

Etude du comportement mécanique à haute température d'alliages d'aluminium de fonderie utilisés pour la fabrication de culasses



Anass ASSADIKI

Encadrants :

Georges Cailletaud

Centre des matériaux MINES ParisTech

Vladimir Esin

Centre des matériaux MINES ParisTech

Rémi Martinez

MONTUPET S.A

Contexte Ecologique et
environnemental actuel

Baisse de consommation en
carburant

Baisse des niveaux de pollution



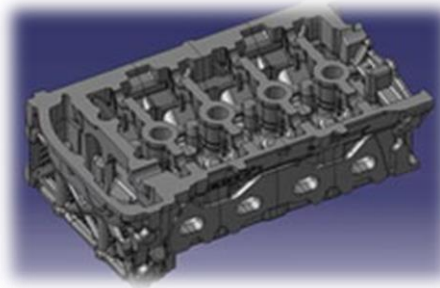
Industrie automobile

- Allègement des véhicules
- Augmentation du rendement des moteurs thermiques



- **Emploi d'alliages légers**
- **Fonctionnement à plus haute température**

Culasses Montupet



Légèreté
Conductivité
thermique
Propriétés
Mécaniques

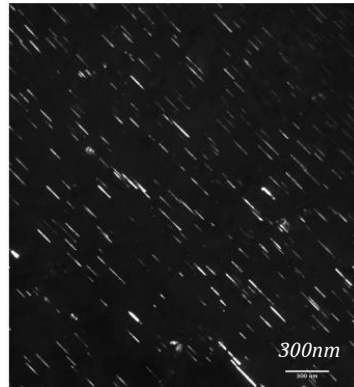
Alliages d'aluminium
de fonderie

Bas point de
fusion
Coulabilité
Usinabilité

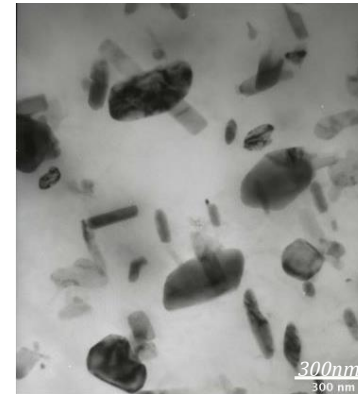
Augmentation des
Températures de
service



Vieillessement
accéléré



*Précipités θ' semi-cohérents
(champ sombre)*



*Précipités θ incohérents
(champ clair)*

**Perte des
propriétés
mécaniques**

Mise au point d'une nouvelle
composition chimique

Déstabilisation des phases
fragilisantes

Stabilisation des phases de
durcissement par précipitation

Apparition de nouvelles phases à
potentiel de durcissement par
précipitation



Moulabilité

Usinabilité

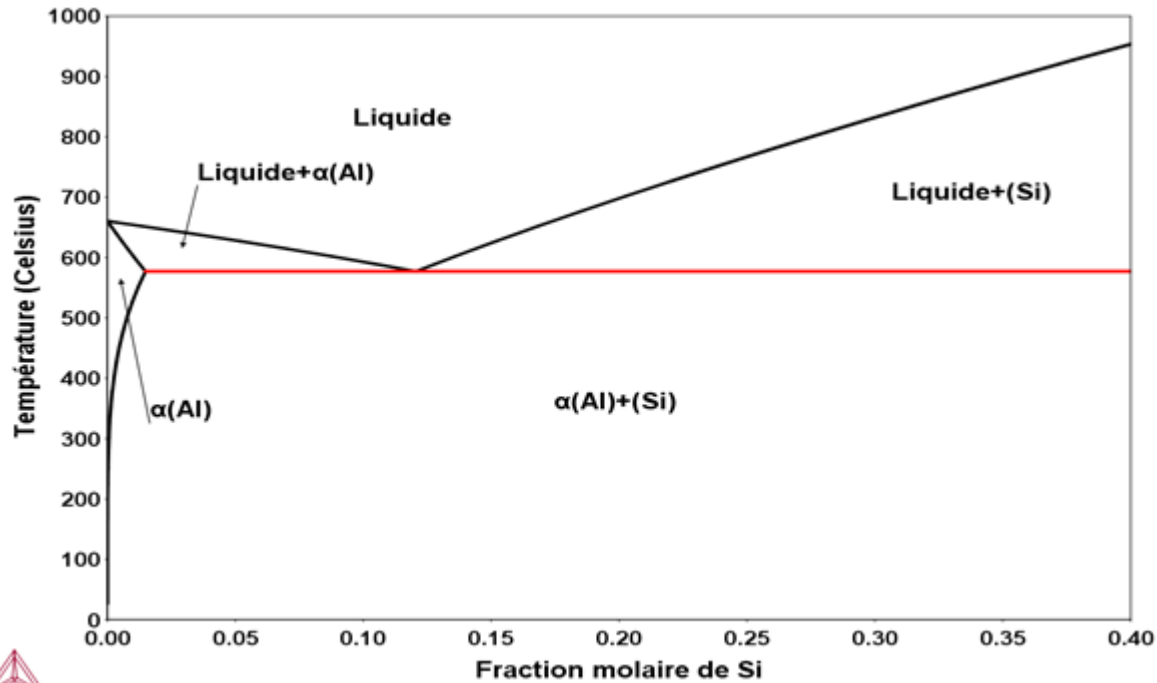
Corrosion

**Meilleure tenue au vieillissement
à des températures ≈ 300 °C**

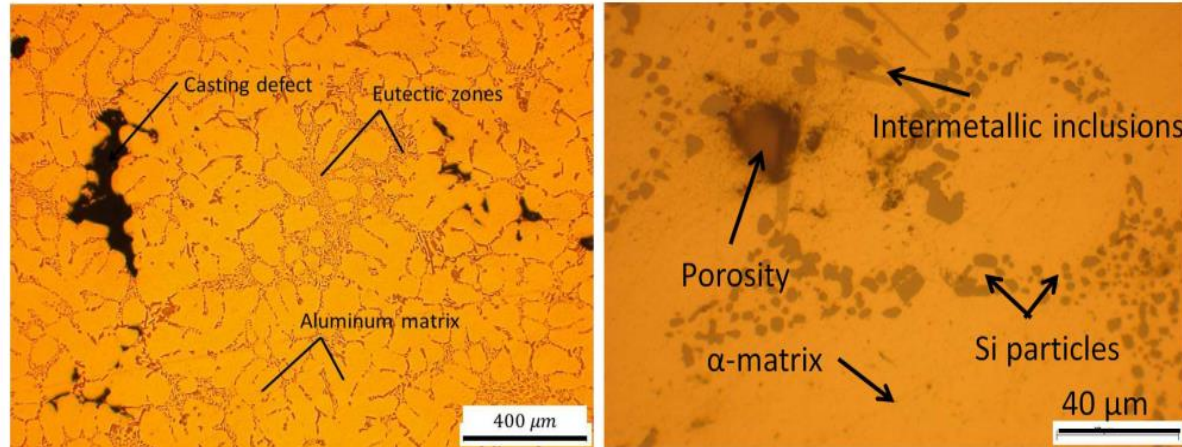
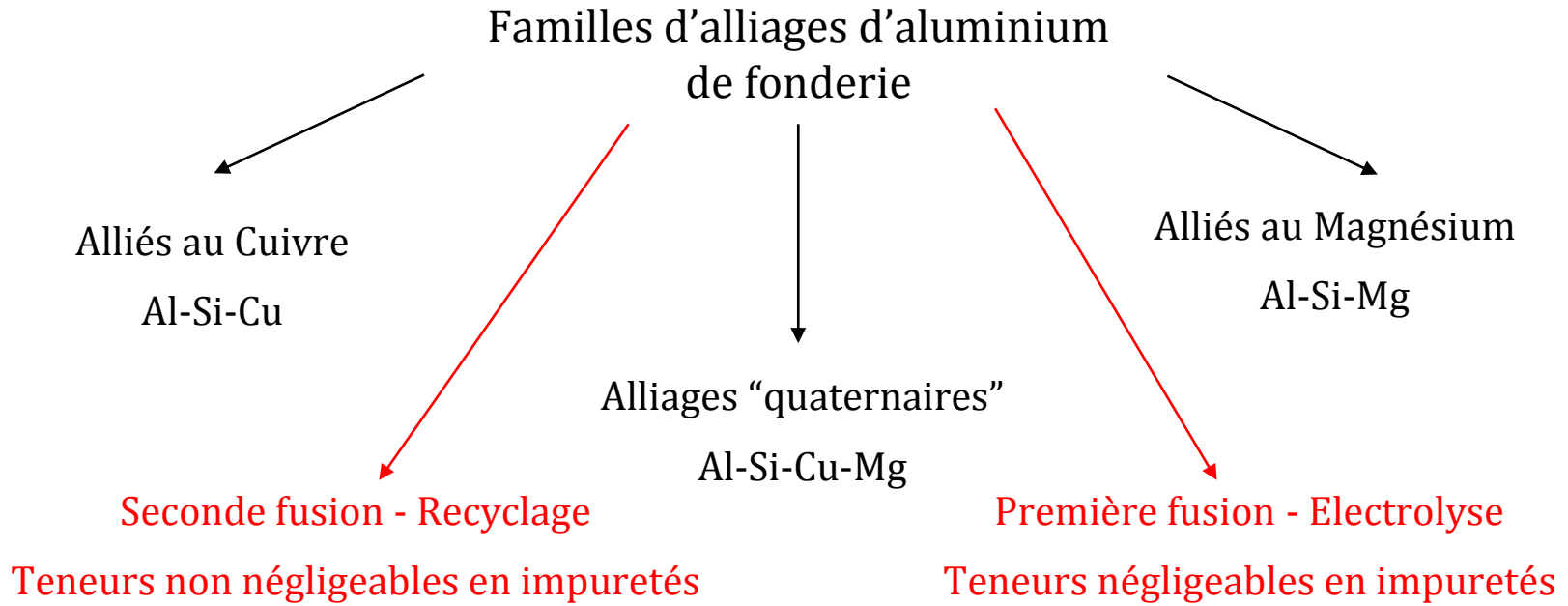
Economiquement
valide

- Alliages d'aluminium de fonderie Al-Si hypo-eutectiques

Diagramme binaire Al-Si



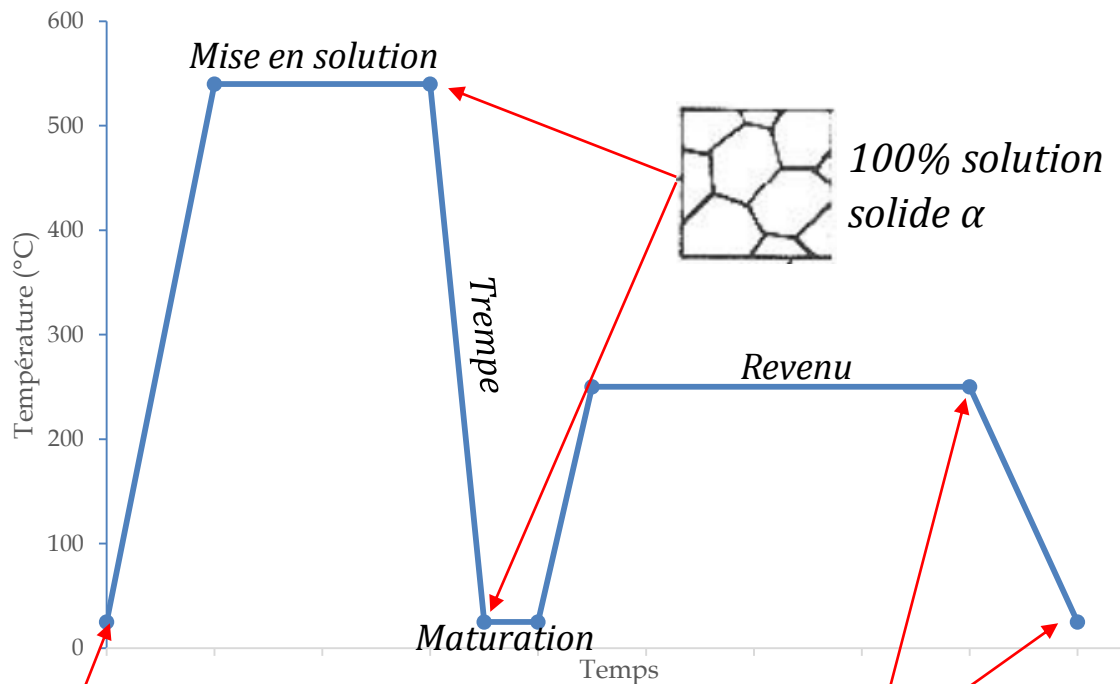
- Baisse du point de fusion
- Propriétés de fonderie (dilatation en solidification)
- Résistance à l'usure



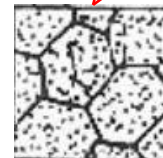
Microstructure typique d'un alliage Al-Si-Cu-Mg de fonderie

- Propriétés mécaniques médiocres dans l'état brut de fonderie
- Pièces livrées dans des états traités thermiquement

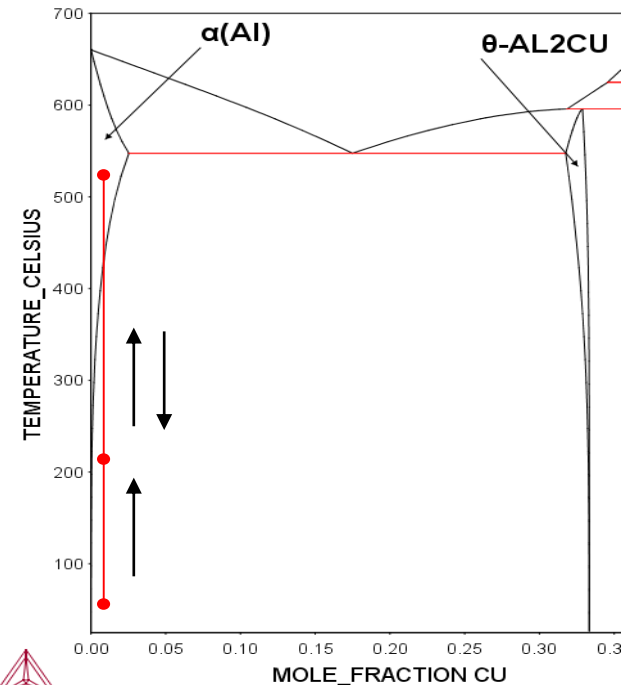
Gamme de traitement thermique d'alliages d'aluminium

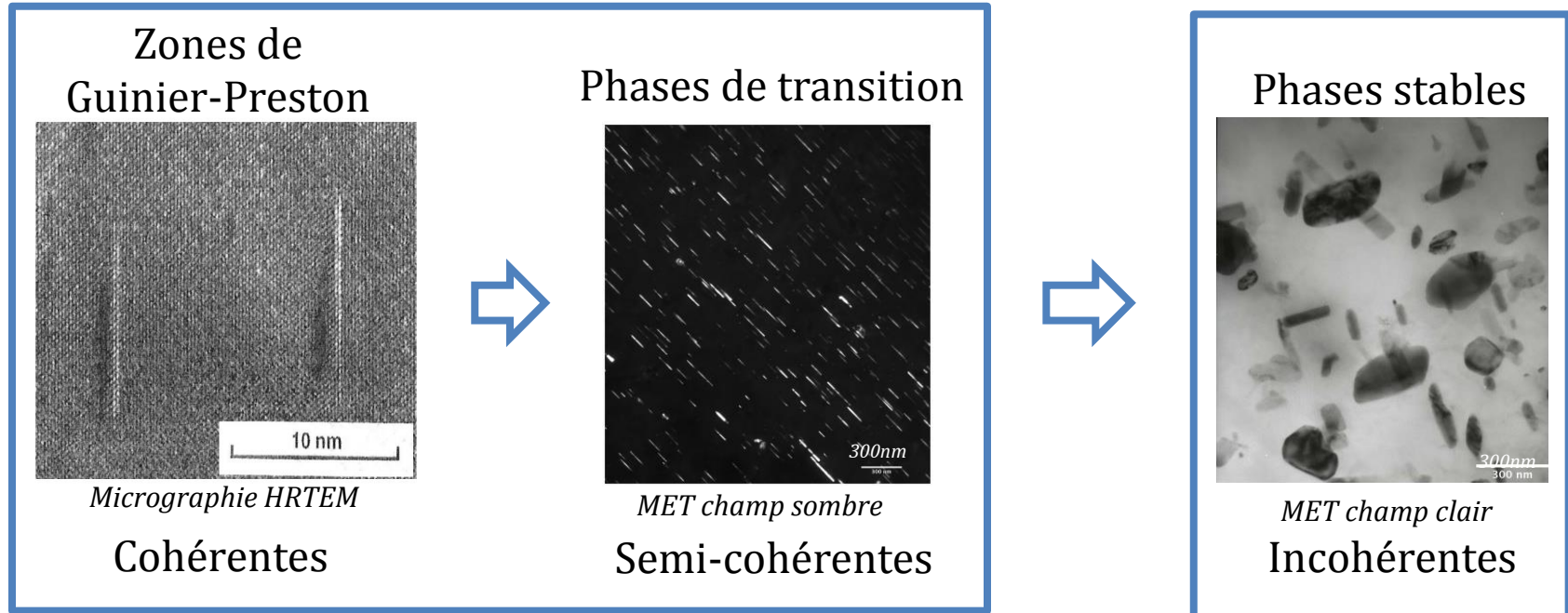


Microstructure brute de fonderie
précipités grossiers dans la
matrice α



Dispersion fine de précipités
dans la matrice α retenue après
refroidissement





Phases de transition métastables

Stables

- Possible d'avoir plus d'une phase de transition
- Les phases de transition fines et finement espacées sont plus efficace au durcissement par précipitation
- Augmentation de la taille des précipités et la distance inter-précipités se traduit par la perte des propriétés mécaniques

Séquence de précipitation (2/2)

Phases contribuant au durcissement par précipitation

Al-Cu

Phase	Cristallographie	Cohérence
Zones GP	Amas d'atomes	Cohérent
θ'' -Al ₂ Cu	Quadratique (a=0,404 nm, c=0,769 nm)	Semi-cohérent
θ' -Al ₂ Cu	Quadratique (a=0,407 nm, c=0,581 nm) (a=0.404 nm, c=0.580 nm)	Semi-cohérent
θ -Al ₂ Cu	Quadratique (a=0.606 nm, c=0.487 nm)	Incohérent

Al-Si-Mg

Phase	Cristallographie	Cohérence
Zones GP	Amas d'atomes	Cohérent
β'' -Mg ₂ Si	Monoclinique (a=1.516 nm, b=0.405 nm, c=0.674 nm, β =105.3°)	Semi-cohérent
β' -Mg ₂ Si	Hexagonal (a=0.705 nm, c=0.405 nm)	Semi-cohérent
β -Mg ₂ Si	Cubique à faces centrées (a=0.639)	Incohérent

Al-Si-Cu-Mg

Phase	Cristallographie	Cohérence
Zone GP	Amas d'atomes	Cohérent
Q'-Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	Hexagonal (a = 1.04, c = 0.405)	Semi-cohérent
Q-Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆	Hexagonal (a = 1.03, c = 0.4505)	Incohérent

- Coexistence de plusieurs systèmes de durcissement
- Séquences de précipitation complexes

- Eléments d'alliages principaux : silicium, cuivre, magnésium
- Alliages de première fusion

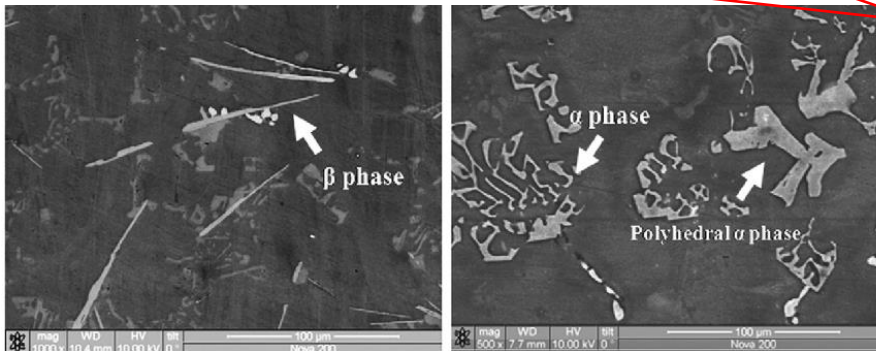
Alliage	Si	Cu	Mg	Ti	Ni	Sr	Fe	Impuretés
AS10U05G03	~10	~0,5	~0,3	~0,15	max 0,05	~0,01	max 0,15	max 0,1
AS7U05G03	~7	~0,5	~0,3	~0,15	max 0,05	~0,01	max 0,2	max 0,1

Tableau des compositions des alliages de base (%massique)

Revue de la littérature : phases stables dans les alliages type AS7 et AS10

- Phases du système Al-Si-Cu-Mg
 - Solution solide α à base d'aluminium
 - Silicium
 - θ -Al₂Cu
 - β -Mg₂Si
 - Q- Al₅Cu₂Mg₈Si₆
- Intermétalliques à base de Fe
 - α -Al₁₅Si₂(Fe, Mn)₄
 - β -Al₉Fe₂Si₂

Précurseurs responsables du durcissement par précipitation



Phases fragiles – dégradent les propriétés mécaniques
(Atténuation par modification de la morphologie)

Alliage de base	Élément d'addition	Référence
Al-10.8Si-2.25Cu-0.3Mg	Sn; Pb; In	[Mohamed et al. 2009]
Al-7Si-0.3Mg	Sc	[Pandee et al. 2014]
Al-7Si-1Cu-0.5Mg	Ti; V; Zr	[Shana et al. 2015]
Al-9Si-1.8Cu-0.45Mg	Zr; Ni	[Mohamed et al. 2013]
Al-7Si-0.35Mg	Ni; V	[Casari et al. 2014]

- Résultats principaux:
 - Précipitation de nouvelles phases
 - Modification de la morphologie de certaines phases
 - Légères améliorations du comportement mécanique
- Démarche essai-erreur consommatrice de temps/argent, sans garantie

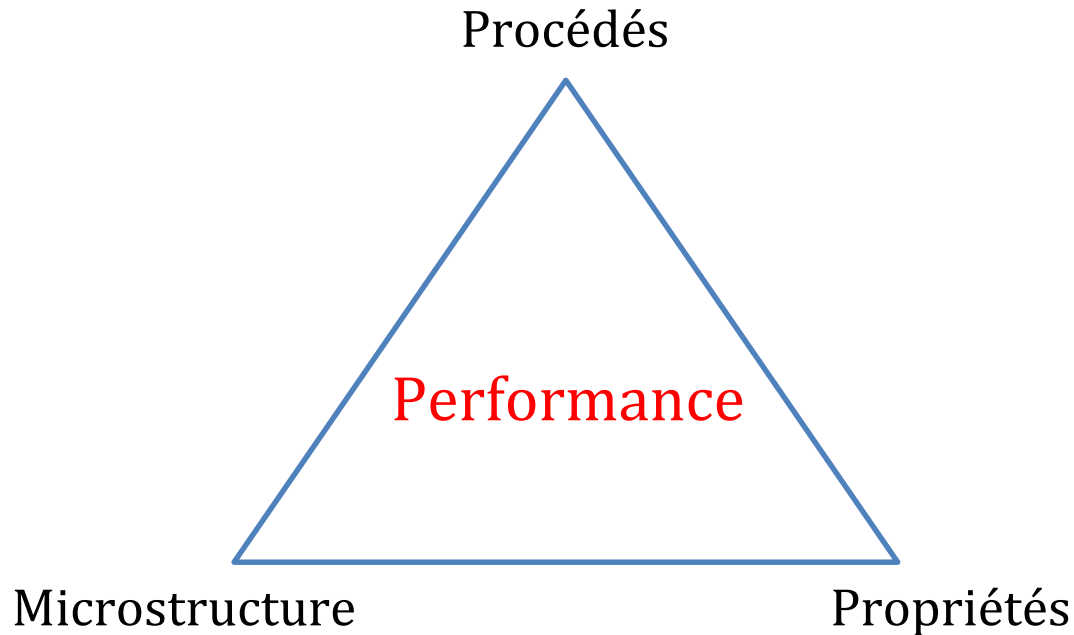
I.C.M.E

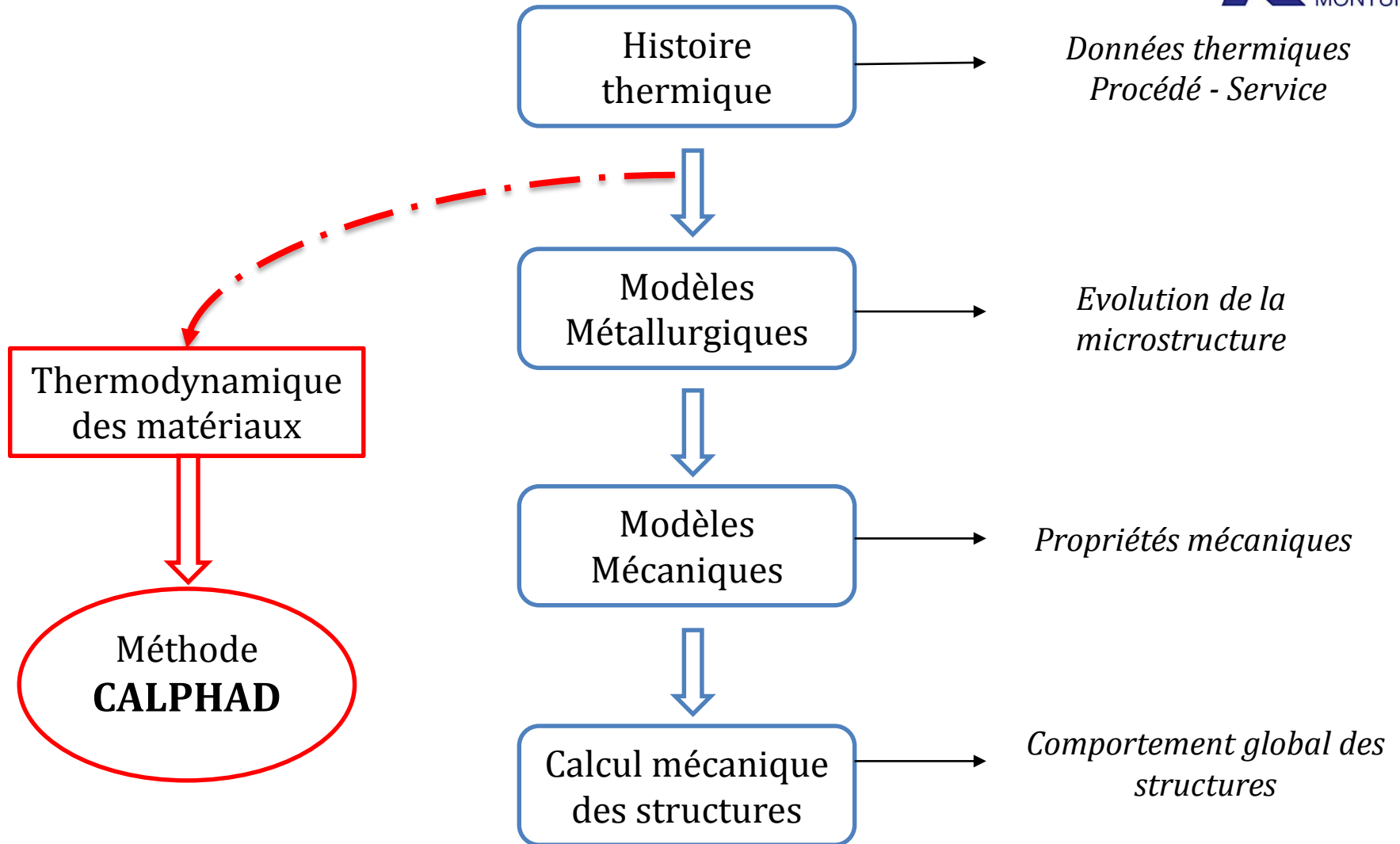
Integrated Computational Materials Engineering

Modèles
Multi-échelles

Relation étroite avec les
outils de calculs

Réduction des cycles de
développement de
nouveaux matériaux

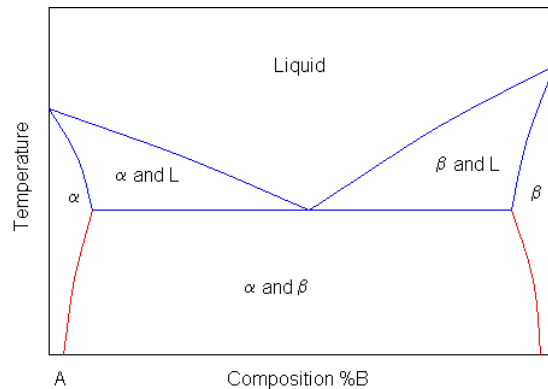




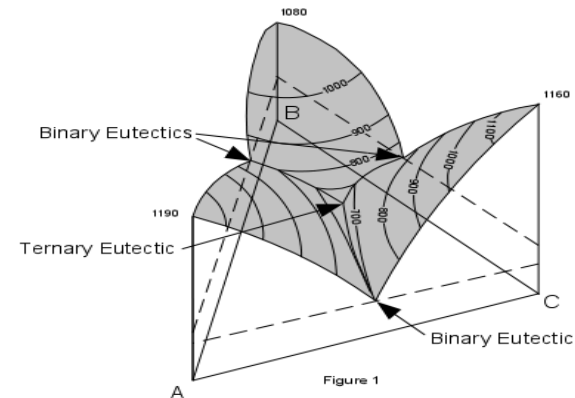
CALPHAD

CALculation of PHase Diagrams

Diagrammes binaires



Diagrammes ternaires



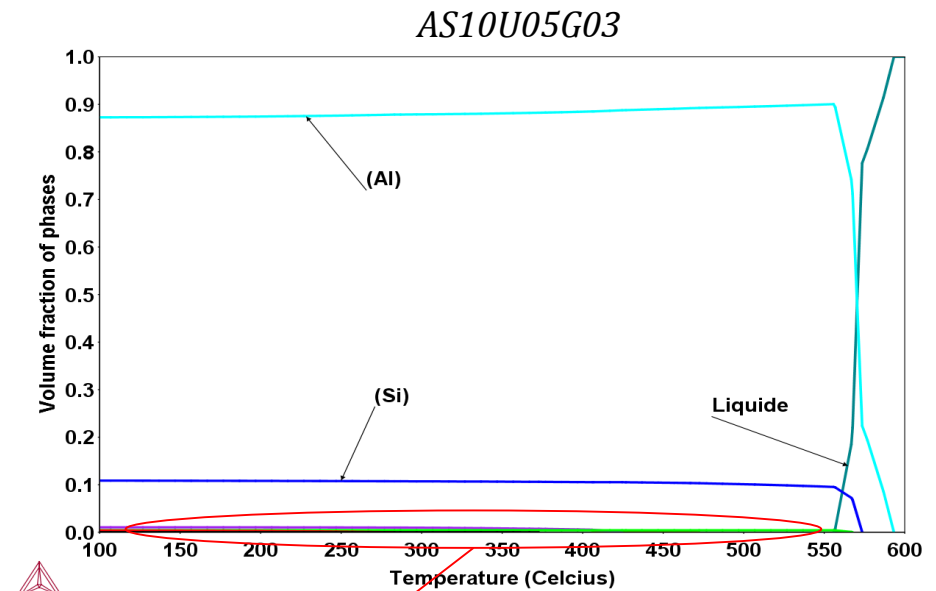
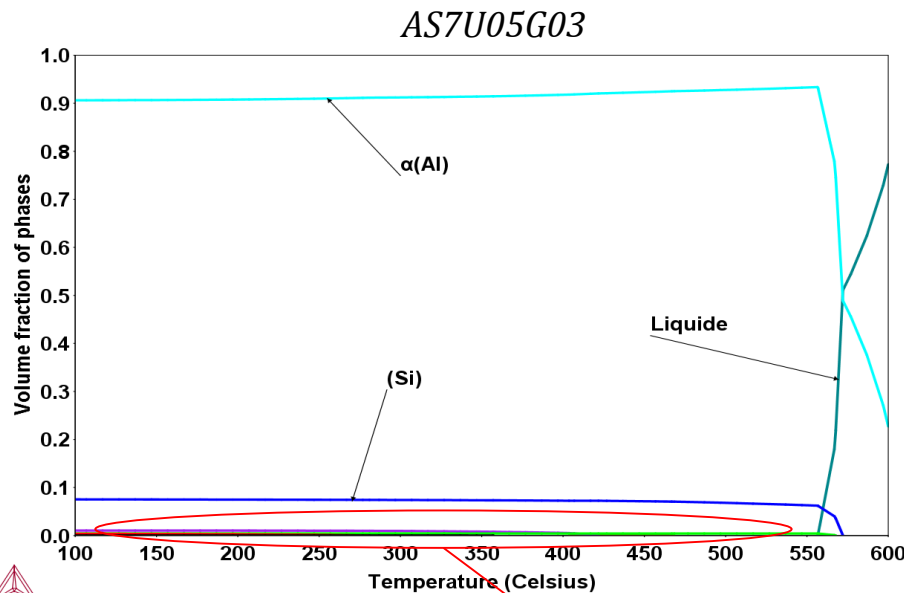
Systèmes
Multi-constitués?

Données
expérimentales + Modèles
numériques

Minimisation de
l'énergie de Gibbs

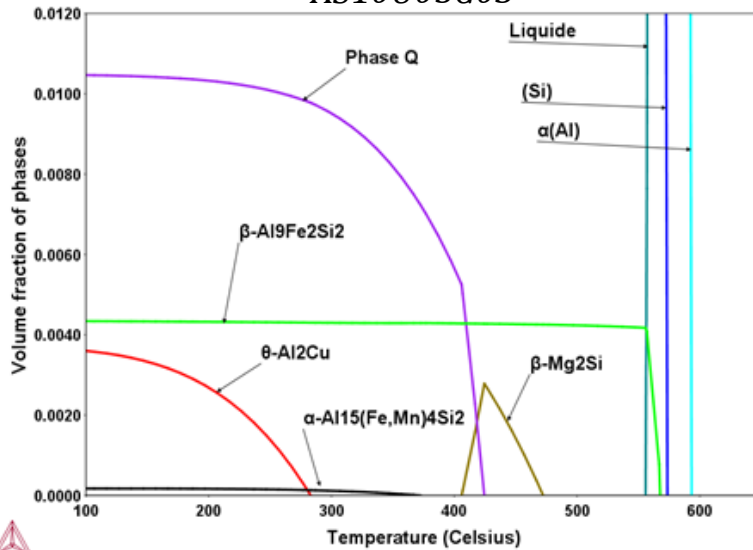
Prévision des domaines de
stabilité des phases

- Calcul d'équilibre avec les compositions des alliages de base
- **Objectif** : validation de la représentativité de la base de données TCAL4 de Thermo-Calc



Phases intéressantes

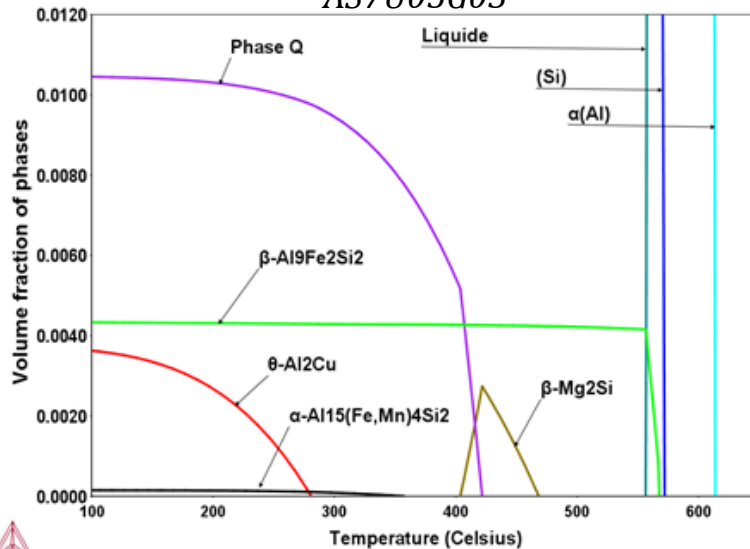
AS10U05G03



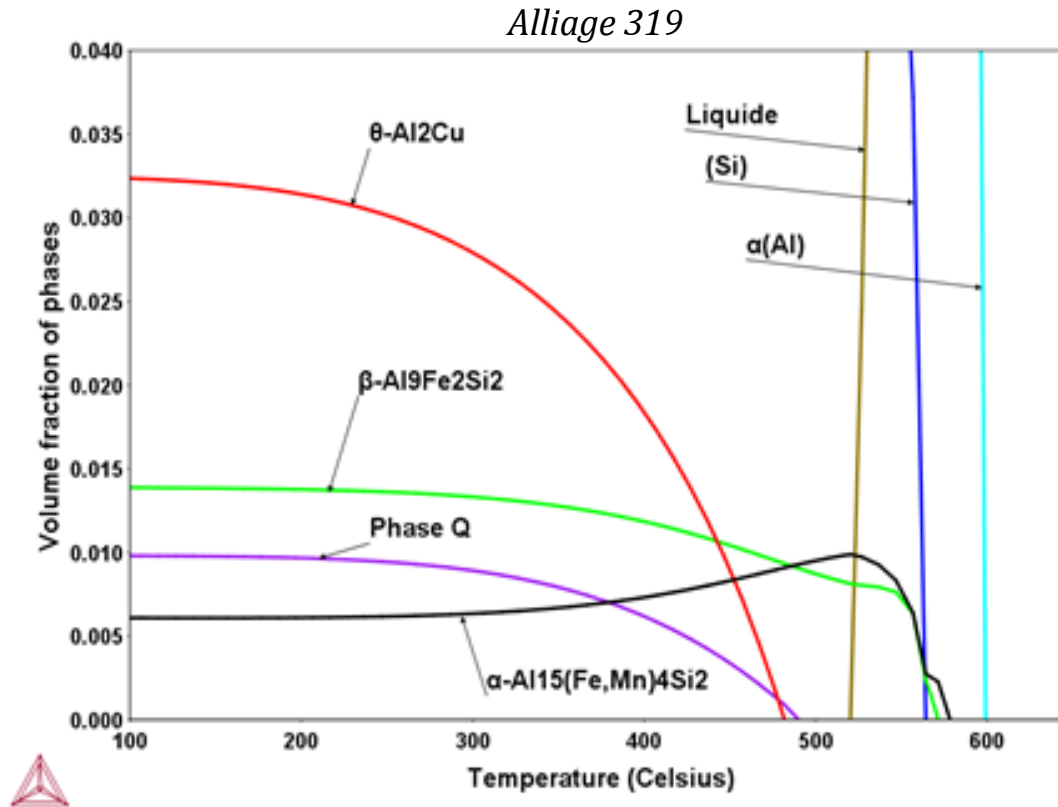
Barlas (2004), Ludwig (2013)

- Dissolution de la **phase Q**: 421,5 °C
- Dissolution du **Silicium**: 577,9 °C
- Dissolution de **β -Mg₂Si**: 441,3 °C
- Dissolution de **β -Al₉Fe₂Si₂**: 567,2 °C

AS7U05G03



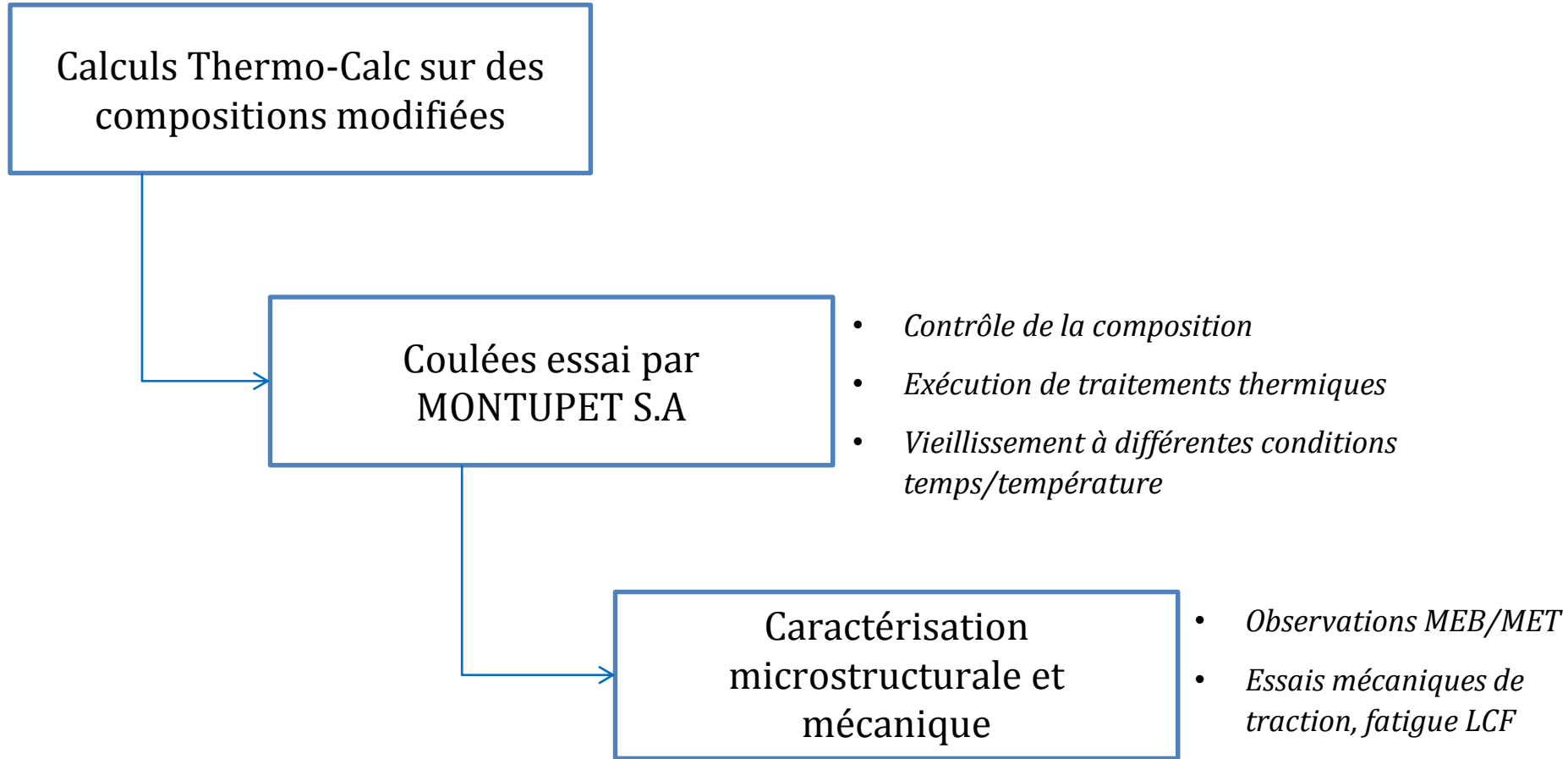
- Calcul supplémentaire sur un alliage 319 (Al-Si-Cu)



Shabestari (2006), Ovono (2004)

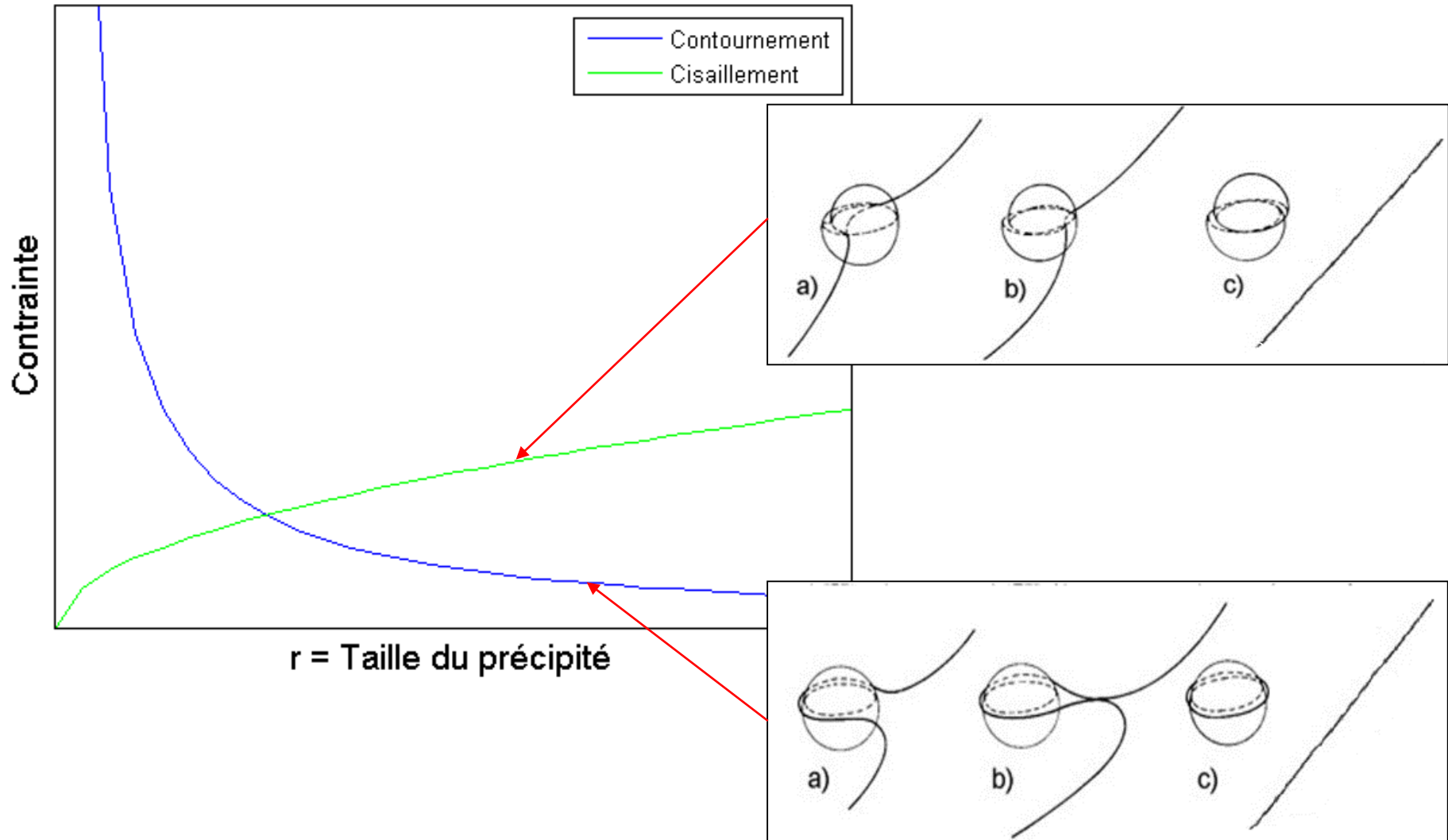
- Dissolution de $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$: 495 °C
- Dissolution de $\alpha\text{-Al}_{15}\text{Si}_2(\text{Fe}, \text{Mn})_4$: 567,2 °C

- Prédiction de toutes les phases observées expérimentalement et rapportées dans la littérature
- Domaines de stabilité des phases proches de ceux prévus par des expériences de DSC (Differential Scanning Calorimetry)
- Validation de la représentativité de la base de données Thermo-Calc TCAL4

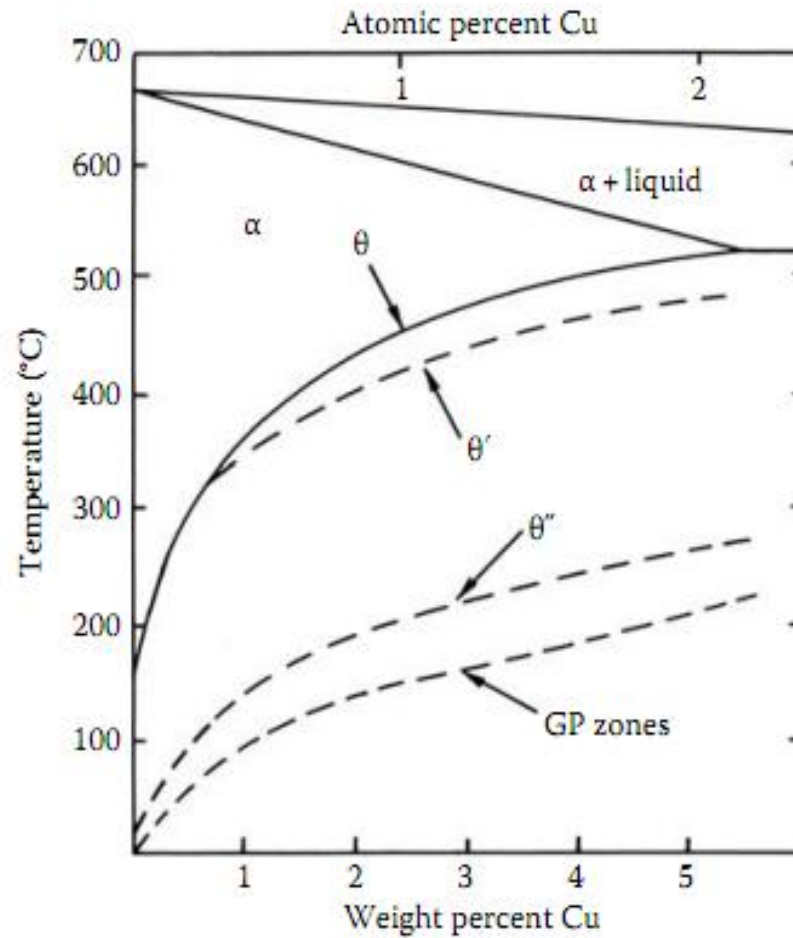


Merci de votre
attention

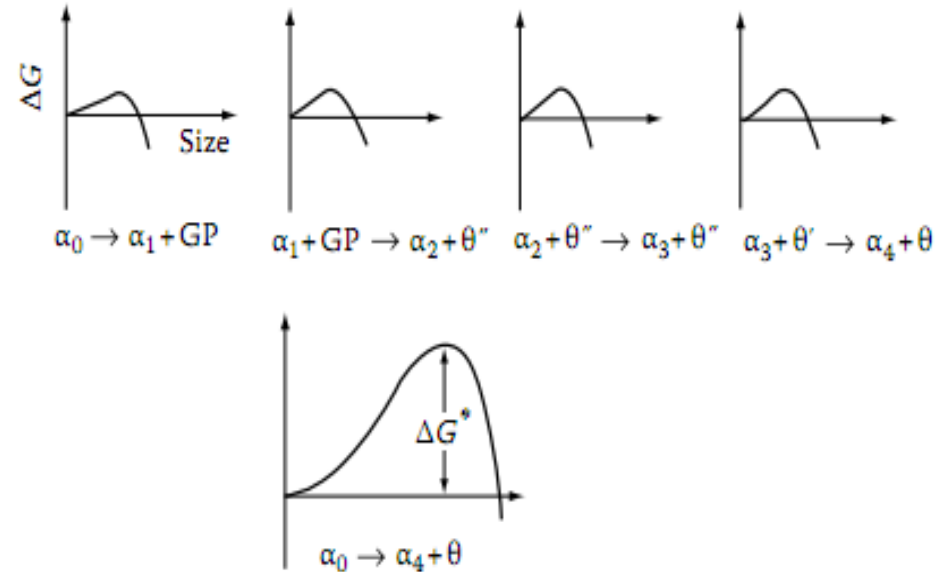
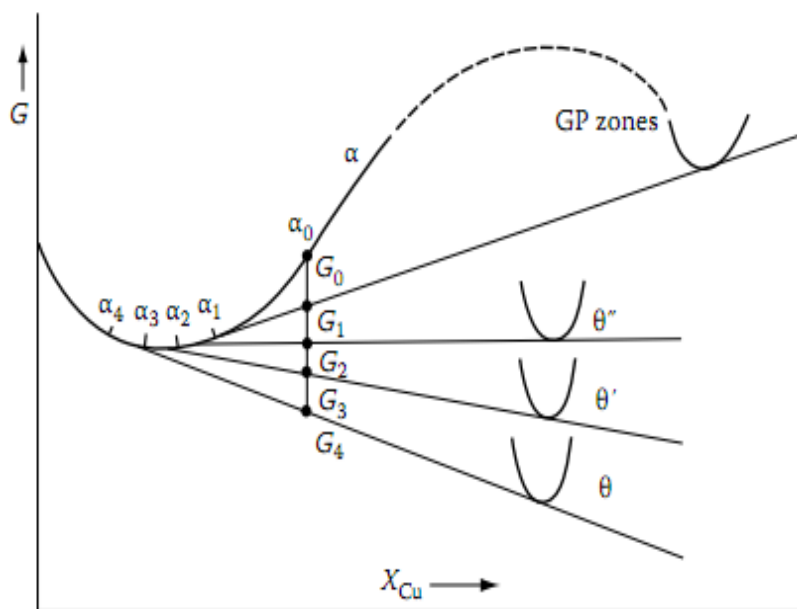
Franchissement des précipités



Phases métastables Al-Cu



Séquence de précipitation



- La phase stable est plus stable thermodynamiquement mais elle précipite pas en premier

- Plus faible barrière de germination pour les phases de transition vu leur cohérence avec la matrice

