Transformations dans les aciers

par Guy MURRY

Ingénieur de l'École Nationale Supérieure d'Électrochimie et d'Électrométallurgie de Grenoble, Docteur-Ingénieur Ingénieur-Conseil Métallurgie et Aciers Ancien directeur de l'OTUA

1	Généralités Transformations allotropiques du fer	M 1 115 - 2 — 2
1	2 Durcissement du fer	- 2
1	.3 Diagramme fer-carbone	- 3
1	.4 Éléments d'alliage dans les aciers	— 5
2	. Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$	— 8
2	.1 Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ dans les conditions d'équilibre	— 8
	2.1.1 Cas des alliages Fe-C	— 8
	2.1.2 Cas des alliages Fe-C-X	— 9
2	.2 Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ hors équilibre	— 10
	2.2.1 Généralités	— 10
	2.2.2 Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ hors équilibre et en conditions	
	isothermes	— 10
	2.2.3 Iransformations $\gamma \rightarrow \alpha$ hors equilibre	22
		— 23
3	. Transformations au chauffage	— 33
3	.1 Revenu des structures hors équilibre	— 33
	3.1.1 Description qualitative des phénomènes se produisant	
	au cours du revenu	— 33
	5. 1.2 Descriptions quantitatives des evolutions des proprietes	— 36
	3.1.3 Phénomènes provoquant des fragilisations sensibles après	00
	revenu	— 39
3	.2 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$: austénisation	— 41
	3.2.1 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ en conditions d'équilibre	— 41
	3.2.2 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ hors équilibre	— 42
	3.2.3 État austénitique	— 45
4	. Deux notions importantes : trempabilité et capacité	
	de durcissement de l'acier	— 45
4	.1 Méthode de Grossmann	— 46
4	.2 Modifications apportées à la méthode de Grossmann	— 46
4	.3 Méthodes de calcul des courbes Jominy	— 46
4	.4 Méthodes de calcul des courbes HV = $f(\Delta t_{300})$	— 48
4	.5 Remarque sur la validité des différentes formules	— 49
4	.6 Conclusions	— 49
P	our en savoir plus	Doc. M 1 115

omme il a été indiqué dans l'article des Techniques de l'Ingénieur Aciers. Généralités [62], le principal facteur de durcissement du fer est, en pratique, la **précipitation de carbures** (ce qui implique l'addition de carbone au fer et donc la fabrication d'acier), carbures qui peuvent être des carbures :

— de fer, ce qui est le cas des aciers non alliés ;

— d'éléments d'alliage carburigènes introduits dans le fer, cas qui correspondent à certains aciers alliés. Ces notions conduisent à la nécessité de « conditionner » correctement la précipitation des carbures, c'est-à-dire de provoquer leur formation au sein des grains de fer en leur donnant une taille la plus proche de la taille optimale [63]. D'un point de vue général, ce résultat est obtenu, pour nombre de métaux, par des opérations de traitement thermique qui provoquent des transformations structurales que l'on peut schématiser comme suit :

— la **mise en solution des précipités par chauffage** à une température suffisamment élevée (fonction de la composition de l'alliage et des conditions d'équilibre); en effet, ces précipités sont généralement trop grossiers à l'état brut de solidification;

— le **refroidissement rapide** pour empêcher la précipitation et maintenir donc l'alliage à l'état sursaturé à la température ambiante (cela pour éviter les hétérogénéités qu'apporterait le fait qu'un refroidissement, quel qu'il soit, n'est pas uniforme dans toute la section d'un morceau de métal ; les conditions de germination et de croissance des précipités sont alors différentes d'un point à un autre) ;

— le réchauffage contrôlé pour provoquer la précipitation optimale.

Il est donc indispensable de connaître, dans ces conditions, le comportement d'un alliage durcissable par précipitation et donc d'étudier ses transformations.

1. Généralités

Dans le cas des aciers les transformations structurales décrites plus avant interfèrent avec les transformations allotropiques du fer, c'est-à-dire avec ses changements de système cristallin.

1.1 Transformations allotropiques du fer

Entre – 273 °C et 912 °C d'une part et d'autre part de 1 394 °C à 1 538 °C, la structure cristalline du fer pur est **cubique centrée (CC)** (cette structure n'est pas compacte) ; dans cet état, les atomes de fer occupent les sommets et le centre d'un cube dont l'arête, à 20 °C, mesure 0,2866 nm (0,286 nm à – 273 °C, 0,2903 nm à 912 °C, 0,293 nm à 1 394 °C).

Entre -273 °C et 912 °C, la forme cristalline du fer est dite « fer α », par contre entre 1 394 °C et 1 538 °C, elle est dite « fer δ » bien qu'elles soient toutes deux identiques.

Entre 912 °C et 1 394 °C, la structure cristalline du fer pur est **cubique à face centrée (CFC)** (structure compacte). Dans cet état, les atomes de fer occupent les sommets et les centres des faces d'un cube dont l'arête mesure 0,3647 nm à 912 °C et 0,3678 nm à 1 394 °C (elle mesurerait 0,355 nm à 20 °C). Cette forme est dite « **fer** γ »

Ces évolutions des paramètres de maille engendrent des modifications du volume spécifique du fer qui sont décrites, en valeur relative, dans le tableau **1**.

À l'examen de ce tableau, on constate que la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ est accompagnée d'une variation du volume spécifique du fer (1 % environ soit à peu près 0,34 % en longueur — retrait au chauffage, dilatation au refroidissement).

La transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ s'accompagne aussi d'un effet thermique ; il y a absorption de chaleur lors de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ et dégagement de chaleur lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$. L'enthalpie de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ serait de l'ordre de 16 à 17 J/g.

Fer α		Fe	rγ	
Température (°C)	∆ V/V₀ (%)	Température (°C)	∆ V/V 0 (%)	
300	+ 1,185	912 γ	+ 3,088	
400	+ 1,595	1 000	+ 3,782	
500	+ 2,035	1 100	+ 4,533	
600	+ 2,518	1 200	+ 5,255	
700	+ 3,045	1 300	+ 6,030	
800	+ 3,545	1 394 γ	+ 6,731	
900	+ 4,075	1 394 δ	+ 7,377	
912 α	+ 4,154	1 500	+ 8,135	
$\begin{array}{l} \alpha \rightarrow \gamma : \Delta V/V_0 = -1,02 \text{ \% à 912 °C} \\ \gamma \rightarrow \delta : \Delta V/V_0 = + 0,60 \text{ \% à 1 394 °C} \end{array}$				

Tableau 1 – Variations relatives du volume spécifique du fer pur au chauffage à partir de 20 °C [64]

À noter que le coefficient de dilatation du fer augmente avec la température mais qu'à température identique, il est plus élevé à l'état γ qu'à l'état α .

1.2 Durcissement du fer

Pour juger des possibilités de durcissement du fer par précipitation de carbures, il faut prendre en compte la solubilité du carbone dans le fer (il est en effet nécessaire que les carbures soient solubles à haute température et, au contraire, le moins possible solubles à basse température). Le tableau **2** donne quelques indications sur cette solubilité dans le fer pratiquement pur.

Tableau 2 – Solubilité du carbone dans le fer pur (1)					
Fer α		Fe	rγ		
Température (°C)	C (%)	Température (°C)	C (%)		
200	$7 imes 10^{-7}$	727	0,77		
300	$21 imes 10^{-6}$	800	0,94		
400	$23 imes 10^{-5}$	900	1,22		
500	$13 imes 10^{-4}$	1 000	1,55		
600	$57 imes10^{-4}$	1 100	1,92		
650	$102 imes 10^{-4}$	1 148	2,11		
700	$16 imes 10^{-3}$	Limite du	u solidus		
727	$22 imes 10^{-3}$	1 200	1,85		
(1) Dans l'équilibre Fe-Fe ₃ C d'après [1].					

On constate que le carbone peut entrer en solution solide dans le fer : c'est une solution solide d'insertion car les atomes de carbone se glissent dans des espaces libres entre les atomes de fer. Une telle insertion n'est possible que parce que l'atome de carbone est petit (rayon atomique = 0,077 nm). Mais la solubilité, qui demeure toujours partielle dans ce cas, varie avec les possibilités d'insertion des atomes de solutés entre les atomes de solvant. C'est ainsi que l'on constate une très grande différence de solubilité du carbone dans les deux formes allotropiques du fer qui nous intéresse ici, à savoir le fer α et le fer γ . On note que le carbone est soluble dans le fer γ (la solution solide de carbone dans le fer γ s'appelle : **austénite**) alors qu'il est « pratiquement » insoluble dans le fer α (le fer α qui contient des traces de carbone en solution solide s'appelle : ferrite). La différence de solubilité s'explique en considérant les possibilités d'insertion d'atomes de carbone entre les atomes de fer dans les deux réseaux. En effet, les sites octaédriques susceptibles d'être occupés par le carbone dans les deux types de réseaux n'ont pas les mêmes dimensions :

— dans le fer γ , ces sites permettent la mise en place d'une sphère dont le diamètre est de l'ordre de 0,1464 fois l'arête du cube soit ici environ 0,053 nm ; la présence d'un atome de carbone (rayon atomique = 0,077 nm) est tolérable parce qu'elle ne provoque qu'une distorsion limitée du réseau ;

— dans le fer α , ces sites ne permettent que la mise en place d'un ellipsoïde dont le petit diamètre est de l'ordre de 0,067 fois l'arête du cube soit ici environ 0,019 nm et le grand diamètre de 0,274 fois l'arête du cube soit ici environ 0,078 nm ; la présence d'un atome de carbone (rayon atomique = 0,077 nm) engendre donc une distorsion trop importante du réseau.

Ainsi donc le carbone soluble dans le fer à haute température ne l'est pratiquement plus à la température ambiante et cela, non seulement parce que sa solubilité diminue mais aussi parce que la structure cristalline du fer change et ne permet quasiment plus l'insertion des atomes de carbone entre les nœuds du réseau. Les conditions d'équilibre sont donc remplies pour permettre la formation, dans le domaine d'existence du fer α , d'une deuxième phase contenant le carbone. La première étape de l'étude des possibilités offertes par cette situation est l'examen des diagrammes décrivant les phases en équilibre dans les aciers [62], c'est-à-dire dans les alliages fer + carbone (+ éventuellement des éléments d'alliages) tels qu'il existe un domaine de température dans lequel tout le carbone puisse être mis en solution solide dans le fer (autrement dit tels qu'à l'instant où leur solidification s'achève, le carbone ne forme aucun précipité).

1.3 Diagramme fer-carbone

Le système fer-carbone est théoriquement décrit par le diagramme fer-carbone dans lequel le carbone, insoluble dans le fer α précipiterait sous forme de graphite. Mais, dans le domaine des aciers (C \leq 2,11 %, environ) non alliés, l'expérience révèle qu'il n'en est pas ainsi et que le carbone en excès précipite sous la forme du carbure de fer Fe₃C appelé **cémentite**. Il est donc alors normal de considérer le diagramme d'équilibre fer-cémentite dont la figure **1** présente un schéma.

En dehors des domaines de solidification, ce diagramme fer-cémentite fait apparaître :

— sur l'axe des ordonnées, les domaines de température dans lesquels les différentes formes allotropiques du fer pur sont stables ;

— le domaine ABCDEFGHI d'existence du fer γ (dont la limite inférieure IHGF définit le point de transformation symbolisé par **Ae**₁) et qui inclut :

- le domaine mixte ABC (fer δ + fer γ),
- le domaine mixte DEFG (fer γ + cémentite),
- le domaine mixte GHI (fer γ + fer α),
- le domaine ACDGI d'existence du fer γ seul qui est aussi le domaine dans lequel un acier non allié fer-carbone est, à l'état solide, monophasé CFC, tout le carbone étant en solution solide dans le fer γ (phase appelée austénite) et dont la limite inférieure IG définit le point de transformation symbolisé par Ae₃;

— la limite DG de solubilité du carbone dans le fer γ que l'on peut décrire approximativement avec la relation :

avec T (K) température

et qui définit le point de transformation symbolisé par **Ae_m** ;

— le domaine IGFJK d'existence du fer α (dont la frontière IG définit le point de transformation symbolisé par Ae₃) et qui inclut :

- le domaine mixte IGH (fer α + fer γ),
- le domaine mixte HGFJK (fer α + cémentite),
- le domaine IHK d'existence du fer α seul qui est aussi le domaine dans lequel un acier non allié fer-carbone (à très basse teneur en carbone) est, à l'état solide, monophasé CC, le carbone étant en solution solide dans le fer α (phase appelée ferrite);

— la limite HK de solubilité du carbone dans le fer α que l'on peut décrire approximativement avec la relation :

$$lg (C \%) = 2,36 - 4.030/T$$

— l'évolution, en fonction de la teneur en carbone de la limite supérieure IG du domaine mixte fer α –fer γ (IGH) qui traduit l'influence du carbone sur l'état d'équilibre de l'austénite ; en présence de carbone en solution solide, celle-ci est stable à des températures inférieures à 912 °C. Le carbone stabilise donc l'austénite et, de ce fait, on le dit « gammagène » ;

- l'existence d'un eutectoïde dont les coordonnées sont :

et qui est constitué, lors de sa formation à 727 °C, par un agrégat de grains de ferrite (contenant 0,02 % de carbone) et de grains de cémentite Fe₃C (à 6,69 % de carbone). Dans un alliage fer-carbone, cet agrégat contient en poids (les proportions en volume sont pratiquement identiques) 88,78 % de ferrite et 11,22 % de cémentite (les proportions à 20 °C sont de 88,49 % de ferrite pratiquement sans carbone et 11,51 % de cémentite, cette dernière proportion a augmenté par suite de la précipitation du peu de carbone qui était en solution dans la ferrite à 727 °C). La réaction eutectoïde s'écrit :

Fe γ (0,77 % C sol-sol) \leftrightarrow Fe α (0,02 % C sol \cdot sol) + Fe₃C

Dans les conditions d'équilibre, elle se déroule à la température constante de 727 $^{\rm o}{\rm C}$ (pour un acier Fe-C non allié) ;



Figure 2 – Détails du diagramme d'équilibre fer-carbone (équilibre Fe-Fe₃C) [1]

— à l'équilibre à 20 °C, les proportions des phases présentes évoluent avec la teneur en carbone. Les deux formules suivantes quantifient ces relations (entre 0 et 2,11 % de carbone) :

> % ferrite totale = 100 - 14,95 (C %) % cémentite = 14,95 (C %)

Nota : la notation C % utilisée dans les formules signifie que, par exemple, pour une teneur en carbone de 2 % : C % = 2 (et non 0,02).

Pour l'étude des transformations des aciers, on utilise essentiellement les parties utiles du diagramme Fe-Fe₃C telles qu'elles sont présentées par la figure 2.

1.4 Éléments d'alliage dans les aciers

Les aciers contiennent souvent des éléments d'alliage qui sont susceptibles de modifier leurs états d'équilibre. Une première indication concernant ces effets peut être tirée de l'examen des diagrammes binaires fer-éléments d'alliage [65] [66].

En effet, certains éléments d'alliage, tels le chrome (figure 3), augmentent la stabilité de la phase α au point que l'alliage, au-delà d'une certaine teneur, reste CC à toutes températures ; un tel élément est dit alphagène. La liste des éléments alphagènes comprend presque tous les éléments d'alliage habituels tels que Si, Al, Cr, Mo, Ti, W.

D'autres éléments d'alliage, tels le nickel (figure 4), augmentent au contraire la stabilité de la phase γ au point qu'au-delà d'une certaine teneur, l'alliage puisse rester CFC quelle que soit la température. Un tel élément est dit gammagène ; la liste des éléments gammagènes est assez limitée puisqu'elle ne comporte que Ni, Mn et Cu.





Mais il est nécessaire de considérer aussi l'influence des éléments d'alliage sur les états d'équilibre du système fer-carbone. Dans ce domaine, on constate tout d'abord que les éléments alphagènes augmentent la surface du domaine dans leguel la phase α est stable. La figure 5a, [10] illustre cet effet en ce qui concerne le molybdène. Les éléments gammagènes, eux, augmentent la surface du domaine dans lequel la phase γ est stable. La figure **5***b* [10] illustre cet effet, en ce qui concerne le manganèse.

Pour des teneurs limitées, ces modifications du tracé du diagramme d'équilibre Fe-C sont traduites par deux diagrammes qui, en fonction de la teneur en élément d'alliage et cela pour chacun d'eux, représentent :

pour le premier (figure 6), l'évolution de la température à laquelle se déroule la transformation eutectoïde, température qui correspond, si la teneur en carbone n'est pas inférieure à 0.0218 %. à celle du point Ae₁ (courbe HGF de la figure 1) ; cet effet peut aussi être quantifié à l'aide d'une formule empirique due à Andrews [13] :

ces variations de la température à laquelle se déroule la transformation eutectoïde modifient les conditions de germination et de croissance des constituants de l'agrégat eutectoïde de telle sorte que celui-ci sera formé de grains de ferrite et de cémentite d'autant plus fins que la température sera plus basse et d'autant plus gros qu'elle sera plus élevée :

- pour le second (figure 7), les variations de la teneur globale de l'eutectoïde en carbone, variations qui conduisent toutes à un abaissement de la teneur globale en carbone de l'eutectoïde (nous verrons plus loin (§ 2.1.2) les conséquences d'un tel abaissement).



et sans parenthèses, les teneurs atomiques

Figure 4 - Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Ni [65]



Figure 5 - Exemples de modification du domaine de stabilité de l'austénite par les éléments d'alliage [10]

Par ailleurs, certains éléments d'alliage engendrent des modifications des carbures précipités à l'état d'équilibre ; en leur présence, le carbone ne précipite plus sous la forme de carbure de fer mais sous d'autres espèces. On est ainsi amené à considérer les éléments dits **carburigènes**, éléments qui ont pour le carbone une affinité plus grande que celle du fer. Ce sont Mn, Cr, Mo, V, W, Nb, Ti. Il faut noter que ces éléments, à faibles teneurs, ont souvent tendance à participer à la formation de la cémentite en se substituant partiellement au fer, donnant ainsi des carbures répondant à la formule générale M₃C. À fortes teneurs, par contre, ils forment les carbures qui leur sont propres (en admettant parfois un peu de fer qui se substitue à eux). C'est ainsi, par exemple, qu'avec le chrome on pourra former des carbures répondant aux formules suivantes :

(Fe, Cr)₃C (Cr, Fe)₇C₃ (Cr, Fe)₂₃C₆

alors qu'avec le vanadium on pourra identifier :

$$(Fe, V)_3C$$
 et $(V, Fe)_4C_3$



Figure 6 – Influence des éléments d'alliage sur la température de l'eutectoïde dans chaque système fer-carbone-élément d'alliage [4]



Figure 7 – Influence des éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde dans chaque système fer-carbone-élément d'alliage [4]

Dans ces cas, la transformation eutectoïde perd sa spécificité pour faire place à une transformation plus complexe s'étalant généralement sur un intervalle de température parfois assez large.

Ces éléments carburigènes ont leur solubilité propre qui, selon la température, leur permettra d'être solubles, totalement ou partiellement dans l'austénite ou au contraire leur interdira de passer en solution solide (ils ne seront alors solubles qu'à la fusion). La description des états d'équilibre des alliages formés peut être partiellement fournie par des diagrammes ternaires (cas des alliages à trois



Figure 8 - Exemples de coupes de diagrammes d'équilibre ternaires [1]

composants du type Fe-C-X) ou par des coupes planes tirées de ces derniers ou de diagrammes encore plus complexes. La figure **8a** présente, à titre d'exemple, le diagramme Fe-C-5 % Cr et la figure **8b** celui des alliages Fe-C-2 % Mo.

Enfin, il faut rappeler que certains éléments d'alliage peuvent contribuer à la formation de composés tels que :

— les oxydes ; l'oxygène est une impureté des aciers ; la désoxydation, qui a pour objet de l'éliminer, l'inclut dans des composés séparables du métal liquide (formés avec des éléments d'addition ayant pour l'oxygène une affinité supérieure à celle du carbone et à celle du fer ; ce sont généralement Mn, Si et Al) ; il peut en subsister de petites quantités retenues lors de la solidification ; elles constituent des inclusions insolubles à l'état solide, ce qui conduit à « neutraliser » la part d'éléments d'alliage qui les ont formées ;

— les sulfures ; le soufre est une impureté issue des matières premières ; sa présence peut provoquer la formation de sulfures ou d'oxysulfures de fer fusibles à relativement basses températures et susceptibles de ce fait d'engendrer des difficultés de mise en forme à chaud (métal rouverin) ; la part qui n'a pas été éliminée lors de l'élaboration est fixée à l'aide du manganèse qui a, pour cet élément, une affinité plus grande que celle du fer et forme des sulfures non fusibles aux températures de laminage et de forgeage ; le manganèse ainsi utilisé demeure insoluble dans l'austénite ;

— les **composés intermétalliques**; dans certains aciers très alliés, il est possible de provoquer la précipitation de composés intermétalliques à base de fer tels FeTi, Fe₃Al, FeCr, Fe₂Mo ou formés à partir de deux éléments d'alliage tels Ni₃Al ou Ni₃Ti; ces composés judicieusement précipités peuvent apporter un durcissement important.

Mais les diagrammes décrits plus avant ne définissent que les états d'équilibre, c'est-à-dire les états structuraux obtenus dans des conditions telles que le facteur temps n'intervienne pas. Or, dans la pratique, les transformations à l'état solide sont provoquées au cours de cycles thermiques qui ne respectent pas les exigences imposées pour le tracé des diagrammes d'équilibre (et souvent même s'en écartent volontairement !). Dès lors, il devient indispensable de prendre en compte l'influence du temps et donc de décrire la cinétique des transformations à l'état solide. Pour ce faire, on réalise deux analyses différentes mais complémentaires :

— des analyses des transformations à température constante qui permettent la construction de diagrammes de transformation en conditions isothermes, dits diagrammes TTT (Température Temps Transformation);

— des analyses des transformations au cours de variations continues (de type industriel) de la température qui permettent de tracer des diagrammes de transformation en conditions anisothermes (chauffage ou refroidissement) ; différentes lois de variations de la température sont alors réalisées pour passer des chauffages ou des refroidissements les plus lents aux plus rapides.

Nous allons donc décrire ainsi les transformations des aciers en commençant dans chaque cas par un rappel de ce que sont les modalités des transformations dans les conditions d'équilibre. Pour des raisons pratiques, nous adopterons l'ordre suivant :

— tout d'abord, les transformations de l'austénite au cours de son retour depuis sa haute température d'équilibre jusqu'à la température ambiante ; pour faciliter la présentation, nous grouperons l'ensemble sous l'appellation « transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ » ;

— ensuite, les transformations de la ou des structure(s) obtenue(s) lors de la première étape ci-dessus, lorsque, partant de la température ambiante, on réchauffe le métal :

• pour provoquer un retour vers un état (plus stable) se rapprochant plus ou moins de l'état d'équilibre à la température ambiante ; ce point sera traité dans le paragraphe intitulé « revenu »,

• pour parvenir à l'état austénitique stable à haute température ; ici encore, pour faciliter la présentation, nous grouperons l'ensemble sous l'appellation « transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ ».

2. Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$

2.1 Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ dans les conditions d'équilibre

2.1.1 Cas des alliages Fe-C

Le diagramme d'équilibre fer-carbone (figure **2**) montre qu'à l'exception des alliages dont la teneur en carbone est inférieure à 0,022 %, les aciers subissent la transformation eutectoïde précédée (sauf pour les aciers à 0,77 % C) soit (si 0,02 \leq C % < 0,77) d'une étape de formation de ferrite, soit (si 0,77 < C % \leq 2,11) d'une étape de formation de cémentite.

2.1.1.1 Transformations des aciers à très basses teneurs en carbone ; C % < 0,02

La transformation commence (figure 9) à une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre 912 et 900 °C environ (limite IH'); elle donne naissance, aux joints des grains d'austénite, à des grains de ferrite dont la teneur en carbone, très faible pour les premiers grains formés, croît au fur et à mesure de l'abaissement de la température tandis que les premiers grains formés s'enrichissent en carbone par diffusion (dans les conditions d'équilibre, la diffusion est totale) à partir des grains de ferrite plus riches (ligne IH). Le carbone, chassé des zones où se forme la ferrite, enrichit l'austénite non encore transformée (ligne IH'). La transformation s'achève à une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 912 et 727 °C (ligne IH). La structure est alors constituée de grains de ferrite contenant, en solution solide, tout le carbone présent. Avec la poursuite du refroidissement et à partir d'une température variable avec la teneur en carbone mais inférieure à 727 °C (ligne HK), on assiste à la précipitation (dans les joints des grains), sous forme de Fe₃C, du carbone contenu dans la ferrite alors saturée.

À la température ambiante, la structure d'équilibre est donc constituée de ferrite très pauvre en carbone et de Fe₃C précipité.

2.1.1.2 Transformation eutectoïde ; C % = 0,77

Toute la transformation $\gamma \to \alpha$ se produit à 727 °C selon la réaction eutectoïde (figure **2**) :

Fe γ (0,77 % C sol-sol) \rightarrow Fe α (0,02 % C sol-sol) + Fe₃C

Cette réaction provoque la formation d'un agrégat eutectoïde constitué de grains intimement mélangés de ferrite et de cémentite. Ces deux constituants sont présents, à la température à laquelle s'achève la transformation, dans les proportions suivantes :

- ferrite : 88,78 % (en poids) ;
- cémentite : 11,22 % (en poids).

Au-dessous de 727 °C, seul se produit l'appauvrissement en carbone de la ferrite qui contenait initialement 0,02 % C et qui se trouve saturée. Le carbone précipite progressivement sous forme de Fe₃C, généralement sur les grains de cémentite déjà formés.

À la température ambiante, la structure est donc exclusivement formée d'agrégat eutectoïde dans les proportions suivantes :

— ferrite : 88,5 % (en poids) ;

- cémentite : 11,5 % (en poids).

2.1.1.3 Transformations des aciers à 0,02 < C % < 0,77

Le diagramme d'équilibre (figure **10**) montre que la transformation eutectoïde est précédée d'une étape de formation de ferrite.

La transformation débute à une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre environ 900 et 727 °C ; elle



Figure 9 - Transformations à l'équilibre d'un acier à 0,01 % C



Figure 10 – Transformations à l'équilibre d'un acier à 0,4 % C et d'un acier à 1,6 % C



Figure 11 – Variations en fonction de la teneur en carbone des proportions de différents constituants d'équilibre à 20 °C

donne naissance à des grains de ferrite pauvre en carbone. Avec l'abaissement de la température, on assiste :

— à la formation de grains de ferrite un peu plus riches en carbone (teneur maximale 0,02 %) ;

— à un très léger enrichissement (par diffusion) en carbone des grains de ferrite déjà formés (teneur maximale 0,02 %) ;

— à un enrichissement en carbone de l'austénite non encore transformée dont la teneur croît jusqu'à atteindre 0,77 % quand la température de l'alliage est abaissée à 727 °C.

À 727 °C se produit la transformation eutectoïde :

Fe γ (0,77 % C sol-sol) \rightarrow Fe α (0,02 % C sol-sol) + Fe₃C

qui intéresse toute l'austénite non encore transformée et donne naissance à l'agrégat eutectoïde.

À $(727 + \varepsilon)$ °C (juste avant que la transformation eutectoïde commence), l'acier est formé de ferrite proeutectoïde (formée avant la réaction eutectoïde) à 0,02 % C et d'austénite à 0,77 % C.

À $(727 - \varepsilon)$ °C (juste après que la transformation eutectoïde se soit achevée), l'acier est formé de ferrite à 0,02 % C (la ferrite proeutectoïde + la ferrite de l'agrégat) et de cémentite à 6,69 % C. Avec la poursuite du refroidissement, on n'assiste plus qu'à la précipitation, sur les carbures existants et sous forme de Fe₃C, du carbone en solution dans la ferrite à 727 °C.

À la température ambiante, la structure est donc constituée de ferrite proeutectoïde et d'agrégat eutectoïde contenant le carbone sous forme de Fe₃C. La partie gauche de la figure **11** décrit les variations à 20 °C des proportions de ces divers constituants en fonction de la teneur en carbone dans les limites considérées ici.

2.1.1.4 Transformations des aciers à 0,77 < C % ≤ 2,11

Le diagramme d'équilibre (figure **10**) montre que la transformation eutectoïde est précédée par une étape de formation de cémentite. La transformation débute à une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 1 148 °C et 727 °C, par la précipitation, dans les joints des grains d'austénite, de carbone sous forme de Fe₃C, cela afin de ne pas sursaturer l'austénite. Avec l'abaissement de la température, cette précipitation se poursuit tandis que l'austénite s'appauvrit en carbone ; sa teneur décroît jusqu'à atteindre 0,77 % à 727 °C.

À 727 °C, la transformation eutectoïde se produit ; elle intéresse toute l'austénite et donne naissance à l'agrégat eutectoïde.

Au-dessous de 727 °C, on assiste seulement à un appauvrissement en carbone de la ferrite constituant l'agrégat eutectoïde ; la teneur en carbone de cette ferrite initialement égale à 0,02 % décroît fortement, la plus grande partie du carbone dissous précipitant progressivement sous forme de Fe₃C sur les grains de cémentite de l'agrégat.

À la température ambiante, la structure est donc formée d'agrégat eutectoïde et de précipités intergranulaires de Fe_3C . La partie droite de la figure **11** décrit les variations à 20 °C des proportions des différents constituants en fonction de la teneur en carbone dans les limites considérées ici.

L'examen de la figure **11** conduit à distinguer trois types d'aciers :

 ceux qui, à l'équilibre, sont constitués uniquement par l'agrégat eutectoïde et qui sont, de ce fait dits « aciers eutectoïdes »;

 ceux qui, à l'équilibre, sont constitués de ferrite et d'agrégat eutectoïde et qui sont dits « aciers hypoeutectoïdes » (leur teneur en carbone est inférieure à celle de l'eutectoïde);

— ceux qui, à l'équilibre, sont constitués de cémentite et d'agrégat eutectoïde et qui sont dits « aciers hypereutectoïdes » (leur teneur en carbone est supérieure à celle de l'eutectoïde).

2.1.2 Cas des alliages Fe-C-X

Deux cas doivent être distingués ici.

Si l'élément X n'est pas carburigène, les différentes étapes de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ en conditions d'équilibre restent semblables à celles décrites pour les alliages Fe-C, mais les limites en teneur en carbone et en température subissent l'infuence de la présence de l'élément d'alliage comme il a été indiqué plus avant.

Si l'élément X est carburigène, les conditions de précipitation du carbone sont différentes car, selon la teneur en cet élément X, le carbone précipite soit sous la forme de cémentite substituée, soit sous la forme du carbure de cet élément X. Par ailleurs, cet élément X fait aussi sentir son influence en tant qu'élément d'alliage sur les limites en teneur en carbone et en température.

Généralement la transformation eutectoïde fait place à une transformation non isotherme produisant un agrégat de ferrite et de carbures contenant l'élément X. Dans certains cas d'ailleurs, la composition des carbures précipités peut évoluer au cours du refroidissement.

Mais il faut s'intéresser au fait que, comme on l'a vu au paragraphe 1, les éléments d'alliage abaissent tous la teneur globale en carbone de l'agrégat eutectoïde. Ce changement engendre, pour les aciers hypoeutectoïdes et à même teneur en carbone, une modification de l'état structural avec augmentation de la teneur en agrégat et diminution de la teneur en ferrite formée avant la réaction eutectoïde comme le montre le tableau **3**.

Tableau 3 – Proportions des différents constituants présents à l'équilibre à 20 ºC dans un acier à 0,4 % C					
ConstituantEutectoïde à 0,77 % CEutectoïde à 0,65 % C					
Ferrite totale	94 %	94 %			
Cémentite totale	6 %	6 %			
Ferrite hors eutectoïde	48 %	38,5 %			
Eutectoïde	52 %	61,5 %			
dont ferrite	46 %	55,5 %			
dont cémentite	6 %	6 %			

2.2 Transformations $\gamma \to \alpha$ hors équilibre

2.2.1 Généralités

Pour étudier les développements de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ dans des conditions hors équilibre, on peut, calquant la pratique industrielle, procéder à des refroidissements plus ou moins rapides ou plus ou moins lents au cours desquels on détermine les changements structuraux qui se produisent jusqu'au retour à la température ambiante. On effectue ainsi une étude dite en « refroidissement continu ». L'expérience a montré que les résultats obtenus peuvent parfois être très complexes et difficiles à analyser.

Pour mieux décomposer les phénomènes et distinguer plus aisément les effets du temps d'une part et ceux de la température d'autre part, on procède, au préalable, à une analyse du déroulement des transformations au cours de maintiens isothermes à des températures inférieures à la limite du domaine de stabilité de l'austénite. On réalise ainsi l'étude dite en « **conditions isothermes** ».

2.2.2 Transformations $\gamma \to \alpha$ hors équilibre et en conditions isothermes

L'étude des transformations en conditions isothermes de l'austénite exige qu'à partir de sa température de formation, elle soit instantanément ramenée à la température à laquelle ses transformations doivent être analysées. Cette condition ne peut théoriquement pas être satisfaite puisqu'elle s'applique à un échantillon d'acier dont l'épaisseur n'est pas nulle. Des astuces opératoires permettent de pallier partiellement cette impossibilité à la condition que soit vérifié *in fine* que la durée de mise en température n'avait pas d'influence sensible sur les modalités des transformations.

La cinétique des transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ se déroulant en conditions isothermes est décrite par le « diagramme de transformation en conditions isothermes » ou « **diagramme TTT** » dont la figure **12** donne un exemple pour un acier non allié hypoeutectoïde du type C 55. Un tel diagramme est tracé dans le système de coordonnées : logarithme du temps (en abscisse)/température (en ordonnée). Les courbes qui le constituent joignent les points qui correspondent aux températures auxquelles :

- la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ débute (I) ;
- le type de constituant formé change (II) ;
- 50 % d'austénite sont transformés (III) ;
- la formation d'un constituant cesse (IV) ;
- la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ s'achève.

Un tel diagramme apporte par ailleurs les informations suivantes :

— la composition chimique du métal dans lequel ont été prélevées les éprouvettes utilisées ;

- les conditions d'austénitisation (température, durée) ;

— la grosseur du grain austénitique tel qu'il existe après réalisation de l'austénitisation dans les conditions indiquées ;

— les températures Ac₁ et Ac₃ qui, déterminées au chauffage dans des conditions particulières (150 °C/h \leq vitesse de chauffage \leq 300 °C/h), sont très proches des températures Ae₁ et Ae₃ et rappellent donc les limites des domaines de transformation en conditions d'équilibre ;

— les duretés de l'acier après totale transformation de l'austénite à certaines températures ; ces duretés sont reportées généralement sur la partie droite du diagramme ;

— les constituants présents dans chacun des domaines délimités par les diverses courbes.



Figure 12 – Diagramme TTT d'un acier hypoeutectoïde du type C 55 (0,53 % C - 0,7 % Mn - 0,24 % Ni - 0,52 % Cu) [5]

2.2.2.1 Différents processus de transformation d'un acier non allié

L'examen du diagramme de la figure **12** (acier C 55 non allié à 0,53 % C) montre que la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ peut se développer dans des conditions différentes selon la température de maintien :

— dans un domaine de température compris entre la limite de stabilité de la ferrite ($Ac_3 \approx Ae_3$) et une température voisine, dans l'exemple présenté, de 310 °C (et repérée **Ms**), les transformations se déroulent en fonction du temps ;

— par contre, dans le domaine des températures inférieures à cette température Ms, le temps ne paraît plus intervenir et la transformation n'évolue plus alors qu'en fonction de l'abaissement de la température.

Dans le domaine de température compris entre la limite de stabilité de la ferrite et la température ambiante, l'expérience montre donc que le processus de transformation est différent selon que l'on se place aux températures les plus hautes ou les plus basses de l'intervalle considéré. C'est ainsi qu'avec l'acier C 55 qui nous sert d'exemple :

a) Dans le domaine de température compris entre la limite de stabilité de la ferrite (Ac₃ ≈ Ae₃) et 500-550 °C environ, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ se développe selon un mécanisme voisin de celui propre à l'équilibre. En effet, elle débute par la germination et la croissance de grains de ferrite puis elle se poursuit, si la température est inférieure à la limite de stabilité de l'austénite (**Ac**₁ ≈ Ae₁), par la formation d'un constituant semblable à l'agrégat eutectoïde mais dont les constituants apparaissent le plus souvent sous forme de lamelles parallèles d'autant plus fines que la température est plus basse dans l'intervalle considéré ; on parle alors de **perlite**

lamellaire. La transformation de l'austénite donne donc naissance à deux produits ; les grains de **ferrite properlitique** et les amas perlitiques ;

b) Dans le domaine de température compris, dans l'exemple de l'acier C 55 considéré ici, entre 500-550 °C environ et la température Ms (310 °C ici), la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ conduit à un résultat fondamentalement différent de celui obtenu dans le domaine supérieur ; elle produit encore de la ferrite sursaturée en carbone et des cristaux de cémentite, mais elle ne provoque plus la formation d'un constituant proeutectoïde et d'un agrégat de type eutectoïde. Le produit final est un nouvel agrégat formé de plaquettes de ferrite et de cémentite appelé bainite dont l'aspect diffère suivant la température à laquelle il s'est formé. Aux températures les plus hautes dans le domaine considéré, les plaquettes de ferrite sont en effet rassemblées en groupes dans lesquels elles sont parallèles entre elles, les plaquettes de cémentite étant dispersées entre elles et disposées elles aussi parallèlement à la même direction principale ; on obtient ainsi la bainite dite supérieure. Par contre, aux températures les plus basses dans le domaine considéré, on forme la bainite dite inférieure, constituée de plaquettes de ferrite plus individualisées et plus imbriquées dans lesquelles les plaquettes de cémentite sont dispersées et forment parfois un angle voisin de 60° avec la direction de croissance des plaquettes de ferrite ;

c) Dans le domaine des températures inférieures à la température repérée Ms (ici 310 °C), la transformation de l'austénite ne dépend plus du temps. Cette transformation donne naissance à un nouveau constituant, la **martensite** qui peut être comparée à une pseudosolution sursaturée de carbone dans le fer α dont le réseau est déformé (il est quadratique) pour permettre l'insertion des atomes de carbone. Cette martensite apparaît le plus souvent sous forme de lentilles (martensite aciculaire ou en aiguilles) et, parfois, pour les aciers à basse teneur en carbone, sous forme de lattes (martensite massive).

Nous allons nous intéresser aux conditions de formation de ces différents constituants.

2.2.2.2 Transformations properlitiques

Le début de la formation des constituants est précédé par une période de métastabilité de l'austénite, appelée période d'incubation. Lorsque la température s'abaisse, le temps d'incubation décroît par suite de l'augmentation de l'énergie motrice de la transformation qui croît avec l'écart entre la température de maintien et la température d'équilibre puis croît quand cet écart devient plus grand, les transformations étant reportées dans des domaines de température où la germination des phases devient plus difficile par suite de la diminution de l'agitation thermigue.

2.2.2.2.1 Formation de ferrite properlitique

Pour un acier hypoeutectoïde (figure **12**), dans le domaine de température compris entre la limite de stabilité de la ferrite (Ac₃ \approx Ae₃) et 500-550 °C environ, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ débute par la germination et la croissance de grains de ferrite properlitique. Les examens métallographiques montrent tout d'abord que les germes de ferrite proeutectoïde apparaissent dans les zones désordonnées intercristallines, c'est-à-dire essentiellement dans les joints des grains de l'austénite et aux points triples. Ce processus de **germination hétérogène** s'explique si l'on se réfère au calcul classique de l'énergie libre ΔG qui préside à la germination et à la croissance d'une nouvelle phase. En effet, si l'on admet que cette dernière apparaît sous forme sphérique de rayon *r*, on écrit que :

$$\Delta G = E_{\rm i} \, 4\pi r^2 + G_{\rm r}(4/3)\pi r^3$$

avec E_i énergie d'interface,

G,

énergie libre volumique de la transformation ;

et en notant que l'énergie G_r doit être négative pour que la transformation puisse se développer, on peut réécrire cette relation sous la forme :

$$\Delta G = E_{\rm i} \ 4\pi r^2 - |G_{\rm r}| (4/3)\pi r^3$$

On constate ainsi que toute diminution de E_i abaisse ΔG et facilite de ce fait la germination ; or E_i est plus faible quand la germination se développe dans un site où le réseau cristallin est perturbé comme, notamment, dans un joint de grain.

Par ailleurs, on montre aussi que ΔG , nulle à l'origine (r = 0), passe par un maximum pour une valeur critique r_c du rayon :

$$r_{\rm c} = 2E_{\rm i}/|G_{\rm r}|$$

(rappelons qu'un germe ne peut se développer que si, sous l'action de l'agitation thermique, il atteint cette taille critique) et que cette taille critique diminue quand la température à laquelle se développe la transformation est abaissée ([67] M 36 § 4.2.1.1). Cela explique pourquoi, dans cette dernière circonstance, les examens métallographiques montrent que les germes de ferrite apparaissent plus vite et sont plus nombreux.

Mais l'évolution de ΔG montre qu'une fois franchi le stade de la germination, les grains désormais stables ont tendance à grossir et d'autant plus que leur diamètre est plus grand. Cette croissance, dont on constate qu'elle est thermiquement activée (la vitesse de croissance est donc d'autant plus faible que la température est plus basse), peut être contrôlée par :

— la réaction d'interface qui fait passer les atomes des grains de phase γ aux grains de phase α ; la vitesse de croissance des grains de ferrite serait alors constante (à température constante);

— la diffusion du carbone qui doit, pour que la transformation puisse se dérouler, migrer depuis les zones où se forme la ferrite vers les zones où subsiste de l'austénite non encore transformée ; la vitesse de croissance des grains de ferrite serait alors (à température constante) inversement proportionnelle à la racine carrée du temps.

En fait, l'expérience montre que c'est ce deuxième processus, la diffusion du carbone, qui contrôle le grossissement des grains de ferrite. La loi de croissance isotherme de la ferrite obéit alors à une cinétique conforme à la loi d'Avrami :

$$p = 1 - \exp(-kt^n)$$

avec k coefficient,

p proportion d'austénite transformée ($0 \le p < 1$),

n 2,5 à 1,5,

temps.

t

La croissance s'arrête quand les grains de ferrite arrivent au contact les uns des autres mais, surtout, lorsque l'austénite non encore transformée est, à la température considérée, saturée en carbone ; en effet, elle ne peut plus alors absorber le carbone qui serait rejeté lors d'une nouvelle formation de ferrite. Il faut noter que la limite de saturation prise en compte ici est celle qui résulte de l'extrapolation, vers des températures inférieures à 727 °C, de la courbe de solubilité du carbone dans l'austénite (courbe DG de la figure 1) ; elle peut donc être très sensiblement inférieure à 0,77 %. De ce fait, la proportion de ferrite properlitique diminue au fur et à mesure que la température de transformation est plus basse et, par voie de conséquence, la quantité d'austénite qui se transformera en perlite est plus importante (cette perlite contiendra toujours la même quantité de cémentite mais mêlée à une plus forte proportion de ferrite).

2.2.2.2 Formation de cémentite properlitique

Pour un acier hypereutectoïde (figure **13** : acier C 90 non allié à 0,93 % C), dans le domaine de température compris entre la limite de solubilité du carbone dans l'austénite ($Ac_m \approx Ae_m$) et 600 °C environ, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ est précédée par la germination et la croissance de grains de cémentite properlitique qui, en précipitant, dessaturent l'austénite (la solubilité du carbone étant plus faible par suite du refroidissement depuis la température d'austénitisation). Les examens métallographiques montrent que les germes de cémentite proeutectoïde apparaissent dans les zones désordonnées intercristallines, c'est-à-dire essentiellement dans les joints des



Figure 13 – Diagramme TTT d'un acier hypereutectoïde du type C 90 (0,93 % C - 0,31 % Mn - 0,20 % Ni - 0,12 % Cr - 0,62 % Cu)

grains de l'austénite et aux points triples. Ce processus de **germination hétérogène** s'explique à la fois comme l'a été celui de la ferrite properlitique par l'abaissement de l'énergie d'interface dans les zones désordonnées mais aussi par la diffusion du carbone (nécessaire à la formation des carbures) qui se fait plus facilement par voie intergranulaire que par voie intragranulaire aux températures considérées.

Cette précipitation de cémentite s'arrête quand l'austénite appauvrie en carbone atteint sa limite de stabilité. Il faut noter que la limite de stabilité prise en compte ici est celle qui résulte de l'extrapolation, vers des températures inférieures à 727 °C, de la courbe de stabilité de l'austénite (courbe IG de la figure 1) ; la teneur en carbone correspondante peut donc alors être supérieure à 0,77 %. De ce fait, la proportion de cémentite properlitique diminue au fur et à mesure que la température de transformation est plus basse et, par voie de conséquence, la quantité d'austénite qui se transformera en perlit est plus importante (cette perlite contiendra toujours la même quantité de ferrite mais mêlée à une plus forte proportion de cémentite).

2.2.2.3 Transformation perlitique

La transformation perlitique, pseudo-transformation eutectoïde hors équilibre, se développe lorsque l'austénite doit se transformer en ferrite alors que le carbone qu'elle contient ne peut plus diffuser dans d'autres zones austénitiques (saturées elles aussi) et doit précipiter.

L'expérience montre que la formation de la perlite débute dans les joints entre les grains d'austénite et dans les interfaces austénite/constituant properlitique (cette localisation s'explique comme pour la formation des constituants properlitiques) et que les constituants de la perlite apparaissent sous forme de lamelles parallèles d'autant plus fines que la température est plus basse.

2.2.2.3.1 Germination des constituants de la perlite

Le mécanisme de la formation de la perlite lamellaire a fait et fait encore l'objet de nombreuses controverses. S'il est généralement admis que la formation de la perlite ne s'accompagne que d'une diffusion à très courte distance du carbone, les opinions divergent en ce qui concerne la germination des composants et les facteurs responsables de leur **forme lamellaire**.

■ Certains admettent que la transformation commence par la germination d'un cristal de ferrite ou d'un cristal de cémentite ; la croissance de ce cristal engendre un enrichissement ou un appauvrissement en carbone de l'austénite voisine, ce qui permet alors la germination et la croissance de l'autre constituant (cémentite ou ferrite) de part et d'autre du premier cristal et en épitaxie avec celui-ci. Ainsi se développeraient « **en cascade** » et alternativement les grains de ferrite et les grains de cémentite. L'orientation des différents cristaux s'expliquerait alors par leur germination qui serait orientée par le grain d'austénite sur lequel elle s'est faite et qui serait le grain dans lequel les phases ne se développent pas.

D'autres considèrent que la transformation commence uniquement par la germination de cristaux de cémentite dont la croissance engendre l'appauvrissement en carbone de l'austénite voisine, ce qui permet alors la germination et la croissance de la ferrite et conduirait au même phénomène de germination en cascade. Le fait d'admettre que la cémentite germe en premier est alors justifié par les observations suivantes :

— dans les aciers hypereutectoïdes, la présence de cémentite properlitique accélère la formation de la perlite (la cémentite de la perlite se formerait alors en épitaxie sur les grains de cémentite properlitique);

— dans les aciers hypoeutectoïdes, lorsque la ferrite properlitique apparaît sous forme de plaquettes, celles-ci ont une orientation en relation avec l'austénite initiale {plan α (110) parallèle au plan γ (111) et direction α [111] parallèle à la direction γ [110]}; or il n'apparaît pas de relation d'orientation entre la ferrite de la perlite et l'austénite initiale.

Ajoutons qu'il paraît peu vraisemblable d'admettre que des germes de ferrite puissent se former dans une austénite saturée qui n'est plus en mesure d'accueillir le carbone qui serait rejeté, lequel carbone ne pourrait que provoquer une sursaturation locale immédiate bloquant tout développement de la ferrite. Par contre, la germination initiale de grains de cémentite est compatible avec le risque de concentration du carbone au voisinage des joints des grains d'austénite (la diffusion du carbone étant plus facile dans les joints de grains, aux températures considérées) et au voisinage des interfaces austénite/ferrite properlitique (si l'enrichissement de l'austénite n'est pas uniforme par suite d'une diffusion insuffisante du carbone).

■ Mais, par ailleurs, l'examen d'échantillons micrographiques dont la transformation après austénitisation a été réalisée en conditions isothermes (dans le domaine de température considéré ici, soit approximativement entre Ac₁ et 550 °C) et interrompue, avant son achèvement, par un refroidissement brutal, ne semble pas vérifier l'existence d'une transformation en cascade ; il semble bien que les colonies de plaquettes alternées ferrite/cémentite se développent parallèlement et de concert. Selon certains auteurs, la vitesse v d'avancement du front de la transformation peut être décrite à l'aide de la relation suivante :

$$v = K (T_{\rm E} - T)^2 D_0 \exp(-Q/RT)$$

avec K coefficient,

- T température à laquelle se déroule la transformation,
- T_F température d'équilibre de l'eutectoïde,
- *D*₀ facteur de fréquence de la diffusion du carbone,
- *Q* énergie apparente d'activation de la diffusion du carbone.

L'avancement, au sein de l'austénite, du front de la perlite se ferait par croissance simultanée des grains de cémentite et des grains de ferrite, ce qui suppose une redistribution du carbone en avant de ce front selon le schéma classique reproduit à la figure **14**. Il est habituel de considérer que la diffusion du carbone se fait dans l'austénite mais aussi, et peut-être surtout, dans les joints austénite/ferrite.

L'observation relative à la formation de colonies de plaquettes alternées ferrite/cémentite conduirait à admettre que des germes de cémentite se forment « simultanément » le long du joint et déclenchent la germination des grains de ferrite dans les zones appauvries en carbone. Cela pourrait s'expliquer si l'on considère l'état métastable de l'austénite saturée en carbone à une température déjà assez basse par rapport à son état d'équilibre ; la distorsion relative du réseau due à la présence du carbone dans les sites octaédriques a augmenté avec le retrait accompagnant l'abaissement de température ; la minimisation de l'énergie liée à cette distorsion peut conduire au rassemblement des atomes de carbone entre certains plans denses du réseau de l'austénite, le fait qu'un espace entre deux de ces plans soit occupé par un certain nombre d'atomes de carbone interdisant que d'autres atomes de carbone soient présents entre des plans très voisins. Cette ségrégation particulière du carbone (ce « sandwichage » du carbone) ferait apparaître, aux intersections des plans avec un joint de grains, des zones riches en carbone où pourrait germer la cémentite et des zones pauvres en carbone où pourrait germer la ferrite, la croissance des deux phases se faisant ensuite parallèlement aux plans denses de l'austénite.

2.2.2.3.2 Croissance des constituants de la perlite

La croissance des cristaux constituant la perlite se ferait selon une cinétique de type Avrami, c'est-à-dire qu'à une température donnée, la proportion p d'austénite transformée en perlite peut s'écrire, en posant $t = t_0$ à l'instant où la transformation commence :

$$p = 1 - \exp[-k(t - t_0)^n]$$

avec, selon les auteurs un exposant n compris entre 1 et 3 et k un coefficient.

D'autres auteurs simplifient cette formule en écrivant :

$$p = 1 - \exp(-kt^n)$$

avec *n* compris entre 2 et 4.



Figure 14 - Schéma de la croissance des îlots de perlite lamellaire

Pour notre part, avec des aciers non alliés, nous avons généralement constaté que n est voisin de 2 et, qu'alors, le coefficient ks'exprime comme suit :

$$k = a \exp[b(T_{\rm F} - T)^{0,25}]$$

avec T température à laquelle se déroule la transforma-

*T*_E température d'équilibre de l'eutectoïde

La formule simplifiée accepte alors l'exposant n = 3 et la valeur de k est donnée par une formule identique à la précédente (avec des coefficients a et b différents).

Les constituants de la perlite apparaissent sous forme de lamelles parallèles d'autant plus fines que la température est plus basse dans l'intervalle considéré. L'espace interlamellaire *d* paraît être invariant à température constante ; différentes formules ont été proposées pour traduire sa relation avec la température *T* à laquelle se déroule la transformation (*a*, *b*, *c* et *k* étant des coefficients) :

$$d = k/(T_{\rm E} - T)$$

avec $T_{\rm E}$ température d'équilibre de l'eutectoïde (si $T_{\rm E}$ – T n'est pas trop grand).

$$d = a \exp(-k/T)$$

$$d = b - c/Ln T$$

Cette distance entre les plaquettes de cémentite peut devenir si petite que la structure lamellaire ne peut plus être résolue au microscope optique ; cette perlite était autrefois appelée « troostite ».

Comme indiqué plus haut et ainsi que le montre la figure **15**, le développement de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ dans ce domaine de température conduit à la formation d'une perlite dont la teneur en carbone est différente de celle du constituant eutectoïde. De ce fait, dans la structure finale, la proportion de perlite est augmentée et par voie de conséquence, celle du constituant properlitique est diminuée et ce d'autant plus que la température est plus basse. C'est ainsi que, dans le cas de l'acier C 55 présenté à titre d'exemple ici (figure **12**), la quantité de ferrite formée au début d'un maintien à 500 °C est quasiment nulle de même que, dans le cas de l'acier C 90 présenté aussi à titre d'exemple (figure **13**), il n'apparaît pas de cémentite properlitique au début du maintien à 550 °C. On distingue ainsi un **domaine de teneur en carbone** dans lequel les aciers paraissent se comporter comme des aciers eutectoïdes.



Figure 15 – Mise en évidence pour un alliage fer-carbone de la variation de la teneur en carbone de la perlite en fonction de sa température de formation

2.2.2.4 Transformation bainitique

Dans le domaine de température compris entre environ 500-550 °C (pour les deux exemples choisis ici ; C 55 et C 90) et la température Ms (310 °C pour l'acier C 55 et 195 °C pour l'acier C 90), la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ produit encore de la ferrite saturée en carbone et des cristaux de cémentite, mais elle ne conduit plus à un agrégat de type eutectoïde ; elle engendre des produits dont la morphologie est fondamentalement différente de celles des constituants apparus dans le domaine supérieur de température.

Il est généralement admis que la transformation commence par la germination de la ferrite dans les joints des grains de l'austénite. Des colonies de germes apparaissent le long des joints et provoquent la formation de plaquettes de ferrite qui croissent parallèlement, les grains de cémentite précipitant entre elles. Ce mode de germination peut être expliqué, comme l'a été la formation de la perlite lamellaire, par une **« ségrégation » préalable du carbone** (à cela près que la transformation en perlite commence par la précipitation de cémentite alors qu'ici, elle débute par la formation de ferrite). Cependant, ici, l'observation métallographique laisse penser que la formation des grains de ferrite et la précipitation des précipités de cémentite pourraient progresser en cascade pour provoquer le développement latéral des plages bainitiques perpendiculairement à leur direction principale de croissance.

La croissance des plaquettes de ferrite se fait, pour certains chercheurs, à vitesse constante et pour d'autres chercheurs, à vitesse décroissante dans le temps (selon une loi parabolique) mais cette vitesse est d'autant plus faible que la température est plus basse.

Le produit final est donc un agrégat formé de plaquettes de ferrite et de cémentite appelé bainite dont l'aspect diffère suivant la température à laquelle il s'est formé :

— aux températures les plus hautes du domaine considéré, les plaquettes de ferrite sont en effet rassemblées en groupes dans lesquels elles sont disposées parallèlement, les précipités de cémentite étant dispersés entre elles et disposés aussi parallèlement à la même direction principale; on obtient ainsi la **bainite dite** supérieure;

— aux températures les plus basses dans le domaine considéré, on forme la **bainite dite inférieure**, constituée de plaquettes de ferrite plus individualisées et plus imbriquées entre lesquelles apparaissent des précipités de cémentite mais dans lesquelles de fines plaquettes de cémentite sont aussi dispersées en alignements obliques (à environ 60° par rapport à la direction principale de croissance de la ferrite) ; cette dernière morphologie fait penser au produit d'une précipitation interphase (§ 2.2.2.6.2) ; la concentration en carbone mesurée par Bach [14] à l'interface austénite-ferrite au cours d'une transformation bainitique (figure **16**) tendrait à confirmer ce point de vue plutôt que l'hypothèse qui consiste à considérer la bainite inférieure comme une martensite dégénérée par précipitation de carbures.

La vitesse de transformation de l'austénite en bainite, nulle pendant la période d'incubation, croît très rapidement dès le début de la transformation pour décroître ensuite très progressivement et parfois pendant une longue durée. Le déroulement de cette transformation austénite \rightarrow bainite est gouverné principalement par la diffusion du carbone dans l'austénite, ce qui explique à la fois le retard de son démarrage et son ralentissement lorsque la température de maintien est abaissée ainsi que la dispersion plus grande de plus petites plaquettes de Fe₃C, voire l'apparition transitoire de carbure ϵ (Fe_xC avec x compris entre 2,2 et 2,4) dans la bainite inférieure. La cinétique de la transformation qui est thermiquement activée peut être décrite, à température constante par une loi de la forme (Austin et Rickett [15]) :

$$p = 1 - 1/(1 + kt^n)$$

avec p proportion de bainite formée ($0 \le p < 1$),

- k coefficient,
- t durée du maintien isotherme,
- n exposant.



Figure 16 – Variations de la composition chimique locale au voisinage d'une interface austénite/bainite dans un acier 140 CrMo 11-16 en cours de transformation entre 435 et 400 °C [12]

2.2.2.5 Transformation martensitique

Au-dessous d'une température repérée Ms (ici 310 °C pour l'acier C 55 et 195 °C pour l'acier C 90), la transformation de l'austénite ne provoque que de faibles déplacements des atomes de fer (inférieurs à une distance interatomique) ; de ce fait, on admet qu'elle se fait sans diffusion (ce qui explique l'absence d'influence du temps). Elle progresse seulement en fonction de l'abaissement de la température. Cette transformation, dite martensitique, se produit à la faveur d'un mouvement coopératif d'atomes de fer qui, par groupes (ce qui conduit parfois à qualifier cette transformation de « militaire »), passent, par un mécanisme de cisaillement, de leurs positions dans le réseau de l'austénite à de nouvelles positions correspondant à une disposition plus stable à basse température (bien qu'elle soit thermodynamiquement métastable). Les atomes se déplacent dans la direction de cisaillement, parallèlement à un plan fixe (le plan d'accolement évoqué plus loin) et en quantité proportionnelle à leur distance à ce plan. Cette évolution présente de grandes analogies avec un maclage mécanique (le plan fixe d'accolement jouant le même rôle que le plan de macle) mais elle est plus complexe. Il est généralement admis que la transformation martensitique peut être la combinaison du mécanisme de déformation linéaire proposé par Bain [10] et d'une rotation plus ou moins complexe. Rappelons que le processus proposé par Bain consiste à admettre qu'une maille quadratique centrée peut se former à partir d'éléments prélevés dans deux mailles cubiques à faces centrées accolées (figure 17). Les sommets de la maille quadratique sont constitués par les atomes A, B, C, D, A', B', C', D' tandis que l'atome central est l'atome M ; les arêtes a et b de la maille quadratique seraient alors égales à $a_A \neq \sqrt{2}$ (a_A étant la maille de l'austénite) tandis que l'arête c serait égale à a_A. La maille quadratique, pour prendre ses dimensions normales doit donc être comprimée selon c et dilatée dans le plan perpendiculaire à c. Ce schéma rend compte du fait que la « dilatation » des arêtes c qui subsiste dans la martensite est liée à la présence, dans les sites octaédriques de l'austénite, des atomes de carbone en solution solide, atomes qui subsistent en position dans la maille quadratique et gênent le repositionnement des atomes de fer. Par contre, ce processus ne permet pas de rendre compte correctement du cisaillement, des relations cristallographiques et du plan d'accolement et c'est la raison pour laquelle on admet l'intervention d'un phénomène complémentaire (la rotation évoquée plus haut).



Figure 17 – Origine de la maille quadratique de la martensite selon Bain

Il est généralement admis que la germination de la martensite ne peut pas reposer uniquement sur l'agitation thermique et qu'elle doit être assistée par l'existence préalable d'une situation favorable particulière. Ce pourrait être la « ségrégation » du carbone que nous avons déjà évoquée plus avant pour expliquer le caractère lamellaire de la perlite.

La croissance des îlots de martensite se fait très rapidement (à une vitesse voisine de celle du son dans le métal soit de l'ordre de 1 000 m/s). Elle se fait suivant une direction préférentielle et se développe plus par création de nouveaux îlots que par « épaississement » des îlots déjà formés.

Le nouvel arrangement quadratique correspond au réseau cubique centré du fer α distordu par suite de la présence des atomes de carbone toujours dispersés parmi les atomes de fer (les atomes de carbone, comme les atomes de soluté en solution solide de substitution, demeurent sur place). Le nouveau constituant formé, qui est donc une « **solution sursaturée** » de carbone dans le fer α « déformé » et qui a la composition de l'austénite qui lui a donné naissance, est appelé martensite ; son réseau est quadratique centré, les atomes de carbone s'insérant préférentiellement sur les arêtes du cube parallèles à une même direction (ce qui, encore ici, suppose donc une certaine « mise en ordre » préalable des atomes de carbone). Par rapport à la maille d'équilibre, les distances entre les atomes de fer augmentent dans cette direction *c* et diminuent, par voie de conséquence, dans les deux autres directions *a* et *b*. Ces déformations sont proportionnelles à la teneur en carbone :

$$c = a_0 + 0,115 (C \%)$$

avec a_0 arête de la maille cubique centrée du Fe α .

La transformation martensitique engendre donc une augmentation de volume qui, selon la teneur en carbone, peut atteindre plusieurs pour-cent, ce qui crée de fortes déformations et de nombreux défauts de structure.

L'interface entre l'austénite et la martensite est cohérente ; elle est appelée « **plan d'habitat** », « **plan limite** » ou « **plan d'accolement** » ; c'est un plan invariant dans la transformation. Entre le réseau cristallin de l'austénite initiale et celui de la martensite, il existe donc des relations d'orientation qui, pour des aciers non alliés ou peu alliés se traduisent comme suit (selon Kurdjumov et Sachs) :

 — les plans (011) de la martensite sont parallèles aux plans (111) de l'austénite ;

 les directions <11
 1> de la martensite sont parallèles aux directions <0
 1> de l'austénite. D'autres relations ont été proposées pour des métaux dont on considère qu'ils subissent une transformation de type martensitique bien qu'ils ne contiennent pas de carbone (Fe-Ni, Cu-Zn, Cu-Sn, Co, Ti...).

À l'examen métallographique, la martensite peut apparaître sous forme de plaquettes ou lentilles (martensite dite aciculaire) ou sous forme de lattes (martensite dite massive) :

■ la martensite en plaquettes est constituée de plaquettes dont la forme lenticulaire est probablement due à l'accommodation des contraintes développées lors de la transformation, accommodation qui, lorsqu'elle est plastique, crée dans chaque plaquette une sous-structure constituée de fines macles parallèles. On constate que le développement des plaquettes se fait dans le grain d'austénite suivant des directions définies par le réseau de ce dernier et quasiment sans épaississement ; la croissance d'une plaquette s'arrête lorsqu'elle rencontre un joint de grain ou une autre plaquette de telle sorte qu'au cours de la transformation les plaquettes formées successivement sont de moins en moins grandes. Il est généralement admis que, pour les alliages Fe-C, le plan d'accolement peut être alors un plan {225} ou un plan {259} de l'austénite initiale ;

Ia martensite en lattes est constituée de blocs aux limites irrégulières, eux-mêmes formés de plaquettes de 0,1 à 0,2 μm d'épaisseur, les « lattes », regroupées parallèlement en paquets (les blocs). Ces lattes contiennent une forte densité de dislocations. Le plan d'accolement étant un plan {111} de l'austénite, les lattes sont orientées selon seulement quatre directions. L'austénite résiduelle serait retenue sous forme d'un film mince enserré entre les lattes.

En général, il est admis que la martensite des aciers dont le point Ms est assez haut (aciers peu chargés en carbone et peu ou pas alliés) est une martensite en lattes tandis que celle des a aciers dont le point Ms est plus bas (aciers plus riches en carbone et plus alliés) est une martensite en plaquettes. La transition entre les domaines d'existence des deux types de martensite semble à la fois très étalée et floue.

Pour la très grande majorité des aciers de traitement thermique, la température de début de la transformation martensitique, qui correspond au point Ms (Martensite start), est liée à la composition chimique de l'acier ; de nombreuses formules ont été proposées :

— par Nehrenberg :

— par Steven et Haynes :

— par le Verein Deutscher Eisenhüttenleute [12] :

Ms (°C) = 40 + 0,495 K + 0,95 × 10⁻³ K²

avec :

Mais nous préférons retenir celle d'Andrews [13] :

Pour la très grande majorité des aciers de traitement thermique, la cinétique de la transformation martensitique (qui, rappelons-le ne dépend que de l'abaissement de température) est bien décrite par la relation de Koistinen et Marburger [16] qui écrivent que la proportion d'austénite transformée p:

$$p = 1 - \exp[-0.011 (Ms - T)]$$

Cette formule a été complétée par le Verein Deutscher Eisenhüttenleute [12] :

$$p = 1 - \exp \left[-k \left(\text{Ms} - T\right)^{\prime\prime}\right]$$

avec $k = 0.36 \times 10^{-3} + 0.1 \times 10^{-4} \text{ Ms} - 0.34 \times 10^{-6} \text{ Ms}^2$
 $+ 0.32 \times 10^{-8} \text{ Ms}^3 - 0.52 \times 10^{-11} \text{ Ms}^4,$
 $n = 2.08 - 0.76 \times 10^{-2} \text{ Ms} + 0.16 \times 10^{-4} \text{ Ms}^2$
 $- 0.9 \times 10^{-8} \text{ Ms}^3.$

Il faut noter que, lorsque la transformation martensitique se développant à basses températures est arrêtée avant son achèvement (c'est-à-dire à une température supérieure à Mf), on constate qu'elle peut se poursuivre en condition isotherme en provoquant la transformation d'une petite fraction de l'austénite restante (quelques pour-cent).

Entre un acier hypoeutectoïde et un acier hypereutectoïde, on constate que les seules différences dans l'évolution de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ en conditions isothermes se situent dans le domaine supérieur où la formation de la perlite est précédée par une précipitation de ferrite (dans les aciers hypoeutectoïdes) ou de cémentite (dans les aciers hypereutectoïdes). Par contre, les transformations qui donnent naissance à la bainite et à la martensite restent strictement semblables.

Quelques micrographies (figures **A** à **M**) les plus représentatives des différents constituants structuraux qui viennent d'être décrits sont données [Doc. M 1 115].

2.2.2.6 Influence des éléments d'alliage

2.2.2.6.1 Influence de la teneur en carbone

Seule est prise en compte ici la quantité de carbone mise en solution dans l'austénite ; son influence est sensible sur le niveau des températures définissant soit les asymptotes des courbes (températures d'équilibre), soit le point Ms. Elle est beaucoup moins apparente sur la position des courbes qui constituent le diagramme TTT. Certains auteurs admettent que, tant que la teneur en carbone reste inférieure à la composition de l'eutectoïde, cet élément repousse les courbes vers la droite, c'est-à-dire augmente à la fois les temps d'incubation et les durées de maintien nécessaires pour achever la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et, cela, sans modifier la forme de l'ensemble des courbes. En fait, il apparaît plus difficile d'apprécier l'ampleur de cette influence car :

— pour les aciers non alliés, on constate, comme le montre la figure **18** construite à l'aide d'informations tirées de divers recueils de diagrammes TTT, que les conditions de transformations isothermes (ici à 600 °C) évoluent d'une manière anarchique avec la teneur en carbone, mais semblent plutôt dépendre de la quantité d'éléments d'alliage résiduels (auxquels on a ajouté le manganèse) contenus dans chaque acier ;

— pour les aciers alliés, la figure **19**, construite elle aussi à l'aide d'informations tirées de divers recueils de diagrammes TTT, montre que les courbes de début de transformation sont déportées vers de plus longues durées (vers la droite du diagramme) lorsque la teneur en carbone croît ; l'importance du décalage augmente avec la teneur en éléments d'alliage ; il en est de même des courbes relatives à la fin de la transformation.

Le déplacement des courbes du diagramme TTT selon une direction parallèle à l'axe des abscisses serait donc engendré par une addition de carbone mais uniquement à la faveur d'un phénomène de synergie mettant en jeu les éléments d'alliage contenus dans les aciers.

2.2.2.6.2 Influence des éléments d'alliage

Les éléments d'alliage, pour autant qu'ils soient en solution dans l'austénite, provoquent des modifications des courbes constituant les diagrammes TTT. Ils agissent bien entendu, comme nous l'avons indiqué plus avant, sur les asymptotes des courbes (tempé-



Figure 18 – Influence de la teneur en carbone et des teneurs en éléments résiduels sur la transformation isotherme à 600 °C d'aciers au carbone

ratures d'équilibre) et sur la température du point Ms. Ils décalent aussi les courbes, mais pour certains d'entre eux, ils modifient la forme des diagrammes. Pour décrire ces phénomènes, nous devrons encore distinguer les éléments d'alliage en fonction de leur pouvoir carburigène.

Éléments d'alliage non carburigènes, tels Mn, Si, Ni, Cu

lls décalent simplement les courbes vers de plus longues durées (donc vers la droite des diagrammes TTT). Seul fait exception à cette règle, le cobalt qui provoque un effet opposé. Par ailleurs, la cémentite, qui précipitera alors, pourra, dans certains cas, être substituée (Fe, Mn)₃C, (Fe, Ni)₃C. La figure **20** donne des exemples de l'action ces éléments.

Éléments d'alliage carburigènes tels Cr, Mo, V, W, Ti

Ils décalent eux aussi les courbes vers les plus longues durées mais, par ailleurs, ils interviennent dans le processus de précipitation du carbone ; on assiste, en leur présence, dans le domaine où se forment la perlite (domaine supérieur), à la réaction :

austénite \rightarrow ferrite + carbure

éventuellement précédée dans les aciers hypereutectoïdes par la précipitation de ce même carbure, qui n'est plus alors Fe₃C, mais un (ou plusieurs) carbure(s) contenant le (ou les) élément(s) carburi-



Figure 19 – Influence de la teneur en carbone sur le temps d'incubation de transformations isothermes d'aciers alliés

gène(s). Par contre, dans le domaine bainitique, le carbone continue de précipiter sous la forme de cémentite plus ou moins substituée. Ainsi donc les cinétiques de transformation sont contrôlées, dans les deux domaines, par des processus différents et il n'est donc pas anormal de constater que les domaines de transformation qui leur correspondent perdent leur continuité et, pour des fortes teneurs en éléments carburigènes, se dissocient totalement. La figure **21** décrit de telles situations. On voit que, par suite de cette différentiation, l'action des éléments carburigènes sur la position des courbes par rapport à l'axe des abscisses peut être d'une ampleur inégale sur chacun des deux domaines de transformation (supérieur et bainitique).

Cette intervention des éléments carburigènes sur le processus de précipitation du carbone provoque l'apparition de précipités aux formes nouvelles.

Les **carbures fibreux** qui sont constitués de carbures d'éléments carburigènes tels Cr_2C_3 , Mo_2C , VC, W_2C , TiC, sont des fibres beaucoup plus fines que les lamelles de cémentite qui précipiteraient à la même température. Elles apparaissent lorsque la transformation se produit lentement aux plus hautes températures du domaine supérieur.

Les carbures fins, alignés en files parallèles dans la ferrite, se forment à la faveur du développement des grains de ferrite si l'acier contient un élément carburigène tel que la solubilité de son carbure dans l'austénite soit limitée. En effet, dans un tel cas (le niobium en est l'exemple le plus net mais le phénomène peut apparaître en présence de molybdène ou de vanadium), l'expulsion du carbone depuis les zones où se forme la ferrite vers l'austénite non encore transformée provoque une sursaturation immédiate de cette dernière au voisinage de l'interface austénite-ferrite ; cette sursaturation engendre la précipitation de carbures dans cette interface. Mais la croissance continue des grains de ferrite provoque l'enchâssement de ces carbures dans les grains de ferrite et ce d'autant plus facilement que la précipitation des carbures a engendré un appauvrissement local de l'austénite voisine en carbone. C'est la « précipitation interphase » décrite par Davenport, Berry et Honeycombe [17] [18] qui est utilisée industriellement pour durcir la ferrite properlitique d'aciers employés à l'état ferrito-perlitique (aciers de construction métallique soudables notamment).

Notons, pour terminer ces rappels sur l'action des éléments carburigènes, qu'aux plus fortes teneurs, ils peuvent participer au maintien de carbures à l'état non dissous dans l'austénite ou à leur reprécipitation dans cette même phase au début du refroidissement et être donc responsables d'un appauvrissement de l'austénite en carbone et en éléments d'alliage, appauvrissement qui engendre une modification des conditions de transformation qui correspondent alors à celles d'un acier moins allié.

En ce qui concerne l'influence de tous les éléments d'alliage sur la position des courbes du diagramme TTT par rapport à l'axe des temps, on peut ajouter qu'en général elle est attribuée aux perturbations que ces éléments d'alliage, qui sont tous en solution solide de substitution dans l'austénite, apportent au réseau du fer. Ces perturbations retarderaient la germination et la croissance des phases.

2.2.2.7 Influence des facteurs métallurgiques autres que la composition chimique

La cinétique des transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ hors équilibre et, par voie de conséquence, le tracé des diagrammes de transformation en conditions isothermes peuvent être modifiés lorsque varient certaines des conditions dans lesquelles se déroulent la transformation.

C'est ainsi qu'interviennent :

- les conditions d'austénitisation ;
- un écrouissage éventuel de l'austénite ;

 — les contraintes appliquées à l'austénite pendant sa transformation ;

- les ségrégations dans le volume d'acier considéré.

2.2.2.7.1 Conditions d'austénitisation

Les conditions d'austénitisation ont une influence sur la cinétique de la transformation $\gamma \to \alpha$ en intervenant sur deux processus :

- le grossissement des grains d'austénite ;
- la mise en solution des carbures précipités.

■ Le **grossissement des grains d'austénite** intervient lorsque les conditions sont telles que l'énergie libre peut être diminuée par une réduction de la surface des joints des grains. Les conditions favorables sont réunies lorsque le métal est porté à haute température et qu'aucun obstacle ne vient freiner la migration des joints. Le phénomène est thermiquement activé avec une énergie apparente d'activation de l'ordre de 75 kJ/(mol · K).

La diminution de la surface des joints qui accompagne ce grossissement a pour conséquence la réduction du nombre de sites sur lesquels les grains de ferrite peuvent germer ; cette germination est donc retardée et le temps d'incubation de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ est augmenté. Les courbes constituant les diagrammes de transformation se déplacent donc vers les longues durées (vers la droite), parallèlement à l'axe des abscisses. Cet effet est généralement plus ample sur le domaine supérieur (formation de ferrite properlitique) que sur le domaine bainitique.

Il faut noter ici que, par le biais de l'intervention d'obstacles susceptibles de freiner le grossissement des grains d'austénite, les conditions d'élaboration vont pouvoir intervenir. En effet, ces obstacles au grossissement des grains peuvent être des particules assez fines et dispersées telles que des carbures et des nitrures.

• Après calmage à l'aluminium d'un acier, cet élément (Al) va former, avec l'azote résiduel présent, de fins précipités de nitrure d'aluminium qui sont de très efficaces obstacles au grossissement des grains austénitiques. Seule une surchauffe à une température telle que ces nitrures soient mis en solution (supérieure, en général, à 1 000 °C) peut permettre de faire disparaître ces obstacles et laisser alors grossir les grains.



Figure 20 - Diagrammes TTT de divers aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage non carburigènes [5]

M 1 115 – 18



Figure 21 - Diagrammes TTT de divers aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage carburigènes [5]

• De faibles additions de titane et/ou de niobium peuvent provoquer la précipitation de fins carbonitrures de ces deux éléments qui constituent des obstacles efficaces au grossissement des grains d'austénite et ce, d'autant plus qu'ils ne peuvent se remettre en solution qu'à des températures très élevées (supérieures à 1 050 °C).

Ajoutons que l'expérience montre que le grossissement des grains d'austénite favorise aussi le développement de structures aciculaires, notamment dans le domaine de formation de la ferrite.

La **mise en solution des carbures** peut jouer un rôle sensible sur la cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ lorsque les carbures précipités sont difficiles à dissoudre, c'est-à-dire généralement lorsqu'ils sont grossiers et formés à partir d'éléments d'alliage carburigènes. En effet, toute élévation de la température d'austénitisation permet de compléter la mise en solution des carbures et, par là même, entraîne un enrichissement de l'austénite en carbone et en éléments d'alliage, éléments qui peuvent alors faire sentir leur influence sur la cinétique de la transformation. Mais cette élévation de température et la mise en solution concomitante des carbures peuvent favoriser par ailleurs le grossissement des grains d'austénite.

2.2.2.7.2 Écrouissage de l'austénite

Après déformation à chaud, l'austénite peut, avant la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$, se retrouver à l'état écroui. Des études ont montré que le déroulement ultérieur de la transformation en conditions isothermes peut alors être modifié si la déformation de l'austénite a été suffisante.

■ Dans le **domaine supérieur** où se forme la ferrite et la perlite, les temps d'incubation sont diminués. Ces résultats sont dus à un accroissement très important de la vitesse de germination des grains de ferrite engendré par l'écrouissage de l'austénite ; en termes relatifs cette augmentation est d'autant plus importante que la température de transformation est plus basse. Certains résultats publiés montrent que les durées des transformations sont aussi diminuées comme l'illustre par exemple, Khlestov et ses collaborateurs [19] (figure 22) pour un acier du type 35 NiCr 20-04 mais d'autres chercheurs estiment que la vitesse de croissance de la ferrite est peu sensible à l'écrouissage préalable de l'austénite.

Dans le **domaine bainitique**, et bien que certains résultats soient contradictoires, on admet le plus souvent, que la formation de la bainite est retardée et ralentie par l'écrouissage de l'austénite comme l'illustre, dans le cas d'un acier du type 35 NiCr 20-04, la figure **23** due aux mêmes auteurs [19], mais ces effets seraient nettement moins sensibles que dans le domaine supérieur. Il ne semble pas que l'écrouissage de l'austénite ait une influence sur les conditions de déroulement de la transformation martensitique ; par contre, il augmente la dureté de la martensite vierge d'une quantité qui varie avec la composition de l'acier mais peut atteindre au maximum 50 HV.

Les effets d'un écrouissage préalable de l'austénite s'estompent dès qu'intervient une restauration et surtout une recristallisation de cette dernière ; lorsque celle-ci est complète, on retrouve la cinétique de transformation de l'austénite non écrouie.

2.2.2.7.3 Contraintes appliquées

De nombreux chercheurs ont constaté que l'amplitude de l'anomalie de dilatation qui apparaît lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ était augmentée si l'on soumettait l'austénite à l'action d'une contrainte de traction pendant sa transformation. Mais ils notent aussi que la résistance d'un acier en cours de transformation est très diminuée tandis que sa plasticité est très augmentée ; ce phénomène est appelé « plasticité de transformation ».

Les études les plus fines et notamment celles de Bhattacharyya et Kehl [20] et celles de Porter et Rosenthal [21] ont montré que la transformation isotherme de l'austénite en perlite ou en bainite était



Figure 22 – Influence d'une déformation plastique de l'austénite à 800 °C sur la cinétique de transformation en conditions isothermes (à 600 et 550 °C) d'un acier à 0,35 % C - 1,04 % Si - 1,13 % Cr - 5,1 % Ni [19]



Figure 23 – Influence d'une déformation plastique de l'austénite à 800 °C sur la cinétique de transformation en conditions isothermes (à 350 et 210 °C) d'un acier à 0,35 % C - 1,04 % Si - 1,13 % Cr -5,1 % Ni [19]

accélérée par l'application d'une contrainte de traction pour autant que cette dernière dépasse un seuil qui correspond au début de la déformation plastique de l'austénite. Les modèles proposés par ces auteurs pour expliquer ce phénomène font d'ailleurs intervenir la déformation plastique préalable de l'austénite. Au-delà de ce même seuil, la contrainte de traction appliquée pendant ces transforma-

tions engendre, dans sa direction d'application, une augmentation très sensible de la déformation qui accompagne la transformation comme le montrent, sur la figure **24a**, les courbes empruntées à Porter et Rosenthal [21]. Du fait de l'existence de ce seuil, qui se situe généralement à un bas niveau, l'influence d'une contrainte sur les transformations considérées est très difficile à mettre en évidence car il faudrait pouvoir la distinguer de l'effet de la déformation plastique, qui nous l'avons vu, pouvait être important.

L'amplitude de l'anomalie de dilatation accompagnant la transformation martensitique est aussi fortement modifiée ; elle augmente linéairement avec le niveau de la contrainte de traction appliquée. Cette plasticité de transformation serait, pour un alliage Fe-Ni, selon Pelletier et Cizeron [22], la conséquence d'un processus d'accommodation des contraintes développées par le changement structural au sein de l'austénite non encore transformée. Lorsque la contrainte de traction devient très importante, la température du point Ms peut, par ailleurs, être légèrement relevée.

Toutes ces études, réalisées par dilatométrie longitudinale sous contrainte axiale, n'ont pas pris en compte les modifications dimensionnelles susceptibles d'apparaître dans le plan perpendiculaire à l'effort uniaxial appliqué et ne rendent donc pas compte de l'effet d'orientation engendré par l'effort et par la déformation.

Schmidtmann et Grave [23] ont, par ailleurs montré que, sous l'action d'une pression hydrostatique qui gênait l'expansion liée aux transformations, ces dernières étaient retardées et ralenties et, notamment, que la température Ms était abaissée proportionnellement au niveau de pression atteint tandis que la dureté de la martensite était augmentée et sa morphologie modifiée (selon les auteurs « la martensite formée sous pression est plus fine et contient un grand nombre de carbures fins précipités » — cette dernière observation jette un doute sur la réalité d'une transformation purement et totalement martensitique).



Figure 24 – Influence d'une contrainte appliquée sur l'amplitude de l'anomalie de dilatation accompagnant la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ d'un acier à 0,90 % de carbone [21]

2.2.2.7.4 Ségrégations

Le processus de solidification engendre, dans un volume d'acier, des ségrégations qui se traduisent par des irrégularités dans la répartition des éléments d'alliage. La composition chimique du métal évolue alors, d'un point à un autre, autour de la valeur moyenne donnée par l'analyse globale ; en chaque point, pour un cycle thermique donné, la cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ variera donc avec la teneur en éléments d'alliage.

Ainsi, par rapport à ce que serait la transformation de l'acier homogène, on trouvera :

— des zones plus ou moins appauvries dont la transformation débutera et s'achèvera plus ou moins tôt ;

— des zones plus ou moins enrichies dont la transformation débutera et s'achèvera plus ou moins tard.

Les ségrégations substitueront donc aux courbes des diagrammes de transformation, des bandes dont la largeur croîtra avec l'ampleur des hétérogénéités de composition et dont les limites seront les courbes correspondant aux extrêmes des variations locales des teneurs en éléments d'alliage.

Globalement donc, les diagrammes de transformation s'élargiront, les transformations débutant plus tôt et s'achevant plus tard.

2.2.2.8 Propriétés des différentes structures

Les propriétés mécaniques des différentes structures qui peuvent se former pendant les transformations isothermes dépendent :

— de la forme, de la dimension et de la composition chimique des grains de ferrite ;

— de la forme, des dimensions, de la distribution et de la composition chimique des carbures.

Un cas particulier est celui de la martensite qui se forme hors conditions isothermes et dont les propriétés sont très particulières. Dans cet état, la dureté de chaque acier atteint sa valeur maximale, laquelle ne dépend quasiment que de la teneur en carbone selon la loi décrite par la figure **25**. Les autres éléments d'alliage susceptibles de modifier la dureté de la martensite n'ont que des effets beaucoup plus faibles ; citons, à titre d'exemple, l'augmentation de cette dureté due à l'addition de 1 % de manganèse ou de nickel ; elle est respectivement de 10 HV et de 3 HV. Ce durcissement maximal obtenu à l'état martensitique s'accompagne d'une fragilisation qui est d'autant plus importante que la teneur en carbone est plus élevée.

Les autres états structuraux — bainitique, ferrito-perlitique vont, en ce qui concerne les propriétés mécaniques, se situer d'une manière intermédiaire entre les deux extrêmes que sont l'état martensitique et l'état d'équilibre. Passant du premier au second, on verra donc diminuer les caractéristiques de résistance et croître les caractéristiques de ductilité.

La figure **26**, empruntée à une publication de Rose et collab. [24], illustre ces variations dans le cas d'un acier du type 50 CrMo 4 à 0,53 % C, 1,12 % Cr et 0,16 % Mo. À l'état martensitique, cet acier a une dureté de 800 HV10, ce qui permet d'estimer que ses autres caractéristiques pourraient prendre les valeurs suivantes :

> $R_{\rm m} \approx 2\ 800\ {\rm MPa}$ $R_{\rm p,0,2} \approx 1\ 900\ {\rm MPa}$

Z≈0%

(La limite d'élasticité ne suit pas ici la croissance de la résistance à la traction car la présence, dans la martensite, de tensions internes très élevées engendre une instabilité mécanique qui provoque son abaissement relatif). Dans le domaine bainitique, on voit surtout décroître la dureté, la résistance et la limite d'élasticité lorsque l'on passe de la bainite inférieure à la bainite supérieure et cette décrois-



Figure 25 – Évolution de la dureté de la martensite en fonction de la teneur en carbone de l'austénite

sance est liée à l'évolution de la morphologie des constituants que nous avons décrite plus avant. Ce constat vient en contradiction avec l'hypothèse qui consiste à considérer la bainite comme une martensite dégénérée dont les propriétés ne dépendent que de la composition chimique de l'austénite initiale ; l'examen des données reportées sur les diagrammes TTT montrent à l'évidence que la dureté d'une bainite dépend fortement de la température à laquelle elle a été formée. Nous avons d'ailleurs quantifié ces effets [25] et constaté que l'on pouvait écrire, pour une bainite se formant en conditions isothermes à la température T:

HV (bainite) = HV (Fe)_T + Δ HV (Fe) + Δ HV(C)_T + Δ HV (AII)_T

- avec HV (Fe)_T dureté de la ferrite non alliée qui tient compte de la taille de grain et de la densité des dislocations et varie donc avec la température de formation T: elle augmente quand cette dernière diminue,
 - Δ HV (Fe) durcissement de la ferrite par effet de solution solide calculé selon Lacy et Gensamer [26],
 - Δ HV (C)_T durcissement par la précipitation de la cémentite qui dépend linéairement de la teneur en carbone selon un coefficient variable avec la température de formation T: il augmente quand cette dernière diminue,
 - ∆HV (AII)_T durcissement par effet de substitution d'éléments d'alliage au fer dans la cémentite qui dépend linéairement de la teneur en éléments d'alliage selon des coefficients variables avec la température de formation *T*.

Les caractéristiques de résistance des structures ferrito-perlitiques décroissent aussi quand leur température de formation s'élève ; cette évolution est due au changement de dimensions des carbures, aux variations des proportions de ferrite et de perlite, mais aussi à l'augmentation non négligeable de la grosseur des grains de ferrite. Après transformation aux plus hautes températures de ce domaine, on constate que certaines caractéristiques de ductilité (striction, résilience) voient leur niveau s'abaisser ; le grossissement



Figure 26 – Structure et propriétés mécaniques d'un acier 50 CrMo 4 après transformation isotherme à différentes températures [24]

des grains de ferrite et surtout la précipitation de gros carbures sont responsables de cette dégradation.

Notons ici, au passage, que l'exemple considéré (acier 50 CrMo 4) illustre l'influence des éléments carburigènes sur la formation des structures perlitiques ; on voit en effet que, aux plus basses températures de formation de celles-ci (570 °C), la résistance et la limite d'élasticité atteignent respectivement les niveaux de 1 200 et 1 000 MPa alors que pour la bainite supérieure formée à plus basse température (450 °C), ces caractéristiques sont égales à 1 100 et 800 MPa. Ces différences sensibles sont dues au fait que la bainite est un agrégat de ferrite et de cémentite alors que la perlite contient ici des carbures de molybdène très fins et donc très durcissants.

2.2.3 Transformations $\gamma \to \alpha$ hors équilibre en refroidissement continu

2.2.3.1 Généralités

La cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ se déroulant au cours d'un refroidissement continu est décrite par le diagramme de transformation en refroidissement continu ou **diagramme TRC**: Transformation en Refroidissement Continu (CCT pour les Anglo-Saxons) dont la figure **27** donne un exemple relatif à un acier au carbone hypoeutectoïde du type C 70. Un tel diagramme est tracé dans le système de coordonnées : logarithme du temps (en abscisse) — température (en ordonnée). Il est construit sur un faisceau de courbes représentant les lois de refroidissement qui correspondent aux différentes expériences réalisées pour le tracer.

Les courbes I à IV qui le constituent joignent les points qui correspondent, pour chaque loi de refroidissement, aux températures auxquelles :

— la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ débute (courbe I) ;

- le type de constituant formé change (courbe II) ;
- 50 % d'austénite sont transformés (courbe III) :
- la formation d'un constituant cesse (courbe II);
- la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ s'achève (courbe IV).

Un tel diagramme apporte par ailleurs les informations suivantes :

 — la composition chimique du métal dans lequel ont été prélevées les éprouvettes utilisées :

— les conditions d'austénitisation (température, durée) ;

 — la grosseur du grain austénitique tel qu'il existe après réalisation de l'austénitisation dans les conditions indiquées ;

 — les proportions de l'austénite initiale transformée en chacun des constituants;

— la dureté de l'acier après retour à la température ambiante selon les différentes lois de refroidissement (information figurant au bas de chaque courbe de refroidissement).

2.2.3.2 Transformations anisothermes et transformations isothermes

L'examen de ce diagramme (figure **27**) montre qu'après retour à la température ambiante et achèvement de la transformation, l'état structural de l'acier diffère selon les conditions de refroidissement.

Ce résultat s'explique si l'on examine quelle relation peut exister entre les cinétiques de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ en conditions isothermes et en refroidissement continu. Pour ce faire, il est pratique de décomposer une loi de refroidissement continu en une succession de « marches d'escalier » comportant un court maintien isotherme suivi d'un abaissement limité mais instantané de la température ; la figure **28** détaille ce procédé. Dès lors, la transformation en refroidissement continu apparaît comme le résultat d'un grand nombre de transformations partielles réalisées en conditions isothermes à des températures différentes.

Si on appelle Δt_x la durée de maintien à la température T_x dans cette décomposition en « escalier » et si l'on sait qu'en conditions isothermes, le stade considéré de la transformation serait atteint à cette température T_x après un maintien t_x , on peut admettre qu'au cours du palier correspondant à cette température, la transformation aura progressé de :

$$\Delta t_{\rm x}/t_{\rm x}$$

et qu'au cours du refroidissement continu, la transformation sera achevée quand on aura :

$$\sum_{x=1}^{x=n} \Delta t_x / t_x = 1$$

En général, on n'a pas explicité la relation :

$$t_x = f(T)$$

et dès lors, on ne peut poursuivre ce calcul. Toutefois, il faut noter que, dans le cas de la transformation ferritique properlitique, le



Acier austénitisé à 850 °C pendant 30 min. Grosseur de grain AFNOR : 9 à 10. Les nombres situés le long de la courbe correspondant à l'achèvement de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (courbe IV) sont les pourcentages d'austénite initiale transformée.





Figure 28 – Décomposition d'une loi de refroidissement continu en une suite de courts maintiens équivalents

calcul a pu être conduit à bien et a donné des résultats en bon accord avec l'expérience.

Cependant, ce raisonnement montre qu'à la fin d'un refroidissement continu, la structure d'un acier sera constituée par un mélange des produits de la décomposition de l'austénite tels qu'ils ont pu apparaître dans les domaines de température où la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ a pu se développer.

On voit dès lors qu'un refroidissement très lent, dont la décomposition « en escalier » conduit à de longs paliers séparés par de faibles chutes de température, maintiendra l'acier à haute température pendant des durées qui permettront la formation de ferrite (pour un acier hypoeutectoïde) ou de cémentite (pour un acier hypereutectoïde) et de perlite. Quand le refroidissement deviendra plus rapide, on se trouvera dans une situation équivalant à une série de maintiens isothermes plus courts et on verra alors la ferrite ou la cémentite et la perlite apparaître à des températures plus basses et devenir, de ce fait, plus fines. Avec une accélération plus importante, la somme équivalant aux paliers isothermes correspondant aux températures les plus élevées restera inférieure au temps d'incubation de la transformation dans le domaine supérieur et il faudra donc poursuivre le refroidissement pour atteindre, à plus basse température donc, l'équivalence avec la durée d'incubation d'une transformation qui, compte tenu du niveau de température atteint, ne pourra plus être que bainitique. Lorsque le refroidissement sera encore plus rapide, l'équivalence avec le temps d'incubation de la transformation bainitique ne sera plus atteinte et la transformation ne sera plus que martensitique.

Ce qui est dit pour les temps d'incubation est valable pour les durées de transformation et de ce fait, pour certaines conditions de refroidissement, l'équivalence entre la durée de formation d'un constituant et la somme des paliers isothermes ne sera pas atteinte avant que la température ne soit devenue trop basse pour que le processus établi puisse se poursuivre. L'austénite non encore décomposée reprendra sa transformation lorsque les conditions de température et de temps le permettront, mais alors le type de constituant formé sera différent du premier et c'est ainsi, qu'après retour à la température ambiante, on pourra obtenir des mélanges composés, par exemple de :

- ferrite + perlite + bainite ;
- ferrite + bainite ;
- ferrite + bainite + martensite ;
- bainite + martensite.

Ces transformations successives peuvent engendrer des modifications de la composition de l'austénite qui peut, par exemple, être enrichie en carbone après une transformation partielle dans le domaine supérieur et se transformer ultérieurement en martensite à partir d'une température correspondant à sa nouvelle teneur en carbone et donc inférieure à celle du point Ms de l'austénite initiale.

Sur le diagramme TRC, il est habituel de considérer certaines conditions de refroidissement qui conduisent à des résultats remarquables. C'est ainsi qu'on définit la loi de refroidissement critique de transformation martensitique qui est la loi de refroidissement la plus lente qui permette encore de transformer toute l'austénite en **martensite**. De même, on peut définir la loi de refroidissement critique de transformation bainitique qui est la loi de refroidissement la plus lente qui permette encore de transformer toute l'austénite en **bainite** et éventuellement **martensite**, en évitant toute formation de ferrite ou de perlite. Enfin, on pourra aussi définir la loi de refroidissement la plus rapide qui permet de transformer l'austénite seulement en **ferrite** (ou **cémentite** ou **carbures**) et **perlite** en évitant toute formation de bainite et martensite.

Il faut bien remarquer que la détermination de ces lois critiques est sujette à des erreurs importantes car ces lois correspondent à l'apparition (ou à la disparition) des premières (ou des dernières) traces d'un constituant, phénomène qu'il est difficile de détecter avec précision. Les diagrammes de transformation en refroidissement continu sont parfois tracés selon d'autres systèmes de coordonnées, les différences intervenant au niveau de l'échelle des abscisses. C'est ainsi qu'au lieu de porter le temps écoulé depuis le début du refroidissement, certains portent :

— la durée du refroidissement depuis que le métal a atteint la température limite d'existence de la ferrite ; le diagramme est alors construit sur le faisceau des courbes de refroidissement tracées depuis cette température ;

— la durée du refroidissement nécessaire pour passer d'une température à une autre (par exemple de 800 à 500 °C), le diagramme ne fait plus apparaître les lois de refroidissement, tous les points relatifs à chacune de celles-ci étant reportés sur la verticale correspondante.

2.2.3.3 Austénite résiduelle

Il a été dit plus avant que la transformation de l'austénite en martensite, qui débute à la température du point Ms, ne se développe qu'à la faveur d'un abaissement de la température et que le déroulement de cette transformation martensitique était bien décrit, pour la très grande majorité des aciers de traitement thermique (à l'exception notamment des aciers maraging), par la formule de Koistinen et Marburger [16]:

$$M \% = 100 - 100 \exp[-0.011(Ms - \theta)]$$

avec M %

proportion de l'austénite (existant à la température Ms en °C) transformée en martensite au cours du refroidissement jusqu'à la température θ , en °C, de l'acier à l'instant considéré.

Cette équation qui est en bon accord avec la relation plus complexe établie par Harris et Cohen [27] permet d'établir le tableau **4** sur lequel apparaissent les différentes étapes de la transformation martensitique.

Tableau 4 – Déroulement de la transformationmartensitique en fonction de l'abaissementde la température au-dessous de Ms

Proportion de martensite M (%)	Température Ms (°C) – θ
10	Ms – 10 ^o C
20	Ms – 20 °C
30	Ms – 32 °C
40	Ms – 46 ^o C
50	Ms – 63 ^o C
60	Ms – 83 °C
70	Ms – 109 °C
80	Ms – 146 ^o C
90	Ms – 209 ^o C
95	Ms – 272 °C
98	Ms – 356 ^o C
99	Ms – 419 °C

L'examen de ce tableau montre que, théoriquement, la **transformation de l'austénite en martensite ne serait jamais complète**. Pratiquement, après une transformation martensitique, il pourrait donc toujours subsister de l'austénite non transformée et cela d'autant plus que la température à laquelle on arrête le refroi dissement, et donc la transformation, est plus proche de Ms. Or cette température d'arrêt est le plus souvent la température ambiante ; on peut alors, à l'aide de la formule de Koistinen et Marburger, se faire une bonne idée de l'état d'avancement de la transformation et donc de la proportion d'austénite non transformée qui est dite alors « austénite résiduelle ». Le tableau **5** indique comment varient ces quantités en fonction de la température Ms du métal ; il a été complété en indiquant quelle serait la teneur en carbone d'un alliage Fe-C ayant ce point Ms (cette teneur a été calculée à l'aide de la formule d'Andrews [13] en faisant Mn % = Ni % = Cr % = Mo % = 0). La présence d'éléments d'alliage, pour la même teneur en carbone, abaisserait le point Ms et donc :

- diminuerait la proportion de martensite formée à 20 °C,

- augmenterait la quantité d'austénite résiduelle.

Tableau 5 – Proportions d'austénite résiduelle restant après arrêts de la transformation martensitique à 20 °C ou à –120 °C

Température	Teneur en C	Teneur en austénite résiduelle (%)			
Ms (°C)	(%)	à +20 °C	à -120 °C		
500	0,09	0,5	<<< 0,5		
450	0,21	0,9	<< 0,5		
400	0,33	1,5	< 0,5		
350	0,45	2,7	0,6		
300	0,56	4,6	1		
250	0,68	8	1,7		
200	0,80	14	3		
150	0,92	24	5		
100	1,04	41	9		

La description des conditions dans lesquelles se déroule la transformation martensitique montre qu'un abaissement de la température de l'acier au-dessous de 20 °C permet de poursuivre la transformation de l'austénite non transformée à la température ambiante. Le même tableau **5** indique (toujours selon Koistinen et Marburger) comment évolue la teneur en austénite résiduelle lorsque la transformation martensitique n'est plus arrêtée à 20 °C mais à -120 °C, température voisine de la limite au-dessous de laquelle l'expérience montre que la transformation martensitique ne continue généralement pas de se dérouler (pratiquement, on observe que la transformation martensitique ne peut généralement pas se poursuivre en dessous de -120 à -150 °C). L'austénite ne peut plus se transformer en martensite par suite, probablement, de la diminution de l'agitation thermique qui n'aide plus alors aux déplacements nécessaires des atomes lors de la réorganisation du réseau.

On voit à l'examen de ce tableau **5** que les aciers ayant un point Ms assez bas, c'est-à-dire les aciers à haute teneur en carbone, les aciers cémentés, les aciers très alliés, peuvent contenir une certaine proportion d'austénite résiduelle après avoir subi une transformation martensitique. Cette situation peut aussi apparaître lorsqu'un acier a été partiellement transformé en ferrite avant de subir une transformation martensitique ; l'austénite a été enrichie et son point Ms a été abaissé de telle sorte qu'à la température ambiante sa transformation n'est pas achevée. L'évolution se fera en sens inverse si la transformation de l'austénite ou de carbures.

Il faut noter ici trois faits importants.

■ Un **refroidissement brutal** à très basse température (inférieure à -120 °C, -196 °C, par exemple) peut empêcher toute transformation de l'austénite encore présente à la température ambiante ; cette transformation pourra se produire malgré tout au cours du réchauffage ultérieur si celui-ci n'est pas trop rapide.

On constate parfois qu'à basse température, la transformation martensitique prend un certain **retard** au cours du refroidissement, retard qui est comblé au cours du maintien qui suit, de telle sorte qu'il semble alors se produire une transformation isotherme dont l'amplitude toutefois reste toujours assez faible (correspondant à la transformation de quelques pour-cent d'austénite). Ce phénomène, maximal vers –70 °C, disparaît aussi au-dessous de –150 °C.

Le déroulement de la transformation martensitique d'un acier contenant de l'austénite résiduelle, au cours d'un refroidissement à une température inférieure à 20 °C, peut être perturbé par le phénomène de stabilisation de cette austénite. Celui-ci a pour effet de rendre ce constituant partiellement ou totalement inapte à se transformer en martensite dans ces conditions. Cette « stabilisation » apparaît, après un refroidissement interrompu à une température (inférieure à Ms) telle que la transformation martensitique ne soit pas achevée, lorsque l'on soumet l'acier à un maintien à une température égale ou supérieure à cette température d'arrêt. Quand, ensuite, on poursuit le refroidissement, on constate que la transformation martensitique ne reprend pas immédiatement. Parfois, cette transformation se développe à partir d'une température sensiblement plus basse ; d'autres fois, elle ne reprend pas quelle que soit l'ampleur du refroidissement. Dans ce dernier cas, la stabilisation est dite totale, dans le premier cas elle n'est que partielle et l'amplitude du sous-refroidissement nécessaire à la reprise de la transformation traduit l'importance de la stabilisation de l'austénite.

Cette stabilisation est en général considérée comme étant la conséquence d'une migration du carbone (son énergie d'activation apparente est voisine de celle de la diffusion du carbone) :

- vers les interfaces entre l'austénite et les germes de martensite, ce qui gêne le développement de ces derniers ;

— vers les défauts de structure de l'austénite ce qui perturbe la formation des embryons de martensite.

La stabilisation de l'austénite est un processus assez complexe qui dépend :

— de la teneur en carbone : la stabilisation est d'autant plus rapide que la teneur en carbone est plus élevée ;

— de la teneur en austénite résiduelle : la stabilisation est d'autant plus importante que la teneur en austénite résiduelle est plus faible (une plus forte proportion de martensite peut rejeter plus de carbone vers l'austénite restante) ;

— de la grosseur des grains d'austénite : la stabilisation est d'autant plus importante et rapide que les grains d'austénite sont plus fins (le parcours du carbone est plus limité et la diffusion aux joints plus importante) ;

— de la température du maintien et de la durée de celui-ci : la stabilisation est d'autant plus rapide que la température de maintien est plus élevée. La figure **29** montre comment, dans un acier du type 90 Mn 5 à 0,93 % C et 1,25 % Mn ayant subi une transformation martensitique au cours d'un refroidissement à l'huile après austénitisation à 825 °C, la teneur en austénite résiduelle subsistant malgré un refroidissement à –196 °C varie en fonction de la durée et de la température du maintien. On voit que la stabilisation peut être totale après un revenu à 200 °C d'une durée voisine de 15 min.

La stabilisation de l'austénite peut intervenir aussi au cours d'un **refroidissement continu**; ce processus explique pourquoi, lorsque la transformation martensitique intervient au cours d'un refroidissement lent, la quantité d'austénite résiduelle est plus importante qu'après un refroidissement plus rapide comme le montre la figure **30** qui reproduit le diagramme de transformation en refroidissement continu d'un acier du type 60 NiCrMo 11 [28] sur lequel on a reporté les teneurs en austénite résiduelle après retour à la température ambiante. La décomposition d'une loi de refroidissement en « escaliers » (§ 2.2.3.2) permet de considérer chaque palier, au-dessous de Ms, comme un maintien au cours duquel l'austénite non encore transformée est partiellement stabilisée ; sa transformation martensitique ultérieure ne reprend donc qu'avec un certain retard par rapport au refroidissement. Le cumul de ces retards élémentaires se traduit globalement, après retour à 20 °C, par une



Figure 29 – Teneur en austénite résiduelle d'un acier du type 90 Mn 5 (0,93 % C - 1,25 % Mn) après austénisation à 825 °C, refroidissement à l'huile, maintien à différentes températures et refroidissement à -196 °C

diminution de la quantité de martensite formée et donc par une augmentation de la proportion d'austénite résiduelle. Cette dernière est donc d'autant plus forte que la somme des durées des paliers a été plus grande, c'est-à-dire que le refroidissement a été plus lent. Meyzaud et Sauzay [29] ont étudié ce phénomène et ont pu montrer que cet effet de stabilisation de l'austénite au cours d'un refroidissement continu pouvait être traduit en modifiant la relation de Koistinen et Marburger. Pour ce faire, ces auteurs ont écrit (Ms étant en °C) :

$$\gamma_r \% = 100 \exp \left\{-0,011 (Ms - 20) \left[1 - f(\Delta t_{300}^{/00})\right]\right\}$$

avec

 γ_r %

 $f(\Delta t^{700})$ fonction du paramètre Δt^{700}_{300} ,

$$\Delta t'_{300}^{700}$$
 durée du refroidissement entre 700 et 300 °C

proportion d'austénite résiduelle à 20 °C,

et ont montré, par ailleurs, que l'on avait, pour tous les aciers de traitement thermique :

$$f\left(\Delta t_{300}^{700}\right) = 0.41 \left\{1 - \exp\left[-0.03 \left(\Delta t_{300}^{700}\right)^{0.6}\right]\right\}$$

À noter que ces relations restent valables si l'apparition de la martensite est précédée par la formation d'un autre constituant (ferrite par exemple) ; il suffit alors de les corriger en faisant intervenir la quantité X d'austénite transformée avant le début de la transformation martensitique et la nouvelle température Ms' de l'austénite enrichie en carbone au cours de la formation de la ferrite. On a alors, avec Ms' en °C :

$$\gamma_{\rm r}$$
 (%) = (100 – X) exp {– 0,011 (Ms' – 20) $\left[1 - F\left(\Delta t_{300}^{/00}\right)\right]$ }

La figure **31** [29] illustre d'une part la validité de la formulation proposée et d'autre part la façon dont varie la teneur en austénite résiduelle après trempe ; on constate ainsi que cette teneur est



Figure 30 – Variation de la teneur en austénite résiduelle en fonction des conditions de transformation en refroidissement continu d'un acier du type 60 NiCrMo 11-03 (0,57 % C - 2,36 % Ni -0,75 % Cr - 0,41 % Mo) [28]

maximale au voisinage de la loi de refroidissement critique de la transformation martensitique et qu'elle décroît rapidement dès l'instant où la proportion de martensite formée diminue par suite d'un ralentissement du refroidissement.

2.2.3.4 Influence des éléments d'alliage

Ce qui a été dit de l'influence des éléments d'alliage sur les courbes des diagrammes TTT s'applique aux diagrammes TRC.

Les asymptotes, Ac_3 et Ac_1 et le point Ms subissent les mêmes variations et, par rapport à l'axe des temps, les courbes se déplacent d'une manière comparable. C'est ainsi que :

— tous les éléments d'alliage, à l'exception du Co, décalent les courbes vers la droite ; le cobalt les décalant vers la gauche ;

 les éléments carburigènes font apparaître une discontinuité, voire une séparation entre le domaine supérieur (ferrite + perlite ou carbure + perlite) et le domaine bainitique.

Les figures **32** et **33** donnent des exemples de l'action des éléments d'alliage, la première pour les éléments non carburigènes, la seconde pour les éléments carburigènes.

En refroidissement continu, on retrouve les conséquences des effets des différents paramètres (conditions d'austénitisation, ségrégations) dont l'écrouissage de l'austénite, comme l'ont montré Desalos, Laurent et Le Bon [30] qui ont aussi mis en évidence le fait que lorsque les structures formées sont mixtes, les modifications des conditions de formation du premier constituant engendrent des changements dans le déroulement des transformations ultérieures. Ainsi, pour une même loi de refroidissement, l'écrouissage préalable de l'austénite provoque, par exemple, la formation d'une plus grande quantité de ferrite et diminue la quantité de bainite qui apparaît ensuite ou, ralentissant la formation de bainite, favorise l'apparition d'une plus forte proportion de martensite.



2.2.3.5 Propriétés des différents états structuraux

Les propriétés mécaniques des différents états structuraux formés en refroidissement continu évoluent entre les deux extrêmes que constituent d'une part l'état martensitique et d'autre part l'état d'équilibre. Cette évolution est progressive par suite de l'apparition des structures mixtes. L'analyse quantitative des variations des propriétés mécaniques liées aux évolutions structurales peut être réalisée en caractérisant les conditions de refroidissement à l'aide d'un paramètre relativement facile à déterminer.

Pour définir un paramètre caractéristique des conditions de refroidissement, on peut retenir le principe adopté par Le Chatelier [31] dès 1904 et qui consiste à prendre en considération la durée du refroidissement entre deux températures données. La validité de cette solution a été confirmée par de nombreux métallurgistes : Benedicks [32], Mathews et Stagg [33], Portevin et Garvin [34], tandis que Buhler et Schmidt [35] en ont montré tout l'intérêt pratique. Parmi les applications récentes dans le domaine des traitements thermiques, on peut citer celles dues à Scheepens et Étienne [36], Kunze et Brandis [37], ainsi qu'à Economopoulos, Lambert et Habraken [6]. Nous avons choisi [38] [39] de faire référence, ici, à la durée du refroidissement entre 700 et 300 °C car les mécanismes de transformation qui font intervenir des processus de germination et croissance, et par suite le temps, sont susceptibles de se produire, dans les conditions habituelles de traitement thermique des aciers, entre Ac1 et Ms, donc entre 700 °C (température légèrement inférieure à celle des points Ac1 de nombreux aciers) et 300 °C (température proche des points Ms de ces aciers). Cette limite basse a, par ailleurs, l'avantage, étant encore relativement élevée, de permettre une mesure assez précise du paramètre :

 Δt_{300}^{700} = temps du passage à 300 °C – temps du passage à 700 °C

Les variations des propriétés mécaniques en fonction des conditions de refroidissement peuvent donc être décrites quantitativement en termes de dureté (pour représenter les propriétés mécaniques, on connaît la relation étroite qui lie la dureté des aciers à leur résistance à la traction, norme NF A 03-173 [doc. M 1 115]).



Le tracé des **courbes dureté-paramètre de refroidissement** est réalisé directement à partir des résultats des études de transformations en refroidissement continu, c'est-à-dire que, pratiquement, on trouve les données nécessaires dans les diagrammes de transformation en refroidissement continu. En effet, ces diagrammes reproduisent les lois de refroidissement des différentes éprouvettes utilisées et indiquent la dureté que ces éprouvettes présentaient après retour à la température ambiante. Il suffit donc de déterminer les durées de refroidissement nécessaires, dans chaque cas, pour atteindre 700 °C et 300 °C, et par voie de différence, on parvient alors à la valeur du paramètre $\Delta t \frac{700}{300}$ qui définit l'abscisse du point qui, aura la dureté correspondante pour ordonnée (la figure **34** en donne des exemples). On pourrait faire de même pour décrire les variations d'une autre caractéristique mécanique, mais des essais complémentaires seraient nécessaires.

La courbe dureté-paramètre de refroidissement, outre le fait qu'elle peut être tracée à partir des informations contenues dans un diagramme TRC, présente l'avantage d'être à la fois synthétique et très significative pour le praticien. En effet, à son examen, on peut faire les observations suivantes.

■ Dans le domaine des faibles valeurs de Δt_{300}^{700} correspondant aux refroidissements les plus rapides, la dureté reste constante à un niveau élevé. Ce niveau, en l'absence d'austénite résiduelle, est celui de la dureté de l'acier considéré lorsqu'il est à l'**état totalement martensitique**; il définit donc la valeur maximale de la dureté de cet acier après austénitisation, dans les conditions adoptées, et transformation martensitique La plus grande valeur du paramètre Δt_{0}^{700} con-

mation martensitique. La plus grande valeur du paramètre Δt_{300}^{700} correspondant à l'extrémité droite de cette partie horizontale de la courbe HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$ définit la loi critique de trempe martensitique ; dès que le refroidissement est plus lent, c'est-à-dire lorsque Δt_{300}^{700} est

supérieur à cette valeur limite $\Delta t_0 \frac{700}{300}$, la structure du métal n'est plus totalement martensitique.



Figure 32 - Diagrammes TRC de divers aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage non carburigènes [5]

M 1 115 – 28



Figure 33 - Diagrammes TRC de divers aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage carburigènes [5]



Figure 34 – Exemples de courbes HV = $f(\Delta t 700)$ montrant l'influence de quelques éléments d'alliage 300

Au-delà du « plafond » correspondant au domaine martensitique,

la dureté décroît assez rapidement quand Δt_{300}^{700} augmente, c'est-à-dire lorsque le refroidissement devient moins rapide. Cette variation importante de la dureté traduit tout d'abord la substitution progressive de la **bainite** à la martensite puis, ensuite, la diminution de la teneur en bainite et l'apparition des **structures ferritiques** puis **ferrito-perlitiques**.

Pour les plus grandes valeurs de Δt_{300}^{700} , soit lorsque le refroidissement se fait lent et même très lent, la pente de la courbe diminue puis tend à devenir faible et pratiquement constante. Ces faits traduisent la disparition des plages bainitiques au profit d'une **structure totalement ferrito-perlitique** puis, pour les refroidissements les plus lents, la formation de **structures ferrito-perlitiques de plus en plus grossières**.

L'addition d'éléments d'alliage modifie la courbe HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$ comme elle modifie le diagramme de transformation en refroidissement continu. Ainsi donc, dans la mesure où tous ces éléments ont bien été mis en solution dans l'austénite :

— tout apport de carbone provoque un déplacement vers le haut (HV plus élevé) comme l'illustre la figure **34a** qui compare la courbe d'un acier du type 25 CrMo 4 et celle d'un acier du type 42 CrMo 4 ; — toute addition d'élément (sauf de cobalt) décale la courbe HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$ vers la droite (Δt_{0}^{700} plus grand) comme l'illustre la figure **34b** qui compare, à teneur en carbone pratiquement constante, la courbe d'un acier du type C 38, celle d'un acier du type 35 CrMo 4 et celle d'un acier du type 35 NiCrMo 16.

Si l'acier contient des éléments d'alliage carburigènes, la partie

de la courbe HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$ correspondant au bas de la forte pente peut être modifiée par l'effet de durcissement lié à la précipitation de carbures alliés au cours de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ lorsque celle-ci se déroule dans des conditions telles qu'il apparaît de la perlite. La courbe présente alors une bosse dont la hauteur relative est liée à l'amplitude de ce durcissement.

Si l'acier contient de l'**austénite résiduelle** après certains refroidissements, sa dureté peut en être affectée mais cet effet est complexe. En effet, ce constituant dont la limite d'élasticité est relativement faible tandis que les caractéristiques de ductilité sont très élevées subit une consolidation importante au cours d'une déformation plastique. Si l'on soumet une structure martensitique ou martensito-bainitique contenant de l'austénite résiduelle à l'action d'une contrainte de traction croissante, on constate que la déformation plastique s'amorce dans les plages d'austénite résiduelle alors que le niveau de la contrainte appliquée est encore peu élevé, mais qu'ensuite la consolidation de l'austénite, commencée dès le début de la déformation plastique, permet l'application de contraintes élevées avant que se produise la rupture. La présence d'austénite résiduelle dans une telle matrice a donc, par comparaison avec la structure seulement martensitique ou martensito-bainitique, les conséquences suivantes :

une forte diminution de la limite d'élasticité ;

— une diminution assez négligeable de la résistance à la rupture par traction ;

- une diminution modérée de la dureté ;
- une légère augmentation de l'allongement à rupture ;
- une augmentation de la résilience mesurée à 20 °C.

Le bilan global de l'influence de la présence d'austénite résiduelle dans un acier traité est parfois difficile à établir et de ce fait sujet à controverse. Certains auteurs ont, par exemple, montré que cette austénite résiduelle peut avoir des conséquences favorables lorsqu'interviennent des modes de sollicitations particuliers. Ainsi, Pomey et Rabbe [40] ont montré qu'un acier du type 35 NiCrMo 16, traité dans différentes conditions qui toutes conduisaient à une même résistance à la traction de l'ordre de 1 900 N/mm², avait une limite d'endurance qui augmentait lorsque sa teneur en austénite résiduelle croissait de 3 à 11 % (cette amélioration est due aux meilleures possibilités d'adaptation de l'acier contenant de l'austénite résiduelle qui diminuent la nocivité de l'effet d'entaille lié aux inclusions et aux défauts de surface, et retardent la propagation des fissures). D'autres auteurs considèrent, au contraire, que l'austénite résiduelle est toujours néfaste. Ce qui a conduit D.N. Collins [41] à noter qu'il apparaît « une certaine confusion entre les opinions émises par les différents auteurs ». On peut, à l'heure actuelle, admettre que ces divergences sont surtout les conséguences des erreurs entachant les dosages de l'austénite résiduelle, erreurs qui ont faussé les conclusions des études.

Enfin, on peut remarquer que, si la courbe HV = $f(\Delta t \frac{700}{300})$

contient bien les principales informations tirées de l'étude des transformations en refroidissement continu, elle donne par ailleurs un intérêt certain à la prise en considération de la valeur relative de la dureté d'un acier, dans un certain état structural, par rapport à son niveau le plus élevé qui correspond à l'état martensitique et à ses valeurs les plus basses acquises à l'état ferrito-perlitique (ou perlitique). En effet, cette donnée relative peut renseigner sur « l'état de trempe » du métal et peut ainsi être employée pour caractériser son état structural. L'intérêt d'une telle présentation des informations contenues dans un diagramme TRC est affecté par l'importance du travail expérimental qu'exige l'établissement d'un tel diagramme. Aussi s'intéresse-t-on beaucoup aux résultats que donne un essai relativement facile à réaliser, l'essai Jominy, qui permet de disposer, plus rapidement et à moindre coût, d'une information semblable, la *courbe Jominy*.

2.2.3.6 Essai Jominy

C'est un moyen pratique de caractériser le comportement d'un acier lors des transformations en refroidissement continu.

L'essai Jominy permet non seulement d'obtenir, à travers l'évolution de la dureté de l'acier, des informations sur le résultat de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ réalisée en refroidissement continu, mais il apporte aussi un certain nombre de renseignements contenus dans le diagramme TRC.

Son processus opératoire est défini par la norme NF A 04-303 [doc. M 1 115]. Il consiste à austénitiser une éprouvette cylindrique de 25 mm de diamètre et 100 mm de longueur, puis à la refroidir en la soumettant, après l'avoir suspendue verticalement, à l'action d'un jet d'eau de bas en haut qui vient frapper son extrémité inférieure. L'acier subit ainsi différentes conditions de refroidissement continu ; celles-ci correspondent en effet à des refroidissements continus naturels de plus en plus rapides quand on se rapproche de l'extrémité refroidie et de plus en plus lents quand on s'en éloigne. La définition précise des conditions opératoires de l'essai Jominy permet. si l'on admet que la conductibilité thermique des aciers de traitement thermique varie peu d'une nuance à une autre (si Cr < 8%), de considérer que chaque point des génératrices de l'éprouvette est soumis à des conditions de refroidissement qui restent identiques d'un essai à l'autre. La figure 35 rassemble les courbes de refroidissement des points au niveau desquels sont effectuées les mesures de dureté. En effet, après refroidissement, on rectifie deux méplats parallèles selon deux génératrices opposées du cylindre et sur ces deux méplats, on réalise des mesures de dureté en des points situés à des distances définies et croissantes de l'extrémité refroidie (1,5-3-5-7-9-11-13-15... jusqu'à 70 mm).

Le résultat de l'essai s'exprime à l'aide d'une courbe, dite « courbe Jominy », représentant, en fonction de la distance à l'extrémité refroidie, les variations de la dureté mesurée sur les deux méplats. Cette courbe décrit donc le résultat de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ d'un acier lorsque cette dernière se développe dans les conditions de refroidissement définies par la distance à l'extrémité trempée correspondante.

On retrouve donc avec l'essai Jominy certaines des conditions expérimentales réalisées lors du tracé des diagrammes TRC (avec une limitation vers les refroidissements lents) et dans la courbe Jominy (figure **36**) une partie des informations contenues dans le diagramme TRC.

Mais outre la dureté après transformation dans différentes conditions, la courbe Jominy contient des informations intéressantes :

— le palier supérieur, à gauche, (figure **36**), correspond aux conditions de refroidissement qui engendrent une transformation uniquement martensitique ; son niveau est donc en relation directe avec la quantité de carbone mise en solution dans l'austénite au cours de l'austénitisation ; cette relation s'exprime par la courbe bien connue reliant la dureté de la martensite à la teneur en carbone (figure **25**) ; l'extrémité droite de ce palier définit les conditions de refroidissement correspondant à la loi de refroidissement critique de transformation martensitique ; au-delà de ce point, les structures sont mixtes ;

— la variation de la dureté au-delà de l'extrémité droite (figure **36**) du palier supérieur renseigne sur l'évolution de l'état structural de l'acier si l'on se réfère aux courbes habituelles indiquant comment varie, en fonction de la teneur en carbone, la dureté des structures contenant différentes proportions de martensite (figure **37**);

— d'une manière générale, la forme et la position de la courbe renseignent sur « l'état de trempe » qui peut être obtenu après différents refroidissements, cela par comparaison entre le niveau de



Figure 35 – Courbes de refroidissement de différents points d'une éprouvette Jominy après austénisation à 850 °C



(a) aciers à 1 % de chrome et 0,25 % de molybdène environ, à teneurs variables en carbone



Figure 36 - Exemples de courbes Jominy

dureté au point considéré et les extrêmes représentés par le palier supérieur et la limite basse vers laquelle tend la dureté à la suite des refroidissements les plus lents.

Il existe une relation assez simple entre la courbe Jominy d'une part et d'autre part la courbe HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$ dont nous avons parlé



Figure 37 – Variations approximatives de la dureté des aciers en fonction de leur teneur en carbone et de leur état structural

au paragraphe précédent. En effet, les conditions de refroidissement de chaque point de la génératrice d'une éprouvette Jominy peuvent être caractérisées par la valeur correspondante du paramètre $\Delta t \frac{700}{300}$ durée du refroidissement entre 700 et 300 °C. Le tableau **6** rassemble ces valeurs tirées du graphique présenté sur la figure **35**.

Tableau 6 – Valeurs du paramètre ∆ <i>t</i> ⁷⁰⁰ pour différents points de l′éprouvette Jominy				
Distance à l'extrémité refroidie (mm)	Δ t ⁷⁰⁰ 300 (s)			
1,5 3 5 7 9 11 13 15 20 25 30 35 40 50 70	2,6 7,6 16,5 27,5 40 54 70 87 131 185 220 258 290 340 430			

Dès lors, on voit qu'à chaque point de mesure de l'éprouvette Jominy correspond un point de l'abscisse de la courbe $HV = f(\Delta t_{300}^{700})$ sur laquelle d'ailleurs on peut reporter une échelle des abscisses supplémentaire, graduée en distance Jominy (figure **38**).



Figure 38 – Courbe HV = $f(\Delta t \frac{700}{300})$ d'aciers du type 25 CrMo 4 avec report des limites Jominy de définition de la nuance

Les transformations au chauffage peuvent être étudiées selon deux optiques différentes suivant l'état structural de départ et l'objectif visé :

— l'acier est dans un des états structuraux (plus ou moins hors équilibre) issus des différentes conditions dans lesquelles a pu se dérouler la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et on souhaite, par le réchauffage, provoquer un retour limité et contrôlé vers l'état d'équilibre à la température ambiante (et surtout provoquer une précipitation durcissante); ce point sera traité dans le paragraphe « revenu des structures hors équilibre »;

— l'acier est dans un état se rapprochant plus ou moins de l'état d'équilibre et on souhaite, par le réchauffage, le porter à l'état austénitique, cela dans le cadre de sa mise en œuvre ; ce point sera traité dans le paragraphe « transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ ».

3.1 Revenu des structures hors équilibre

L'état structural obtenu après développement de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ au cours d'un refroidissement continu étant généralement métastable à la température ambiante, un réchauffage permet, dans certaines conditions, de provoquer un retour plus ou moins important vers l'état d'équilibre. Ce retour constitue une phase importante des transformations des aciers connue sous le terme général de « **revenu »**.

Comme l'on recherche un retour vers l'état d'équilibre, il est évident que le réchauffage qui provoque le revenu ne doit pas atteindre la température à laquelle la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ peut s'amorcer.

La description des phénomènes se produisant au cours du revenu se fait généralement en considérant l'effet d'un cycle thermique comportant :

— un chauffage jusqu'à une température dite température de revenu toujours inférieure à Ac₁;

- un maintien de durée contrôlée à cette température ;
- un refroidissement jusqu'à la température ambiante.

Par ailleurs, compte tenu de l'instabilité différente des divers constituants structuraux susceptibles d'exister hors équilibre, il est nécessaire de s'intéresser, lors du revenu, au comportement de chacun d'eux.

3.1.1 Description qualitative des phénomènes se produisant au cours du revenu

3.1.1.1 Revenu de la martensite

3.1.1.1.1 Cas d'un acier non allié

Il est habituel, lorsque l'on décrit le revenu de la martensite d'un acier au carbone de distinguer, dans son évolution en fonction de la température, trois stades :

- le premier, entre 20 °C et 200 °C ;
- le deuxième, entre 200 °C et 300 °C ;
- le troisième, entre 300 °C et 450 °C ;

auxquels certains rajoutent un quatrième stade entre 450 °C et Ac1.

Il semble préférable, pour tenir compte de la continuité des phénomènes qui, jusqu'à environ 450 °C, font passer l'acier de l'état martensitique à son état d'équilibre chimique, de les décrire dans leur progression avec l'élévation de température.

En effet, dès le début du chauffage, le carbone tend à quitter les sites qu'il occupe dans la maille quadratique de la martensite. Il commence par ségréger vers les défauts du réseau; c'est une phase de préprécipitation car ce déplacement n'est pas accompagné par une précipitation décelable. La maille de la martensite commence à perdre ainsi une petite partie de son caractère guadratique. À partir d'environ 100 à 150 °C, on commence à détecter une précipitation du carbone qui se fait sous la forme du « carbure ϵ » (Fe2 4C) éventuellement accompagné (dans certains aciers à haute teneur en carbone), d'un autre carbure de fer, le « carbure de Hägg » ou carbure χ (Fe₅C₂) qui apparaît dans les joints des macles de la martensite ; ces deux carbures sont hors équilibre et donc métastables. Cette précipitation s'accompagne d'une diminution sensible de la distorsion de la maille quadratique de la martensite mais cette évolution s'arrête à un stade correspondant à une teneur en carbone voisine de 0,20 % et ne conduit donc pas à la restauration complète de la maille cubique (certains désignent cet état de la martensite, dont la teneur résiduelle en carbone a été ramenée à 0,2 %, sous l'appellation de « martensite α »). À plus haute température encore (au-delà de 250 °C environ), on constate, simultanément et progressivement, l'apparition de la cémentite Fe₃C et la disparition des autres types de carbure de fer (il n'est pas encore possible de préciser si la cémentite se forme par transformation in situ des carbures ε — comme cela semble se passer avec le carbure - ou si elle précipite pendant que celui-ci se dissout) et, conséquence de la précipitation totale du carbone, on assiste in fine au retour complet de la maille du fer à sa forme cubique centrée d'équilibre. Les précipités de Fe₃ C formés au cours de cette période ont la forme de plaquettes qui sont d'autant plus grosses que la température de revenu est plus élevée. Toutes ces évolutions progressives ramènent l'alliage fer-carbone à son état d'équilibre chimique fer α cubique centré + cémentite qui est pratiquement atteint vers 450 °C. Les transformations qui interviennent sont toutes thermiquement activées et il est intéressant de noter que leur énergie apparente d'activation, égale à l'énergie d'activation de la diffusion du carbone dans le fer α aux plus basses températures de revenu, croît progressivement pour atteindre la valeur de l'énergie d'activation de l'auto-diffusion du fer α quand la température de revenu approche de 450 °C.

Au cours de tout ce processus de retour à l'équilibre chimique, on assiste à une baisse progressive de la résistance à la traction, mais par contre à une remontée non moins continue des caractéristiques de ductilité. L'ampleur de ces évolutions croît avec l'élévation de la température. Pour sa part, la limite d'élasticité subit une évolution particulière car jusqu'à 300-350 °C environ son niveau augmente alors que la température de revenu s'élève (et que la résistance à la traction diminue) ; cette particularité est due au fait que, lors de l'essai de traction qui permet de mesurer cette limite d'élasticité, la distorsion du réseau de la martensite se traduit par une précontrainte qui s'ajoute à la sollicitation extérieure et déclenche, pour un relativement bas niveau de cette dernière, un début de déformation plastique. Au fur et à mesure que la distorsion du réseau de la martensite diminue (à la faveur de la précipitation du carbone) cette précontrainte s'abaisse et il est nécessaire d'appliquer un effort de plus en plus important pour sortir du domaine élastique. Quand tout le fer est revenu à l'état cubique centré, la limite d'élasticité retrouve une évolution parallèle à celle de la résistance à la traction. Cette anomalie peut aussi être la conséquence de la présence d'austénite résiduelle (§ 2.2.3.5).

Tout ce processus de revenu est accompagné par une contraction volumique irréversible dont l'ampleur croît à la fois avec la température et avec la teneur en carbone. Cette contraction est particulièrement importante pendant la précipitation de la cémentite Fe₃C.

Il faut noter qu'au cours de la transformation martensitique qui se produit en fonction de l'évolution de la température entre Ms et Mf, les premières fractions de martensite formées séjournent à des températures inférieures à Ms mais suffisantes pour que certains des phénomènes qui viennent d'être décrits puissent se dérouler ; ces fractions de martensite sont donc alors le siège d'une évolution cor-

respondant à un début de revenu. On dit alors que la martensite a subi un **autorevenu** qui peut aller jusqu'à provoquer la précipitation d'une partie du carbone sous forme de carbure ε et cela d'autant plus que la température Ms est élevée et que le refroidissement est lent. Ultérieurement, cette martensite se comportera comme une martensite ayant déjà subi un revenu partiel.

Par ailleurs, il faut noter que, entre 200 °C et 300 °C, peut se produire un phénomène très important : la décomposition de l'austénite résiduelle dont les conséquences peuvent interférer avec celles du revenu de la martensite (§ 3.1.1.4).

Au-delà de 450 °C et jusqu'à la température Ac₁, le revenu de la martensite d'un acier au carbone n'engendre plus qu'une évolution vers l'état d'équilibre physique, c'est-à-dire la diminution des interfaces (pour réduire l'énergie d'interface qui est proportionnelle à la surface de ces interfaces) par le grossissement de tous les grains. Les phénomènes les plus apparents dans les alliages industriels sont alors la sphéroïdisation des particules de cémentite puis leur coalescence ; le nombre des précipités diminue tandis que leur volume individuel augmente.

La sphéroïdisation des plaquettes de cémentite s'explique par le fait que c'est la forme sphérique qui permet, pour un volume donné de précipité, de minimiser l'interface avec le métal de base (et donc de minimiser l'énergie d'interface).

La coalescence découle de différences de concentration en soluté (ici, le carbone) dans le métal de base au voisinage des particules précipitées ; la loi de Gibbs-Thomson qui peut s'écrire :

$\ln \left(C_r / C \right) = K / r T$

- avecCconcentration dans le métal de base à l'équilibre, C_r concentration dans le métal de base à l'interface
avec une particule de rayon r,
 - *K* paramètre dépendant de l'énergie d'interface et du volume atomique,
 - température en kelvins ;

т

montre que C_r est d'autant plus élevée que r est petit. Ainsi, la concentration en soluté est plus élevée au voisinage d'une petite particule qu'au voisinage d'une grosse particule. Cette différence de concentration déclenche un processus de diffusion au sein du métal de base avec transport du soluté du voisinage des petites particules vers les plus grosses ; il apparaît ainsi :

 un déficit de soluté autour des petites particules, déficit qui est comblé par une redissolution de ces dernières qui vont progressivement disparaître ;

— un excès de soluté autour des grosses particules, excès qui est résorbé par une nouvelle précipitation sur ces dernières qui grossissent donc.

Avec les aciers à basse teneur en carbone, on assiste aux plus hautes températures de revenu à une restauration de la structure, et, si la température se rapproche suffisamment de Ac_1 , la recristallisation de la ferrite peut intervenir, provoquant la formation de grains grossiers équiaxes.

Tous ces processus sont thermiquement activés et leur énergie apparente d'activation, pratiquement constante entre 450 °C et Ac₁, est de l'ordre de grandeur de celle de l'autodiffusion du fer alpha.

Au cours de ces évolutions, les caractéristiques de résistance continuent à s'abaisser et celles de ductilité à augmenter, toutefois l'importance relative de ces variations diminue aux plus hautes températures. Il faut noter que les structures ferrite + cémentite ainsi obtenues ont une résistance à la rupture fragile plus grande que celle des structures de même constitution engendrées par une transformation $\alpha \to \gamma$ développée dans le domaine supérieur. Certains auteurs ont parfois voulu faire de ces dernières évolutions qui viennent d'être décrites et qui se développent entre 450 °C et Ac₁, un quatrième stade du revenu des martensites. Si, dans le cas des aciers au carbone, cette distinction ne semble pas nécessaire, par contre pour les **aciers alliés**, elle est indispensable car de nouveaux phénomènes apparaissent.

3.1.1.1.2 Cas d'un acier allié

Les trois premiers stades du revenu des martensites des aciers au carbone alliés sont sensiblement identiques à ceux décrits pour les aciers au carbone. Seuls les domaines de température dans lesquels se développent les différents phénomènes peuvent se décaler légèrement. C'est ainsi que le silicium qui freine la croissance des particules de carbure et élargit le domaine de stabilité du carbure ϵ retarde la précipitation de Fe₃C et, par là-même, l'adoucissement concomitant. Signalons que ce rôle du silicium est attribué au fait qu'il est insoluble dans la cémentite ; lors de la formation de celle-ci, le rejet du silicium va engendrer un enrichissement au voisinage du carbure, enrichissement qui provoque une augmentation de l'activité du carbone et diminue donc la diffusion de cet élément vers le carbure et ralentit la croissance de ce dernier.

Lorsqu'un acier allié contient des **éléments carburigènes** tels que Cr, Mo, V, W, Nb, Ti qui ont été mis en solution dans l'austénite à haute température, une nouvelle évolution va apparaître à des températures supérieures à 450 °C, évolution dont la manifestation la plus sensible est le **durcissement secondaire**. En effet, à ces températures, la diffusion des atomes des éléments carburigènes devient possible et l'affinité de ces derniers pour le carbone peut se manifester ; on assiste alors à un échange du carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes ; la cémentite disparaît et de nouveaux carbures précipitent. Cette transformation peut se faire selon deux processus différents :

— les particules de cémentite peuvent se transformer *in situ* en particules de carbure allié, la germination de ces dernières se faisant à l'interface ferrite-cémentite ;

— les particules de cémentite se redissolvent dans la matrice ferritique et les nouveaux carbures alliés germent et se développent sur de nouveaux sites (essentiellement les dislocations).

Cette réaction d'échange se développe dans un domaine de température compris généralement entre 450 °C et 600 °C (c'est ce que certains appellent le **quatrième stade du revenu des martensites alliés**). Aux plus basses températures de cet intervalle, elle provoque l'apparition de très fins précipités généralement cohérents, invisibles au microscope optique et dont l'effet durcissant peut alors être très important. Au-delà de 600 °C et jusqu'à Ac₁, on assiste à la coalescence de ces précipités après qu'ils eurent perdu leur cohérence avec la matrice.

Toutes ces nouvelles évolutions sont thermiquement activées et leur énergie apparente d'activation est très voisine de celle de la diffusion des éléments carburigènes dans le fer α .

Ce remplacement de la cémentite déjà coalescée par des précipités fins et cohérents de carbures alliés tels Mo_2C , V_4C_3 , W_2C , TiC engendre un relèvement des caractéristiques de résistance d'autant plus important que l'acier est plus riche en carbone et en éléments carburigènes. Simultanément, on voit se détériorer les caractéristiques de ductilité. Le maximum de durcissement et de fragilisation est généralement atteint entre 550 et 600 °C. Au-delà de ces températures, la coalescence des précipités provoque un adoucissement accompagné d'une amélioration des caractéristiques de ductilité.

Il faut signaler ici l'effet limité de la précipitation du **carbure de chrome** Cr₇C₃ qui n'engendre pas de durcissement secondaire et ne fait que retarder légèrement l'adoucissement dû au revenu. Ce fait est la conséquence des conditions de la coalescence de ce carbure qui commence dès 550 °C et ne permet donc pas la formation de précipités fins.

Cette modification de la composition des carbures précipités est accompagnée par une dilatation volumique irréversible importante due au fait que la précipitation des carbures alliés engendre une contraction plus faible que celle provoquée par la précipitation de la cémentite.

Certains éléments qui n'entrent pas dans la composition des carbures peuvent, néanmoins agir sur leur précipitation au cours de ce quatrième stade du revenu. C'est ainsi que le **cobalt** provoque la précipitation de carbures plus fins et permet donc d'obtenir un durcissement secondaire plus important. De plus, il retarde l'adoucissement dû à la coalescence de ces carbures. Pour expliquer ces actions du cobalt, on fait intervenir :

 le freinage de la restauration au cours du revenu qui permet de conserver un plus grand nombre de sites favorables à la germination des particules de carbure ;

 — l'augmentation de l'activité du carbone dans la ferrite, ce qui, en accroissant la sursaturation, engendre la formation d'une plus grande quantité de carbure.

3.1.1.2 Revenu de la bainite

Généralement, on admet que l'évolution de la bainite au cours du revenu est très comparable à celle d'une martensite ayant déjà subi un revenu qui aurait précipité le carbone sous la forme qui est la sienne dans la bainite, c'est-à-dire M_3C . Toutefois, du point de vue des propriétés mécaniques, ainsi qu'en ce qui concerne le développement d'un durcissement secondaire, on peut constater certains écarts dus à des différences dans la distribution de la cémentite et dans la morphologie de la phase α .

Au cours du revenu d'une structure bainitique, on constate une baisse de dureté traduisant une évolution structurale alors que la température de revenu est encore inférieure à celle de formation de cette bainite ; la figure **39** [42] en donne deux exemples. Ces variations sont probablement dues à la fois à une modification de la morphologie des carbures et, selon les éléments d'alliage présents, à des changements de composition de ces mêmes carbures. Par contre, dès que la température de revenu est supérieure à la température de formation de la bainite, on retrouve les stades correspondants déjà décrits lors de l'étude du revenu de la martensite à savoir :

- la sphéroïdisation puis la coalescence de la cémentite ;

— éventuellement, l'échange de carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes présents avec précipitation puis coalescence des carbures de ces éléments.

Les propriétés des structures bainitiques connaissent une évolution parallèle à celle de la dureté ; elles sont pratiquement invariables tant que la température de revenu est sensiblement inférieure à la température de formation de la bainite ; elles commencent à évoluer dès 250 à 350 °C pour suivre ensuite une évolution semblable à celles des propriétés de la martensite quand la température de revenu devient supérieure à la température de formation de la bainite avec éventuellement l'apparition d'un durcissement secondaire si l'acier contient des éléments carburigènes en solution.

Les modifications de la morphologie des carbures se traduisent par une légère contraction volumique alors que le durcissement secondaire s'accompagne, là encore, d'un gonflement.

3.1.1.3 Revenu de la perlite et des agrégats ferrite + carbures formés à haute température

La perlite et les agrégats ferrite + carbures se forment à haute température lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ selon un mécanisme voisin de celui correspondant au processus à l'équilibre. La morphologie des constituants ainsi que la composition des carbures peuvent légèrement différer des données de l'équilibre compte tenu du décalage en température des transformations.

Les évolutions qui peuvent se faire vont être la globulisation puis la coalescence des carbures ainsi que, éventuellement, un enrichissement des carbures en éléments carburigènes. Commencées à des températures sensiblement inférieures à la température de formation de la perlite (figure **39**), elles suivent le cours normal du revenu dès que la température est supérieure à celle de formation des constituants. Le stade ultime de ce processus est atteint lorsque les particules grosses et peu nombreuses ont acquis une forme pratiquement sphérique qui correspond à l'état d'équilibre physique.

Au cours de la coalescence des carbures, les caractéristiques mécaniques de résistance décroissent tandis que les caractéristiques de ductilité subissent des évolutions plus diverses :

– l'allongement à la rupture augmente légèrement ;

- la striction croît assez sensiblement ;



Figure 39 – Évolutions de la dureté après revenu d'un acier à 0,94 % C transformé dans différentes conditions selon Thelning [11]

- la résilience au niveau ductile ne varie pas ;

- la température de transition de la résilience s'élève.

3.1.1.4 Revenu des structures contenant de l'austénite résiduelle

L'austénite résiduelle, constituant métastable à la température ambiante, retrouve par chauffage des conditions thermiques qui lui permettent de se transformer. En fait, cette transformation se développe dans des conditions très voisines de celles de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ réalisée directement à partir de la température d'austénitisation. On doit distinguer deux cas.

■ Le diagramme TTT de l'acier révèle une transformation bainitique se produisant dans des temps relativemet courts (c'est le cas de très nombreux aciers de traitement thermique pas ou peu alliés). La transformation de l'austénite résiduelle en bainite se produit à des températures comprises entre 200 et 400 °C environ. La cinétique de cette transformation en condition isotherme est très voisine de celle décrite par le diagramme TTT de l'acier (ou plus exactement par le diagramme TTT d'une austénite de même composition).

Le diagramme TTT de l'acier révèle une transformation bainitique se produisant après une très longue période d'incubation (c'est le cas de certains aciers très alliés tels les aciers à outils à 12 % de chrome et les aciers rapides). La décomposition de l'austénite résiduelle ne se produit plus alors entre 200 et 400 °C, mais à de plus hautes températures (vers 650-700 °C environ) ; elle conduit à la formation de ferrite et de carbures dans des conditions voisines de celles décrites par le diagramme TTT de l'acier. Mais, pour ceux de ces aciers qui sont assez riches en carbone, un phénomène particulier peut venir modifier les conditions de transformation de l'austénite résiduelle : une précipitation de carbures en son sein, engendrée par un chauffage entre 500 et 600 °C environ, qui provoque un appauvrissement en carbone de cette austénite (qui est en réalité sursaturée à ces températures), élève donc la température de son point Ms et de ce fait permet le développement d'une transformation martensitique dite secondaire lors du refroidissement depuis la tempéra-

ture de chauffage jusqu'à la température ambiante. On dit alors que l'austénite résiduelle a été **déstabilisée**. Ce processus permet de transformer l'austénite résiduelle en martensite tandis que la martensite initiale subit un revenu (avec développement d'un durcissement secondaire si l'acier contient des éléments carburigènes) ; il devient toutefois nécessaire de faire subir à un tel acier un deuxième revenu pour ne pas conserver la martensite secondaire à l'état brut de formation.

La transformation de l'austénite résiduelle en bainite ou en martensite secondaire conduit à remplacer un constituant peu résistant et très ductile par des constituants plus durs et moins ductiles ; elle a donc pour conséquences :

- une augmentation des caractéristiques de résistance ;

 une diminution des caractéristiques de ductilité, cette dernière conduisant certains auteurs à parler alors d'un mode de fragilisation au revenu.

Cette transformation induit une évolution dimensionnelle particulière en ce sens qu'elle s'accompagne de l'anomalie due au passage du fer γ de l'austénite résiduelle au fer α de la bainite (ou de la martensite) ; elle se traduit donc par un gonflement.

3.1.1.5 Revenu des solutions solides sursaturées en éléments d'alliage

Après mise en solution (de substitution) des éléments d'alliage à haute température et refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante, l'acier peut se retrouver à l'état de solution solide sursaturée susceptible de revenir à l'état d'équilibre par rejet, lors d'un chauffage, des éléments sursaturant qui formeront alors des précipités. Cette situation peut apparaître aussi bien après transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (cas des aciers « maraging ») qu'en l'absence de transformation (cas des aciers inoxydables ferritiques et austénitiques).

La précipitation apparaît lorsque la température de revenu dépasse un niveau suffisant pour que la germination et la croissance des précipités puissent se faire, ce qui suppose la diffusion des éléments constituant les précipités, éléments dont les atomes. assez gros relativement à l'atome de fer, sont en solution de substitution. Le processus se poursuit par un stade de coalescence pendant lequel la masse totale et la composition des précipités n'évoluent pratiquement plus tandis que le nombre des particules précipitées diminue, les plus grandes croissant aux dépens des plus petites. La cinétique du phénomène peut être décrite dans un diagramme de précipitation en conditions isothermes analogue à un diagramme TTT et dans leguel les courbes de début et de fin de précipitation ont la forme de C, la coalescence intervenant pour des durées supérieures à la durée de maintien nécessaire pour assurer la précipitation totale. La forme de ces courbes s'explique par les variations de la vitesse de germination qui est faible à basse température (faible agitation thermique), mais aussi à haute température (faible énergie libre) et maximale pour une température intermédiaire tandis que la vitesse de croissance des précipités augmente rapidement lorsque la température s'élève. Ces précipitations se développent généralement à des températures supérieures à 350 °C : elles sont très dépendantes de la durée de maintien à la température de revenu.

Au cours d'un tel revenu, on assiste tout d'abord à une augmentation des caractéristiques de résistance (et à une diminution des caractéristiques de ductilité) pendant toute la période où les précipités se forment et se développent. Ensuite, les variations se font en sens inverse pendant la coalescence des précipités. Le maximum de résistance atteint entre les deux étapes est d'autant plus élevé que la température de revenu est plus basse (précipités plus nombreux et plus fins) et la durée de maintien plus importante.

La figure **40** illustre ces évolutions pour un acier maraging et la figure **41** fait de même [43] pour un acier au cuivre (cet élément précipite seul à des températures généralement comprises entre 400 et 600 °C).



Figure 40 – Évolutions de la dureté d'un acier maraging au cours de revenus après trempe (avec réversion partielle en austénite γ_{R})



Figure 41 – Influence de la durée de revenu sur la dureté d'un acier à 1 % de cuivre selon Houdremont [43]

Exemple : on cite, ci-après, les principaux composés intermétalliques dont on peut provoquer la précipitation pour durcir les aciers :

— NiAl dans les aciers inoxydables ferritiques ou martensitiques ;

- Ni₃Al dans les aciers austénitiques ;

 — Ni₃Ti et des composés de Fe, Ni, Mo et de Fe, Mo dans les aciers maraging.

3.1.2 Descriptions quantitatives des évolutions des propriétés mécaniques au cours du revenu

Généralement, les descriptions quantitatives de l'évolution des propriétés au cours du revenu sont réalisées en partant d'un état initial acquis après austénitisation et refroidissement rapide. De la sorte, on décrit très généralement le revenu d'une structure martensitique contenant éventuellement de l'austénite résiduelle (et parfois, ce qui est regrettable, de la bainite, voire de la ferrite si la trempabilité du métal est faible).

3.1.2.1 Évolutions, au cours du revenu, des propriétés mécaniques des structures martensitiques contenant éventuellement de l'austénite résiduelle

Ces évolutions sont décrites en fonction de la température de revenu pour une durée de revenu constante (en général 1 à 2 heures), mais il est possible, à l'aide de formules paramétriques, d'expliciter comment agissent corrélativement la température et la durée du revenu.

3.1.2.1.1 Évolutions des propriétés en fonction de la température de revenu

Ces évolutions sont souvent décrites à l'aide d'un diagramme représentant les variations, en fonction de la température de revenu, de la résistance à la traction $R_{\rm m}$, de la limite d'élasticité $R_{\rm e}$, de l'allongement après rupture A, de la résilience (KV ou KU selon l'éprouvette adoptée) et parfois du coefficient de striction Z. La figure **42** donne des exemples de tels diagrammes qui mettent en évidence l'influence de la teneur en carbone (comparaison entre 42b et 42c), celle des éléments qui augmentent la trempabilité (à teneur en carbone comparable, l'acier au Ni, figure 42c, a subi une transformation martensitique plus complète que l'acier au carbone, figure 42a, qui contient de la bainite, constituant qui est responsable d'un abaissement des caractéristiques de résistance avant revenu) et celle des éléments carburigènes (augmentation des caractéristiques de résistance après revenu vers 500-600 °C, figure 42d). De telles données ne sont, bien entendu, valables que pour les procédés de fabrication utilisés et pour les conditions des traitements thermiques réalisés. Leur signification est donc restreinte et leur emploi limité.

La mise au point de moyens quantitatifs généraux susceptibles de décrire le comportement au revenu des aciers est rendue difficile par l'extrême complexité de l'intervention des différents facteurs métallurgiques. Jaffe et Gordon [44] ont proposé une méthode de calcul applicable aux aciers peu alliés ne contenant pas d'éléments d'alliage susceptibles de provoquer un durcissement secondaire et présentant une structure martensitique après achèvement de la transformation :

$\gamma \rightarrow \alpha$

Ces auteurs ont admis que la dureté après revenu d'une telle structure était liée à la température de revenu par une relation de la forme :

HRC =
$$K - (\theta - \beta)/\alpha$$

avec HRC dureté Rockwell C mesurée après revenu,

- K dureté théorique calculée en fonction de la composition,
 - θ (°C) température de revenu (durée 4 heures),

$$\alpha = 16,7,$$

 $\beta = 17,8.$

La valeur du paramètre K est estimée à l'aide des abaques reproduites sur la figure **43** en faisant :

$$K = K_{\rm C} + \sum (K_{\rm X}) + K_{\rm G}$$

- avec $K_{\rm C}$ dureté de base dépendant de la teneur en carbone (figure **43***a*),
 - K_X augmentation de dureté due à l'influence de l'élément d'alliage X et dépendant de la teneur en cet élément (figure **43b**),
 - $K_{\rm G}$ augmentation de dureté liée à la grosseur de grain selon l'échelle suivante :

Indice de grosseur de grain	4	6	8	10
K _G	0,6	0,9	1,2	1,5



Figure 42 – Variations avec la température de revenu des propriétés mécaniques de différents aciers

La formule de Jaffe et Gordon ne donne que des résultats approximatifs valables seulement en l'absence de tout durcissement secondaire et pour des revenus d'une durée de 4 heures.

3.1.2.1.2 Influence de la durée de maintien en température ; équivalence entre la température et la durée du revenu

Hollomon et Jaffe [45], les premiers, ont admis que les processus de revenu étaient des phénomènes thermiquement activés obéissant à une loi de type Arrhenius. Ces auteurs proposèrent donc d'écrire, qu'à structure constante, on devait avoir :

$$t \exp(-Q/RT) = Cte$$

soit lg (t) = $\frac{Q}{2.3RT} + D$

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite. © Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

M 1 115 - 37



Figure 43 – Abaques pour la détermination des facteurs Kc et Ks selon Jaffe et Gordon [44]

avec	vec t durée du revenu (le plus souvent en heu					
		les auteurs ont publiés certains résultats				
		l'exprimant en secondes),				
	0(1)	ánargia d'activation apparente du processus d				

Q(J) énergie d'activation apparente du processus de revenu,

T(K) température de revenu,

constante des gaz parfaits (8,31 J · K⁻¹ · mol⁻¹).

Considérant qu'à une structure constante donnée correspondait une dureté constante, ces auteurs ont recherché les diverses conditions de revenu (température et durée du revenu) qui permettaient de conférer une même dureté à un acier donné et ils ont ainsi vérifié leur hypothèse et constaté que l'on pouvait bien écrire :

 $\lg (t) = \alpha/T + \beta$

quand la dureté restait constante alors que durée de revenu et température variaient en sens inverses.

Par ailleurs, ces auteurs ont constaté que les paramètres α et β évoluaient de telle sorte que les droites lg t = f(1/T) correspondant aux différents niveaux de dureté étaient toutes concourantes en un point dont les coordonnées étaient [0, lg (t_a)]

Hollomon et Jaffe proposèrent donc d'écrire la fonction F:

$$F$$
 (dureté) = T [lg (t) – lg(t_a)]

et comme ils constatèrent expérimentalement que lg (t_a) était toujours négatif et ne semblait varier qu'avec la teneur en carbone, ces auteurs écrivirent finalement :

$$F(\text{duret}\acute{e}) = T[\text{lg}(t) + f(C\%)]$$

en admettant que la fonction f (C %) variait en fonction de la teneur en carbone selon la loi suivante :

f(C%) = 21,3 - 5,8 (C%)

ce qui revient à admettre que, dans la formule initiale, on a :

— D qui dépend de la teneur en carbone ;

— *Q* qui dépend du niveau de dureté considéré (et donc de l'état de précipitation du carbone).

Une telle formule paramétrique signifie qu'un niveau de dureté obtenu après un revenu de t_x heures à T_x K sera aussi obtenu après tout revenu dont la durée *t* à la température *T* satisfait à la relation :

$$T[lg(t) + f(C\%)] = T_x[lg(t_x) + f(C\%)]$$

L'ensemble des résultats obtenus après réalisation de différents revenus peut être décrit en représentant les variations de la dureté en fonction de la quantité :

T[lg(t) + f(C%)]

l'ensemble des points représentatifs s'alignant sur une même courbe, dite courbe directrice, dont on peut ensuite tirer la valeur du paramètre correspondant à un niveau donné de dureté et déterminer les couples (t, T) définissant les conditions de revenu qui conduiront à ce niveau de dureté.

De nombreuses expériences et notamment celles de Murphy et Woodhead [46] ont montré que les conclusions de Hollomon et Jaffe n'étaient pas toujours confirmées et que les droites lg (t) = f(1/T) correspondant aux différents niveaux de dureté n'étaient pas toujours concourantes en un point d'abscisse 1/T = 0.

Pour notre part, nous avons pu montré, avec Namdar [47], qu'il fallait distinguer deux situations différentes.

La première correspondant aux cas où le revenu est réalisé à relativement basse température (< 450 °C environ), c'est-à-dire dans des conditions telles que seul précipite un carbure de fer. L'analyse des variations des paramètres des droites lg(t) = f(1/T) tracées à dureté constante montre alors que celles-ci sont bien concourantes mais en un point dont l'abscisse 1/T n'est pas nulle, c'est-à-dire que l'on a :

$\lg (t) = f(HV)$	(1/T – 1	1/T _a) + I	g (<i>t</i> _a)

avec 1/T_a abscisse du point de concours,

lg (t_a) ordonnée du point de concours.

On peut utiliser alors la formule paramétrique suivante :

 $f(HV) = [Ig(t) - Ig(t_a)] / (1/T - 1/T_a)$

qui exige la détermination expérimentale des deux termes lg (t_a) et 1/ T_a . Cette formule conduit à admettre, par rapport à la formule initiale de Hollomon et Jaffe, que Q [qui est égale ici à 2,3 R f (HV) et croît avec la température] dépend toujours du niveau de dureté considéré (et donc de l'état de précipitation du carbone) mais que D ne dépend pas que de la teneur en carbone. Dans le domaine de température considéré ici, la formation du carbure ε puis celle de la cémentite sont d'abord contrôlées par la diffusion du carbone, ce qui explique qu'aux basses températures de revenu, l'énergie apparente d'activation soit faible (40 000 à 60 000 J/mol vers 150-200 °C). Quand la température s'élève, les carbures de fer grossissent et ce phénomène fait intervenir de plus en plus l'autodiffusion du fer, ce qui contribue à l'augmentation progressive de l'énergie apparente d'activation.

R

La seconde correspondant aux cas où le **revenu est exécuté à** haute température (> 450 °C environ), c'est-à-dire dans des conditions telles que des carbures alliés précipitent et/ou que les carbures précipités (Fe₃C ou carbures alliés) coalescent. L'analyse des évolutions des paramètres des droites lg (t) = f(1/T) montre alors, en bon accord avec les résultats obtenus par Blondeau et ses collaborateurs [37], que ces droites sont parallèles et que l'on peut donc écrire :

$$\lg (t) = \frac{Q}{2,3RT} + f(HV)$$

avec *Q* énergie apparente d'activation du processus de revenu,

R constante des gaz parfaits (8,31 J \cdot K⁻¹ \cdot mol⁻¹).

Ce résultat conduit à la formule paramétrique suivante :

f

$$(HV) = Ig(t) - Q/2,3 RT$$

dont l'emploi exige la détermination expérimentale préalable de la valeur du terme Q qui varie avec la composition de l'acier (en première approximation, on peut admettre pour Q la valeur de 140 kJ/mol).

Cette formule conduit à ce que, par rapport à la formule initiale de Hollomon et Jaffe :

— Q soit constant ;

— *D* dépende du niveau de dureté considéré (et donc de l'état de précipitation du carbone).

Aux hautes températures de revenu considérées ici, la diffusion des éléments d'alliage carburigènes intervient et contrôle le processus de revenu. L'énergie d'activation apparente prend alors une valeur constante correspondant à l'activation de la diffusion de ces éléments.

Nous avons pu vérifier, par ailleurs, que les deux paramètres Q et D pouvaient être utilisés pour construire des courbes directrices rendant compte des variations, au cours du revenu, des principales caractéristiques mécaniques (R_e , R_m , A, Z). Mais tout comme pour la formule d'Hollomon et Jaffe, leur emploi doit toujours être limité aux domaines dans lesquels la caractéristique considérée varie d'une manière monotone.

3.1.2.2 Évolutions, au cours du revenu, des propriétés mécaniques des structures mixtes

Si les résultats des études du revenu décrivent surtout l'évolution des propriétés des structures martensitiques, il est néanmoins important de s'intéresser au devenir des propriétés des structures mixtes (celles contenant éventuellement de la martensite mais aussi de la bainite et/ou de la ferrite et/ou de la perlite) que l'on rencontre souvent dans la pratique.

Nous avons tenté [48] de traduire quantitativement les évolutions

après revenu des courbes HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$ et ce faisant, nous avons pu proposer un modèle liant :

— la dureté à l'état revenu HVR ;

— la dureté à l'état brut de trempe HVT ;

— la température θ du revenu (en °C) supposé durer 1 heure. On a ainsi écrit :

 $HVR = HVM - (HVM - HVF) \exp(-a HVT^{p})$

en faisant intervenir deux paramètres :

— HVM, le niveau de dureté limite vers lequel, pour les conditions de revenu considérées, tend la dureté à l'état revenu lorsque la dureté à l'état brut de trempe tend vers l'infini (soit pour une teneur en carbone extrême et une trempe totalement martensitique) ; ce paramètre ne dépend que des quantités d'éléments d'alliage contenues dans l'acier à l'exclusion du carbone ;

 HVF, la dureté de la ferrite de l'acier durcie par effet de solution solide à l'état d'équilibre ; ce paramètre ne dépend donc que des teneurs en éléments d'alliage restant en solution solide lorsque tout le carbone est précipité sous forme de carbures ; les travaux de Lacy et Gensamer [26] permettent de calculer cette dureté.

Le coefficient a et l'exposant p ont pris, pour les aciers ayant permis la mise au point du modèle, des valeurs communes :

$$p = 4,33 - 5,05 \times 10^{-3 \, \theta}$$

$$a = \exp(0,42 - 6 p)$$

Le tableau ${\bf 7}$ donne, à titre d'exemple, des valeurs prises par le paramètre HVM pour différents aciers.

Type d'acier		Tempéi	rature d	e reven	u θ (°C))		
Type a doler	400	450	500	550	600	650		
16 NiCr 6	431		381	354	294	268		
16 MnCr 5	445		358	320	271	241		
20 NiCrMo 2				354	328	305		
35 MnSi 5	453		370		296	271		
35 CrMo 4				417	373	333		
40 NiCrMo 2		432		389		315		
42 Cr 4		432		370		304		
45 Ni 20	396		336		281	270		

Tableau	a 7 – Exemples de valeurs déterminées pour HVI	N
	lors de revenus (1 h) de différents aciers	

Ce modèle est en bon accord avec les données métallurgiques, mais il ne peut rendre compte d'un durcissement secondaire.

Une précieuse information complémentaire peut être apportée par les courbes Jominy tracées après revenu. Ces courbes décrivent toujours les variations de la dureté des différents points d'une génératrice de l'éprouvette Jominy mais elles sont tracées après que le traitement classique prévu par l'essai Jominy ait été complété par un revenu. La courbe Jominy indique alors, en chacun de ses points, quelle est la dureté après revenu (dans les conditions adoptées) de l'acier dont l'état, après transformation $\gamma \rightarrow \alpha$, était celui obtenu dans les conditions de refroidissement correspondant au point considéré (et caractérisé par la dureté mesurée à l'état brut de refroidissement). Si l'on réalise plusieurs essais à différentes températures de revenu, on dispose d'une description complète du comportement de l'acier considéré lors des opérations de trempe et de revenu. La figure 44 donne un exemple de telles courbes tirées d'un atlas publié par l'OTUA [7] (l'Atlas zur Wärmbehandlung des Stäle publié par Max-Planck-Institut für Eisenforschung contient aussi de telles courbes [4]). De tels graphiques sont des aides précieuses pour la préparation des traitements thermiques des aciers.

3.1.3 Phénomènes provoquant des fragilisations sensibles après revenu

Les courbes représentant l'évolution, en fonction de la température de revenu, des caractéristiques de ductilité d'un acier ayant préalablement subi une transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ hors équilibre, présentent parfois des minima relatifs traduisant les manifestations de phénomènes qui diminuent la ductilité du métal ; on parle alors de fragilisations. Celles-ci peuvent être considérées comme responsables de ce que l'on appelle les fragilités « au » revenu à l'exception d'une seule qui mérite une étude particulière car elle provoque la fragilité « de » revenu.



Figure 44 – Courbes Jominy d'un acier type 35 CrMo 4 (0,35 % C - 1 % Cr - 0,25 % Mo) à l'état revenu [7]

3.1.3.1 Fragilités « au » revenu

Ces fragilités relatives peuvent être les conséquences de différents processus :

— la décomposition de l'austénite résiduelle, soit pendant le revenu vers 200-300 °C, soit pendant le refroidissement après revenu vers 500-550 °C; on substitue alors à l'austénite, constituant très ductile, un constituant plus dur et bien moins ductile (bainite ou martensite secondaire);

— la précipitation, à l'occasion du durcissement secondaire, pendant un revenu réalisé à une température comprise entre 450 et 600 °C environ, de carbures très durcissants qui se substituent à de la cémentite assez grossière et peu fragilisante ; en général, la fragilisation est d'autant plus importante que les précipités sont cohérents, très fins et donc très durcissants mais la régression ultérieure vers une précipitation grossière et éventuellement intergranulaire est aussi susceptible d'abaisser la ductilité ;

— la précipitation pendant un revenu réalisé à une température comprise entre 350 et 500 °C environ, d'un élément d'alliage en sursaturation après trempe ; en général, la fragilisation est d'autant plus importante que les précipités (composés intermétalliques généralement) sont cohérents et plus petits.

Il ne faut pas exagérer l'importance de ces « fragilisations » qui s'inscrivent dans le cadre des évolutions corrélatives des caractéristiques de résistance et des caractéristiques de ductilité. Un schéma de ces évolutions est présenté par la figure **45** et il est intéressant de constater que les variations de propriétés mécaniques constatées au cours des revenus d'un acier de type X 5 CrNi 13-05 s'inscrivent bien dans le domaine d'évolution de la résilience malgré l'effet « fragilisant » du durcissement secondaire [11].

3.1.3.2 Fragilité « de » revenu

Cette fragilité qui provoque, à basse température, des ruptures intergranulaires consécutives à des décohésions le long des anciens joints des grains de l'austénite se traduit essentiellement par un déplacement de la courbe de transition de la résilience vers des températures plus élevées. Elle apparaît lorsque l'acier est maintenu un certain temps (pendant le revenu ou au cours du refroidissement qui suit) entre 375 et 550 °C environ (la limite supérieure du domaine fait l'objet de diverses évaluations qui vont, selon les auteurs, de 500 à 650 °C).



Résultats obtenus avec un acier X 5 CrNi 13 - 05 trempé et revenu à :

Figure 45 – Schéma de l'évolution de la résilience KCU en fonction de la résistance d'aciers traités par trempe et revenus [11]

Son caractère principal est sa réversibilité qui permet de faire disparaître toute fragilisation par un chauffage à une température supérieure à 600 °C, chauffage qui doit être alors suivi d'un refroidissement assez rapide pour éviter une nouvelle fragilisation. La réversibilité n'est perceptible nettement qu'en l'absence de tout adoucissement au cours de ce chauffage. Aussi caractérise-t-on la sensibilité à la fragilité de revenu en comparant les courbes de transition de la résilience d'un acier après avoir soumis la structure issue de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ aux trois traitements suivants :

— I : revenu à une température θ_1 de l'ordre de 600 °C qui confère à l'acier des caractéristiques de résistance qui demeureront stables par la suite ; ce revenu est suivi d'un refroidissement rapide ;

 II : traitement I + chauffage de longue durée (quelques heures) à 475-500 °C ;

— III : traitement II + chauffage (15 à 30 min environ) à une température supérieure à 550 °C, mais inférieure à θ_1 , suivi d'un refroidissement rapide.

Les caractéristiques de résistance de l'acier doivent être les mêmes après les trois traitements (sinon, il faut relever la température θ_1). On constate alors que la courbe de transition de la résilience se décale suivant le schéma présenté à la figure **46**. Le décalage en température permet d'apprécier l'ampleur de la fragilisation. Cette figure permet aussi de montrer pourquoi il est nécessaire, pour caractériser la sensibilité à la fragilité de revenu, de tracer la courbe de transition de la résilience ; suivant la position de la courbe initiale par rapport à la température ambiante, la fragilité de revenu affectera la résilience à l'ambiante (cas A) ou ne l'affectera pas (cas B) et la conclusion tirée sera différente.

Les théories les plus récentes qui tentent d'expliquer ce processus de fragilisation attribuent un rôle particulier aux anciens joints des



- Traitement I: revenu à $\theta_1 > 600$ °C + refroidissement rapide Traitement II: traitement I + chauffage à 475 - 500 °C pendant guelques heures
- Traitement III : traitement II + chauffage pendant 15 à 30 minutes à $\theta_2 > 600$ °C (avec $\theta_2 < \theta_1$) + refroidissement rapide
- (1) État initial (traitement I) et état après action de la reversibilité (traitement III)
- (2) État fragilisé (traitement II)

Figure 46 – Décalages de la courbe de transition de la résilience, dus à la fragilité de revenu et à l'effet de réversibilité

grains d'austénite ; ils seraient le siège d'une ségrégation fragilisante de certaines impuretés, essentiellement le phosphore et, plus faiblement, l'arsenic et l'antimoine, ségrégation qui serait augmentée par un effet de synergie lié à un processus de coségrégation de ces impuretés et de certains éléments d'alliage (manganèse et chrome surtout). Au-dessus de 550 °C, les impuretés diffuseraient hors des anciens joints vers les zones voisines des grains. Cela explique pourquoi la fragilité de revenu n'apparaît qu'en présence d'impuretés particulières et qu'elle est accrue par des additions de Cr, Mn. L'effet favorable du molybdène, qui, ajouté dans certaines proportions (de l'ordre de 0,25 %), diminue ou élimine la fragilité de revenu, serait dû au fait que cet élément réduit beaucoup la solubilité des impuretés précitées dans le fer et diminue donc leurs possibilités de ségrégation ; certains auteurs évoquent la formation de précipités du type (Mo, Fe)₃ P.

Il faut noter que ce processus de fragilisation est relativement lent comme le montre la figure **47** [42] ce qui permet, souvent, d'éviter une grande part de ses conséquences.

3.2 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$: austénisation

Ayant déjà traité des revenus, nous partons ici de l'état adouci voisin de l'équilibre à la température ambiante, c'est-à-dire de l'état ferrite + agrégat eutectoïde pour aller vers l'état austénitique stable à haute température en provoquant la transformation.

3.2.1 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ en conditions d'équilibre

3.2.1.1 Cas des alliages Fe-C

Le diagramme d'équilibre fer-carbone (figure 2) montre qu'à l'exception des alliages dont la teneur en carbone est inférieure à



Figure 47 – Cinétique de la fragilisation de revenu d'un acier du type 40 NiCr 5 après trempe à l'eau à 900 °C et revenu à 675 °C pendant 1 h selon Thelming [11]

0,02 %, les aciers subissent, au chauffage, la transformation eutectoïde suivie (sauf pour les aciers à 0,77 % C) soit (si 0,02 \leq C % < 0,77) par une étape de transformation de la ferrite restante en austénite, soit (si 0,77 < C % \leq 2,11) par une étape de mise en solution de la cémentite non encore dissoute.

3.2.1.1.1 Transformations des aciers à très basses teneurs en carbone C % < 0,02

Trois domaines de température doivent être considérés (figure **9**) :

— entre 20 °C et une température variable avec la teneur en carbone mais au plus égale à 727 °C (limite KH), le peu de carbone présent sous forme de Fe₃C se met progressivement en solution dans le fer α ;

— entre une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 727 °C et 912 °C (limite IH) et une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 900 et 912 °C (limite IH'), la ferrite se transforme en austénite provisoirement enrichie en carbone aux dépens de la ferrite non encore transformée puis homogénéisée par la diffusion (admise comme étant totale dans les conditions d'équilibre) ;

— au-dessus de la température de fin de formation de l'austénite et jusqu'au début de la transformation fer $\gamma \rightarrow$ fer δ (température supérieure à 1 394 °C), la poursuite du chauffage n'engendre que le grossissement des grains d'austénite, grossissement d'autant plus rapide que la température est plus élevée.

3.2.1.1.2 Transformation eutectoïde à C % = 0,77

Entre 20 °C et 727 °C, une faible partie de la cémentite se dissout dans la ferrite pour porter sa teneur à 0,02 % puis toute la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ se produit à 727 °C selon la réaction eutectoïde :

Ferrite (0,02 % C sol \cdot sol) + Fe_3C \rightarrow Austénite (0,77 % C sol \cdot sol)

Cette réaction provoque la formation isotherme de l'austénite dont l'homogénéisation est totale à 727 °C dans les conditions d'équilibre.

3.2.1.1.3 Transformations des aciers à 0,02 < C % < 0,77

Le diagramme d'équilibre (figure **10**) montre que la transformation se fait en trois étapes :

— entre 20 °C et 727 °C, la ferrite s'enrichit légèrement (cet enrichissement très limité ne dépasse pas 0,02 %) et progressivement en carbone par mise en solution d'une faible partie de la cémentite présente ;

— à 727 °C, la réaction eutectoïde se développe en consommant toute la cémentite présente mais seulement la quantité de ferrite nécessaire pour que l'austénite formée contienne 0,77 % de carbone ;

— entre 727 °C et une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre 727 °C et 900 °C, la ferrite restante se transforme progressivement en austénite ; au moment de sa formation, cette austénite a la teneur en carbone de la ferrite, c'est-à-dire au maximum 0,02 % ; la diffusion (supposée totale ici) assure l'homogénéisation de la répartition du carbone dans toute l'austénite ;

— au-dessus de la limite de température à laquelle disparaissent les dernières traces de fer α , seul intervient le grossissement des grains d'austénite dans la mesure où on n'atteint pas la température de début de la transformation fer $\gamma \rightarrow$ fer δ (si C < 0,17 %) ou le début de fusion (si C > 0,17 %).

3.2.1.1.4 Transformations des aciers à 0,77 < C $\% \le 2,11$

Le diagramme d'équilibre (figure **10**) montre que la transformation se fait en trois étapes :

- entre 20 °C et 727 °C, la ferrite s'enrichit légèrement (au maximum 0,02 %) et progressivement en carbone par mise en solution d'une faible partie de la cémentite présente ;

— à 727 °C, la réaction eutectoïde se développe en consommant toute la ferrite présente et seulement la quantité de cémentite nécessaire pour que l'austénite formée contienne 0,77 % de carbone ;

— entre 727 °C et une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre 727 °C et 1 148 °C, la cémentite restante se dissout progressivement dans l'austénite, la diffusion supposée totale assure l'homogénéisation de la teneur en carbone de cette dernière ;

— au-dessus de cette limite de température, seul peut se produire le grossissement des grains d'austénite dans la mesure où on n'atteint pas la température de début de fusion.

3.2.1.2 Cas des alliages Fe-C-X

Deux cas doivent être considérés ici :

- l'élément d'alliage X n'est pas carburigène ;
- l'élément d'alliage X est carburigène.

Si l'élément X n'est pas carburigène, les différentes étapes des transformations au chauffage en condition d'équilibre restent semblables à celles décrites pour les alliages Fe-C, mais les limites en teneur en carbone et en température subissent l'influence de la présence de l'élément d'alliage dans les conditions décrites plus haut.

Si l'élément X est carburigène, la ferrite, lors du chauffage, se transforme en austénite et les carbures se mettent généralement en solution dans des domaines de température qui, tout en se chevauchant, peuvent être différents (la fin de la mise en solution des carbures peut se faire à plus haute température que celle à laquelle s'achève la formation de l'austénite). Cette mise en solution peut, parfois, être précédée d'un changement de composition des carbures, changement qui se produit dans un autre intervalle de température. En général, on constate que la présence de carbures non encore dissous retarde le grossissement des grains d'austénite.

3.2.2 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ hors équilibre

3.2.2.1 Généralités

Pour étudier les développements de la transformation $\alpha \to \gamma$ dans des conditions hors équilibre, on calque la pratique industrielle en procédant à des chauffages plus ou moins rapides ou plus ou moins lents au cours desquels, on détermine les changements structuraux qui se produisent. On effectue ainsi une étude dite en « **chauffage continu** ».

Mais pour compléter, on procède aussi à une analyse du déroulement des transformations au cours d'un chauffage rapide arrêté à différentes températures et suivi de maintiens isothermes de durée variable à ces températures. On réalise ainsi l'étude dite en « conditions isothermes ».

Notons que l'on constate que ce sont les cinétiques propres des processus de germination et de croissance de l'austénite à partir des grains de ferrite, comme ceux de mise en solution des carbures dans l'austénite déjà formée, qui vont contrôler le déroulement des transformations.

3.2.2.2 Transformations $\alpha \to \gamma$ hors équilibre au cours d'un chauffage continu

3.2.2.2.1 Cas d'un acier non allié

La description des transformations en chauffage continu est donnée par les diagrammes de transformation en chauffage continu dont la figure **48** donne un exemple [2] [3] pour un acier C 48. Un tel diagramme est tracé dans un système de coordonnées : logarithme du temps (en abscisse) – température (en ordonnée). L'ensemble des courbes dont il est formé définit, pour chaque loi de chauffage reportée, les températures auxquelles débute (Ac₁d) et se termine (Ac₃d) la transformation en austénite des phases stables à la température ambiante. Des courbes complémentaires définissent :

— la limite de température au-delà de laquelle la composition de l'austénite est homogène, c'est-à-dire que les hétérogénéités dans la répartition du carbone ont disparu ;

— les températures auxquelles la grosseur des grains d'austénite correspond à certaines valeurs de l'indice caractéristique.

Ce diagramme montre que, lorsque le chauffage devient de plus en plus rapide :

— l'intervalle de température dans lequel se développe la transformation se déplace vers de plus hautes températures ; il faut toutefois remarquer que dans l'exemple choisi, un chauffage qui porterait le métal à 820 °C en 10⁴ s, soit en un peu moins de 3 heures, permettrait de provoquer la transformation dans un domaine de température pratiquement compris entre Ac₁ et Ac₃;

 — la transformation de la perlite se développe sur tout l'intervalle de transformation ; elle a donc perdu son caractère de transformation eutectoïde isotherme ;

— l'homogénéité de composition de l'austénite n'est obtenue qu'à des températures de plus en plus élevées ; pour l'exemple choisi, on constate que le chauffage qui porte le métal à 820 °C en 10⁴ s ne permet d'atteindre la limite du domaine d'homogénéité qu'en fin de chauffage ;

— le grossissement des grains d'austénite n'intervient qu'à des températures de plus en plus élevées, ce qui permet, lors de chauffages rapides, d'atteindre le domaine de température où l'austénite est homogène en élevant la température d'austénitisation sans engendrer pour autant un grossissement néfaste des grains d'austénite.

La figure **48** ne détaille pas les conditions de transformation dans l'intervalle $Ac_1d - Ac_3d$ mais à la suite des travaux de Desalos et coll. [49], on sait que la transformation des zones perlitiques se fait dans un domaine de température qui croît avec la vitesse de chauffage mais qui reste assez étroit néanmoins. La figure **48** révèle que la remontée de la température Ac_3d aux plus grandes vitesses de chauffage est limitée vers 910-920 °C, température qui est très proche du point de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ du fer pur (912 °C) ; ce fait montre que, dans ces conditions, la diffusion n'est pas intervenue et que la transformation n'intéresse que du fer quasiment pur (des



Figure 48 – Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier non allié du type C 48 (0,49 % C) calmé à l'aluminium [3]

essais à très grande vitesse de chauffage réalisé sur du fer pur ont permis de vérifier que la température de la transformation fer $\alpha \rightarrow$ fer γ ne se décalait pas).

3.2.2.2.2 Cas d'un acier allié

L'influence de la rapidité du chauffage reste semblable pour un acier hypoeutectoïde [2] [3] peu allié du type 35 CrMo 4 (figure 49). Toutefois, on voit qu'alors la mise en solution des carbures formés avec les éléments d'alliage carburigènes s'étend sur un plus grand intervalle de température que celui de transformation de la perlite. Dans l'exemple donné, la température Ac₃d semble correspondre à la fois à la fin de transformation de la ferrite et à la fin de mise en solution des carbures de Cr et Mo. Cela n'est probablement qu'un concours de circonstances car si on considère le cas d'un acier allié hypereutectoïde, la difficulté rencontrée pour mettre en solution les carbures spéciaux accroît la sensibilité à l'accélération du chauffage de telle sorte que la fin de dissolution n'intervient qu'au-delà de Ac₃d. Alors, comme le montre la figure 50 relative [2] [3] à un acier du type 100 Cr 6, la température limite de mise en solution des carbures s'élève beaucoup lorsque la rapidité du chauffage augmente entraînant dans son évolution la limite à franchir pour obtenir une austénite de composition homogène. Par contre, l'intervalle de température dans leguel la ferrite se transforme (tandis que les carbures commencent à se mettre en solution) s'élargit très peu et est seulement déplacé vers des températures peu élevées.

La mise en solution des carbures étant le processus dont la cinétique conditionne l'évolution de la température de fin d'austénitisation, on conçoit que l'état structural initial de l'acier ait une influence très sensible sur la position des courbes du diagramme de transfor-



Figure 49 – Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier peu allié du type 35 CrMo 4 (0,34 % C - 1,07 % Cr - 0,17 % Mo) [3]

mation en chauffage continu. Le tableau **8** donne un exemple de ces évolutions pour un acier du type 50 CrMo 4. Pour des conditions de chauffage données, le décalage vers de hautes températures est d'autant plus important que les carbures, à l'état initial, sont plus gros et plus globulaires et ont une composition plus proche de l'état d'équilibre.

Tableau 8 – Températures de transformation au cours d'un chauffage à 100 °C/s d'un acier de type 50 CrMo 4 (0,51 % C - 1,06 % Cr - 0,21 % Mo)

Structure initiale avant chauffage	Température de fin de transformation de la ferrite (°C)	Température de fin de dissolution des carbures (°C)
ferrite + carbures globulisés	880	1 170
ferrite + perlite grossière	840	995
ferrite + perlite lamellaire	835	980
ferrite + perlite fine	820	980
bainite	800	950
martensite revenue à 710 °C	860	1 075
martensite revenue à 500 °C	800	970
martensite non revenue	790	950



Figure 50 – Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier du type 100 Cr 6 (1 % C - 1,52 % Cr) [3]

3.2.2.3 Transformations $\alpha \to \gamma$ hors équilibre avec chauffages rapides et maintiens isothermes

Le chauffage destiné à faire passer un acier à l'état austénitique est toujours suivi d'un refroidissement qui intervient après arrêt du chauffage et, souvent, maintien à la température d'arrêt. Même si un maintien n'est pas réalisé volontairement, l'inertie thermique du matériau est responsable d'un temps mort entre chauffage et refroidissement qui peut être assimilé à un très court maintien. Il est donc nécessaire d'examiner comment se poursuivent les transformations d'un acier lorsqu'après l'avoir porté rapidement à haute température, on le laisse séjourner à cette température d'arrêt. Pour ce faire, on trace un diagramme décrivant la cinétique de l'austénitisation en conditions isothermes en passant par une étape initiale de chauffage rapide, toujours effectué dans les mêmes conditions et arrêté à la température à laquelle, on veut étudier le développement de la transformation (l'échantillon et l'équipement de mesure doivent posséder la plus faible inertie thermique possible). Un tel diagramme est tracé dans un système de coordonnées, logarithme du temps (abscisse) - température (ordonnée). L'ensemble des courbes dont il est constitué définit, pour chaque niveau de température, les instants auxquels commence et s'achève la transformation en austénite de la phase stable à la température ambiante, la figure 51 en donne un exemple [2] [3] pour un acier du type 35 CrMo 4. Des courbes complémentaires définissent :

— la durée du maintien nécessaire pour que la composition de l'austénite soit uniforme ;

— la durée du maintien à la fin de laquelle la grosseur des grains d'austénite correspond à certaines valeurs de l'indice caractéristique.

Les courbes du diagramme tendent toutes, pour les durées très courtes, vers les niveaux de température auxquels se produisent les phénomènes correspondants au cours du chauffage continu et qui



Figure 51 – Diagramme d'austénisation en conditions isothermes d'un acier peu allié du type 35 CrMo 4 (0,34 % C - 1,07 % Cr - 0,17 % Mo) [3]

figurent donc sur le diagramme de transformation en chauffage continu (figure **49**).

Un tel diagramme en conditions isothermes montre que, à partir des conditions de chauffage que l'on a adoptées pour le tracer :

 les transformations, si elles n'étaient pas achevées à la température d'arrêt du chauffage, se poursuivent au cours du maintien et se terminent pour des durées de ce dernier d'autant plus courtes que la température est plus élevée ;

— le processus d'homogénéisation de l'austénite comme le grossissement des grains d'austénite se poursuivent eux aussi au cours des maintiens et ce d'autant plus longtemps que la température est plus basse ;

— un très court maintien peut permettre de réaliser l'homogénéisation de l'austénite et éviter donc de porter le métal à une température trop élevée. Ainsi, par exemple, pour un acier du type 100 Cr 6, chauffé à 130 °C/s (figures **50** et **52**), l'homogénéité de composition de l'austénite pourra être obtenue :

- par chauffage à 1 200 °C sans maintien, mais aussi,
- par chauffage à 1 150 °C avec 1 s de maintien,
- par chauffage à 1 100 °C avec 4 s de maintien.

L'examen des diagrammes de transformation en chauffage continu justifie le choix des conditions (vitesse de chauffage comprise entre 300 et 150 °C par heure) dans lesquelles sont déterminées les températures Ac₁ et Ac₃ pour que leurs niveaux soient très proches de Ae₁ et Ae₃; en effet, cette gamme de vitesse de chauffage (la température de 900 °C est atteinte en plus de 10 000 s) permet de situer la mesure dans un domaine où les décalages entre Ac₁ et Ae₁ d'une part et Ac₃ et Ae₃ d'autre part sont pratiquement négligeables.



Figure 52 – Diagramme d'austénisation en conditions isothermes

d'un acier du type 100 Cr 6 (1 % C - 1,52 % Cr) [3]

3.2.3 État austénitique

L'influence de certains facteurs sur les transformations de l'austénite a déjà été évoquée (§ 2.2.2.7.1) et a montré qu'un paramètre très important était la taille des grains d'austénite. On vient de voir dans quelles conditions cette taille était susceptible d'évoluer lors de l'austénitisation mais il est nécessaire d'évoquer ici une autre possibilité d'action sur la dimension de ces grains ; la maîtrise de conditions de mise en forme à chaud.

En général, les opérations de **mise en forme à chaud des** aciers sont précédées d'un chauffage à une température sensiblement supérieure à celle à laquelle le métal serait austénitisé lors de son traitement thermique. Pour les aciers contenant des carbures peu solubles, ces conditions de chauffage permettent d'assurer la mise en solution pratiquement complète de ces derniers aux prix d'un grossissement des grains d'austénite d'autant plus important que la température maximale atteinte est plus élevée.

La mise en forme par déformation plastique à chaud impose au matériau une loi de déformation en fonction du temps qui varie avec l'outil utilisé. Au cours de cette déformation, l'acier va tout d'abord se consolider, puis il subira ensuite les phénomènes de restauration et de recristallisation qui permettront un retour plus ou moins important vers l'état d'équilibre. Ces processus pourront se dérouler au cours de la déformation (déformation importante qui provoque la **restauration et surtout la recristallisation dites dynamiques**) ou après celle-ci (**restauration et recristallisation dites statiques**).

La restauration ne peut pas effacer tous les effets de la consolidation du métal. Il n'en est pas de même de la recristallisation qui peut donner naissance à des grains d'austénite très nettement plus petits que les grains initiaux. La taille des grains ainsi obtenus dépendra surtout de la composition de l'acier, de la taille initiale des grains avant déformation, des déformations subies et des températures auxquelles celles-ci auront été réalisées. Les nouveaux grains ne sont pas écrouis.

Ainsi donc, après déformation à haute température, c'est-à-dire en phase austénitique, on se trouvera en présence d'une austénite dans laquelle, sauf cas particulier, tous les éléments d'alliage seront en solution et qui, selon les conditions opératoires, subsistera dans un état plus ou moins écroui selon l'ampleur de la restauration et de la recristallisation qu'elle aura subies. Si ce dernier processus a été complet, les grains d'austénite pourront être très petits mais un maintien à haute température leur permettra ultérieurement de grossir à nouveau.

On voit donc que l'état austénitique pourra alors être très différent de celui obtenu après une austénitisation classique ; notamment la taille des grains d'austénite pourra être sensiblement plus petite. Il faudra donc tenir compte de cette différence sur le déroulement des transformations ultérieures mais il sera aussi possible de profiter de cet état bénéfique (pour les performances de tenacité notamment) pour réaliser des traitements thermiques immédiatement après la mise en forme, ce qui reviendra à mettre alors en œuvre les moyens de refroidissement aptes à conférer à l'acier la structure et donc les performances attendues.

4. Deux notions importantes : trempabilité et capacité de durcissement de l'acier

Les conditions dans lesquelles la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ se déroule permettent la formation de constituants différents qui confèrent à l'acier des propriétés pouvant varier dans de très larges intervalles. On peut donc, en modifiant ces conditions, faire évoluer, selon les besoins, les caractéristiques de résistance mécanique de l'acier en agissant sur son durcissement.

La limite supérieure des possibilités de durcissement de l'acier est définie par sa capacité de durcissement, valeur maximale du durcissement que l'on peut obtenir à l'état martensitique. Elle est directement liée à la quantité de carbone dissous dans l'austénite avant sa transformation (figure **25**). Il s'agit ici d'une caractéristique intrinsèque de l'acier.

Mais dans la pratique, on doit prendre en compte un critère de faisabilité relatif à ce durcissement maximal, critère qui situe les possibilités d'obtention de la structure martensitique, par rapport aux conditions technologiques dans lesquelles peut être réalisée la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (c'est-à-dire par rapport aux moyens industriels de refroidissement). C'est la trempabilité ; aptitude d'un acier à subir la transformation martensitique (ou bainitique).

Un acier est dit d'autant plus trempant que :

 — en conditions isothermes, les transformations perlitique et bainitique se développent après des temps d'incubation plus longs ;

— en conditions anisothermes, les lois de refroidissement critiques pour la transformation martensitique ou bainitique correspondent à des refroidissements moins rapides.

On voit que cette notion de trempabilité ne définit pas une propriété intrinsèque de l'acier car elle prend en compte les possibilités technologiques qu'offrent les moyens de traitement thermique. Ce qui a été dit de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ montre par ailleurs que la trempabilité va dépendre de la composition chimique du métal et des conditions d'austénitisation.

Cette situation complexe face à un problème très important a conduit les chercheurs à tenter de proposer une quantification de la relation liant la **trempabilité** aux paramètres métallurgiques défi-

nissant l'état austénitique, à savoir la **composition chimique de** l'austénite et la **grosseur de ses grains**. Nous allons évoquer quelques-uns des résultats obtenus en regrettant que ceux-ci n'aient été trop souvent publiés qu'avec insuffisamment de détails.

4.1 Méthode de Grossmann

Grossmann fut l'un des tout premiers à tenter de lier quantitativement la trempabilité à la composition chimique des aciers faiblement alliés.

Dans ses travaux [8], Grossmann a adopté une caractéristique particulière de la trempabilité de l'acier : le diamètre critique idéal, qui se définit comme le diamètre du cylindre qui présenterait, à cœur, une structure constituée de 50 % de martensite après avoir subi une austénitisation et un refroidissement dans un milieu idéal tel que la température de la peau du cylindre devienne instantané ment, dès le début du refroidissement, égale à la température ambiante. Dès lors, les conditions de refroidissement de l'acier ne dépendent plus que de sa conductivité thermique. Un tel milieu idéal serait donc caractérisé par une sévérité de trempe infinie.

Rappelons que la **sévérité de trempe** *H*, selon Grossmann, est égale à :

 $H = \alpha/2\lambda$

- avec α coefficient de transmission de la chaleur entre la pièce et le milieu de trempe,
 - λ conductivité thermique du milieu de trempe.

Cette notion de milieu de trempe idéal permet ici d'éliminer l'effet de milieu de refroidissement.

Grossmann admet alors que le diamètre critique idéal D_i est lié aux paramètres métallurgiques par une relation de la forme :

 $D_{\rm i}=D_{\rm ic}\;f_{\rm Mn}\;f_{\rm Ni}\;\ldots\;f_{\rm x}$

- avec D_{ic} diamètre critique idéal d'un alliage pur Fe-C ayant la même teneur en carbone que l'acier considéré et la même grosseur des grains d'austénite,
 - f_X facteur multiplicatif traduisant l'influence de l'élément d'alliage _X.

Les valeurs de D_{ic} sont données par la figure **53***a* tandis que celles des facteurs multiplicatifs le sont par la figure **53***b*.

Notons que la connaissance du diamètre critique idéal ne permet pas de reconstituer ce que seront les variations de la dureté dans la section d'un cylindre austénitisé puis refroidi dans un milieu donné. Il est nécessaire, pour ce faire, de disposer d'autres informations (courbe en U déterminée avec l'acier considéré).

4.2 Modifications apportées à la méthode de Grossmann

De nombreux chercheurs ont proposé de modifier les valeurs des paramètres qui permettent de calculer le diamètre critique idéal, généralement pour améliorer la concordance entre les résultats des calculs et les résultats expérimentaux correspondant à certains types d'aciers. Ainsi ont fait Jackson et Luther, Ferrall, Steven, Crafts et Lamont [50], Kramer, Hafner et Tolemen, Wilson, Brophy et Miller, Hodge et Orehoski, Kramer, Siegel et Brooks [51], Hollomon et Jaffe, Austin, Van Note et Prater [52], Digges et Jordan [53], Whittenberger, Burt et Carney [54]. À titre d'exemples de tels résultats, la figure **54** présente les abaques publiées par Jatczak et ses collaborateurs [55] qui ont introduit un facteur multiplicatif complémentaire lorsque le carbone est compris entre 0,9 et 1,1 % et la figure **55** reproduit celles établies par Moser et Legat [56] pour les aciers à moins de 1 % de carbone (Doane [57] a établi un bilan de toutes ces publications).





Les nombres affectés aux courbes de la figure (a) sont les indices AFNOR de grosseur de grain austénitique

Figure 53 – Données pour le calcul du diamètre critique idéal selon Grossmann [8]

4.3 Méthodes de calcul des courbes Jominy

Certains chercheurs ont tenté d'expliciter la relation qui liait la courbe Jominy aux paramètres métallurgiques définissant l'état austénitique.

Ainsi Just [58] a proposé, tout d'abord, deux équations valables pour des aciers dont la composition chimique se situe dans les limites suivantes :

$$0,1 \le C \ \% \le 0,6$$

 $0,45 \le Mn \ \% \le 1,75$
 $0,15 \le Si \ \% \le 1,95$
Ni \ \% \le 5
Cr \ \% \le 1,55
Mo \ \% \le 0,52
V \ \% \le 0.2

Ces deux équations définissent des domaines différents de l'éprouvette Jominy pour la dureté J_d (en HRC) à la distance d (en mm) :



Figure 54 – Facteurs multiplicatifs selon Jatczak [55]

— si la distance d à l'extrémité refroidie est inférieure à 6,4 mm :

$$J_d = 60 (C \%)^{0.5} + 20$$

— si la distance d (en mm) à l'extrémité refroidie est supérieure à 6,4 mm mais inférieure à 39,7 mm :

$$J_{d} = 98 (C \%)^{0.5} - 9,92 \ 10^{-3} \ d^2 (C \%)^{0.5} + 20 \ Cr \% + 6,4 \ Ni \%$$

+ 19 Mn % + 34 Mo % + 28 V % - 19.05 (d)^{0.5} + 1.80 d + 7

Par la suite, Just a été amené à distinguer le cas des aciers de cémentation (C % < 0,28) de celui des aciers de traitement thermique dans la masse (C % > 0,29) en écrivant, pour des distances d (en mm) à l'extrémité trempée comprises entre 6,4 et 39,7 mm :

$$J_d$$
 = 87 C % + 14 Cr % + 5,3 Ni % + 29 Mo % + 16 Mn %
- 16,8 (d)^{0,5} + 1,39 d + 22

 J_d = 78 C % + 22 Cr % + 21 Mn % + 6,9 Ni % + 33 Mo % - 16,1 (d)^{0,5} + 1,17 d + 18



Figure 55 - Dic et facteurs multiplicatifs selon Moser et Legat [56]

Enfin, Just, pour prendre en compte la grosseur des grains d'austénite a proposé une formule valable lorsque la composition chimique de l'acier est comprise dans les limites suivantes :

$$0,08 \le C \% \le 0,56$$

 $0,20 \le Mn \% \le 1,88$
Si % $\le 3,8$
Ni % $\le 8,94$
Cr % $\le 1,97$
Mo % $\le 0,53$
 $1,5 \le G_{\gamma} \le 11$

avec G_{γ} indice de grosseur du grain austénitique

Cette formule définit la courbe Jominy pour des distances à l'extrémité trempée comprises entre 6,4 et 63,5 mm ; elle s'écrit :

$$J_d = 88 \text{ (C \%)}^{0.5} - 5,53 \times 10^{-3} \text{ (C \%)}^{0.5} + 19 \text{ Cr \%} + 6,3 \text{ Ni \%}$$

+ 16 Mn % + 35 Mo % + 5 Si % - 0, 82 G_γ - 15,9 (d)^{0,5} + 1,33 d - 2

Une autre proposition a été faite par Kirkaldy, Pazionis et Feldmann [59] pour les aciers hypoeutectoïdes peu alliés. Ces auteurs ont construit empiriquement des familles de courbes Jominy types correspondant à différentes teneurs en carbone comprises entre 0,07 et 0,69 %. Puis ils ont établi une corrélation entre les coordonnées du point d'inflexion de la courbe Jominy et les paramètres métallurgiques définissant l'acier et les conditions d'austénitisation. La connaissance des coordonnées de ce point d'inflexion leur permet alors, en prenant en considération la teneur en carbone, de choisir la courbe Jominy qui devrait correspondre à l'acier considéré. On peut regretter que ces auteurs n'aient pas publié le détail de leur étude et notamment les équations utilisées.

4.4 Méthodes de calcul des courbes HV = $f(\Delta t_{300}^{700})$

Il était intéressant de tenter d'expliciter la relation qui liait la courbe dureté – durée de refroidissement HV = $f(\Delta t \frac{700}{300})$ aux paramètres métallurgiques définissant l'état austénitique, cette courbe caractérisant à la fois la trempabilité et la capacité de durcissement de l'acier.

Pour ce faire, Blondeau et ses collaborateurs [60] ont établi des relations liant des conditions de refroidissement critique à la composition chimique et aux conditions d'austénitisation de l'acier.

Caractérisant les conditions de refroidissement à l'aide de la vitesse de refroidissement mesurée à 700 °C, les auteurs ont défini dix vitesses de refroidissement particulières :

- la vitesse critique de trempe martensitique V1;
- la vitesse critique de trempe bainitique V2 ;
- la vitesse critique de recuit V3;
- la vitesse donnant 90 % de martensite ;
- la vitesse donnant 50 % de martensite ;
- la vitesse donnant 10 % de martensite ;
- la vitesse (maximale) donnant 0 % de martensite ;
- la vitesse donnant 10 % de ferrite-perlite ;
- la vitesse donnant 50 % de ferrite-perlite ;
- la vitesse donnant 90 % de ferrite-perlite.

Pour des aciers dont les compositions se situent à l'intérieur des limites suivantes :

0,1 < C % < 0,5 Mn % < 2 Si % < 1 $Ni \% \le 4$ Cr % < 3 Mo % < 1 Cu % < 0,5V % < 0,2

0,01 < AI % < 0,05

avec Mn % + Ni % + Cr + Mo % < 5

et en caractérisant les conditions d'austénitisation à l'aide du paramètre *PA* qui s'écrit :

- avec T (K) température d'austénitisation comprise entre 800 et 1 100 °C,
 - t (h) durée de maintien à la température d'austénitisation (inférieure à 1 heure),
 - ΔH énergie d'activation apparente égale ici à 240 kJ/mol si l'acier ne contient pas de molybdène, et à 418 kJ/mol si l'acier contient plus de 0,04 % de molybdène.

Les auteurs ont établi des relations du type :

vitesse caractéristique = f (composition, PA)

Seules trois de ces relations ont été publiées ; elles s'écrivent (avec V en °/h à 700 °C) :

lg V2 = 10,17 – 3,80 C % + 1,07 Mn + 0,70 Ni % + 0,57 Cr % + 1,58 Mo % + 0,0032 PA

À l'aide des dix relations, les auteurs déterminent donc dix vitesses caractéristiques correspondant à dix états structuraux et pour chacune d'entre elles, ils calculent la dureté correspondante, en admettant que la loi des mélanges s'applique, et à l'aide des trois équations suivantes (avec Vx égale à V1, V2, V3...) :

HV martensite = 127 + 949 C % + 27 Si % + 11 Mn % + 8 Ni % + 16 Cr % + 21 lg Vx

HV bainite = - 323 + 185 C % + 330 Si % + 153 Mn % + 65 Ni % + 144 Cr % + 191 Mo % + Ig *Vx* (89 + 53 C % - 55 Si % - 22 Mn % - 10 Ni % - 20 Cr % - 33 Mo %)

HV ferrite-perlite = 42 + 223 C % + 53 Si % + 30 Mn % + 12,6 Ni % + 7 Cr % + 19 Mo % + 19Vx (10 - 19 Si % + 4 Ni % + 8 Cr % + 130 V %)

La courbe HV = f (vitesse de refroidissement à 700 °C) est ensuite reconstituée par points à l'aide des données ainsi établies.

Pour notre part [61], par une voie totalement empirique, nous

avons essayé de proposer une équation de la courbe HV = $f(\Delta t \frac{700}{300})$ en mettant au point un modèle susceptible de rendre compte de ses différentes particularités. Dans les limites des compositions explorées que nous rappelons ci-après :

nous avons pu écrire :

ł

avec

$$HV = HV_{max} - (HV_{max} - HV_0) \exp\left(-\frac{0.6 U\Delta t_0^n}{\Delta t^n - \Delta t_0^n}\right)$$

HV_{max} dureté maximale à l'état martensitique,

 $\Delta t \frac{700}{300}$ (s) durée du refroidissement entre 700 et 300 °C,

$$\Delta t_0 = \qquad (C \%) \exp\left[2,3\left(\alpha_0 - \frac{0,04}{\sqrt{d}} + \sum \alpha_i C_i\right)\right]$$

C_i concentration massique de l'élément i,

n = (C %) exp
$$\left\{ 2,3 \left[\beta_0 + \frac{0,03}{\sqrt{d}} + \frac{0,09}{(C\%)} - \sum \beta_i (C_i)^{0,43} \right] \right\}$$

d (mm) diamètre moyen du grain d'austénite,

M 1 115 – 48

$$U = 1 + p \exp\left[-0.35\left(\ln\frac{\Delta t}{\Delta t_{\rm M}}\right)^2\right],$$

$$\Delta t_{\mathsf{M}} = \Delta t_0 \ 12^{1/\mathsf{n}},$$

r

$$\mathbf{p} = \left(\frac{\mathsf{C}\%}{\Delta t_0}\right)^{3,1} \exp\left[2,3(\gamma_0 + \sum \gamma_i C_i)\right],$$

$$HV_0 = HV_{min} + 0.055 (HV_{max} - 300) (9 - Ig \Delta t_{300}^{700})$$

HV_{min} dureté minimale à l'état d'équilibre obtenue par effet de durcissement par solution solide de substitution et calculée selon Lacy et Gensamer dont les résultats permettent d'écrire

$$HV_{min} = 63 + \sum \mu_i (Z_i)^{0.75}$$

avec Z_i concentration atomique de l'élément i en solution solide dans la ferrite à l'état d'équilibre,
 μ_i coefficient d'action de l'élément i, soit :

Élément Si Р Cr v w Mn Ni Mo 14,27 22,42 61,16 12,44 2,84 19,57 22,42 8.15 μ_i

Pour les différents éléments d'alliage, les coefficients α_i , β_i et γ_i prennent les valeurs rassemblées dans le tableau **9** tandis que l'on a, pour les termes constants :

$$lpha_0 = 0,89, \ eta_0 = 1,22, \ \gamma_0 = 1,82.$$

Tableau 9 – Valeurs des coefficients HV = f (Δt_{300}^{700})				
Élément <i>i</i>	α,	β _i	γi	
Mn	0,39	0,94	1,4	
Si	0,2	0,15	0,8	
Ni	0,22	0,4	0,12	
Cr	0,67	0,09	2,4	
Мо	0,17	0,72	0,79	
V	0,2	0,5	0,9	
Nb	0,4	1,2	1	

Précisons que cette formulation permet de rendre compte du durcissement qui peut être engendré par une précipitation de carbures alliés au cours de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ lorsque celle-ci se déroule dans le domaine supérieur ; la figure **56** donne un exemple d'une telle situation rencontrée avec un acier à 0,38 % de carbone et 5,04 % de molybdène.

4.5 Remarque sur la validité des différentes formules

Toutes les formules proposées ont un caractère empirique qui fait qu'elles ne sont utilisables que dans le domaine exploré lors de leur mise au point, domaine qui est défini non seulement par les limites



Figure 56 – Exemple de courbe HV = $f(\Delta t \frac{700}{300})$ pour un acier à 0,38 % de carbone et 5,04 % de molybdène

de variation de la composition chimique, de la grosseur des grains d'austénite et des conditions d'austénitisation, mais aussi par les facteurs métallurgiques liés aux procédés d'élaboration et de transformation. De ce fait, leurs possibilités sont assez limitées et toute exploitation abusive peut conduire à des erreurs grossières.

4.6 Conclusions

Notons, pour clore que :

— les diagrammes de transformation (TTT et CCT) caractérisent surtout la trempabilité, la capacité de durcissement n'étant indiquée que par les données relatives à la dureté après transformation ;

— les courbes HV = $f(\Delta t \frac{700}{300})$ et les courbes Jominy caractérisent à la fois la capacité de durcissement (position des courbes par rapport à l'axe vertical) et la trempabilité (position des courbes par rapport à l'axe horizontal);

— les courbes Jominy à l'état brut de trempe et à l'état revenu décrivent la totalité du comportement d'un acier lors des opérations de trempe et de revenu si l'on veut bien se souvenir qu'à l'échelle des distances Jominy correspond une échelle de conditions de refroidissement lors de la trempe.

Transformations dans les aciers

par Guy MURRY

Ingénieur de l'École Nationale Supérieure d'Électrochimie et d'Électrométallurgie de Grenoble Docteur-Ingénieur Ingénieur-Conseil Métallurgie et Aciers Ancien directeur de l'OTUA

Normalisation

Association Française de Normalisation (AFNOR)

NF A 03-173 11-84

NF A 04-303 06-79 Essai de trempabilité Jominy

l'acier

Bibliographie

Valeurs de convention dureté-résistance à la traction de

Les transformations des aciers ainsi que leurs traitements thermiques font l'objet de très nombreuses publications dont il n'est pas possible de dresser ici une liste complète.

Dans cette bibliographie, nous avons essentiellement retenu les références qui correspondent à des documents qui complètent l'article.

Diagrammes d'équilibre

- [1] Metals Handbook, vol. 8, American Society for Metals.
- Metals Reference Book, C.J. SMITHELLS. Butterworths

Diagrammes de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$

- [2] ORLICH (J.). Beschreibung der Austenitisierungsvorgange unlegiertier und legierter Stahle bein Induktiver Schnellerwarmung. 196 p. (45 ref.), 1971, Technischen Universitat Berlin.
- [3] ORLICH (J.), ROSE (A.) et WIEST (P). Atlas zur Warmebehandlung der Stahle, vol. 3, 1973, Verlag Stahleisen MBH, Düsseldorf.

Diagrammes de transformation $\gamma \to \alpha$ et courbes Jominy

- Atlas of isothermal transformation diagrams of B.S. En Steels. (10 ref.), 1949, Special report n^o 40 of the Iron and Steel Institute.
- [4] WEVER (F.), ROSE (A.), PETER (W.), STRASS-FURG (W.) et RADEMACHER (L.). – Atlas zur Warmebehandlung der Stahle. (216 ref.), 1954/1956/1968/1972, Verlag Stahleisen MBH, Düsseldorf.
- [5] Atlas des courbes de transformation des aciers de fabrication française. (19 réf.), 1974, IRSID, CPS, Paris.
- [6] ECONOMOPOULOS (M.), LAMBERT (N.) et HABRAKEN (L.). – Diagrammes de transformation des aciers fabriqués dans le Benelux. (123 réf.), 1967, CRM, Liège.

- Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams, 1977, American Society for Metals.
- Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels. 1977, British Steel Corporation.
- [7] Dossiers techniques ATS-OTUA, édités par l'OTUA.

Ouvrages généraux

- [8] DARDEL (Y.). Les conceptions américaines relatives à la trempabilité de l'acier. 178 p. (164 réf.), 1948, Centre de Documentation de la Sidérurgie.
- [9] CHALMERS (B.). Métallurgie physique. Traduit par DONZE (G.) et DUTILLOY (D.), 430 p., 1963, Dunod.
- CONSTANT (A). Les principes de base du traitement thermique des aciers. Série d'articles parus dans la revue « Traitement Thermique » entre 1963 et 1967 et ouvrage publié par PYC-Édition.
- GROSSMANN (M.A.) et BAIN (E.C.). *Principles of heat treatment.* 302 p. (178 ref.), 1972, American Society for Metals.
- [10] BAIN (E.C.) et PAXTON (H.W.). Les éléments d'addition dans l'acier. Traduit par LEYMO-NIE (C.), 1968, Dunod.
- [11] THELNING (K.E.). Steel and its Heat Treatment. 1974, Butterworths.
- KRAUSS (G.). Steels : Heat Treatment and Processing Principles. 1990, ASM.
- SINHA (A.K.). Ferrous Physical Metallurgy. 1989, Butterworths.
- SMALLMAN (R.E.). Modern physical Metallurgie. 1985, Butterworths.
- HAASEN (P.). Physical Metallurgy. 1996, Cambridge University Press.
- [12] Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Steel, 1992.
- Il est par ailleurs conseillé de consulter les comptes rendus des journées, colloques, congrès

et autres manifestations nationales ou internationales ayant pour thème les traitements thermiques et organisés notamment par :

— Association Technique de Traitement Thermique (ATTT), France (comptes rendus paraissant dans la revue « Traitement Thermique »).

 — Société Française de Métallurgie et de Matériaux (SF2M), France (comptes rendus paraissant dans la « Revue de Métallurgie »).

 Arbeitgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnick (AWT), Allemagne (comptes rendus publiés dans la revue « Harterei Technik »).

— Institut für Harterei-Technik, Allemagne (comptes rendus publiés dans la revue « Harterei Technik »).

- The Metals Society, G.B.
- American Society for Metals, U.S.

- Association Internationale de Traitement Thermique.

Articles

- [13] ANDREWS (K.W.). Journal of the Iron and Steel Institute. 203, 7, 1965, p. 721.
- [14] BACH (P.W.). Scripta Metallurgica. 14, 1980, S 205.
- [15] AUSTIN (J.B.) et RICKETT (R.L.). Trans. Amer. Inst. MMI, 135, 1939.
- [16] KOISTINEN (D.P.) et MARBURGER (R.E.). Acta Metallurgica, 7, 1959, p. 58.
- [17] HONEYCOMBE (R.W.K.). Structure and strength of alloy steels. 36 p. (77 ref.) Édition Climax Molybdenum CO LTD.
- [18] DAVENPORT (A.T.), BERRY (F.G.) et HONEY-COMBE (R.W.K.). – Metal Science Journal, 2, 1968.
- [19] KHLESTOV (V.M.), ENTIN (R.I.), SOKOLOV (K.N.), BETIN (G.YA.), KOGAN (L.I.) et MIKHNO (N.F.). – Fiz. metal. metalloved. 33, n^o 4, 1972, p. 873.
- [20] BHATTACHARYYA (S.) et KEHL (G.L.). Trans. ASM, 47, 1955, p. 351, Trans. ASM, 48, 1956, p. 234.

TRANSFORMATIONS DANS LES ACIERS

- [21] PORTER (L.F.) et ROSENTHAL (P.C.). Acta Metallurgica, 7, 1959, p. 504.
- [22] PELLETIER (M.) et CIZERON (G.). Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 10, 1977, p. 601.
- [23] SCHMIDTMANN (E.) et GRAVE (H.). Archiv. Eisen, 48, 1977.
- [24] ROSE (A.), KRISCH (A.) et PENTZLIN (U.F.). Stahl und Eisen, 91, 1971, p. 1001.
- [25] MURRY (G.). Revue de Métallurgie, 12, 1977.
 [26] LACY (C.E.) et GENSAMER (M.). Trans. ASM, 32, 1944. p. 88.
- [27] HARRIS (W.J.) et COHEN (M.). Trans. AIME, 180, 1949, p. 447.
- [28] CONSTANT (A.) et MURRY (G.). Revue de Métallurgie, 11, 1970, p. 899.
- [29] MEYZAUD (Y.) et SAUZAY (C.). Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 11, 1972, p. 763.
- [30] DESALOS (Y.), LAURENT (R.) et LE BON (A.). Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 6, 1979, p. 377.
- [31] LE CHATELIER (H.). Revue de Métallurgie, 1904, 1.
- [32] BENEDICKS (G.). Journal of the Iron and Steel Institute, 1908, 77.
- [33] MATHEWS (J.A.) et STAGG (H.J.). Trans. ASME, 1914, 36.
- [34] PORTEVIN (A.M.) et GARVIN (M.). Journal of the Iron and Steel Institute, 1919, 99.
- [35] BUHLER (H.) et SCHMIDT (F.S.). Stahl und Eisen, 1958, 78.
- [36] SCHEEPENS (C.P.) et ETIENNE (C.F.). Metalen en andere constructiematerialen Pr. 18, nº 5, 1963.

- [37] KUNZE (E.) et BRANDIS (M.). DEW Technische Berichte 5, n^o 3, 1965, 106.
- [38] MURRY (G.). Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 68, nº 12, 1971.
- [39] MURRY (G.). Revue de Métallurgie, nº 12, 1974.
- [40] POMEY (G.) et RABBE (P.). Revue de Métallurgie, 2, 1970, p. 87.
- [41] COLLINS (D.N.). Heat Treatment of Metals, 2, 1992.
- [42] ENGEL (E.H.). Trans. ASM, 27, 1939.
- [43] HOUDREMONT (E.). Handbuch der Sonderstahlkunde, 1956.
- [44] JAFFE (L.D.) et GORDON (E.). Trans. ASTM, 49, 1957.
- [45] HOLLOMON (J.H.) et JAFFE (L.D.). Trans. AIME, 162, 1945, p. 223.
- [46] MURPHY (S.) et WOODHEAD (J.H.). Metallurgical Transactions, 3, 1972, p. 727.
- [47] MURRY (G.) et NAMDAR (I.). Revue de Métallurgie , 7-8, 1970, p. 653.
- [48] MURRY (G.). Revue de Métallurgie, 12, 1977, p. 665.
- [49] DESALOS (Y.), GUISTI (J.) et LOMBRY (R.). Rapport IRSID, 1984.
- [50] CRAFTS (W.) et LAMONT (J.L.). Trans. AIMME, 158, 1944, p. 157.
- [51] KRAMER (I.R.), SIEGEL (S.) et BROOKS (J.G.). – Trans. AIMME, 167, 1946, p. 670.
- [52] AUSTIN (C.R.), VAN NOTE (W.G.) et PRATER (T.A.). – Trans. ASM, 31, 1943, p. 517.
- [53] DIGGES (T.G.] et JORDAN (L]. Trans. ASM, 23, 1935, p. 839.

Micrographies

- [54] WHITTENBERGER (E.J.), BURT (R.R.) et CARNEY (D.J.). – Trans. AIMME, 206, 1956, p. 1008.
- [55] JATCZAK (C.F.). Metal Progress, 9, 1971, p. 60.
- [56] MOSER (A.) et LEGAT (A.). Harterei Technik MiH, 24, nº 2, 1969, p. 100.
- [57] DOANE (D.V.). Hardenability Concepts with Applications to Stell - Doane et Kirkaldy, 1977.
- [58] JUST (E.). Metal Progress, 11, 1969, p. 87.
- [59] KIRKALDY (J.S.), PAZIONIS (G.) et FELD-MANN (S.E.). – Heat Treatment'76 The Metals Society, 1976, p. 169.
- [60] BLONDEAU (R.), MAYNIER (P.), DOLLET (J.) et VIEILLARD-BARON (B.). – Heat Treatment' 76 The Metals Society, 1976, p. 189.
- [61] MURRY (G.). Revue de Métallurgie, 12, 1974, p. 873.

Dans les Techniques de l'Ingénieur

- [62] MURRY (G.). Aciers. Généralités. M 300. Traité Matériaux métalliques.
- [63] THOMAS (B.) et HENRY (G.). Durcissement des aciers. M 245. Traité Matériaux métalliques.
- [64] LUCAS (L.D.). Données physico-chimiques des principaux métaux et métalloïdes. Densité. M 65. Traité Matériaux métalliques.
- [65] POUPEAU (P.). Diagrammes d'équilibre. Alliages binaires. M 70. Traité Matériaux métalliques.
- [66] HOCHEID (B.) et POUPEAU (P.). Diagrammes d'équilibre. Alliages ternaires. M 76 a. Traité Matériaux métalliques.
- [67] DE NOVION (C.H.) et LESUEUR (D.). L'état métallique. M 35. Traité Matériaux métalliques.



Acier à 0,12 % C - 25 % Cr - 20 % Ni - 1,5 % Mn - 1,5 % Si Traitement : 1 125 °C (1 h) - eau - 800 °C (30 min) Attaque électrolytique (acide oxalique 10 %)

Grossissement : 900

Figure A - Structure austénitique (avec précipités de carbures)



Fer Armco Traitement : 950 °C (30 min) - four Attaque Nital (3 %)

Grossissement : 180

Figure B - Structure ferritique

Doc. M 1 115 – 2





Acier à 0,8 % C - 0,21 % Mn - 0,22 % Si Traitement : 800 °C (30 min) - four Attaque Nital (3 %)

Grossissement : 900

Figure C - Structure perlitique



Acier à 0,35 % C - 4,1 % Ni - 1,6 % Cr - 0,4 % Mo Traitement : 850 °C (30 min) - refroidissement interrompu à 300 °C (16 h) Attaque Nital (3 %)

Grossissement : 900





Lamelles claires : Fe₃C

Fond sombre : ferrite

Grossissement : 3 500 (micrographie faite au microscope électronique à balayage)

Figure D - Perlite lamellaire (détail de la figure C)



Acier à 0,32 % C - 4,12 % Ni - 1,37 % Cr Traitement : 850 °C (30 min) - eau Attaque Nital (3 %)

Grossissement : 900

Figure F - Structure martensitique

TRANSFORMATIONS DANS LES ACIERS



Acier à 0,38 % C - 0,6 % Mn - 0,3 % Si Traitement : 850 °C (30 min) - eau - 600 °C (16 h) Attaque Nital (3 %)

Grossissement : 900

Figure G - Structure martensitique revenue (sorbite)



Traitement : refroidissement continu à l'air sur fil à la sortie du laminoir Attaque Nital (3 %) Zones sombres : perlite (lamellaire, fine ou très *fine troostite*) Zones blanches : ferrite Grossissement : 500

Figure I - Structure ferrito-perlitique



Acier à 0,4 % C - 0,68 % Mn - 0,12 % Si Traitement : 850 °C (30 min) - four Attaque Nital (3 %) Zones sombres : perlite (lamellaire ou fine) Zones blanches : ferrite

Grossissement : 900

Figure H - Structure ferrito-perlitique



Acier à 1,31 % C - 0,35 % Mn - 0,25 % Si Traitement : 850 °C (30 min) - four Attaque Nital (3 %) Zones sombres : perlite (lamellaire) Zones blanches intragranulaires : ferrite de la perlite Zones blanches intergranulaires : cémentite

Grossissement : 900

Figure J - Structure perlitique avec réseau de cémentite

Doc. M 1 115 – 4





Acier à 0,38 % C Traitement : 850 °C (30 min) - huile Attaque Nital (3 %) Zones sombres nodulaires : perlite très fine *(troostite)* Zones sombres aiguillées : martensite (formée près de Ms et autorevenue) Zones claires : martensite peu ou pas autorevenue Grossissement : 450

Figure K - Structure mixte perlite + martensite



Acier à 0,8 % C - 4,1 % Ni - 1,6 % Cr - 0,4 % Mo Traitement : 825 °C (30 min) - eau Attaque Nital (3 %) Zones aiguillées plus ou moins grises : martensite Plages blanches à formes plus granulaires : austénite résiduelle

Grossissement : 900





Acier à 1 % C - 4,1 % Ni - 1,6 % Cr - 0,4 % Mo Traitement : surchauffe puis trempe à l'eau Attaque Nital (3 %) Zones sombres : martensite Plages blanches : austénite résiduelle

Grossissement : 900

Figure M - Structure mixte martensite + austénite résiduelle