les alliages les plus prometteurs à court terme.

Etant donné la limitation des informations disponibles et du temps alloué pour réaliser ce travail, cette étude de l'amélioration à court terme du récepteur reste très partielle. Un grand nombre de travaux ultérieurs peut être accompli afin de valider et d'élargir ces conclusions :

- Prendre en compte l'impact des contraintes mécaniques due à la pression du sel fondu dans les tubes dans l'analyse de la durée de vie.
- Déterminer les taux de déformation en fluage primaire et tertiaire des différents alliages de nickel candidats afin de générer des courbes isochrones plus réalistes. Pour acquérir les informations relatives à ces étapes du fluage : s'adresser directement aux fournisseurs des alliages ou réaliser des tests de fluage.
- Considérer dans l'analyse de la durée de vie le phénomène de fatigue des alliages de nickel dû au cyclage thermique dans les tubes du récepteur, ainsi que son éventuelle interaction avec le fluage.
- Réaliser une étude par la méthode des éléments finis afin de connaître la distribution exacte des contraintes dans les tubes.

- Valider les résultats de l'analyse complète de la durée de vie par des tests expérimentaux.
- Etudier de manière plus détaillée les phénomènes métallurgiques susceptibles de se produire au sein des alliages de nickel considérés à hautes températures, surtout pour le 625 susceptible à la fragilisation par relaxation.
- Réaliser une étude économique complète afin d'évaluer l'impact des différents alliages sur le coût du récepteur. Par exemple, le 625 semble, d'après les Figures 2.18 et 2.20, moins résistant au fluage que le H230 pour des températures supérieures à 700 °C et génère davantage de contraintes pour une déformation donnée. Il est donc fort probable qu'il ne puisse pas être soumis à un flux incident aussi élevé que pour le H230. Pour une même puissance absorbée, la surface de tubes devrait donc être plus élevée pour le 625 que pour le H230. Cependant, le 625 est, d'après CMI, beaucoup moins cher que le H230 ce qui pourrait compenser le coût dû à une surface de récepteur plus élevée.

Dans le cadre de l'optimisation à long terme, quatre fluides caloporteurs prometteurs ont été retenus pour une utilisation jusqu'à des températures de l'ordre de 730 °C. Trois d'entre eux sont des sels fondus : le NaCl-MgCl₂, le NaCl-KCl-ZnCl₂ et le Li₂CO₃-Na₂CO₃-K₂CO₃, sélectionnés respectivement pour leur faible coût, leur faible température de fusion et leur bon comportement face à la corrosion. L'autre fluide prometteur est le zinc fondu, caractérisé par un coefficient de transfert de chaleur convectif exceptionnel mais fragilisant potentiellement les matériaux à son contact et inflammable avec l'eau. Quatre matériaux ont également été sélectionnés pour une exposition à hautes températures : deux alliages de nickel renforcés par précipitation (à conditions que les flux incidents ne soient pas trop élevés), un matériau céramique et un alliage réfractaire. Les alliages de nickel sont le 740H et le H282, plus communs dans l'industrie énergétique mais associés à une diminution de la température-cible définie par CMI (850 °C) à 800 °C à cause de leur faible résistance au fluage à de telles températures. Au contraire, le céramique Hexoloy SiC et l'alliage réfractaire Mo-30W ne sont pas inquiétés par le fluage à 850 °C, mais sont des matériaux atypiques dans l'industrie énergétique à grandes puissances dû, entre autres, à leur grande fragilité (SiC), leur grande densité (Mo-30W) ou encore à la difficulté de les joindre à d'autres matériaux. Ils nécessiteraient probablement un design inédit du récepteur solaire. Ces nouvelles conditions d'opération du récepteur solaire permettraient d'obtenir un rendement de cycle thermodynamique de 48,69 % en considérant un cycle sCO₂ à recompression. Le rendement global optimal récepteur-cycle fluctuerait entre 43,05 % (combinaison NaCl-KCl-ZnCl₂ – 740H) et 45,85 % (Zinc fondu – Mo-30W), contre 35,57 % pour la technologie actuelle, ce qui constituerait un gain considérable.

A nouveau, un grand nombre de travaux ultérieurs pourraient être réalisés :

- Tester la compatibilité des fluides et des matériaux prometteurs en termes de corrosion et de fragilisation pour le zinc fondu, dans les conditions à long terme du récepteur solaire
- Réaliser une analyse de durée de vie complète analogue à celle de l'optimisation à court terme pour le 740H et le H282, afin de valider s'ils sont bien résistants au fluage et à la fatigue à des températures de 800 °C pour des flux plus faibles que dans la première partie (générant des déformations élastiques).

- Modéliser un nouveau design du récepteur solaire constitué de tubes en Hexoloy SiC ou en Mo-30W. Des tubes de 5 m (longueur maximale des tubes en SiC produits par Saint-Gobain) constitueraient la référence de ce design inédit. Avoir un ordre de grandeur du coût de ce récepteur à long terme pourrait également être intéressant.
- Obtenir d'avantage d'informations sur la jonction céramiques-métaux (brasage) et réaliser des tests
- Réaliser une étude économique complète pour les combinaisons fluide-matériau les plus prometteuses, en prenant également en compte les gains apportés par le cycle sCO₂ en termes de rendement et les coûts supplémentaires engendrés par un plus grand volume de stockage suite au ΔT plus faible (550 °C – 730 °C).

De manière générale, ce travail a montré que la technologie du CSP à tour solaire dispose du potentiel nécessaire pour rester compétitif avec le PV au cours des prochaines années. Cette technologie est loin d'être à maturité et de nombreuses améliorations sont encore possibles afin de réduire son coût. Cependant, ces optimisations ne seront pas aisées et nécessiteront d'importants challenges technologiques, rendant le CSP d'autant plus attrayant et passionnant pour les ingénieurs !

Bibliographie

1. Elia. *L'avis d'Elia sur la vision énergétique de la Belgique pour 2050*. Bruxelles : s.n., 2017.
2. Commission européenne. Une économie sobre en carbone à l'horizon 2050. *Commission européenne*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] https://ec.europa.eu/clima/policies/strategies/2050_fr.
3. CNRS/sagascience et agence Veez. L'énergie solaire dans le monde : les chiffres. *Le Journal CNRS*. [En ligne] février 2014. [Citation : 9 mai 2018.] <https://lejournal.cnrs.fr/infographies/lenergie-solaire-dans-le-monde-les-chiffres>.
4. L'énergie solaire, moteur incontesté de la transition énergétique. *Cozynergy*. [En ligne] 27 octobre 2017. [Citation : 9 mai 2018.] <https://www.cozynergy.com/lenergie-solaire-moteur-inconteste-de-la-transition-energetique/>.
5. Bartholomé, Grégory et Van Vyve, Emmanuel. Les Energies Renouvelables : L'ingénierie appliquée à l'éolien, au solaire, à la biomasse ... les enjeux de demain. *Ingénieurs Belges*. [En ligne] 2011. [Citation : 9 mai 2018.] <http://www.ingenieursbelges.be/Energies-concentration-solaire.php>.
6. Solaire à concentration ou photovoltaïque ? *Alternatives économiques*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <https://www.alternatives-economiques.fr/solaire-a-concentration-photovoltaïque-1011201612578.html>.
7. *Levelized cost of electricity : PV and CPV in comparison to other technologies*. Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE. Freiburg : s.n., 2014. pp. 1-5.
8. Sinclair, Peter. Gemasolar – Solar Power 24/7. *Climate crocks*. [En ligne] 24 juin 2011. [Citation : 9 mai 2018.] <https://climatecrocks.com/2011/06/24/gemasolar-solar-power-247/>.
9. Office of Energy Efficiency & Renewable Energy. Power Tower System Concentrating Solar Power Basics. *Energy.gov*. [En ligne] 20 août 2013. [Citation : 9 mai 2018.] <https://www.energy.gov/eere/solar/articles/power-tower-system-concentrating-solar-power-basics>.
10. The American Society of Mechanical Engineers. *Boiler and Pressure Vessel Code, Section II: Materials - Part D: Properties (Metric)*. s.l. : ASME International, 2017.
11. The American Society of Mechanical Engineers. *BPVC Section III-Rules for Construction of Nuclear Facility Components-Division 1-Subsection NH-Class 1 Components in Elevated Temperature Service*. s.l. : ASME, 2007.
12. Le Code ASME pour les chaudières et réservoirs sous pression sera disponible en ligne à partir de juillet. *NBN*. [En ligne] 9 mars 2015. [Citation : 9 mai 2018.] <https://www.nbn.be/fr/actualites/le-code-asme-pour-les-chaudières-et-réservoirs-sous-pression-sera-disponible-en-ligne-à>.
13. *Weldability and weld performance of candidate nickel based superalloys for advanced ultrasupercritical fossil power plants Part II: weldability and cross-weld creep performance*. Siefert, J.A., et al. 4 mai 2016, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 21, pp. 397-427.

14. Jacques GRILLIAT, Jacques SALBAING, Michel RABINOVITCH, Bernard PIRE. NICKEL. *Encyclopædia Universalis*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <http://www.universalis.fr/encyclopedie/nickel/>.
15. Guedou, Jean-Yves. *DES MATERIAUX INCONTOURNABLES POUR LES TURBOREACTEURS AERONAUTIQUES : LES SUPERALLIAGES BASE NICKEL*. s.l. : Société Française de Métallurgie et de Matériaux, 2014.
16. Mouritz, A. Superalloys for gas turbine engines. *Introduction to Aerospace Materials*. s.l. : Woodhead Publishing, 2012, pp. 251-267.
17. Lecomte-Beckers, Jacqueline. *Physique des matériaux*. s.l. : ULiège.
18. Superalloy. *Wikipédia*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <https://en.wikipedia.org/wiki/Superalloy>.
19. Haynes. HAYNES® 230® alloy. *Haynes International*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/230-brochure.pdf>.
20. —. HASTELLOY® X alloy. *Haynes International*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] http://www.haynesintl.com/alloys/alloy-portfolio/_High-temperature-Alloys/HASTELLOY-X-alloy/HASTELLOY-X-principal-features.aspx.
21. Mark Mehos, Craig Turchi, Judith Vidal, Mickael Wagner, Zhiwen Ma, Clifford Ho, William Kolb, Charles Andraka, Alan Kruizenga. *Concentrating Solar Power Gen3 Demonstration Roadmap*. s.l. : National Renewable Energy Laboratory, 2017.
22. SpecialMetals. INCONEL® ALLOY 740H® . *SpecialMetals*. [En ligne] <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-740-h.pdf>.
23. Haynes. HAYNES® 282® alloy. *Haynes International*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/282-brochure.pdf?sfvrsn=20>.
24. Special Metals. Inconel alloy 617. *specialmetals*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-617.pdf>.
25. Haynes. HAYNES® 625 alloy. *Haynes International*. [En ligne] [Citation : 9 mai 2018.] <http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/625-brochure.pdf?sfvrsn=8>.
26. Matthew J. Donarchie, Stephen J. Donarchie. *Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition*. s.l. : ASM International, 2002. p. 329.
27. Stephen Floreen, Gerhard E. Fuchs, Walter J. Yang. *The Metallurgy of Alloy 625*. Schenectady, New York : The Minerals, Metals&Materials Society, , 1994.
28. Ganesan, P., Renteria, C. M. et Crum, J. R. *Versatile Corrosion Resistance of INCONEL® alloy 625 in Various Aqueous and Chemical Processing Environments*. Huntington : Into Alloys International, Inc., 1991.
29. Shoemaker, Lewis E., Brian, A. Baker et Gaylord, D. Smith. *Fabricating Nickel Alloys To Avoid Stress Relaxation Cracking*. s.l. : NACE International, 2007.

30. *Microstructure and phase stability of INCONEL alloy 617*. Mankins, W. L., Hosier, J. C. et Bassford, T. H. 5, s.l. : © American Society for Metals, 1974, Vol. 5, pp. 2579-2590.
31. Radavich, John F. et Fort, Andrea. *Effects of Long-Time Exposure in Alloy 625 at 1200°F, 1400°F and 1600°F*. s.l. : The Minerals, Metals&Materials Society, 1994.
32. Klarstrom, Dwaine. Non-Ferrous.Ni Haynes 230. *High Performance Alloys Database*. [En ligne] janvier 2009. [Citation : 10 mai 2018.] <https://cindasdata.com/products/docs/hpad/hpad-example-haynes230.pdf>.
33. *Phase precipitation and time–temperature-transformation diagram of Hastelloy X*. Zhao, J. C., Larsen, M. et Ravikumar, V. 1-2, 30 novembre 2000, Materials Science and Engineering : A, Vol. 293, pp. 112-119.
34. Pike, L. M. *LONG TERM THERMAL EXPOSURE OF HAYNES 282 ALLOY*. Kokomo : TMS, 2010.
35. Incropera, Frank P., et al. *Foundations of heat transfer*. s.l. : John Wiley & Sons, Inc., 2013. p. 517.
36. Université Toulouse. DIMENSIONNEMENT DES STRUCTURES EXERCICE DE PERFECTIONNEMENT SUR LES BASES DU COMPORTEMENT ELASTIQUE . *blic.iutenligne*. [En ligne] 1 novembre 2010. [Citation : 11 mai 2018.] http://public.iutenligne.net/conception-mecanique/gambelin/les_liaisons_mecaniques/Fichiers/DdS-JG/applications-DdS/sujets-applications-DdS/ex-reservoir-sous-pression.pdf.
37. Jawad, Maan H. et Jetter, Robert I. *Design & Analysis of ASME Boiler and Pressure Vessel Components in the Creep Range*. s.l. : The American Society of Mechanical Engineers, 2009.
38. Lours, Philippe et Baillon, Fabien. Les paramètres de Larson-Miller. *Au Coeur des Matériaux Cristallins*. [En ligne] 3 Mars 2015. <http://nte.mines-albi.fr/SciMat/co/SM6uc4-3.html>.
39. Shingledecker, John. *Metallurgical Effects of Long-Term Stress Rupture in a New Nickel-Base Alloy*. Knoxville : University of Tennessee, 2012.
40. Ramberg, W. et Osgood, W. R. *Description of stress-strain curves by three parameters*. s.l. : NACA TN 902.
41. *Ni-Based Alloys for Advanced Ultrasupercritical Steam Boilers*. Tortorelli, P. F., et al. Pittsburgh, Pennsylvania : Oak Ridge National Laboratory, 2014.
42. Siefert, John A., Libby, Cara et Shingledecker, John. *Concentrating Solar Power (CSP) Power Cycle Improvements through Application of Advanced Material*. s.l. : AIP Conference Proceedings, 2016.
43. Bucci, Julie. *Étude de faisabilité d'adaptation d'un récepteur solaire existant à un cycle de Brayton à CO2 super-critique*. Liège : Université de Liège - CMI, 2016.
44. Cairo University Faculty of Engineering. Part B: Heat Transfer Principals in Electronics Cooling. *pathways*. [En ligne] [Citation : 15 mai 2018.] <http://www.pathways.cu.edu.eg/ec/text-pdf/part%20b-9.pdf>.
45. Ruste, Jacky. La corrosion des métaux. *microscopie icaunaise*. [En ligne] [Citation : 15 mai 2018.] http://micro.icaunais.free.fr/06_corrosion.pdf.

46. Williams, D. F. *Assessment of Candidate Molten Salt Coolants for the NNGP/NHI Heat-Transfer Loop*. s.l. : OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY , 2006.
47. Roldan Serrano, Maria Isabel. Heat transfer fluids used in Concentrating Solar Technologies. *Concentrating Solar Thermal Technologies: Analysis and Optimisation by CFD Modelling*. s.l. : Springer, 2016.
48. Serrano-Lopez, R., Fradera, J. et Cuesta-Lopez, S. *Molten salts database for energy applications*. Burgos (Spain) : s.n., 2013.
49. Williams, D. F., Toth, L. M. et Klaro, K. T. *Assessment of Candidate Molten Salt Coolants for the AHTR*. s.l. : ORNL, 2006.
50. *EES Database*.
51. Vignarooban, K., et al. *Heat transfer fluids for concentrating solar power systems - A review*. Advanced Technology Innovation Center, Polytechnic School : Applied Energy, pp.383-396, 2015.
52. Fosberg, Charles W., et al. *Liquid Salt Applications and Molten Salt Reactors*. Nice : Societe Francaise D'Energie Nucleaire (French Nuclear Energy Society), 2007.
53. Pei-Wen, Li et Cho Lik, Chan. *Thermal energy storage analyses and designs*. s.l. : Elsevier, 2017.
54. Heller, Lukas. *Literature Review on Heat Transfer Fluids and Thermal Energy Storage Systems in CSP Plants*. s.l. : Solar Thermal Energy Research Group, Stellenbosch University, 2013.
55. Ramana, G. Reddy. *Molten Salt Thermal Energy Storage Materials for Solar Power Generation* . s.l. : Department of Metallurgical and Materials Engineering, The University of Alabama.
56. Olivares, R., Chen, C. et Wright, S. *The Thermal Stability of Molten Lithium-Sodium-Potassium Carbonate and the Influence of Additives on the Melting Point*. s.l. : Journal of Solar Energy Engineering 134, 2012.
57. Chen, C., et al. *Coupled experimental study and thermodynamic modeling of melting point and thermal stability of Li_2CO_3 - Na_2CO_3 - K_2CO_3* . s.l. : The Commonwealth Scientific and Industrial Research Organisation, International Journal of Solar Energy, 2014.
58. Xue-Hui, An, Jin-Hui, Cheng et Peng, Zhang. *The Thermal Stability of Molten Lithium-Sodium-Potassium Carbonate and the Influence of Additives on the Melting Point*. s.l. : Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, 2016.
59. Liu, T. L., Liu, W. R. et Xu, X. H. *Properties and heat transfer coefficients of four molten salt high temperature heat transfer fluid candidates for concentrating solar power plants*. s.l. : IOP Conf, 2017.
60. TWI. What is liquid metal embrittlement and what are common embrittling metal couples? *twi-global*. [En ligne] [Citation : 18 mai 2018.] <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/faq-what-is-liquid-metal-embrittlement-and-what-are-common-embrittling-metal-couples/>.
61. Wikipedia. NaK. *Wikipedia*. [En ligne] [Citation : 18 mai 2018.] <https://fr.wikipedia.org/wiki/NaK>.
62. Infomine. Tin. *Infomine*. [En ligne] <http://www.infomine.com/investment/metal-prices/tin/>.

63. Cadmium India. *metalprices*. [En ligne]
<https://www.metalprices.com/metal/cadmium/cadmium-99-cif-india>.
64. Wikipedia. Cadmium. *Wikipedia*. [En ligne] [Citation : 18 mai 2018.]
<https://fr.wikipedia.org/wiki/Cadmium>.
65. —. Zinc. *Wikipedia*. [En ligne] [Citation : 18 mai 2018.] <https://fr.wikipedia.org/wiki/Zinc>.
66. Infomine. Zinc. *infomine*. [En ligne] <http://www.infomine.com/investment/metal-prices/zinc/>.
67. Wikipedia. Lead. *Wikipedia*. [En ligne] [Citation : 18 mai 2018.]
<https://en.wikipedia.org/wiki/Lead>.
68. Infomine. Lead. *infomine*. [En ligne] <http://www.infomine.com/investment/metal-prices/lead/>.
69. Lecomte-Beckers, J. et Ruffoni, D. *Materials Selection*. s.l. : CDC.
70. Haynes International. HAYNES® 242® alloy. *haynesintl*. [En ligne] 2017. [Citation : 22 mai 2018.]
<http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/242-brochure.pdf?sfvrsn=10>.
71. Special metals. INCOLOY® alloy 800H & 800HT. *specialmetals*. [En ligne] [Citation : 22 mai 2018.]
<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/incoloy/incoloy-alloys-800h-800ht.pdf>.
72. *Advanced heat exchanger development for molten salts*. Sabharwall, P., et al. Idaho : Elsevier, 2014, Nuclear Engineering and Design, Vol. 280.
73. *Ceramics and ceramic matrix composites for heat exchangers in advanced*. Sommers, A, et al. s.l. : Elsevier, 2010, Applied Thermal Engineering, pp. 1-15.
74. *Matériaux et assemblages hétérogènes: de l'élaboration à la caractérisation mécanique*. Deschaux-Beaume, Frédéric. s.l. : Université Montpellier II - Sciences et Techniques du Languedoc, 2009.
75. MNX. Material: Aluminum Nitride (AlN), bulk. *MEMSnet*. [En ligne] [Citation : 23 mai 2018.]
<https://www.memsnet.org/material/aluminumnitridealnbulk/>.
76. NSM. AlN - Aluminium nitride thermal properties. *ioffe*. [En ligne] [Citation : 23 mai 2018.]
<http://www.ioffe.ru/SVA/NSM/Semicond/AlN/thermal.html>.
77. Auerkari, Pertti. *Mechanical and physical properties of engineering alumina ceramics*. s.l. : VTT Manufacturing Technology, 1996.
78. Lezhenin, F F et Gnesin, G G. *THERMAL CONDUCTIVITY OF SILICON CARBIDE AT HIGH TEMPERATURES*. s.l. : Institute of Materials Science, Academy of Sciences of the UkrSSR, 1966.
79. Munro, R G. *Material properties of a Sintered SiC*. Maryland : Ceramics Division, National Institute of Standards and Technology, 1997.
80. MNX. Material: Silicon Nitride (Si3N4). *memsnet*. [En ligne] [Citation : 24 mai 2018.]
<https://www.memsnet.org/material/siliconnitridesi3n4/>.
81. Kyocera. CHARACTERISTICS OF KYOCERA FINE CERAMICS. *global.kyocera*. [En ligne] 2018. [Citation : 24 mai 2018.] <https://global.kyocera.com/prdct/fc/product/pdf/material.pdf>.

82. *Elevated temperature, nano-mechanical testing in situ in the scanning electron microscope*. Wheeler, Jeffrey M et Michler, Johann. s.l. : The Review of scientific instruments, 2013, Vol. 84.
83. Kenkre, V M et Fan, X. *A theoretical approach to the thermal conductivity of boron carbides*. Albuquerque : Department of Physics and Astronomy University of New Mexico, 1987.
84. 3M Advanced Materials Division. 3M™ Boron Carbide. *multimedia.3m*. [En ligne] 2017. [Citation : 24 mai 2018.] <http://multimedia.3m.com/mws/media/10041250/3m-boron-carbide.pdf>.
85. National Physical Laboratory Kaye & Laby. 2.3.7 Thermal conductivities. *kayelaby.npl*. [En ligne] 2017. [Citation : 24 mai 2018.] http://www.kayelaby.npl.co.uk/general_physics/2_3/2_3_7.html.
86. SAINT-GOBAIN. Sintered SiC Heat Exchanger Tubes. *refractories.saint-gobain*. [En ligne] [Citation : 25 mai 2018.] <https://www.refractories.saint-gobain.com/markets/chemical-heat-exchanger-tubes>.
87. Smallwood, Robert E. *Refractory Metals and Their Industrial Applications*. s.l. : ASTM International, 1984.
88. Davis, Joseph R. *ASM Specialty Handbook: Heat-Resistant Materials*. s.l. : ASM International, 1997.
89. Densimet® and TZM inserts. . *plansee*. [En ligne] [Citation : 25 mai 2018.] <https://www.plansee.com/en/products/components/forming-and-machining-tools/mold-inserts.html>.
90. Diaz, Brenda Garcia et Gray, Josh. *Corrosion in Very High-Temperature Molten Salt for Next Generation CSP Systems*. s.l. : SRNL Savannah River National Laboratory, 2013.
91. Dewallef, Pierre. *Cours de centrales thermiques et cogénération*. Liège : Université de Liège - Faculté des sciences Appliquées, 2016-2017.

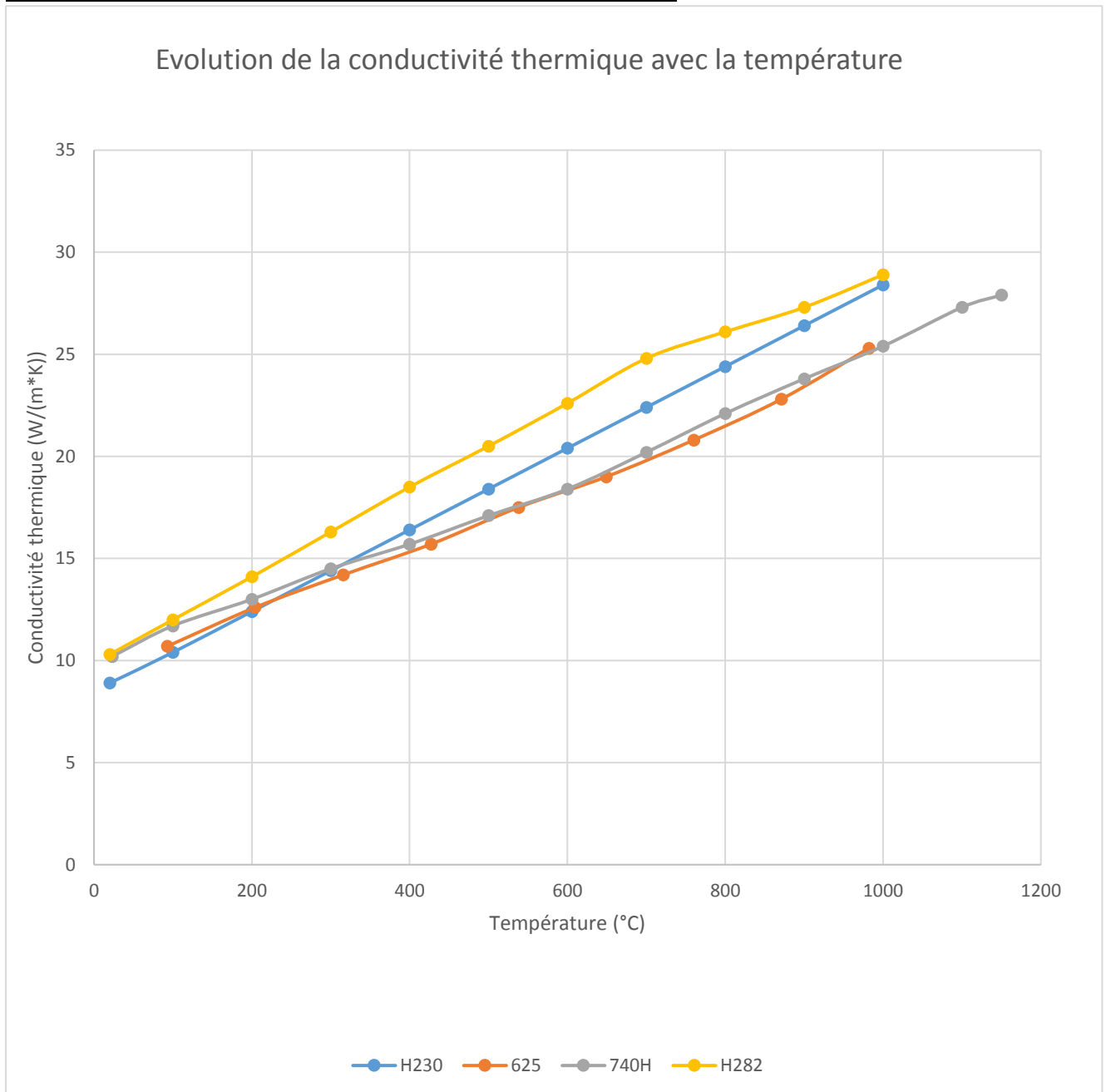
Annexes

Propriétés du sel fondu $KNO_3 - NaNO_3$

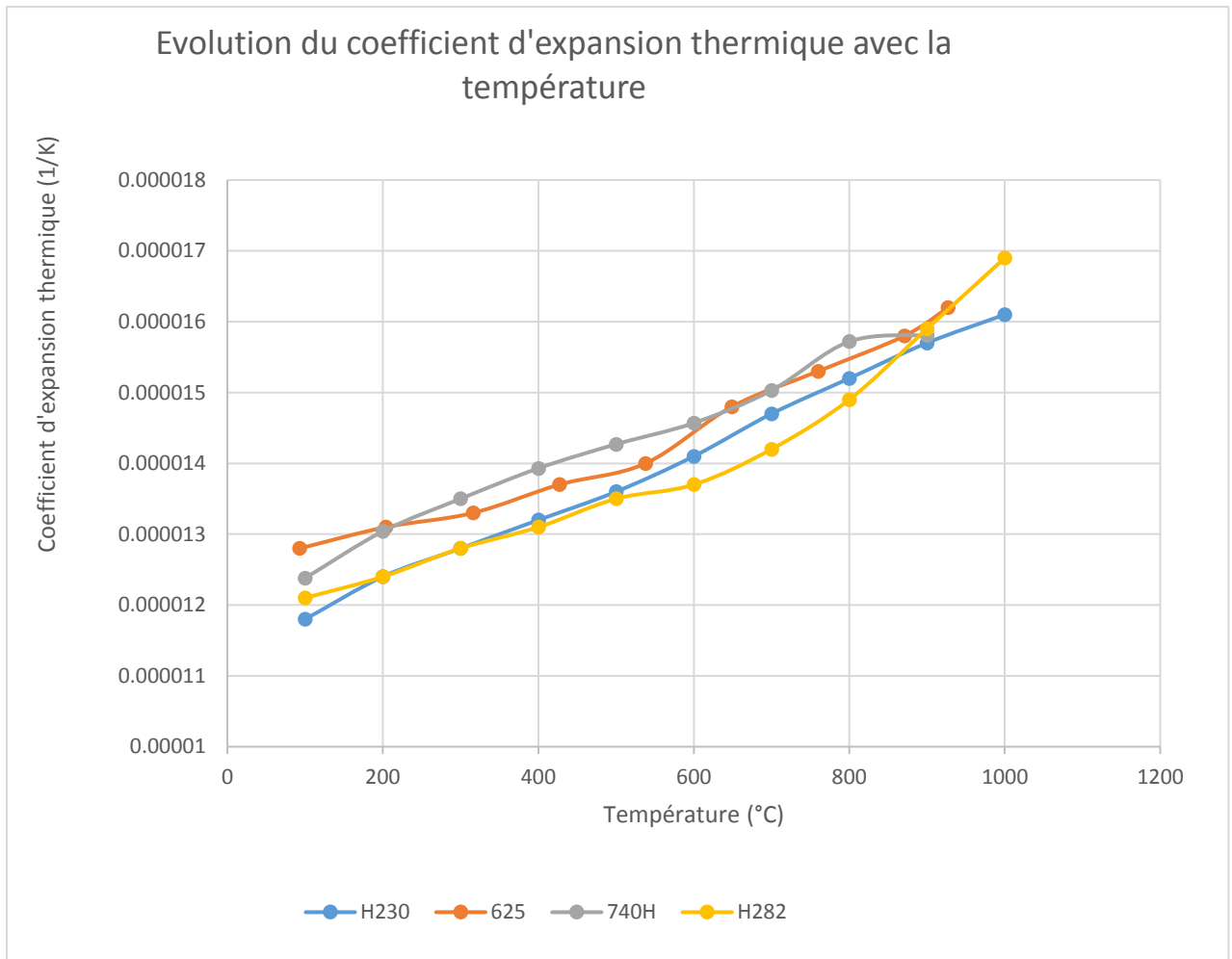
- Masse volumique $[kg/m^3]$ $\rho_{sel} = 2090 - 0,636.T_{sel}$
- Conductivité thermique $[W/m/K]$ $k_{sel} = 0,443 + 0,00019.T_{sel}$
- Chaleur massique $[J/K/kg]$ $Cp_{sel} = 1443 + 0,172.T_{sel}$
- Viscosity dynamique $[mPa.s]$ $\mu_{sel} = 22,714 - 0,12T_{sel} + 0,0002281T_{sel}^2 - 0,0000001474T_{sel}^3$

T_{sel} est en °C.

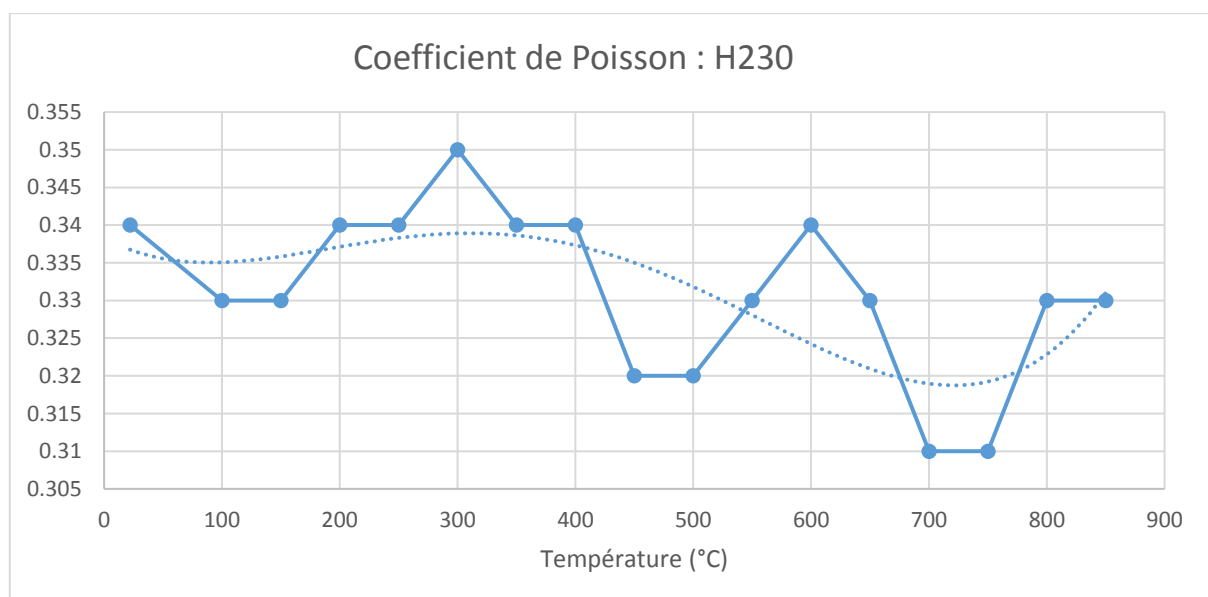
Conductivité thermique vs température des différents alliages

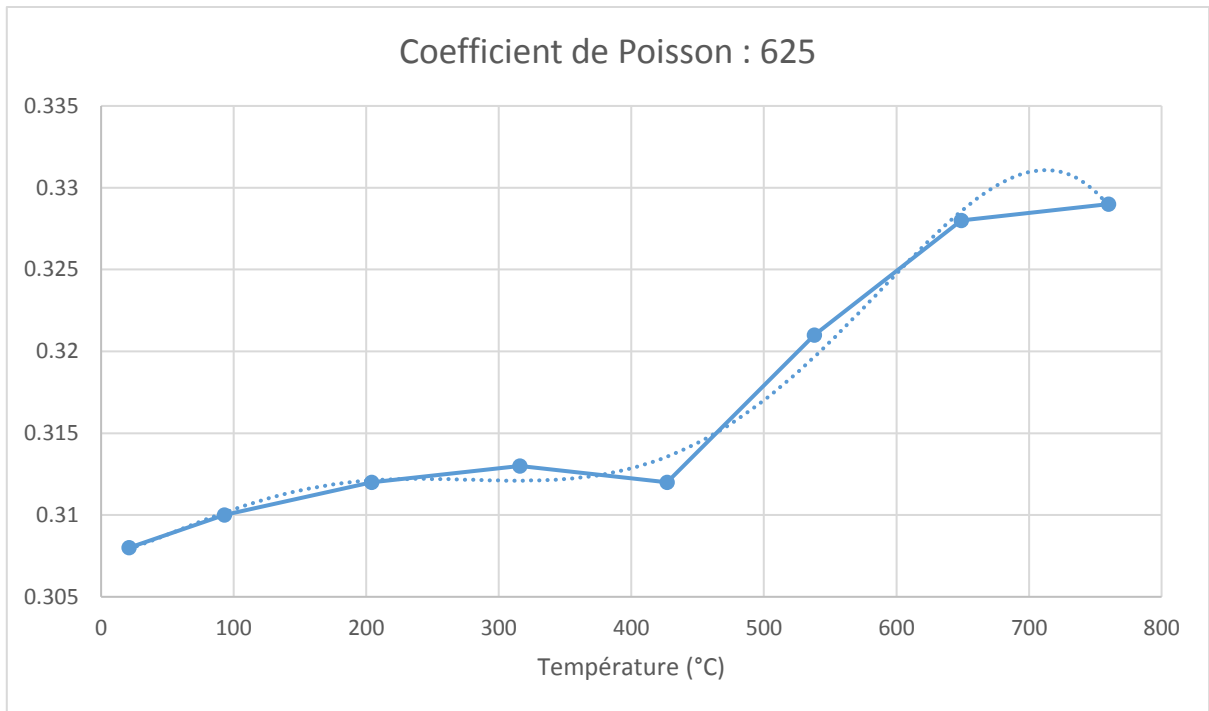


Coefficient d'expansion thermique vs température des différents alliages

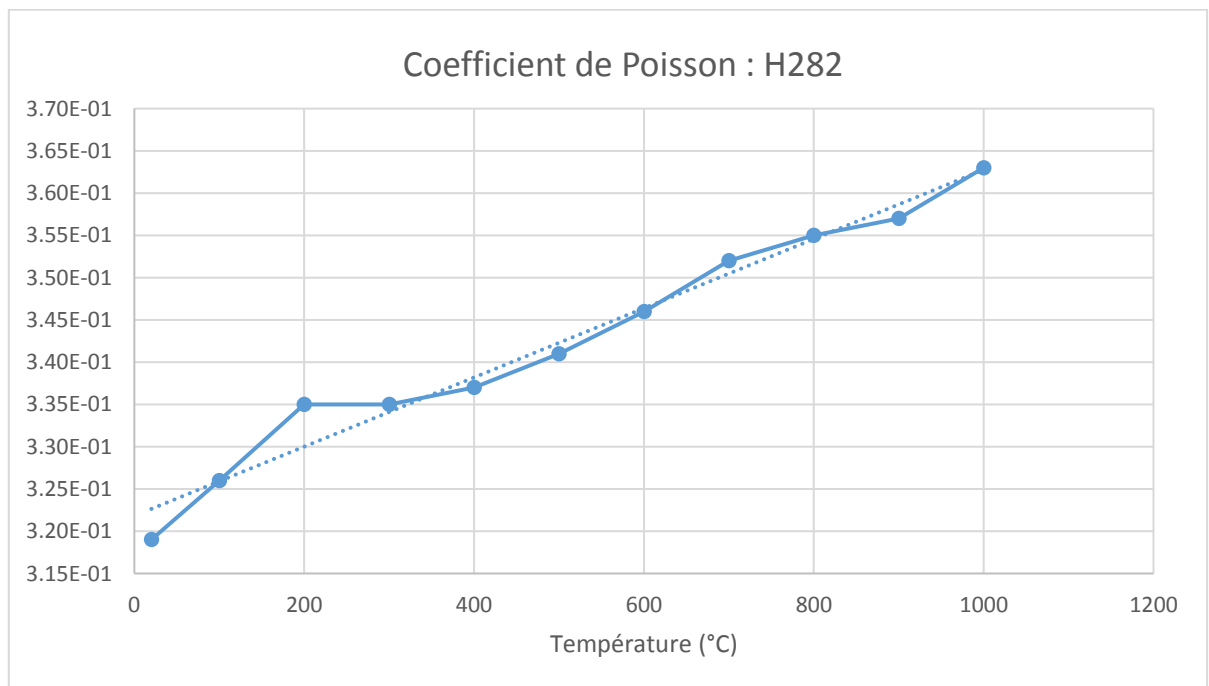


Coefficient de Poisson vs température des différents alliages

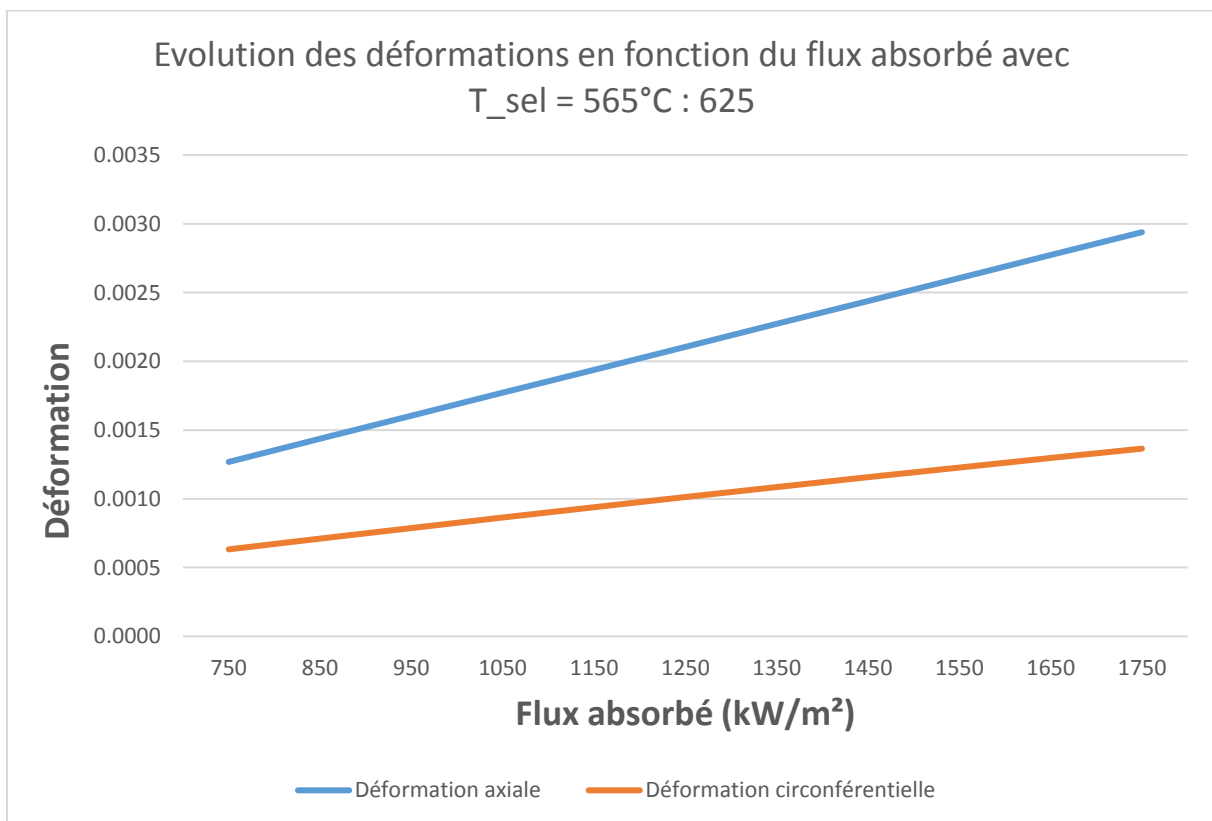
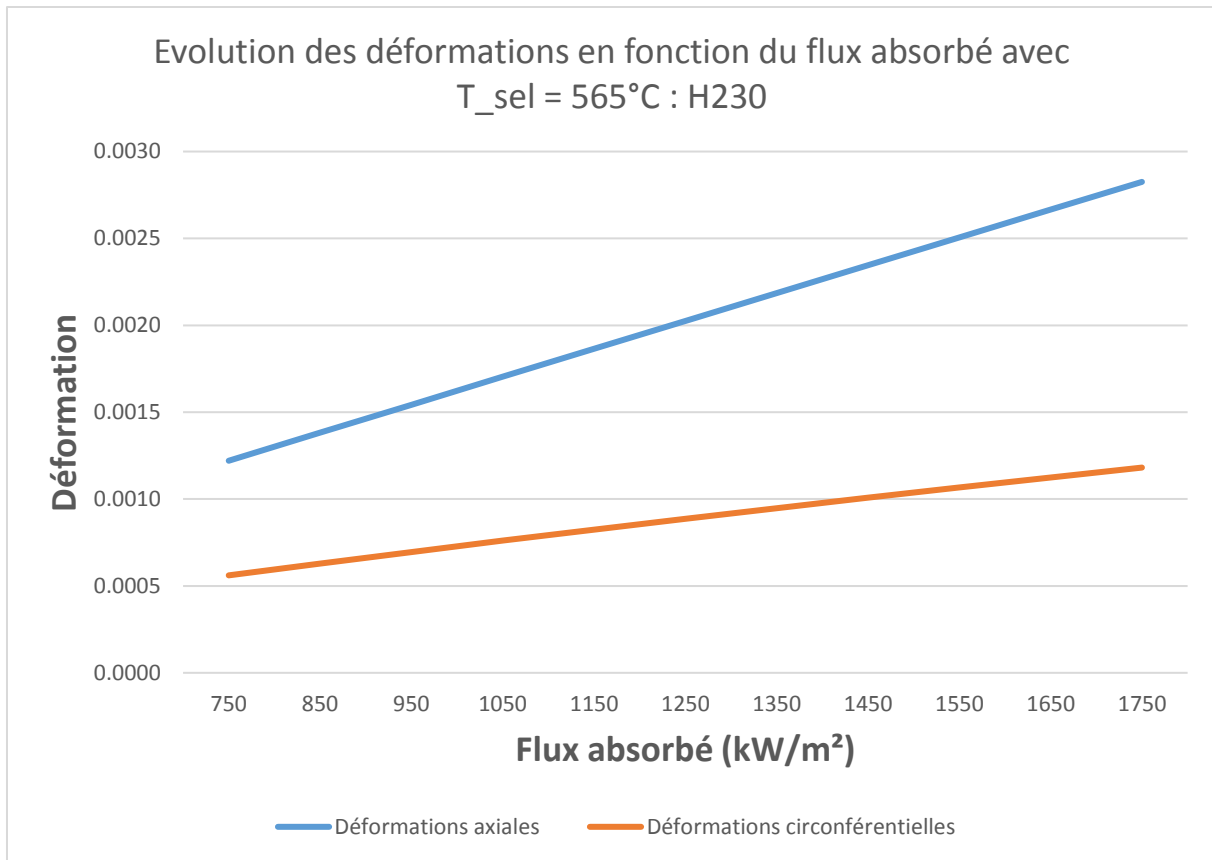


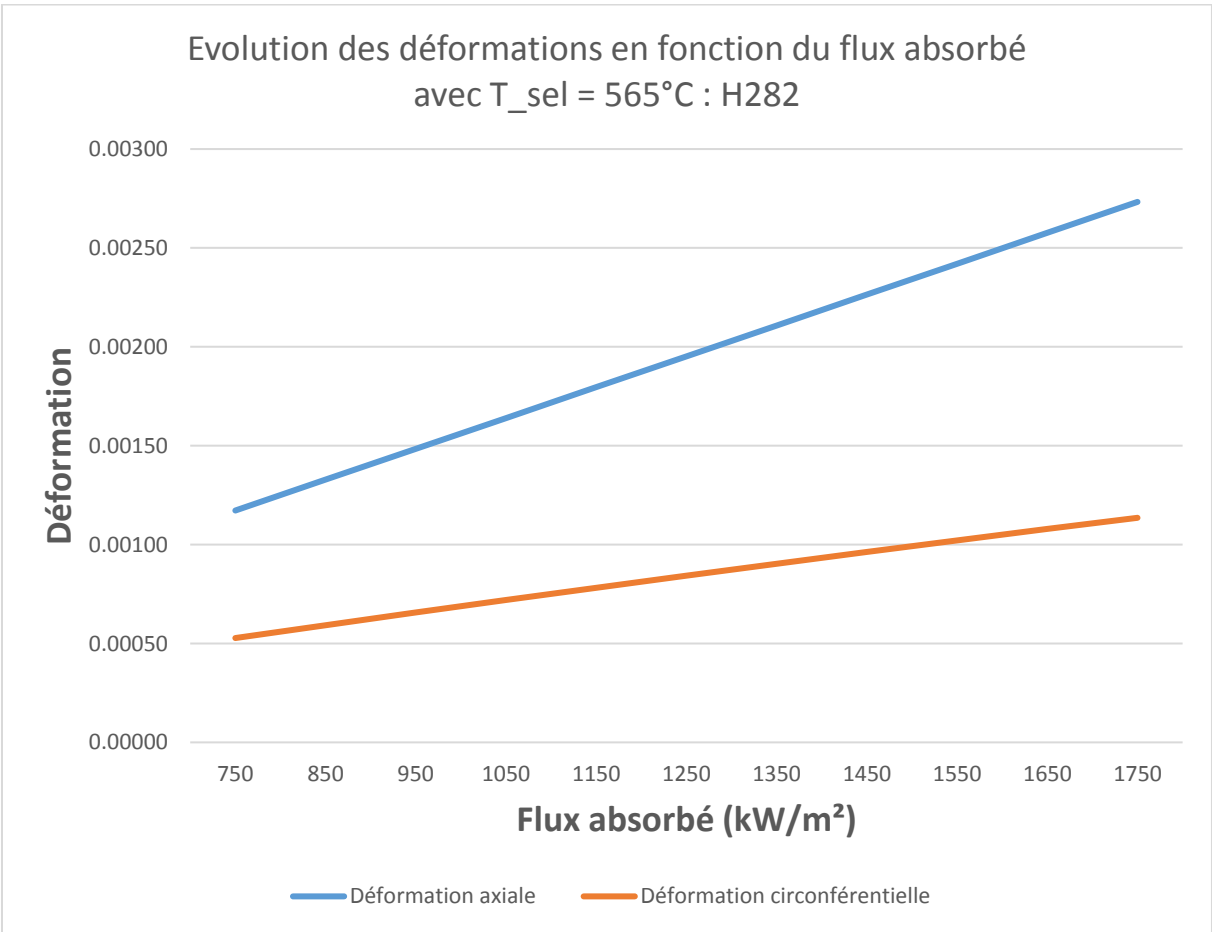
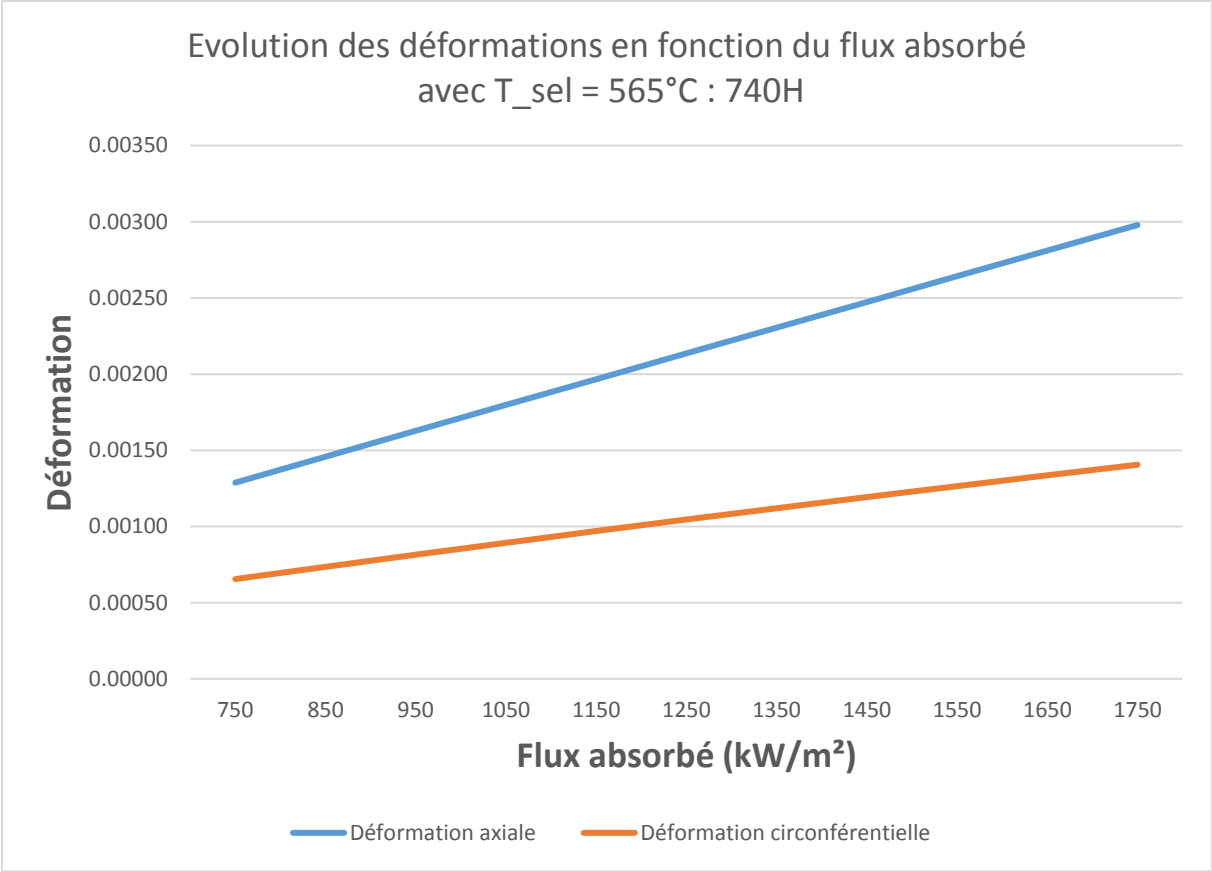


- Le coefficient de Poisson du 740H est supposé constant et égal à 0,35

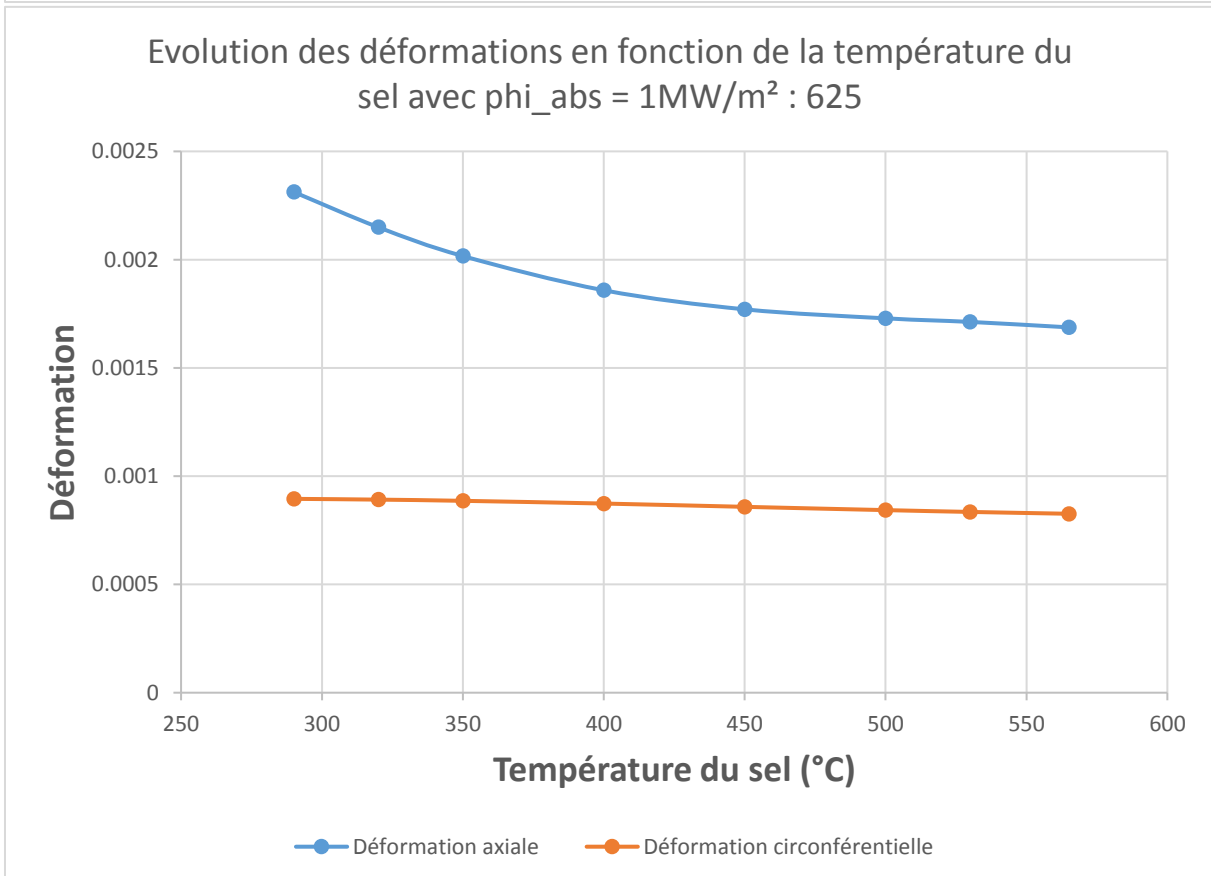
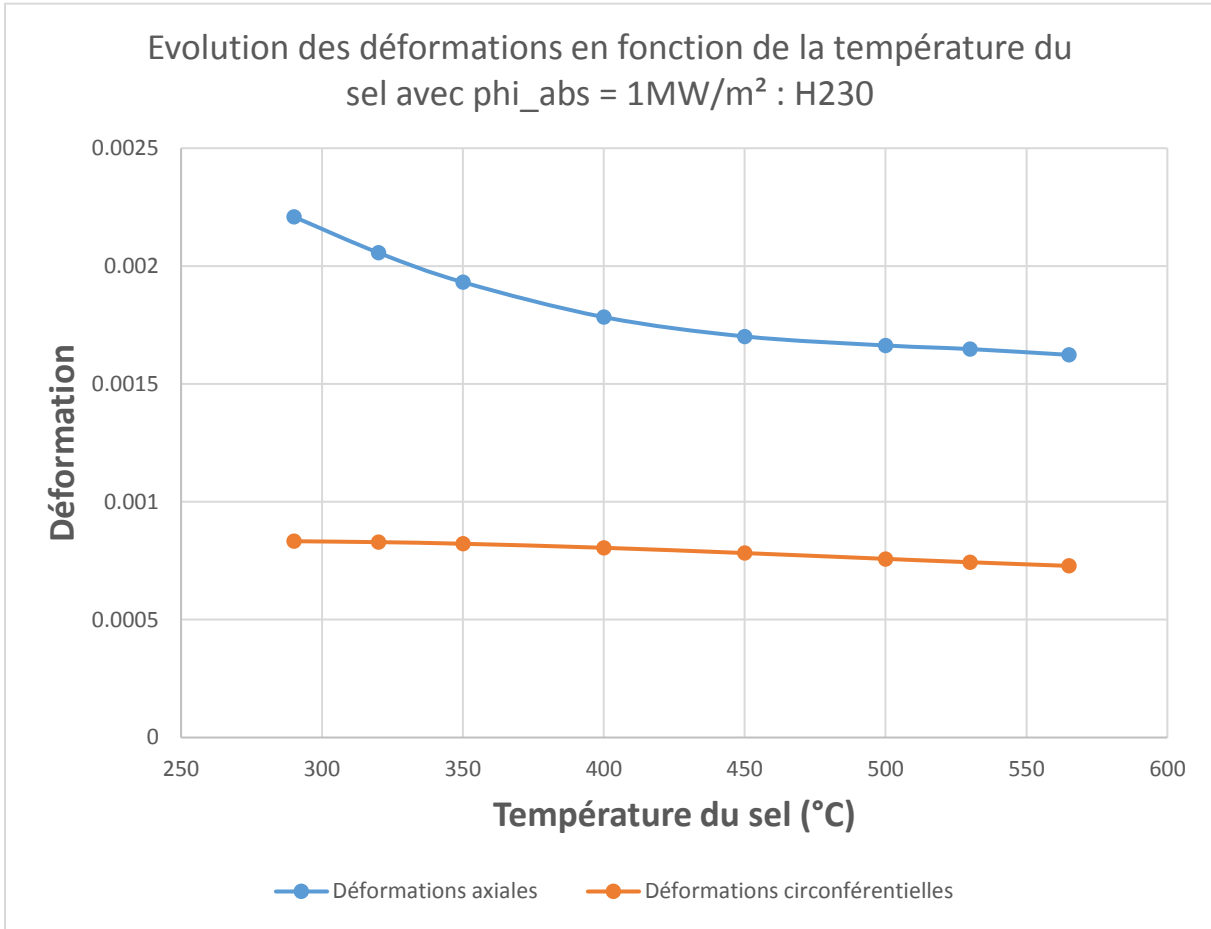


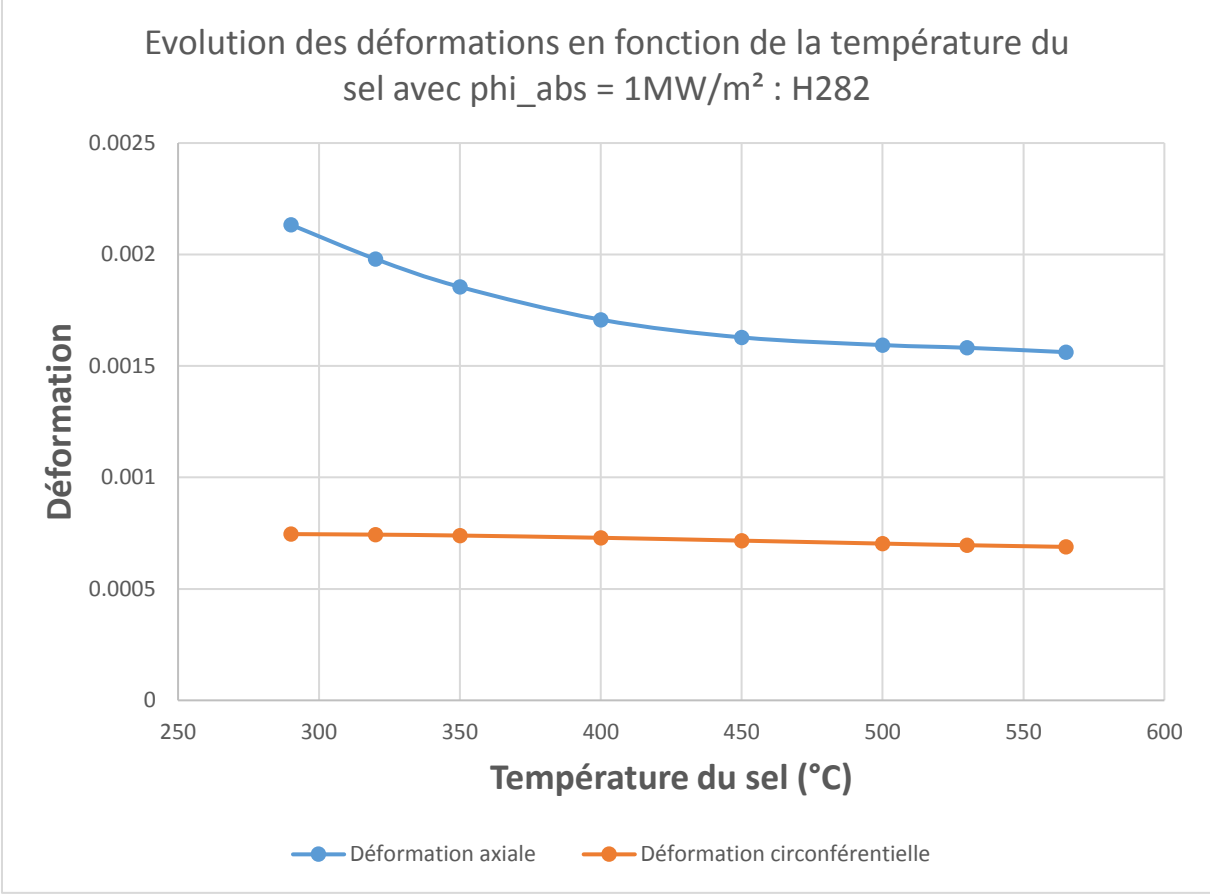
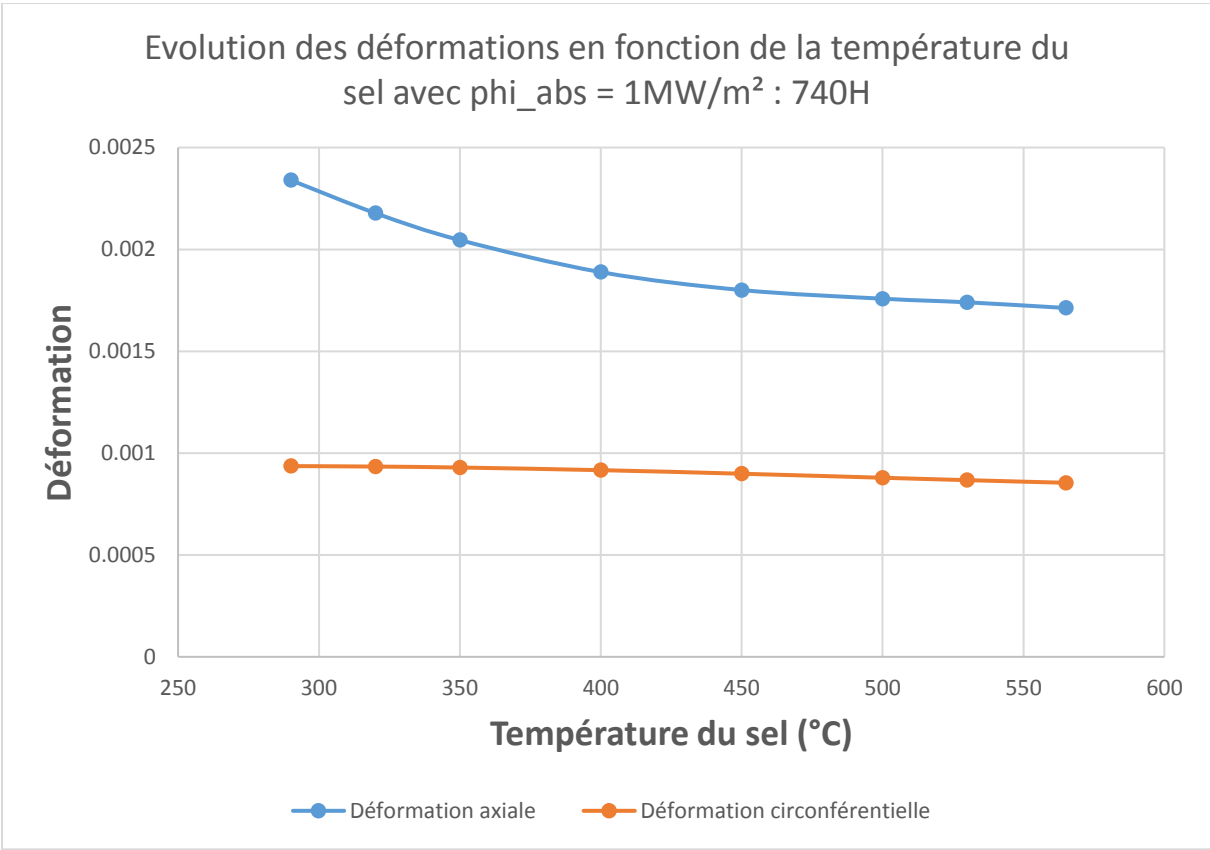
Evolution des déformations en fonction du flux absorbé pour les différents alliages

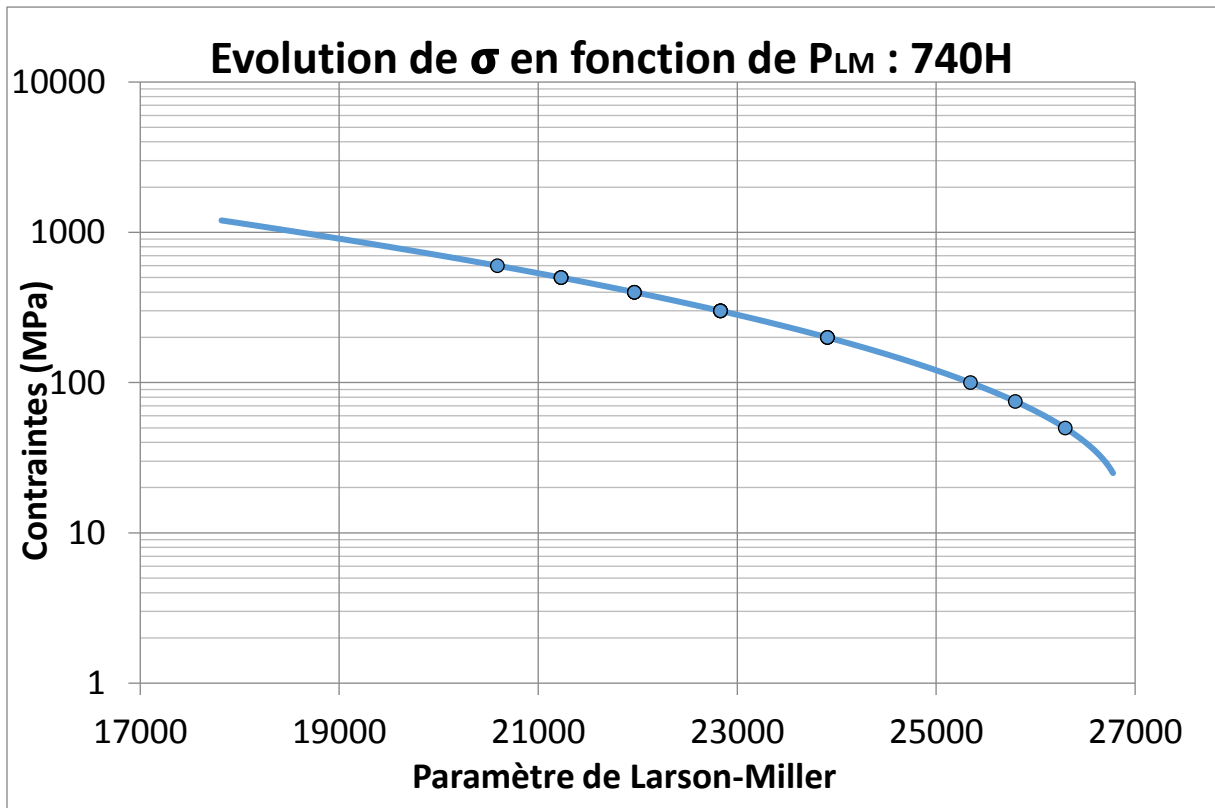
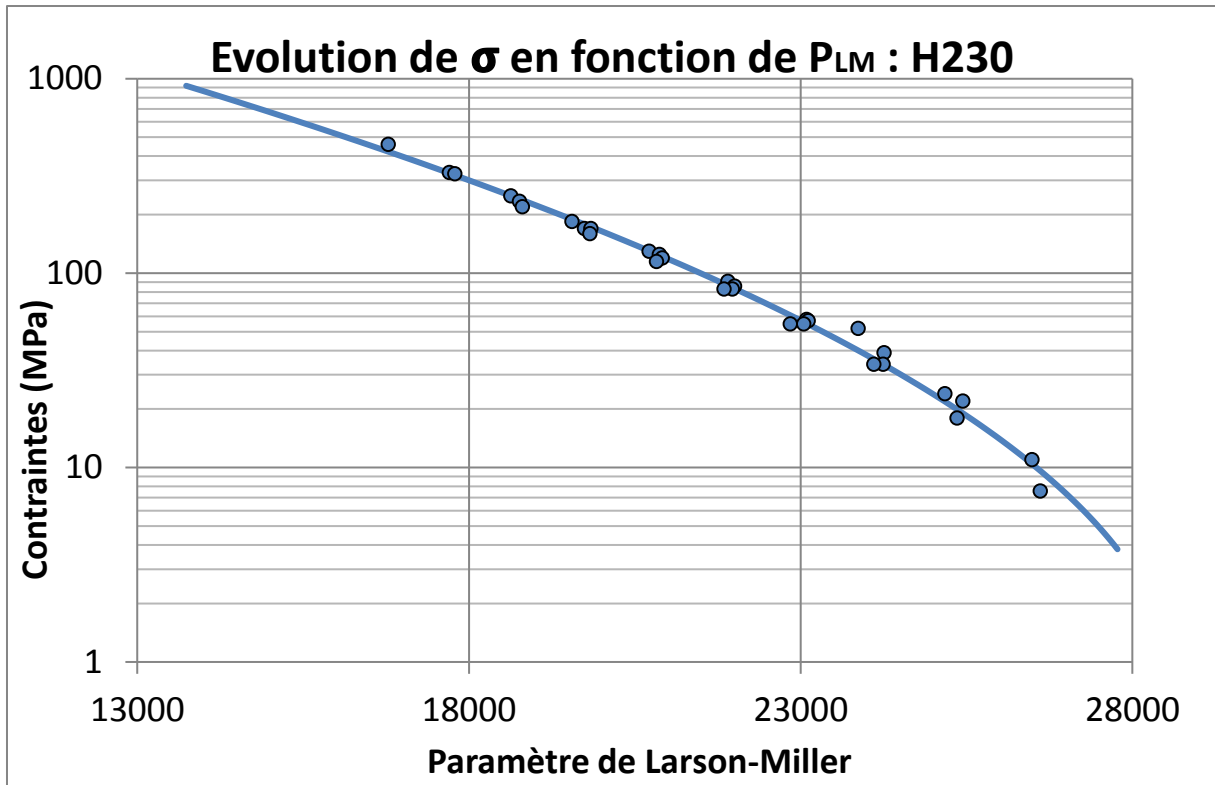


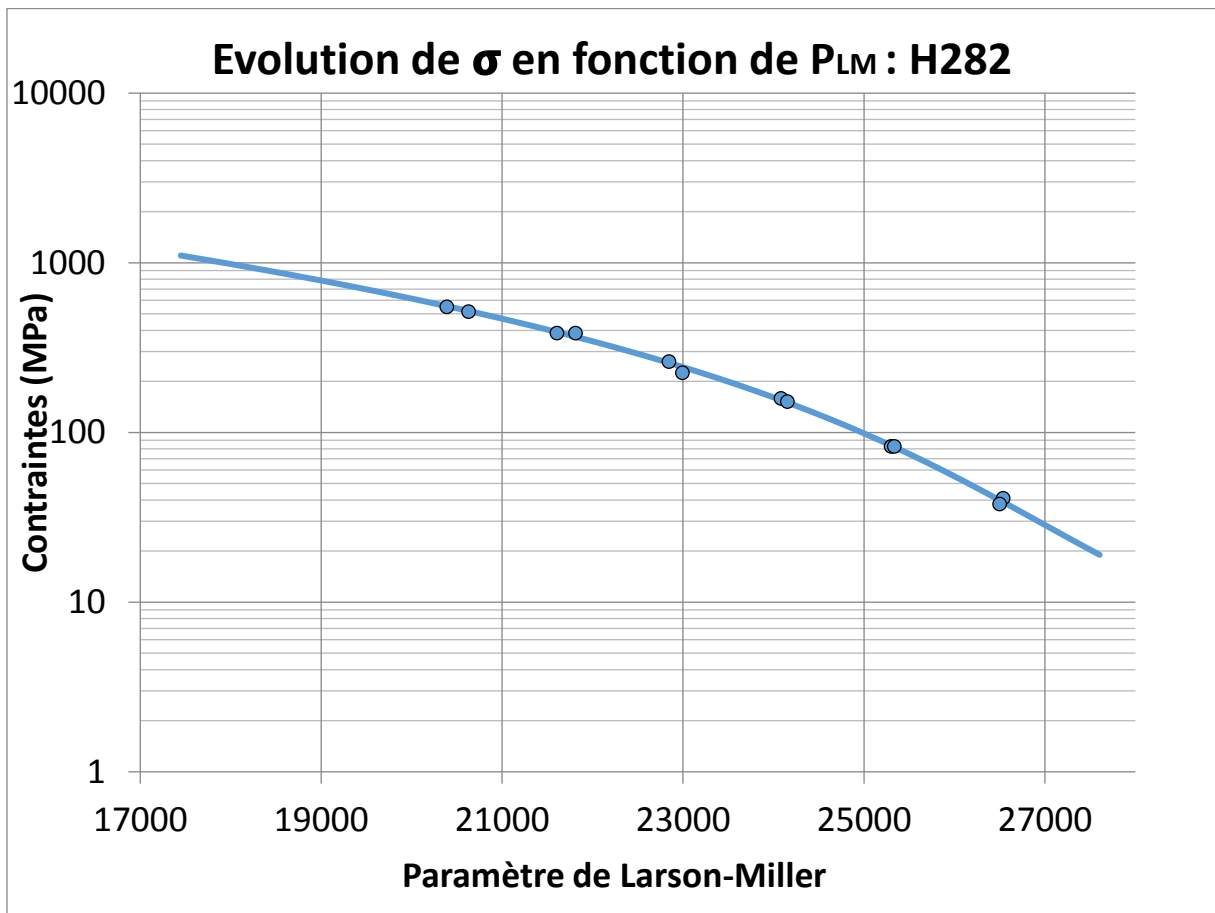
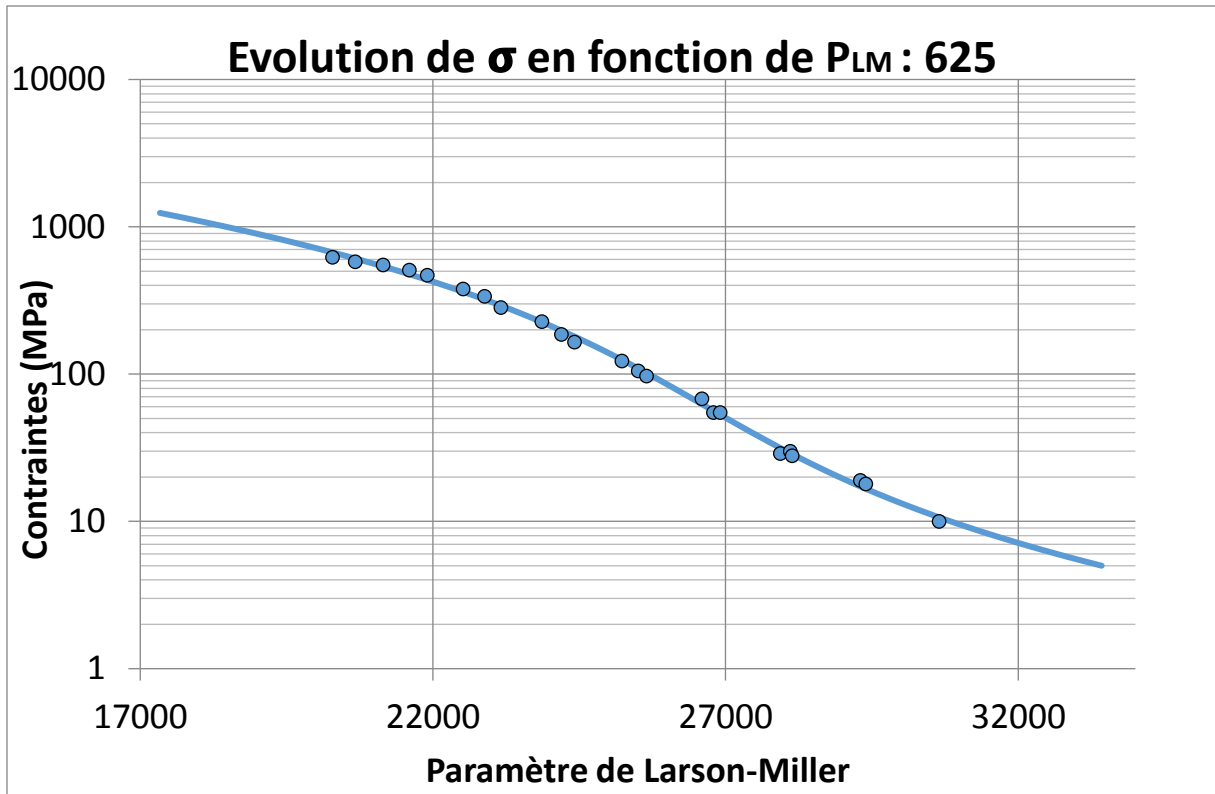


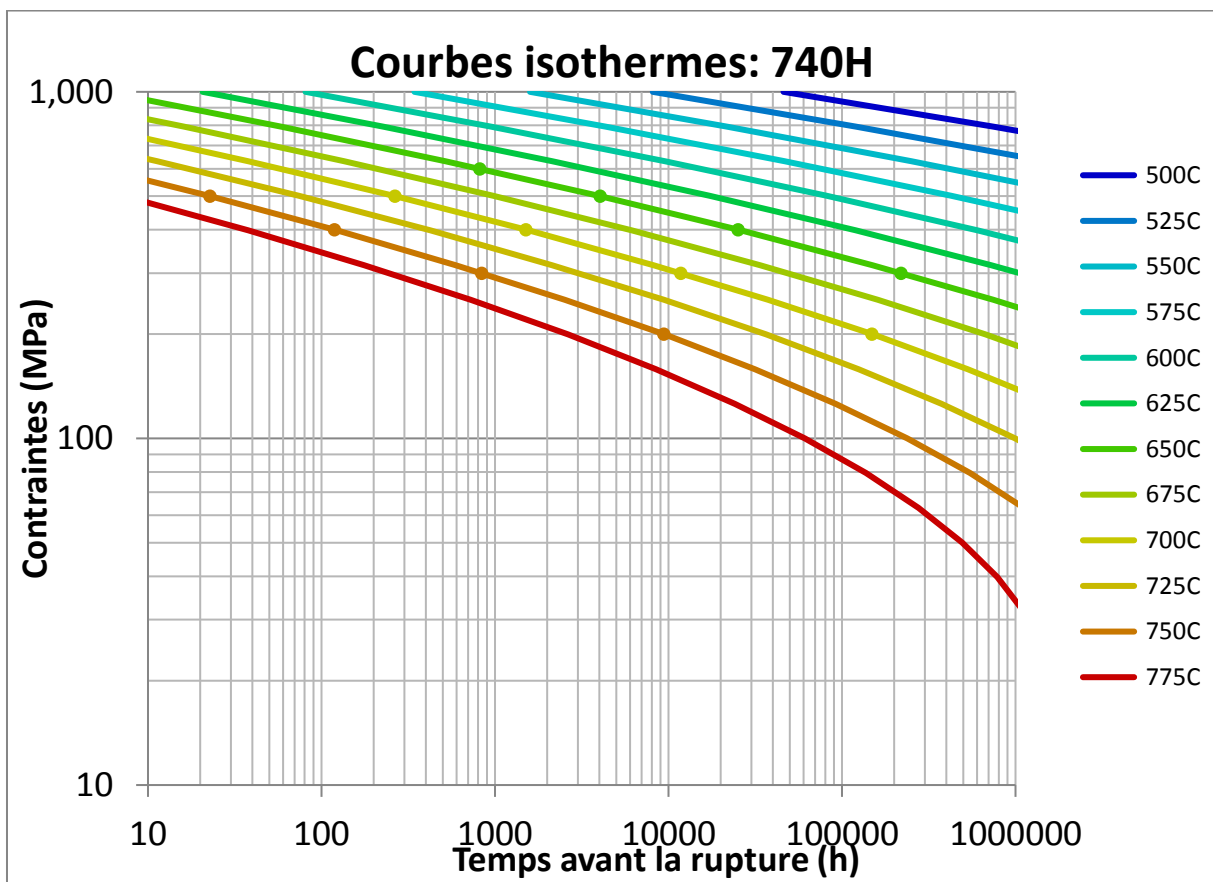
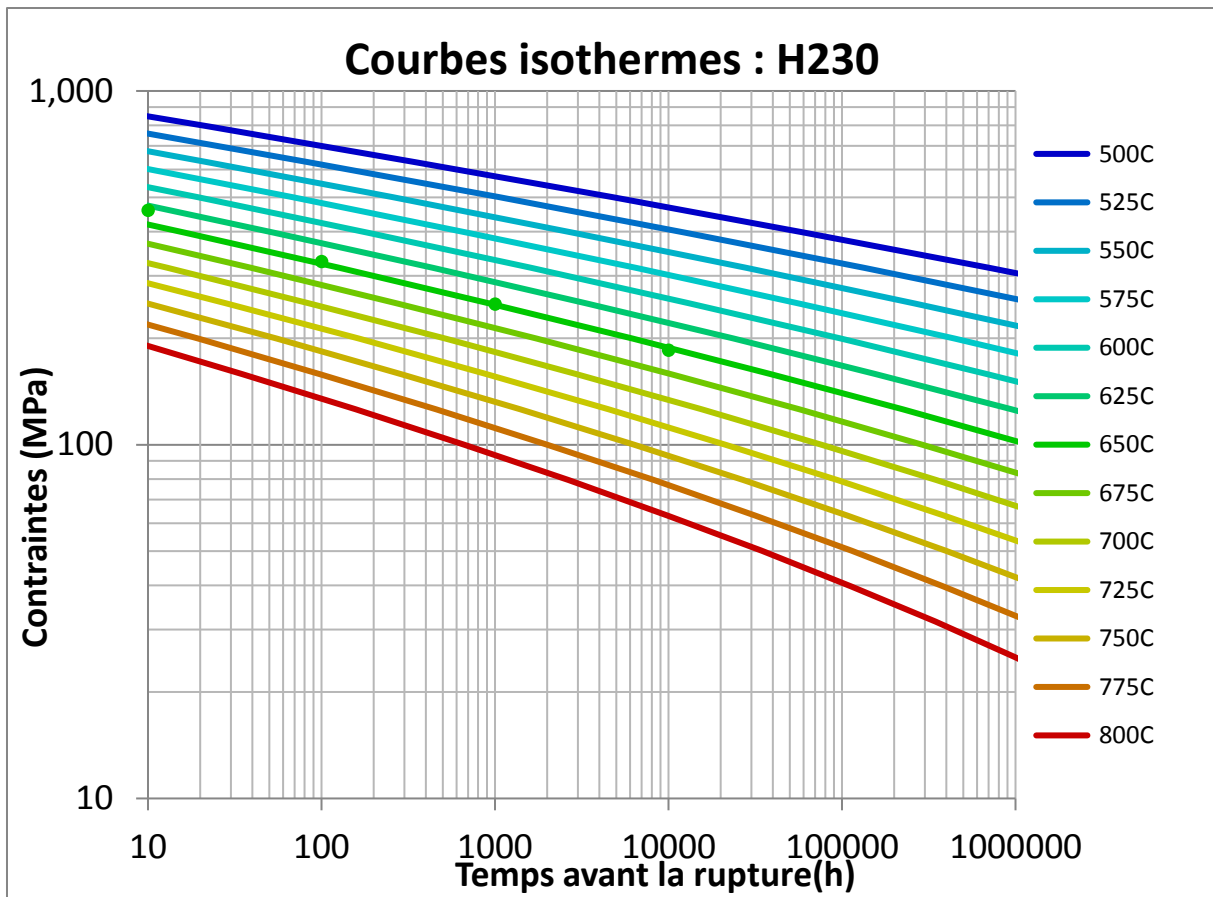
Evolution des déformations en fonction de la température du sel pour les différents alliages

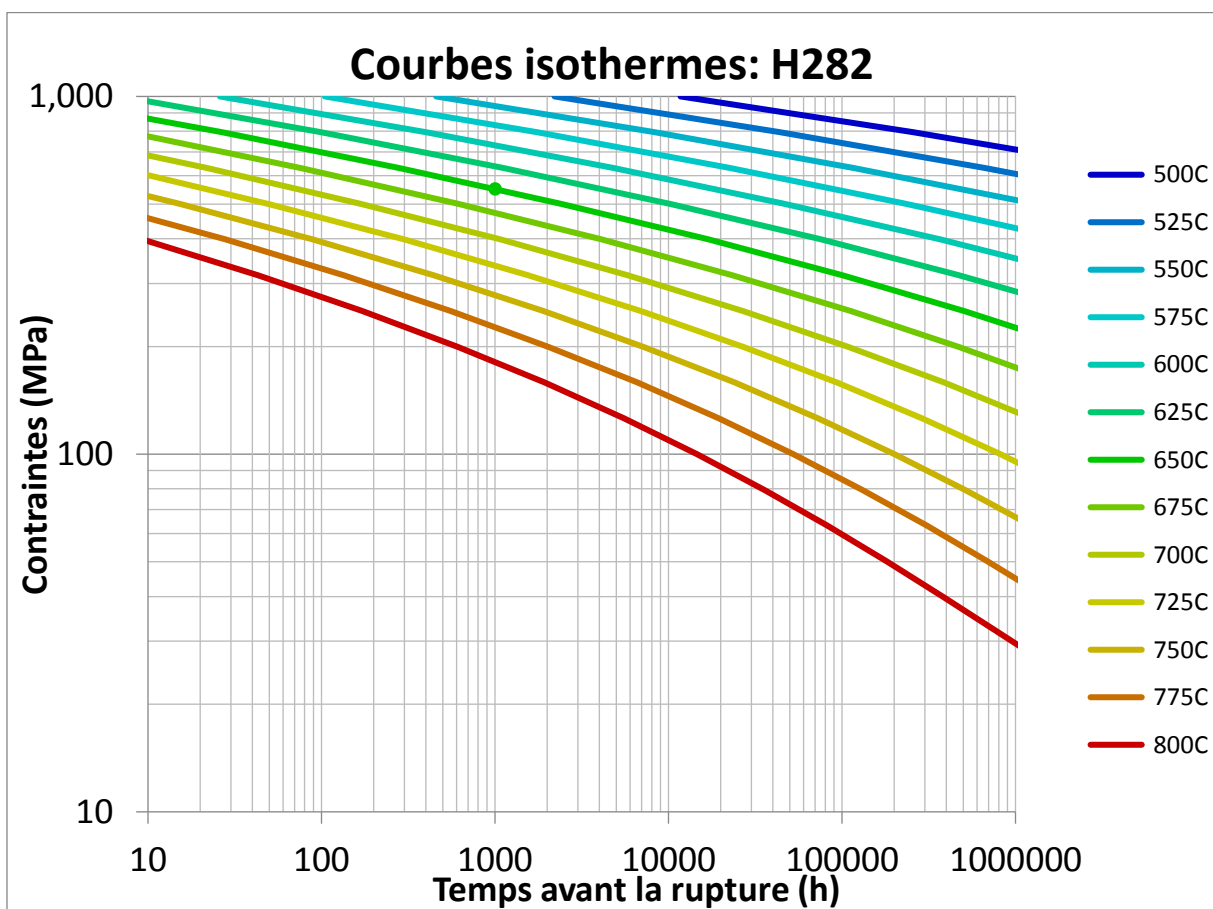
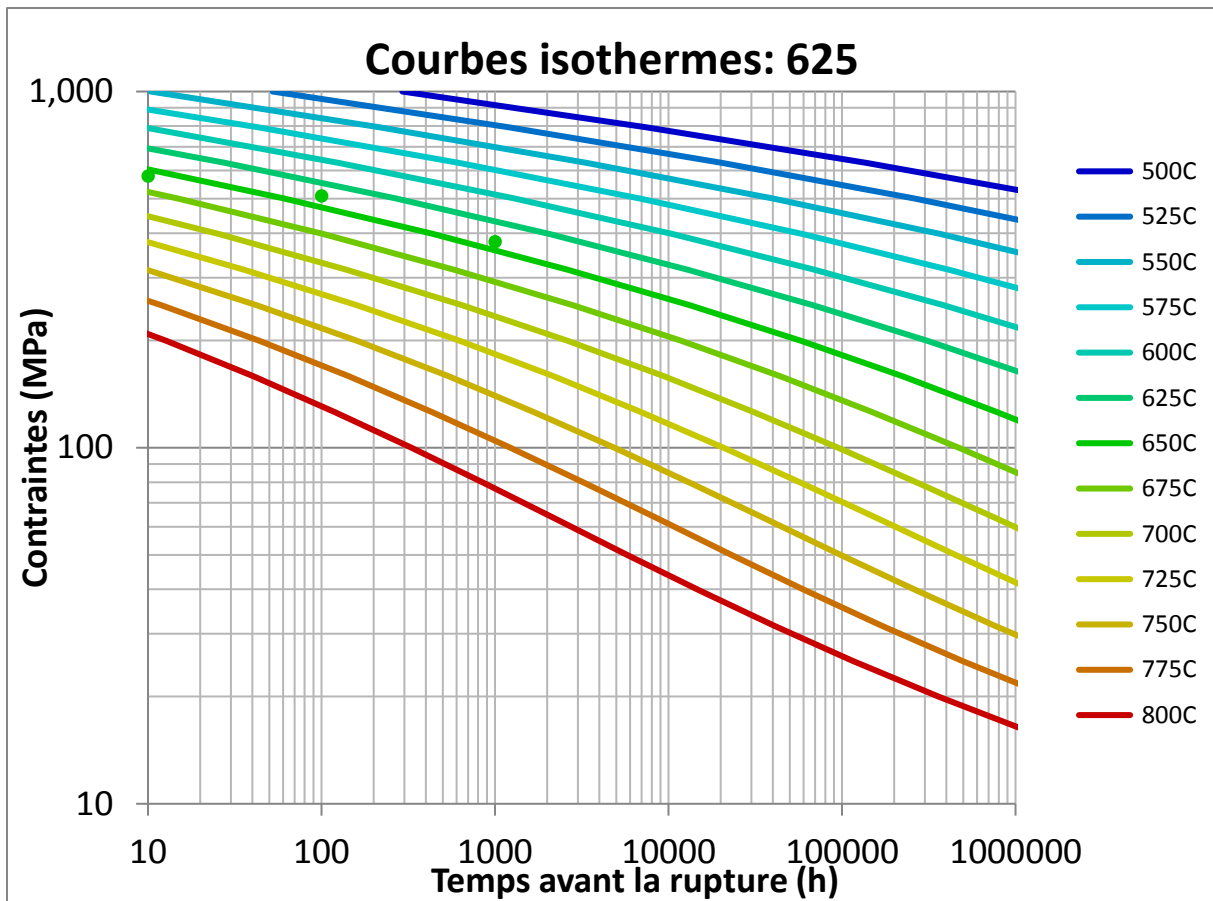


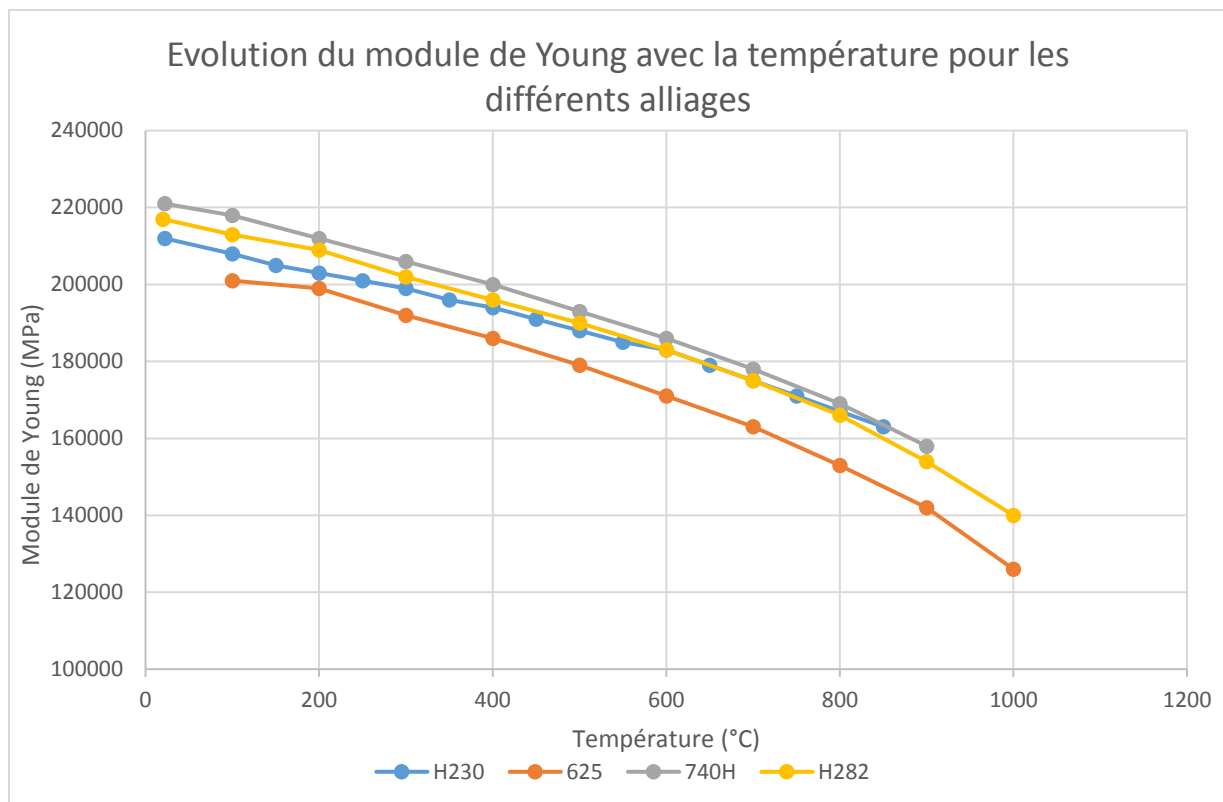












Evolution des limites élastiques, limites de rupture et allongement à la rupture en fonction de la température pour les différents alliages :

H230

Température (°C)	Limite élastique (MPa)	Limite de rupture (MPa)	Allongement (%)
538	303	699	53,7
649	300	668	56,7
760	323	539	61,2
871	234	308	75
982	125	172	50,2
1093	69	90	37

740H

Température (°C)	Limite élastique (MPa)	Limite de rupture (MPa)	Allongement (%)
700	567	861	17
725	589	862	22,8
750	596	818	23,9
775	557	759	22,1
800	594	691	23,5

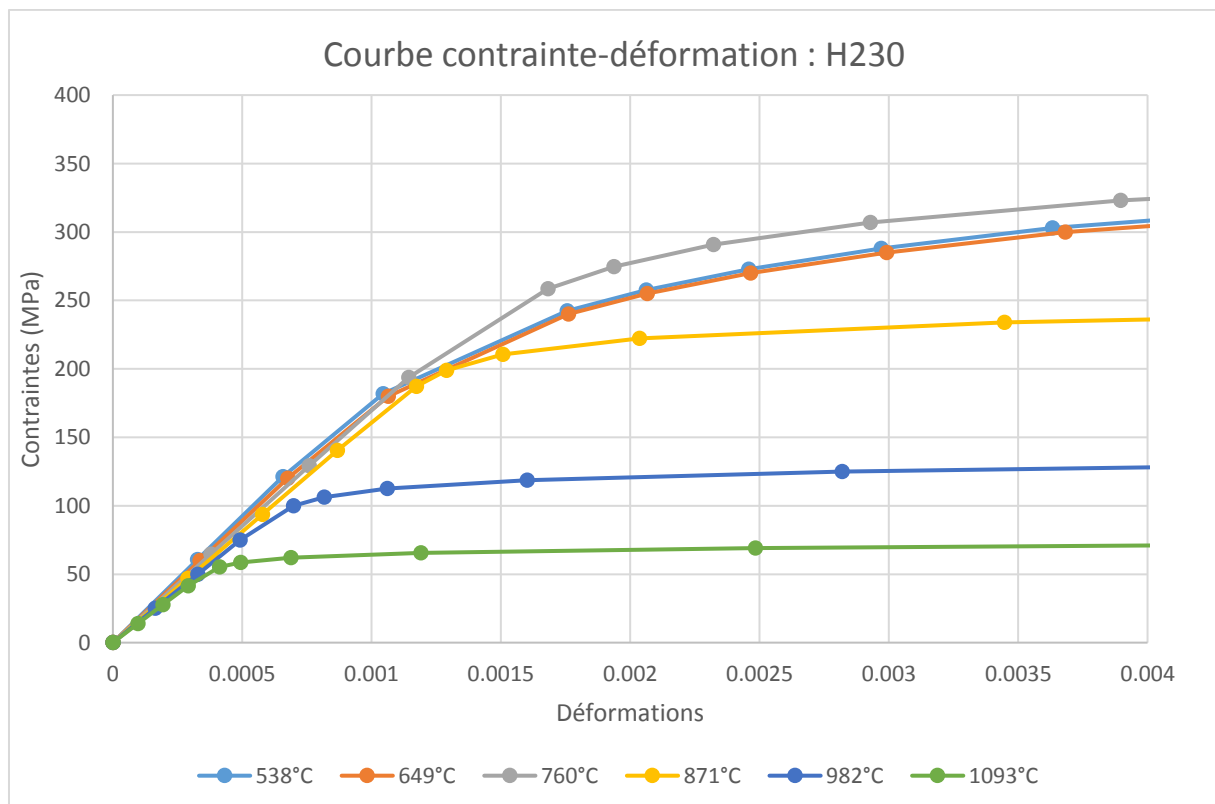
625

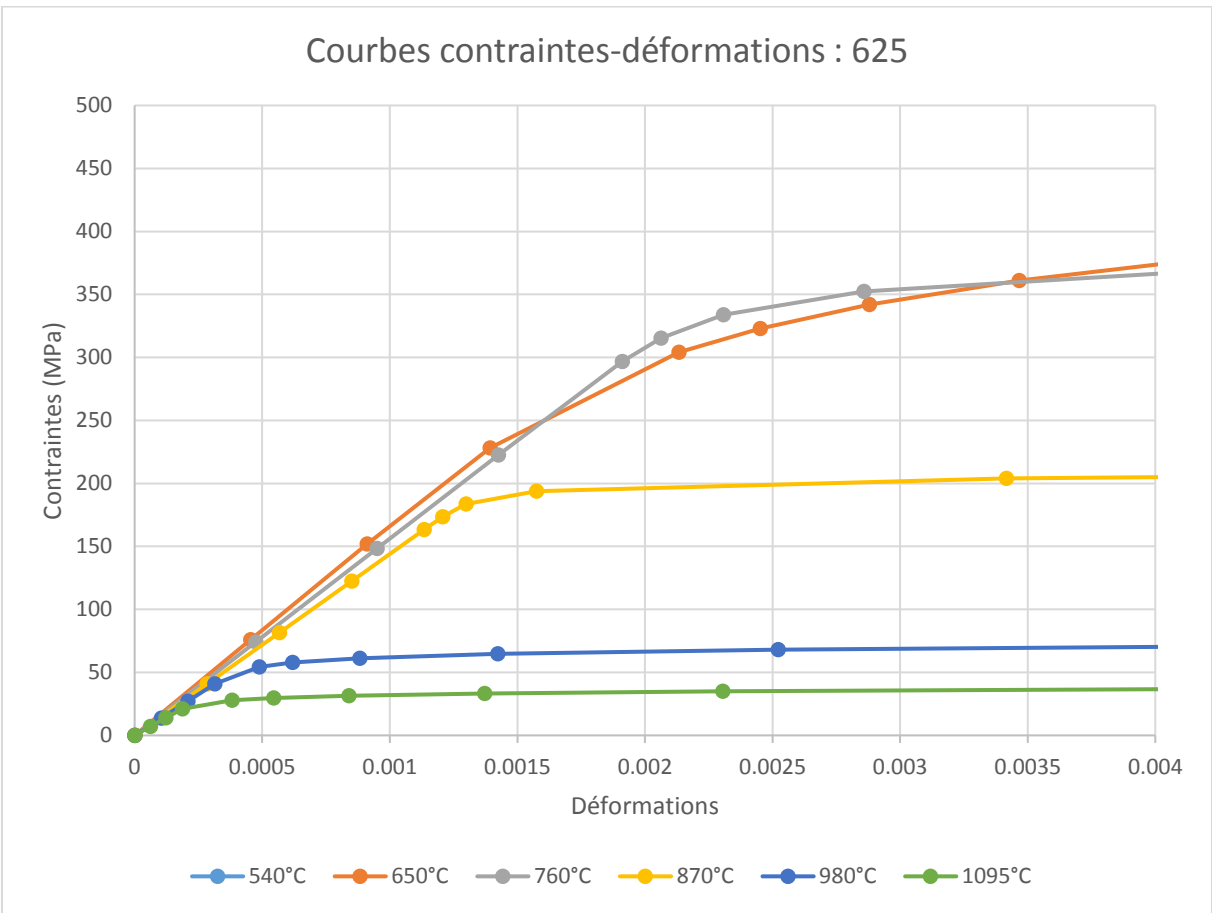
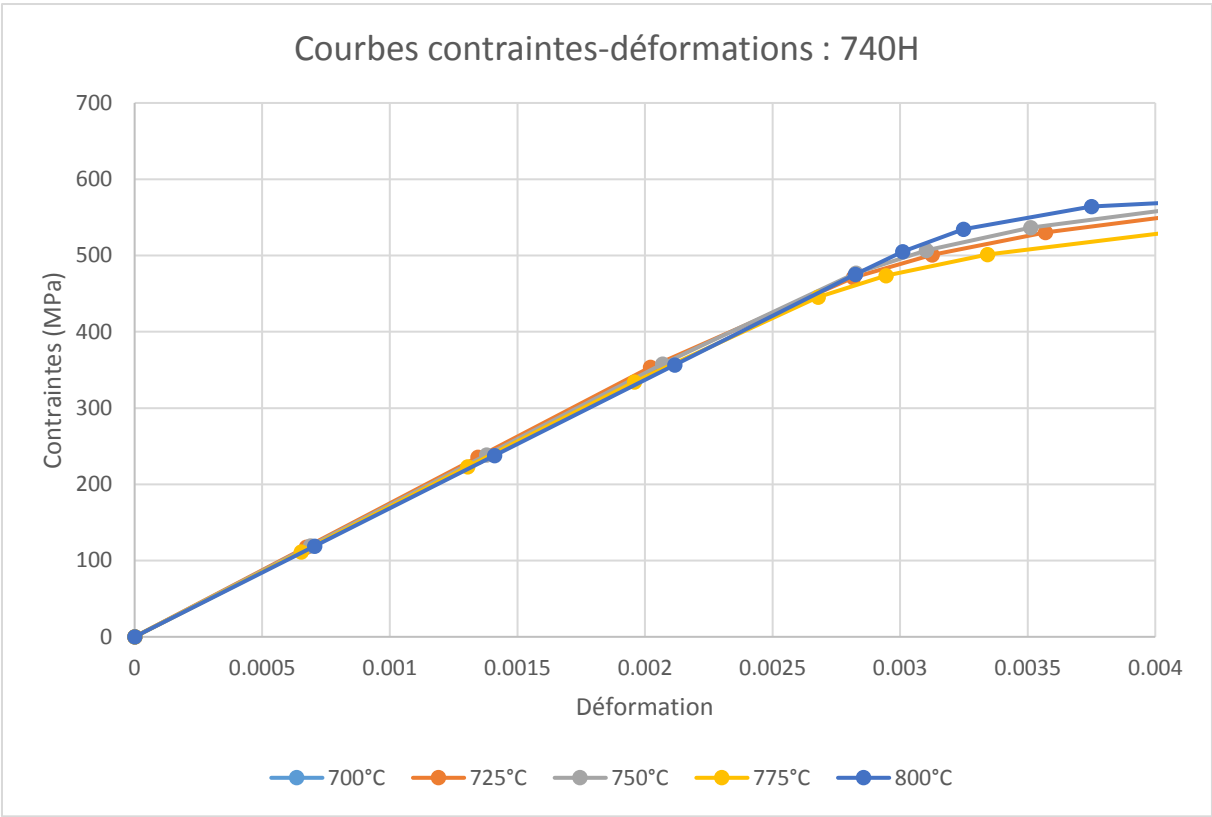
Température (°C)	Limite élastique (MPa)	Limite de rupture (MPa)	Allongement (%)
540	388	816	54,2
650	380	811	109,3
760	371	490	135
870	204	239	160,6
980	68	106	154,5
1095	35	60	128,3

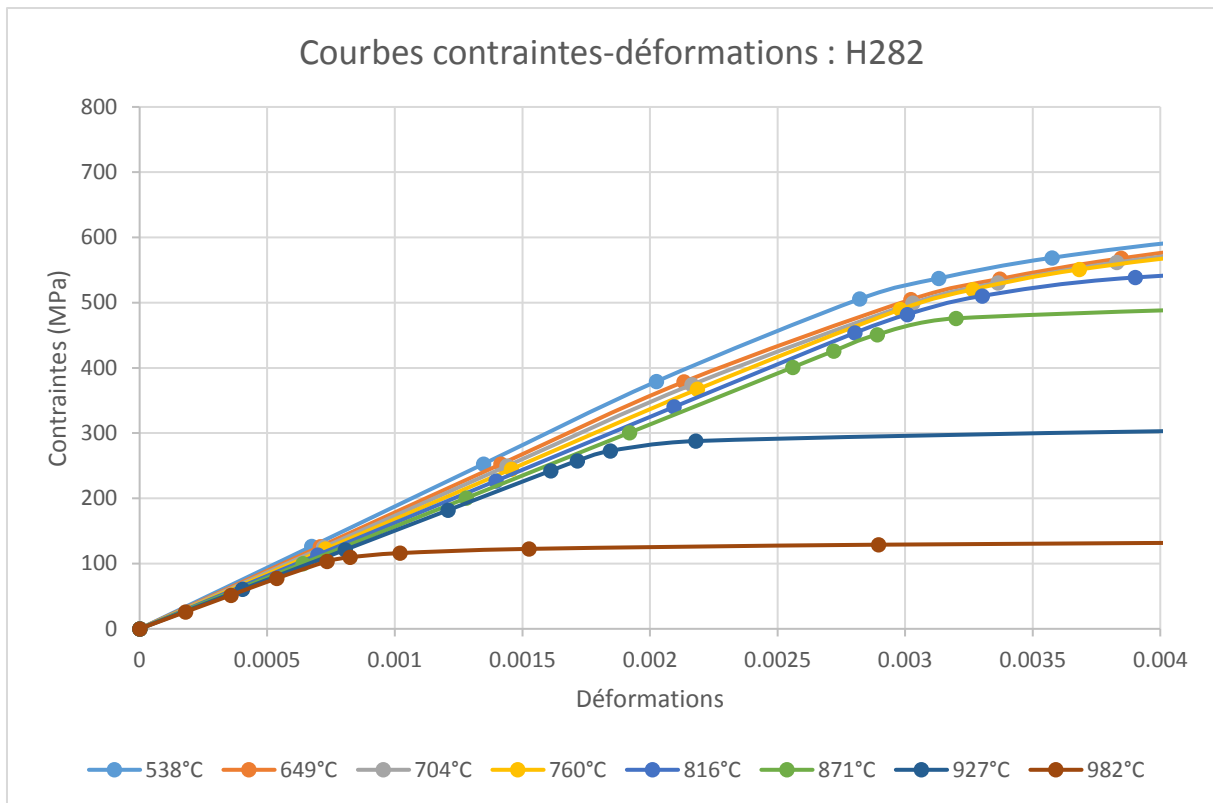
H282

Température (°C)	Limite élastique (MPa)	Limite de rupture (MPa)	Allongement (%)
538	632	960	36
649	631	1005	27
704	624	941	24
760	612	833	22
816	567	692	24
871	501	555	31
927	303	346	37
982	129	169	61

Courbes élasto-plastiques des alliages à différentes températures







Contraintes générant une déformation de l'alliage de 1% après un temps t à une température T

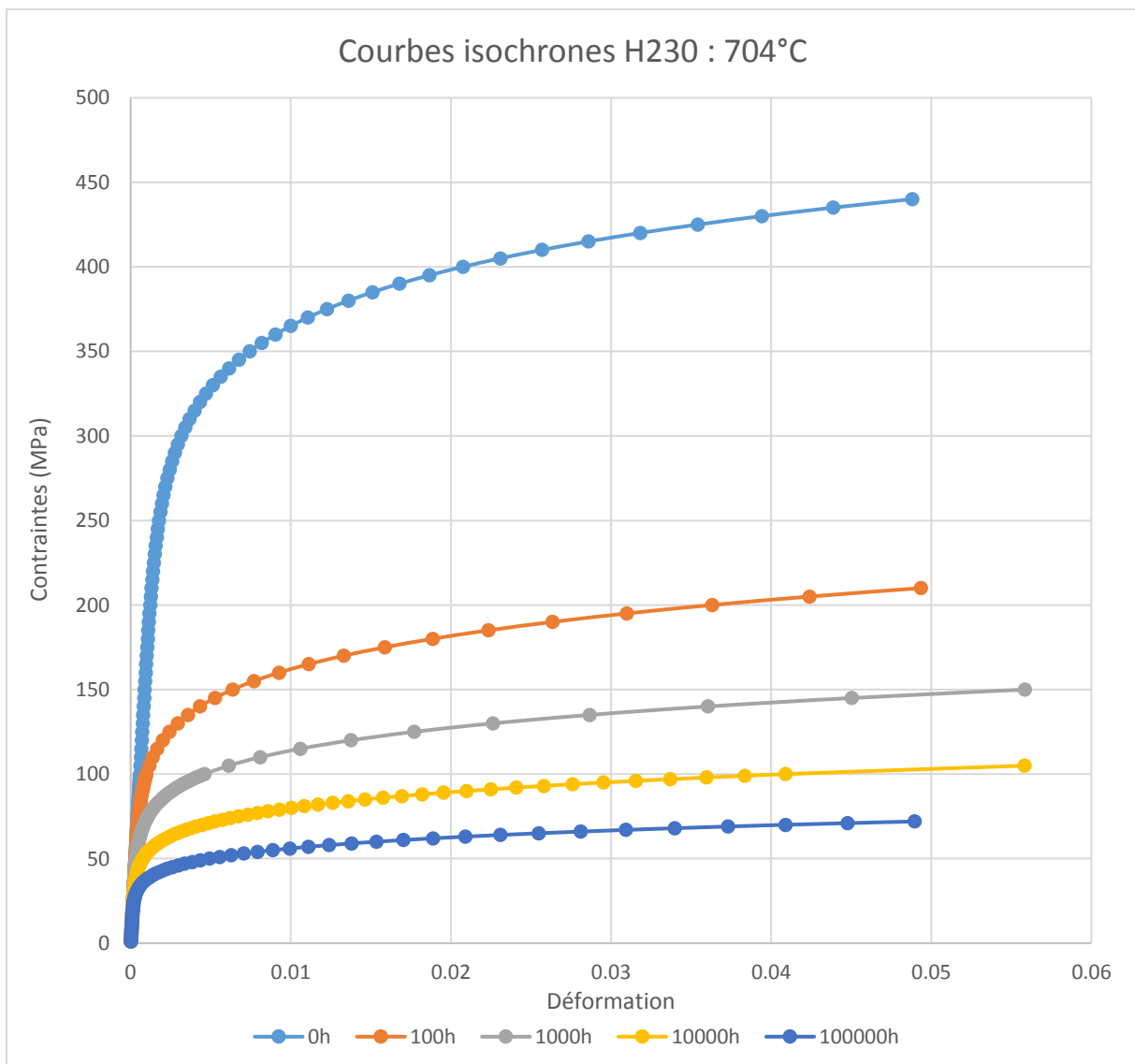
H230

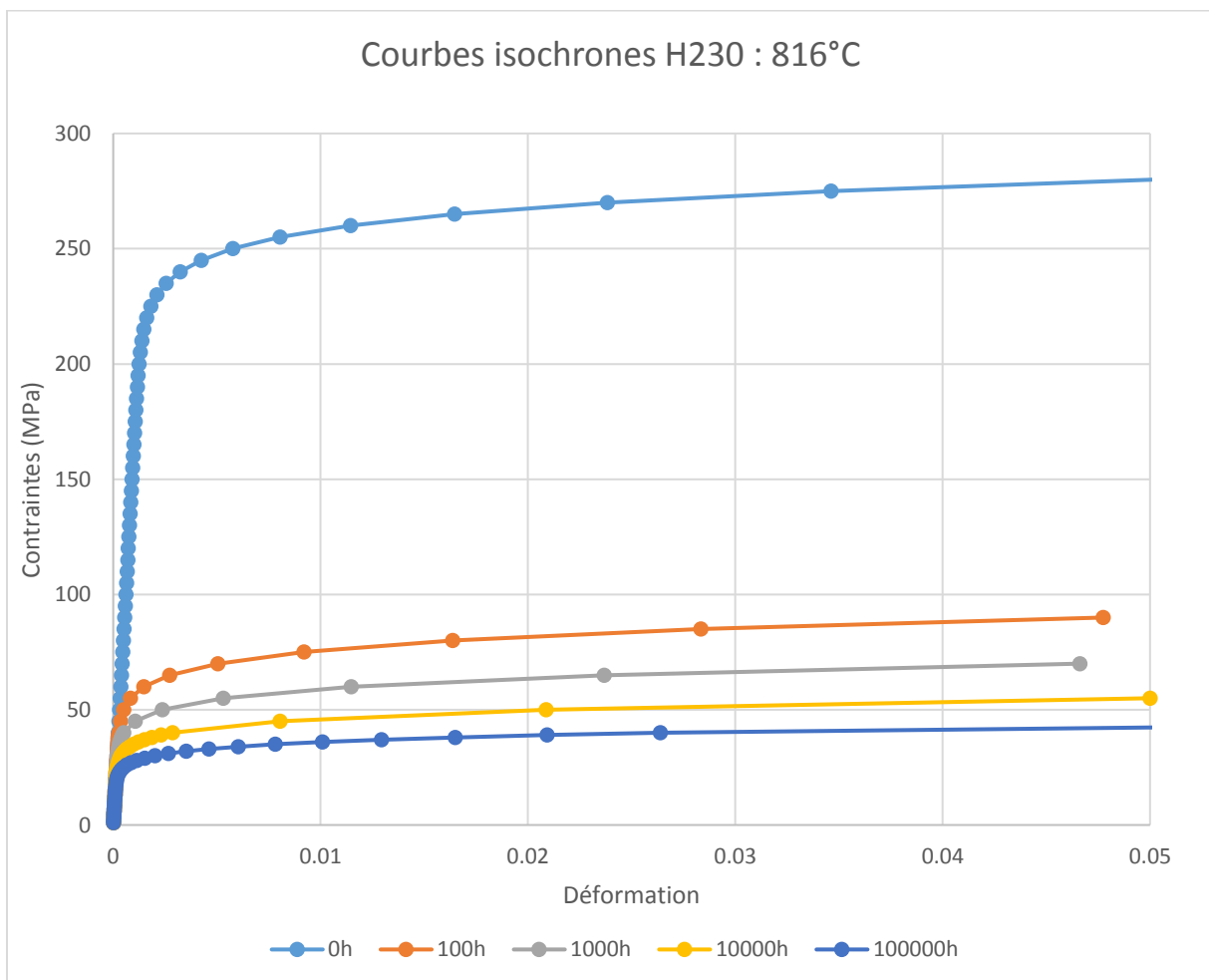
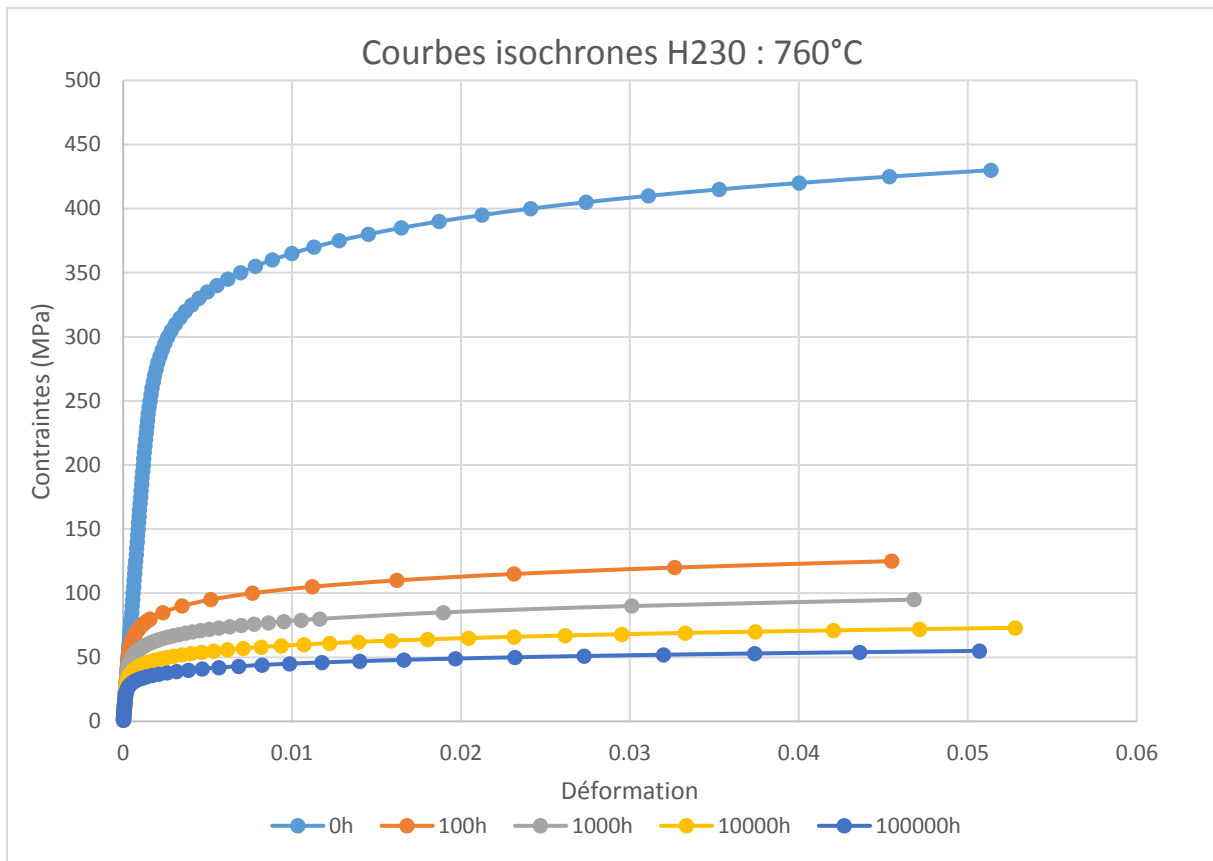
Temperature (°C)	Temps (h)	Contrainte pour avoir une déformation de 1% (MPa)
704	10	235
704	100	165
704	1000	115
760	10	140
760	100	100
760	1000	81
816	10	97
816	100	77
816	1000	59
871	10	76
871	100	58
871	1000	40
927	10	57
927	100	39
927	1000	25

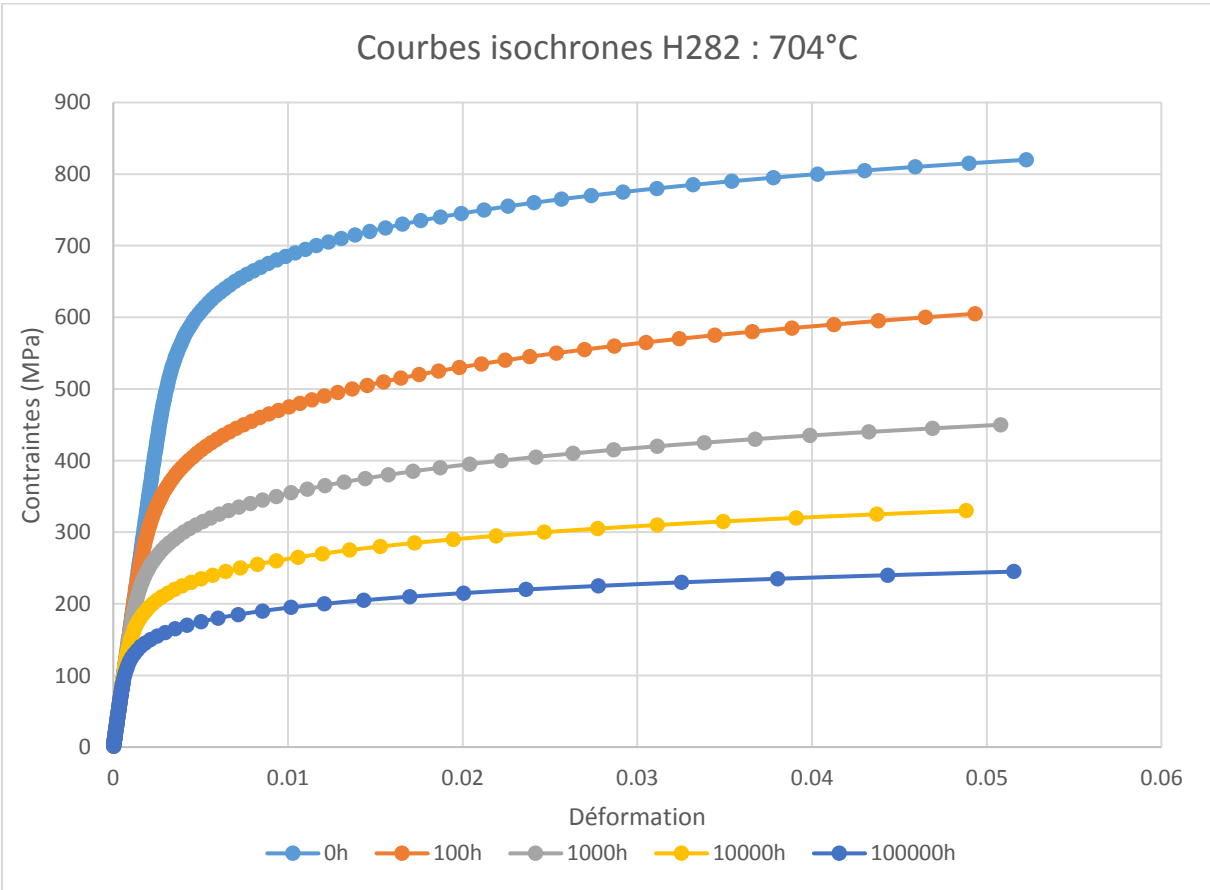
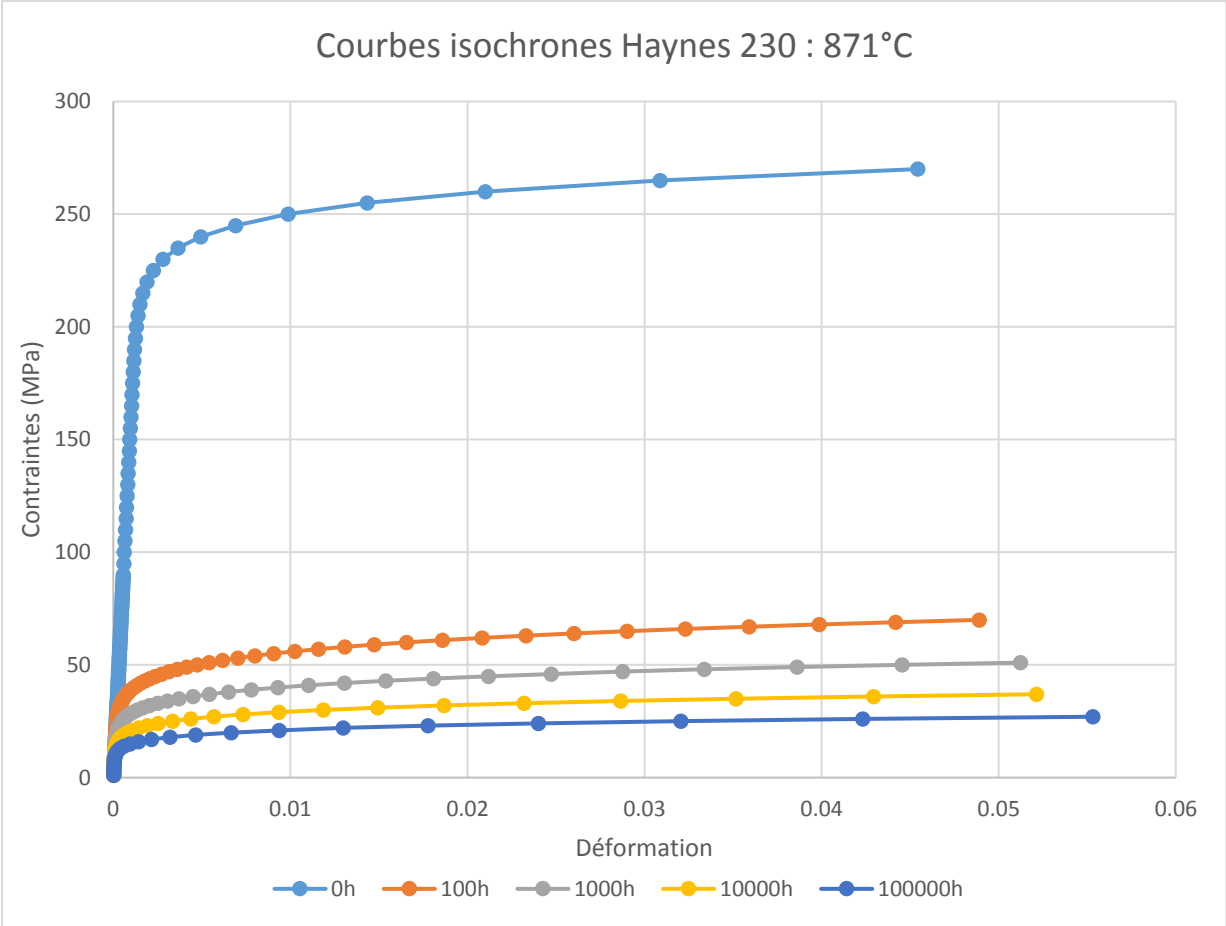
H282

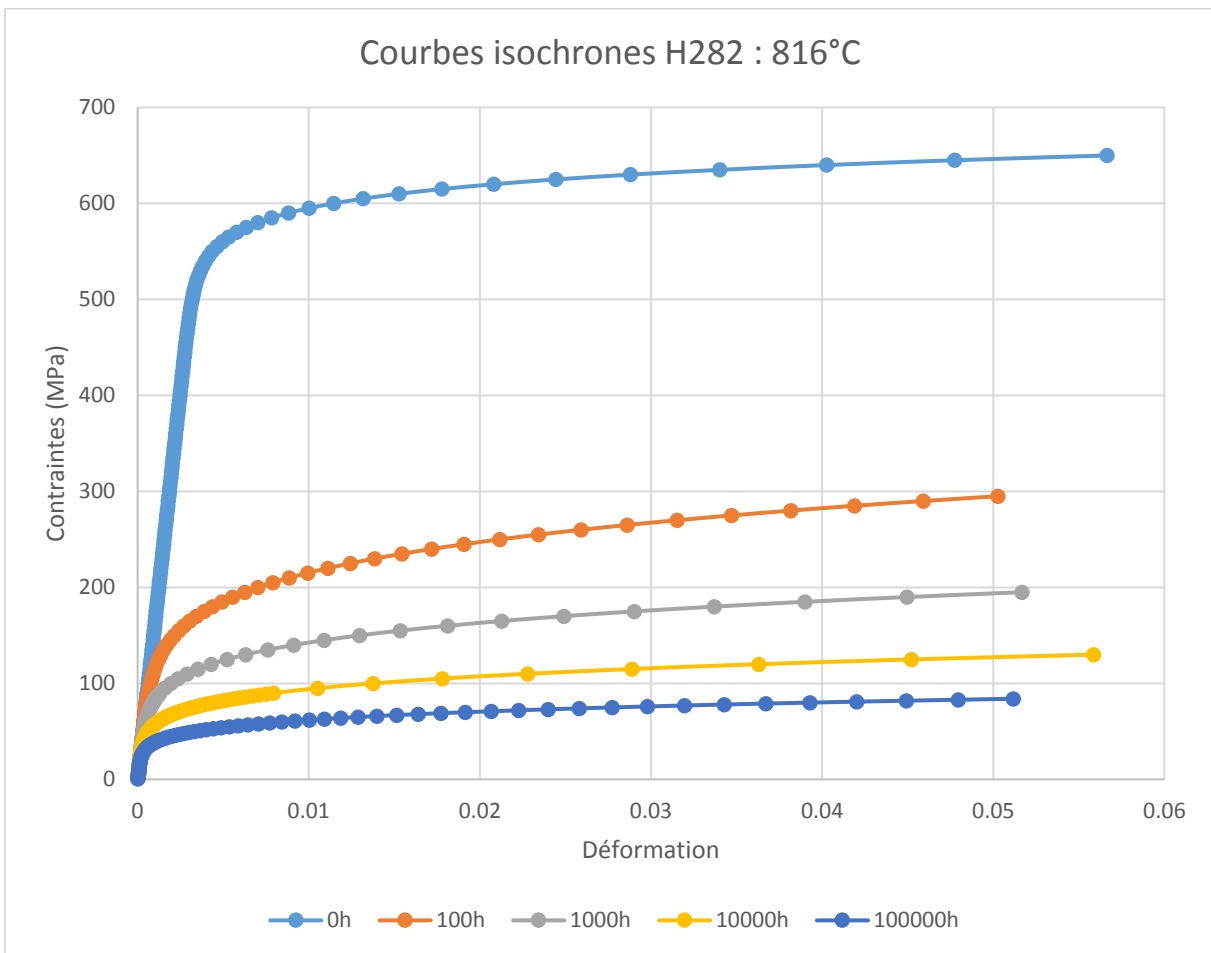
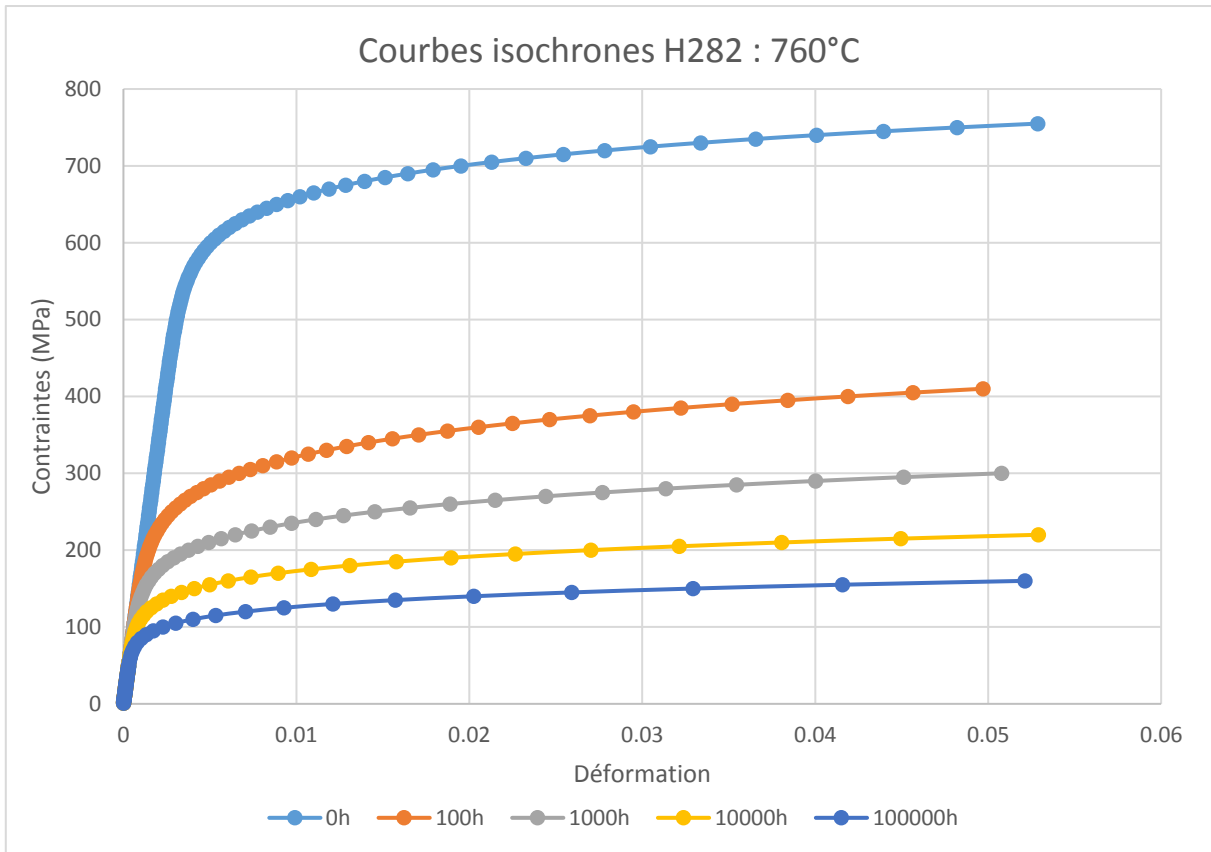
Temperature (°C)	Temps (h)	Contrainte pour avoir une déformation de 1% (MPa)
704	100	496
704	1000	365
760	100	331
760	1000	241
816	100	221
816	1000	145
871	100	124
871	1000	69
927	100	62
927	1000	34
982	100	29
982	1000	12

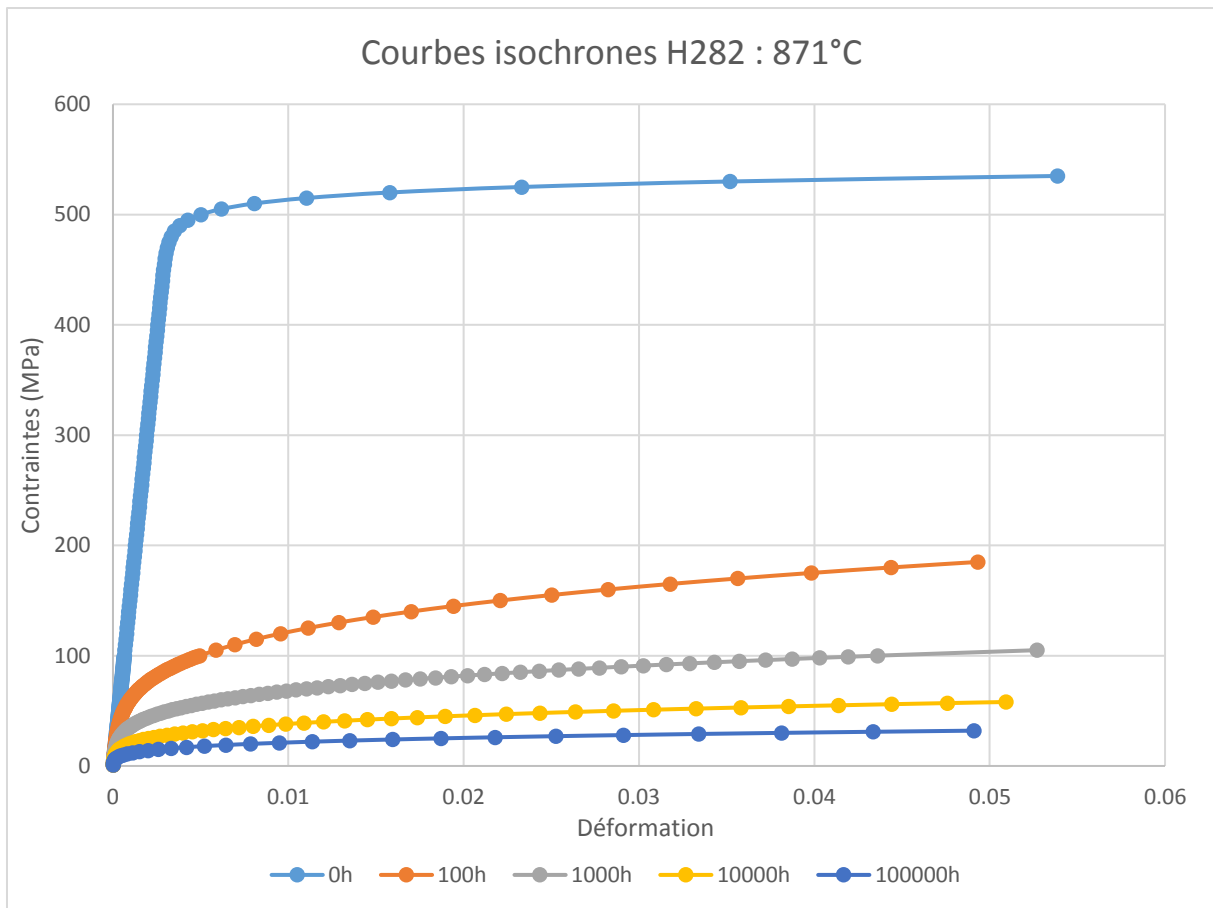
Courbes isochrones du H230 et du H282 à différentes températures



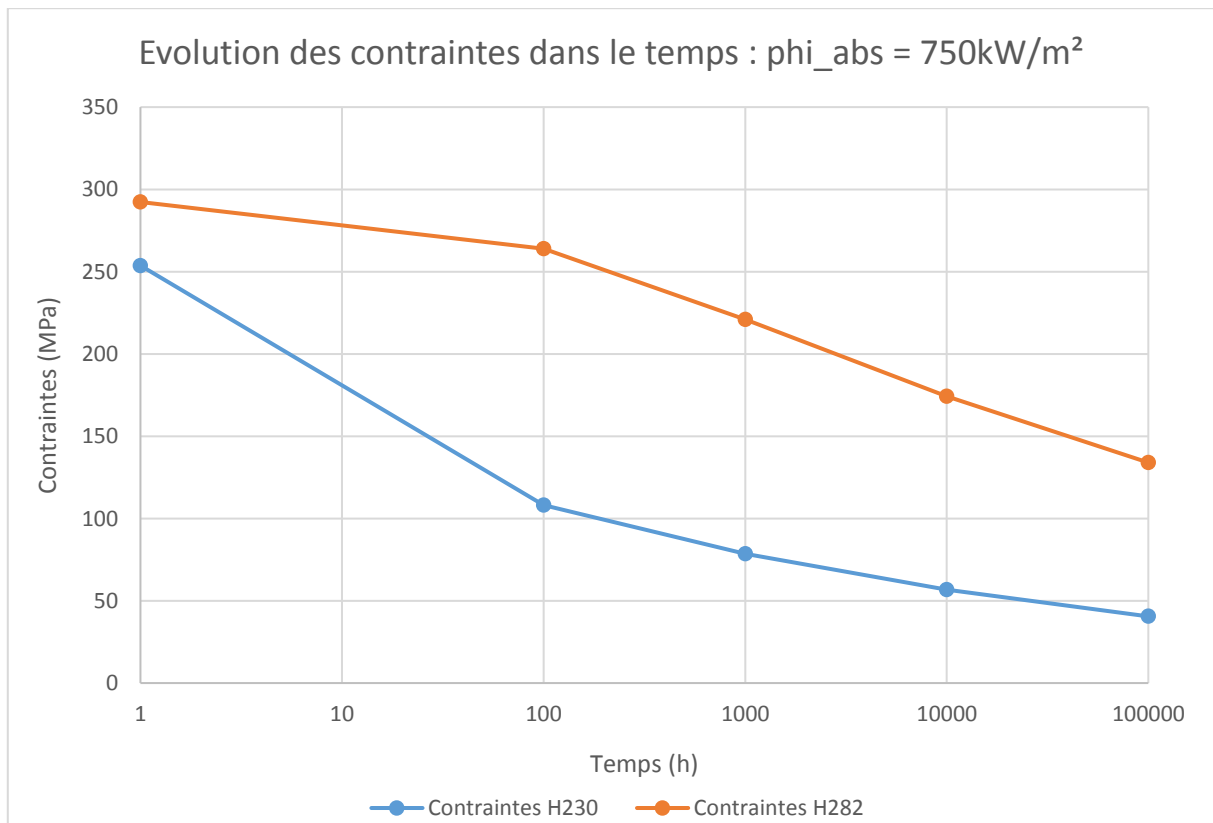








Evolution dans le temps des contraintes générées dans les différents alliages pour différents flux absorbés



Evolution des contraintes dans le temps : $\phi_{abs} = 1,25\text{MW/m}^2$

