



HAL
open science

Sur l'interprétation des structures obtenues lorsqu'un alliage est refroidi rapidement à une température où sa structure d'équilibre est soit monophasée soit biphasée, application à la ferrite: [delta]

Michel Arzalier

► **To cite this version:**

Michel Arzalier. Sur l'interprétation des structures obtenues lorsqu'un alliage est refroidi rapidement à une température où sa structure d'équilibre est soit monophasée soit biphasée, application à la ferrite: [delta]. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1971. Français. NNT: . tel-00858636

HAL Id: tel-00858636

<https://theses.hal.science/tel-00858636>

Submitted on 5 Sep 2013

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

d'enregistrement

du CNRS

A.O. 6246

THÈSE DE DOCTORAT D'ÉTAT ÈS SCIENCES PHYSIQUES

présentée

A L'UNIVERSITÉ DE PARIS VI

par

M. ARZALIER

pour obtenir

le grade de Docteur ès Sciences



Sujet de la thèse : Sur l'interprétation des structures obtenues lorsqu'un alliage est refroidi rapidement à une température où sa structure d'équilibre est soit monophasée soit biphasée. Application à la ferrite δ .

Soutenue le 25 Novembre 1971 devant la Commission d'Examen

MM. G. CHAUDRON

Président

J. BENARD

R. CASTRO

Examineurs

C. GOUX

J. LEVY

N° d'enregistrement
au CNRS

A.O. 6246

THÈSE DE DOCTORAT D'ÉTAT ÈS SCIENCES PHYSIQUES

présentée

A L'UNIVERSITÉ DE PARIS VI

par

M. ARZALIER

pour obtenir

le grade de Docteur ès Sciences



Sujet de la thèse : Sur l'interprétation des structures obtenues lorsqu'un alliage est refroidi rapidement à une température où sa structure d'équilibre est soit monophasée soit biphasée. Application à la ferrite δ .

Soutenue le 25 Novembre 1971 devant la Commission d'Examen

MM. G. CHAUDRON	Président
J. BENARD	
R. CASTRO	Examineurs
C. GOUX	
J. LEVY	





A MONSIEUR LE PROFESSEUR Georges CHAUDRON
Membre de l'Institut

A MONSIEUR LE PROFESSEUR Claude GOUX

A MON PERE,

A MA MERE,

SUR L'INTERPRETATION DES STRUCTURES OBTENUES
LORSQU'UN ALLIAGE EST REFROIDI RAPIDEMENT A UNE TEMPERATURE
OU SA STRUCTURE D'EQUILIBRE EST SOIT MONOPHASEE SOIT BIPHASEE.
APPLICATION A LA FERRITE δ

T A B L E des M A T I E R E S

	<u>PAGES</u>
<u>INTRODUCTION</u>	1
<u>CHAPITRE I - ESSAI DE DETERMINATION A PRIORI DU COMPORTEMENT A LA TREMPE D'UN ALLIAGE</u>	4
1.1 - RAPPELS SUR LES MECANISMES DES TRANSFORMATIONS ALLOTROPIQUES ...	5
1.11 - Transformation massive	6
1.12 - Transformation par croissance avec diffusion	6
1.13 - Transformation martensitique	8
1.14 - Conclusion	12
1.2 - NATURE DE LA TRANSFORMATION QUI AFFECTE UNE STRUCTURE INSTABLE LORS D'UN MAINTIEN EN TEMPERATURE	13
1.21 - Choix entre la transformation massive et la transformation par croissance avec diffusion	13
1.22 - Conditions dans lesquelles une structure se transforme de façon martensitique	16
1.23 - Conclusion - Mise en évidence de deux classes d'alliages..	21
1.3 - COMPORTEMENT A LA TREMPE D'UN ALLIAGE	22
1.4 - CONCLUSION	23
<u>CHAPITRE II - ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA FERRITE δ</u>	25
2.1 - TECHNIQUES EXPERIMENTALES	26
2.11 - Elaboration des alliages	26
2.12 - Traitements thermiques	27
2.13 - Examen des échantillons traités	27
2.14 - Microscopie à chaud	28
2.15 - Analyse thermique absolue	29
2.2 - CLASSIFICATION DES ALLIAGES A BASE DE FER	30
2.3 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DE L'AUSTENITE D'EQUILIBRE	32
2.31 - Nature des structures de trempe de l'austénite	32
2.32 - Etude de certains facteurs ayant une influence sur la structure de trempe de l'austénite	38
2.4 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA PHASE PROVENANT DE LA TRANSFORMATION DE LA FERRITE δ	43

	<u>PAGES</u>
2.5 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA FERRITE δ	46
2.51 - Alliages étudiés - Détermination de leur type	47
2.52 - Comportement à la trempe des alliages de types I et II ..	48
2.53 - Comportement à la trempe des familles d'alliages binaires à domaine austénitique fermé	49
2.54 - Comportement à la trempe de certaines familles d'alliages ternaires	51
2.55 - Comportement à la trempe de la ferrite δ d'une structure austéno-ferritique	53
2.56 - Règle de comportement à la trempe de la ferrite δ	54
2.6 - CONCLUSION	55
<u>CHAPITRE III - COMPORTEMENT A LA TREMPE D'UNE PHASE QUELCONQUE</u> <u>INTERPRETATION</u>	57
3.1 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DE L'AUSTENITE DES ALLIAGES Fe-Ni ...	58
3.2 - FAMILLES D'ALLIAGES DONT LE COMPORTEMENT A LA TREMPE EST ANALOGUE A CELUI DES ALLIAGES Fe-Ni	59
3.3 - INTERPRETATION	61
3.4 - REMARQUE SUR LES STRUCTURES DE TREMPE DE L'AUSTENITE D'ALLIAGES Fe-Ni	67
3.5 - CONCLUSION	68
<u>CHAPITRE IV - STRUCTURES PARTICULIERES OBTENUES PAR TREMPE</u> <u>DE LA FERRITE δ</u>	70
4.1 - LES STRUCTURES PARTICULIERES	71
4.11 - Alliages trempés à partir de l'état monophasé δ	71
4.12 - Alliages trempés à partir de l'état biphasé $\delta + \gamma$	73
4.2 - INTERPRETATION DES STRUCTURES PARTICULIERES	76
4.21 - Alliages trempés à partir de l'état monophasé δ	76
4.22 - Alliages trempés à partir de l'état biphasé $\delta + \gamma$	79
4.23 - Autres interprétations de certains phénomènes parasites..	80
4.3 - RECAPITULATIF	82
4.4 - CONCLUSION	83
<u>CONCLUSION</u>	84
<u>BIBLIOGRAPHIE</u>	87

INTRODUCTION

Les diagrammes d'équilibre utilisés par les métallurgistes se réfèrent à des structures qui interviennent couramment lorsqu'un métal est soumis à un traitement thermique comportant des variations suffisamment lentes de la température. Certes, la correspondance entre la structure d'équilibre théorique et celle que l'on obtient au cours du traitement thermique est plus ou moins étroite et dépend de plusieurs facteurs dont la température, la vitesse de variation de la température et la composition globale du métal sont les plus importants. Malgré tout cette correspondance est, dans bien des cas, suffisamment précise pour être d'une grande utilité.

Par contre, si la température d'un alliage varie très rapidement au cours d'un traitement thermique, ce qui correspond dans la pratique au cas de la trempe, le diagramme d'équilibre renseigne sur la structure obtenue pendant le maintien avant trempe mais ne permet généralement pas de prévoir comment va évoluer cette structure. Il est donc en un sens curieux de constater, comme l'ont montré des travaux récents (1 et 2), que les diagrammes d'équilibre permettent de prévoir exactement en fonction de la teneur en élément d'alliage comment va se comporter la ferrite δ des alliages Fe-Cr et Fe-Mo : cette ferrite se transforme lorsque, dans le diagramme d'équilibre, le point figuratif de l'alliage traverse, au refroidissement, le domaine monophasé γ ; elle peut être hypertrempée dans le cas contraire. La limite de composition séparant ces deux catégories d'alliages, dénommées respectivement de type I et II, correspond exactement à l'abscisse de la tangente verticale à la boucle austénitique.

Connaissant les résultats précédents il apparaissait utile d'étudier si les alliages Fe-Cr et Fe-Mo constituaient des exceptions ou si au contraire, tous les alliages présentant un diagramme d'équilibre analogue, à double boucle austénitique,

respecteraient les mêmes règles. C'est la raison pour laquelle nous avons fait une étude systématique de ces alliages en étendant nos investigations à quelques alliages ternaires (Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Co, Fe-Mo-Ni, Fe-Mo-Mn, Fe-Si-Ni).

D'autre part, le fait qu'une ferrite δ ne se transforme pas lorsque, au refroidissement, le point figuratif correspondant traverse un domaine biphasé $\delta + \gamma$ nous amenait à étudier la généralité de cette règle. Autrement dit, un alliage monophasé A étant porté à une température pour laquelle sa structure d'équilibre est A + B, y aura-t-il ou non transformation ?

Pour l'interprétation des résultats expérimentaux obtenus nous avons fait intervenir les transformations martensitique et massive en précisant, d'un point de vue thermodynamique et structural, les conditions dans lesquelles ces transformations sont susceptibles de se produire.

Sur la base des résultats obtenus et de leur interprétation nous avons été conduit à reprendre l'étude des structures obtenues par trempe d'un alliage biphasé $\delta + \gamma$. En particulier, nous avons estimé que les phénomènes de transformation partielle donnant des "auréoles" autour des grains δ ou γ ne sont pas certainement la preuve d'une adsorption intergranulaire (2) et nous en proposons une interprétation basée sur un mécanisme plus simple de croissance avec diffusion.

Ainsi l'exposé de notre travail sera divisé en quatre parties :

Chapitre 1 : Essai de détermination à priori du comportement à la trempe d'un alliage.

Chapitre 2 : Etude expérimentale du comportement à la trempe de la ferrite δ .

Chapitre 3 : Comportement à la trempe d'une phase quelconque. Interprétation.

Chapitre 4 : Structures particulières obtenues par trempe de la ferrite δ .

Monsieur G. CHAUDRON, Président de l'Académie des Sciences, a bien voulu s'intéresser à notre travail et nous lui en exprimons respectueusement notre profonde gratitude.

Nous remercions Monsieur L. NELTNER, Directeur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, qui nous a autorisé à entreprendre cette étude dans les Laboratoires de l'Ecole.

Monsieur C. GOUX, Professeur à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, nous a initié à la recherche, a orienté nos études et nous a guidé dans notre travail, avec une grande bienveillance; nous pensons que c'est un très grand privilège que d'avoir été formé par lui et d'avoir travaillé pendant quelques années sous sa direction. Qu'il nous soit permis de lui présenter l'expression de notre profonde et fidèle gratitude.

Nous remercions Monsieur J. LEVY, Professeur à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, des nombreux entretiens, toujours très profitables, qu'il a bien voulu nous accorder.

Nos remerciements vont aussi à Monsieur J.M. VIALLE qui a bien voulu nous faire profiter de sa grande expérience industrielle.

Nous remercions la Société UGINE-KUHLMANN pour l'aide matérielle qu'elle nous a apporté; notre reconnaissance va en particulier à Messieurs R. CASTRO et R. TRICOT pour leurs judicieuses interventions dans le déroulement de notre étude.

Nous sommes heureux de remercier tout le personnel du Laboratoire de Métallurgie de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne dont la compétence et le dévouement nous ont, en toute circonstance, apporté une aide précieuse.

Nous remercions enfin nos camarades de thèse pour l'aide amicale qu'ils nous ont toujours prodiguée.

CHAPITRE 1
ESSAI DE DETERMINATION A PRIORI
DU COMPORTEMENT A LA TREMPE D'UN ALLIAGE

Dans les chapitres suivants nous présenterons diverses observations expérimentales sur le comportement de certains alliages lors d'un traitement de trempe.

Pour plus de clarté nous établirons, dans le présent chapitre, les bases théoriques nécessaires à l'interprétation de ces phénomènes. Pour cela nous essayerons de déterminer à priori, le comportement d'un alliage à la trempe connaissant la nature de ses structures d'équilibre dans l'intervalle de température traversé.

Le comportement d'un alliage à la trempe (c'est-à-dire le fait que cet alliage se transforme totalement, partiellement ou pas du tout) pourrait être prévu si l'on connaissait pour chaque température T atteinte lors de ce refroidissement :

- 1°- la nature de la transformation qui assurerait le retour à l'équilibre de l'alliage si celui-ci était amené très rapidement puis était maintenu à cette température T .
- 2°- la cinétique de cette transformation

Pour le deuxième point (cinétique) nous avons fait un travail essentiellement bibliographique d'où il est ressorti que les transformations allotropiques peuvent être classées en trois grandes catégories, les transformations d'une même catégorie mettant en jeu les mêmes mécanismes et ayant donc des cinétiques analogues, cinétiques qui sont connues, tout au moins de façon qualitative.

Ainsi, déterminer qualitativement le comportement d'un alliage à la trempe revient à prévoir la catégorie à laquelle appartient la transformation qui affecte un alliage lorsque celui-ci est amené brusquement à une température puis y subit un maintien.

Or, si les transformations allotropiques ont donné lieu à de nombreuses études, peu de travaux ont été faits pour préciser à priori le mécanisme intervenant, lorsqu'un alliage est maintenu dans des conditions où sa structure initiale est instable.

Une grande partie du présent chapitre sera donc consacrée à ce sujet que nous limiterons au cas où la structure initiale de l'alliage est monophasée A, la structure stable lors du maintien en température étant biphasée A + B ou monophasée B.

De ces considérations nous pourrions déduire certaines remarques sur le comportement d'un alliage lors d'un traitement de trempe, remarques qui nous permettront par la suite d'apporter une justification de certains phénomènes expérimentaux.

1.1

RAPPELS SUR LES MECANISMES DES TRANSFORMATIONS ALLOTROPIQUES

Les transformations allotropiques d'une phase initiale A en une phase finale B peuvent se faire suivant deux mécanismes très différents (3) :

- le premier affecte la phase A "*bloc par bloc*"; un bloc de la phase A se transforme en un volume correspondant de la phase B grâce à un *mouvement coopératif* de tous ses atomes;

- dans le second mécanisme il y a une *progression continue* de la phase B au détriment de A; elle provient d'un réarrangement individuel, au niveau de l'interface A - B, des atomes de la phase initiale A qui prennent ainsi la configuration de B.

Les transformations qui se font suivant le premier mécanisme sont souvent appelées *transformations martensitiques* ou *militaires* (pour illustrer le fait que tous les atomes d'un bloc ont des mouvements liés les uns aux autres) (4, 5).

Les transformations qui se font suivant le second mécanisme sont quelquefois appelées *transformations par germination et croissance* ou encore *transformations civiles* (pour illustrer le fait que les mouvements des atomes sont indépendants les uns des autres) (4, 5).

En fait on peut distinguer deux classes dans ces dernières transformations

dites par germination et croissance :

- les transformations dans lesquelles la nouvelle phase a la même composition que la phase initiale : *transformations massives* (4 à 7),
- les transformations dans lesquelles la phase qui apparaît a une composition différente de l'ancienne : *transformations par croissance avec diffusion*.

Nous allons examiner successivement les trois grandes catégories de transformations qui viennent d'être définies.

1.11 - TRANSFORMATION MASSIVE (4 à 11)

La transformation massive comprend la germination et la croissance d'une nouvelle phase de même composition que l'ancienne.

La croissance massive d'une phase B au sein d'une phase A se fait par des déplacements individuels, sur de très courtes distances, des atomes de la phase A situés au contact de la phase B; ainsi par des mouvements d'atomes sur des *distances de l'ordre de grandeur de la distance interatomique*, une très mince couche de A prend la structure cristallographique de B et l'interface A - B progresse.

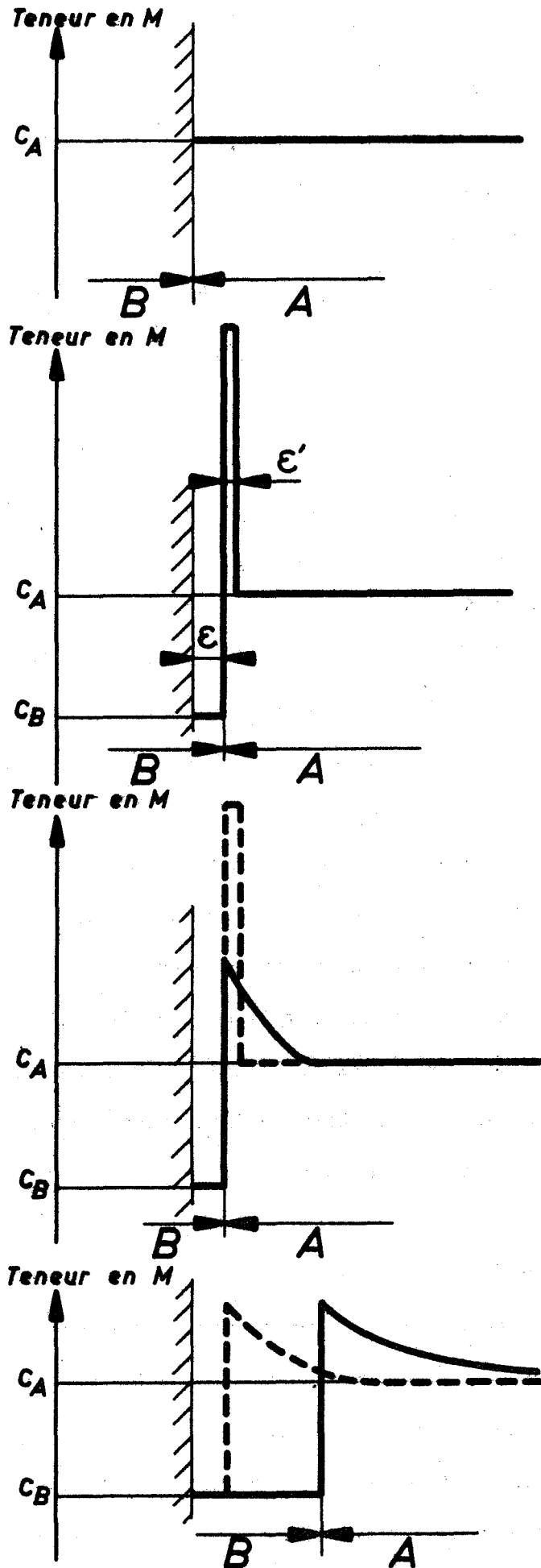
La croissance massive met en jeu des phénomènes de diffusion mais seulement sur de très courtes distances. Etant donné que la diffusion intervient *la croissance massive est thermiquement activée* et sa vitesse augmente lorsque la température croît.

L'interprétation des mécanismes de germination est complexe; signalons simplement que les germes apparaissent de préférence aux joints de grains de la phase initiale et que, dans le cas de la transformation massive, le temps d'incubation correspondant à l'apparition des germes semble être souvent très court.

1.12 - TRANSFORMATION PAR CROISSANCE AVEC DIFFUSION (12 à 14)

Les transformations par croissance avec diffusion comprennent un stade de germination puis un stade de croissance d'une nouvelle phase de composition différente de l'ancienne; nous envisagerons uniquement les phénomènes de croissance.

Soit M un des éléments dont la teneur C_B dans la nouvelle phase B est différente de la teneur C_A dans la phase primitive A; supposons, par exemple, que C_B soit inférieur à C_A .



- a -

La phase A est instable

- b -

Par diffusion sur de courtes distances :

- la phase B de teneur C_B progresse sur ϵ
- la phase A s'enrichit en M sur ϵ' et devient stable
→ la progression de B est stoppée

- c -

Par diffusion sur de longues distances :

la surconcentration en M diminue

- d -

Lorsque la teneur en M de A est assez faible :

A devient instable et la progression de B au détriment de A se poursuit

FIGURE 1 -

Transformation par croissance avec diffusion

Le mécanisme de base de la croissance du cristal de B de composition C_B est le même que celui de la croissance massive; la progression de la phase B provient des déplacements individuels, sur de très courtes distances, des atomes de A situés au contact de B. En effet de tels déplacements sur des distances de l'ordre de grandeur des distances interatomiques peuvent entraîner simultanément :

- un appauvrissement en élément M d'une très mince couche de A au contact de B (tel que la composition de cette couche devienne égale à C_B),
- un changement de structure cristallographique de cette même couche très mince, qui présentera alors la structure de B; ces déplacements entraînent donc une progression de la phase B de composition C_B au détriment de la phase A.

Mais l'appauvrissement en élément M de la couche de très faible épaisseur a pour conséquence un enrichissement de la phase A qui se trouve au contact de cette couche. Si le seul mécanisme qui intervient est le mécanisme de diffusion sur de très courtes distances, la partie enrichie de la phase A sera elle-même de très faible épaisseur et la surconcentration en M y sera donc très forte (fig. 1 b).

La phase A devenant stable lorsque sa teneur en élément M atteint une valeur suffisante, la phase au contact de B deviendra très vite stable et ne pourra plus se transformer. La croissance du cristal sera alors stoppée.

Pour que la transformation puisse se poursuivre il faut que la surconcentration locale disparaisse ou tout au moins s'atténue; cela se produira effectivement par une diffusion sur de longues distances dans la phase A (fig. 1 c et 1 d).

Ainsi *deux mécanismes* interviennent dans la transformation par croissance avec diffusion $A \rightarrow B$:

- des déplacements d'atomes indépendants les uns des autres, sur de très courtes distances (ordre de grandeur de la distance interatomique) au niveau de l'interface A - B
- des diffusions sur de longues distances (ordre de grandeur de la dimension du cristal) dans la *phase initiale* A.

La vitesse de croissance de la nouvelle phase est limitée par la diffusion sur de longues distances puisque c'est là le phénomène le plus lent. Notons ainsi que *la vitesse de croissance avec diffusion est beaucoup plus faible que la vitesse de croissance massive.*

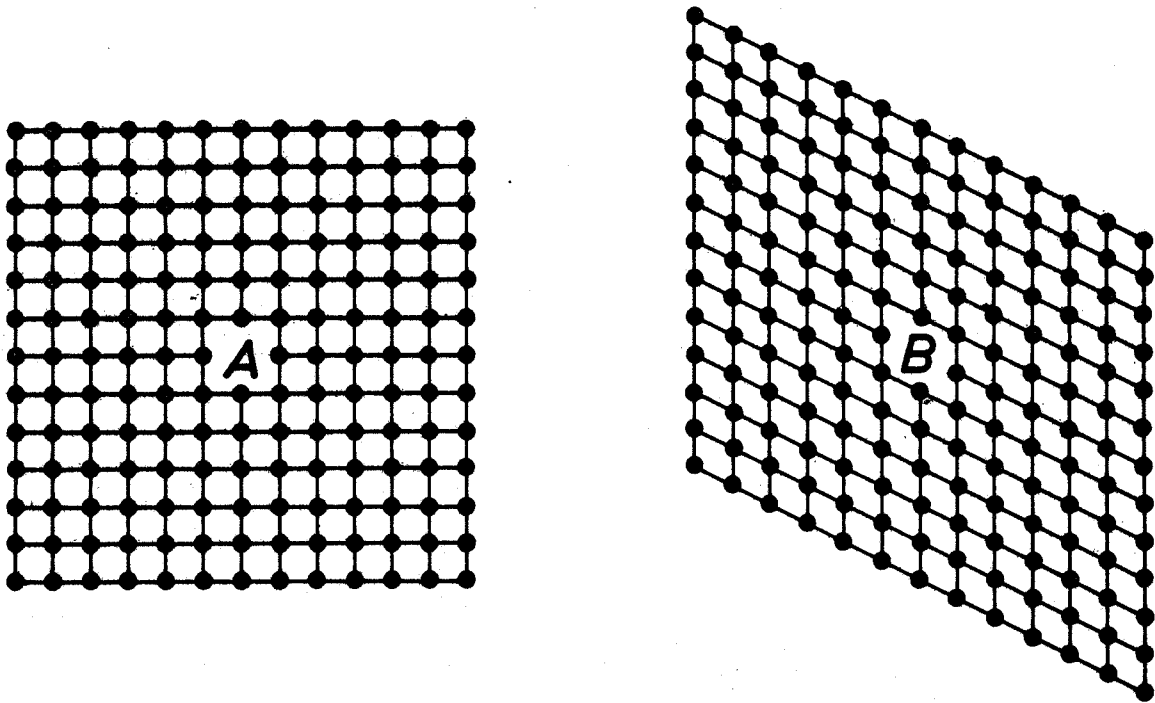


FIGURE 2 -

Transformation martensitique par déformation homogène
(mouvements coopératifs de tous les atomes)

(d'après (15))

1.13 - TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

Le terme de *martensite* a été initialement employé pour désigner le constituant de haute dureté obtenu par trempe rapide des aciers, la transformation lui donnant naissance étant alors appelée *transformation martensitique*. Mais par la suite le qualificatif de martensitique a été attribué à des transformations affectant de nombreux métaux ou alliages, ferreux ou non, lorsqu'elles ont certains points communs avec la transformation martensitique se produisant dans les aciers.

1.131 - Mécanisme de base des transformations martensitiques

Plutôt que de définir une transformation martensitique par le critère de comparaison avec la transformation affectant les aciers, on préfère de plus en plus appeler transformation martensitique une transformation qui se fait suivant un certain mécanisme de base.

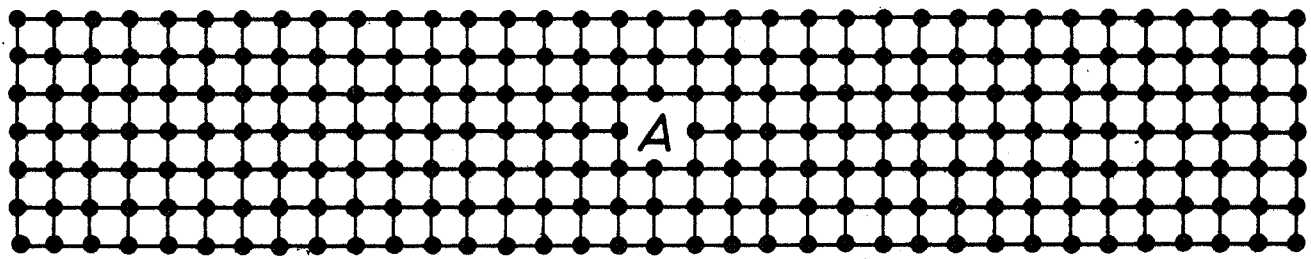
Ainsi *une transformation $A \rightarrow B$ est de type martensitique si la phase primitive A se transforme bloc par bloc en la phase finale B (martensite), le passage d'un bloc de A au volume correspondant de B provenant d'un mouvement coopératif de tous les atomes de ce bloc (15).*

Les transformations martensitiques mettent en jeu une *déformation homogène* c'est-à-dire une *déformation laissant inchangés les voisins de chaque atome* (fig. 2).

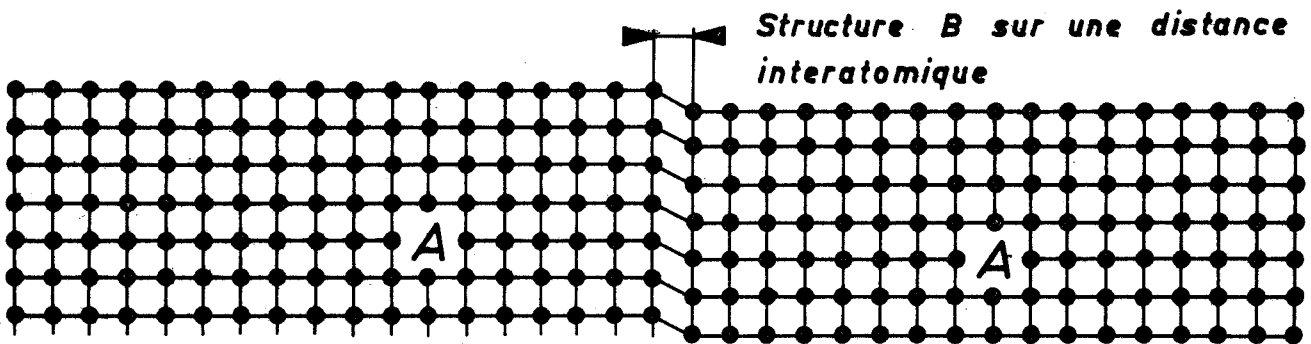
On peut considérer que cette déformation homogène provient d'une série de cisaillements successifs de l'ancienne phase sur des plans espacés d'une distance interatomique, chaque cisaillement étant amorcé par le précédent (fig. 3).

Une telle série de cisaillement entraîne un effet de relief sur la surface de l'échantillon. Une condition nécessaire pour qu'une transformation soit de type martensitique est donc qu'elle entraîne un effet de relief sur un échantillon préalablement poli (fig. 4); cependant, en toute rigueur, cette condition n'est pas suffisante (15).

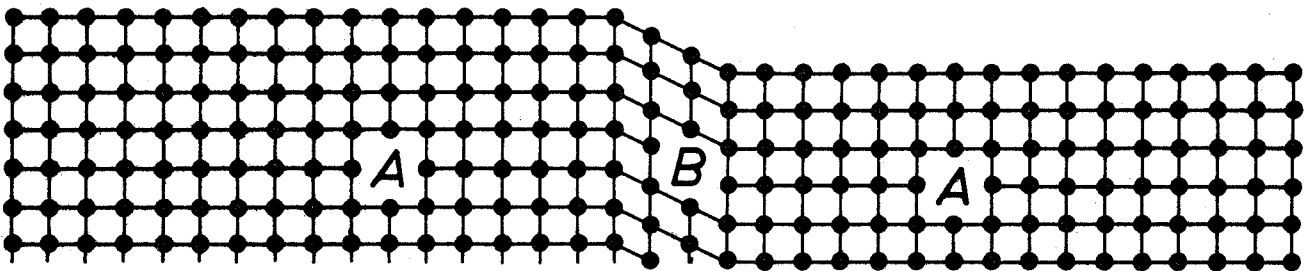
L'effet de relief permet de distinguer la transformation martensitique de la transformation massive. Ces deux transformations présentent ainsi une différence fondamentale : dans la transformation martensitique certains atomes sont déplacés sur des distances qui peuvent atteindre plusieurs milliers de distances interatomiques alors que les déplacements d'atomes dans la transformation massive sont toujours de l'ordre de grandeur de la distance interatomique.



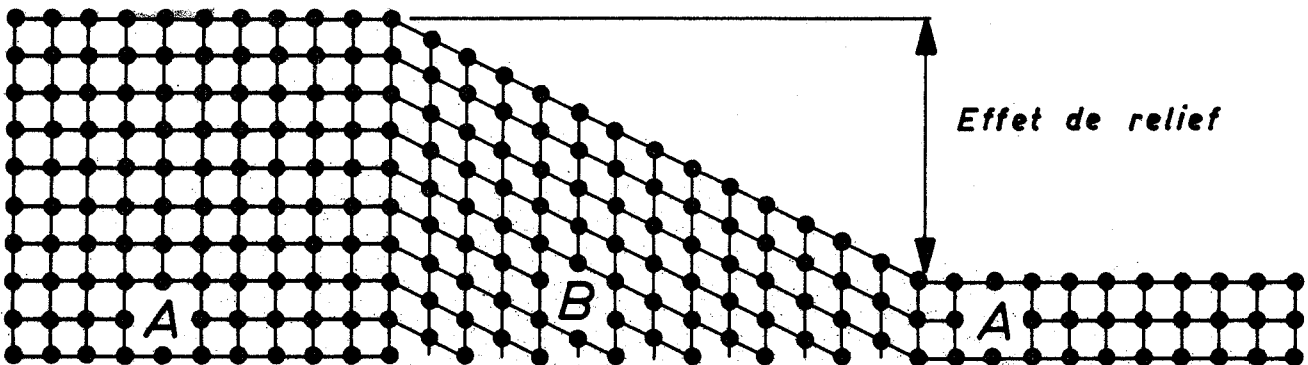
- a - Structure A initiale



- b - Premier cisaillement



- c - Deuxième et troisième cisaillements



- d - Structure finale

FIGURE 3 -

Représentation schématique d'une transformation martensitique par une série de cisaillements sur des plans atomiques voisins

Le mécanisme de transformation martensitique tel qu'il vient d'être cité ne permet pas d'interpréter les martensites dont les cristaux présentent des glissements internes ou des macles, martensites qui sont fréquentes; mais leur interprétation devient possible en supposant (15) :

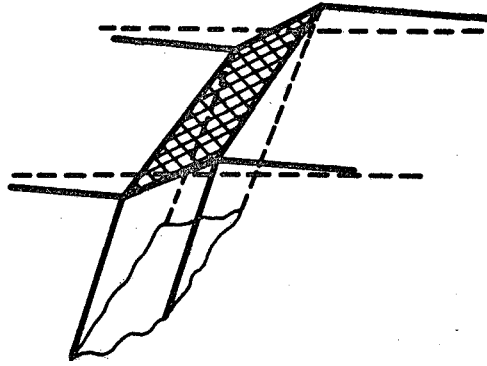
- qu'il peut y avoir, dans certains cas, une déformation laissant inchangé le réseau cristallin (déformation hétérogène) simultanée à la transformation homogène, ce qui peut entraîner l'apparition de glissements internes dans le bloc de martensite (fig. 5 a).

- qu'il peut y avoir, dans d'autres cas, coexistence de deux systèmes de déformations homogènes ce qui entraîne l'apparition de macles (fig. 5 b).

Les blocs élémentaires de martensite, avec des dimensions possibles de plusieurs microns, peuvent donc avoir des structures internes différentes, avec par ailleurs des formes très diverses (17); en particulier la forme d'un bloc dépend de la contrainte exercée par la matrice et, par conséquent, de la température à laquelle il apparaît (18). Les blocs sont communément appelés aiguilles de martensite lorsqu'ils ont une forme aciculaire.

Une forme très fréquente de martensite (observée en particulier dans la plupart des alliages que nous avons étudiés (fig. 15 b)) est constituée de gros cristaux en général allongés et aux contours très dentelés, chacun de ces cristaux étant formé par un ensemble de lattes de martensite faiblement désorientées les unes par rapport aux autres (5, 10). Cette structure, formée par un processus martensitique, a été nommée lors des premières observations *martensite massive* pour illustrer la différence entre son *faciès* et le faciès aciculaire classique des aciers trempés. Mais, par la suite, le nom de transformation massive a été attribué à une catégorie de transformations se faisant suivant un certain mécanisme de croissance (cf. § 1.11), mécanisme totalement différent du mécanisme martensitique. Pour éviter toute confusion nous n'emploierons pas, dans les prochains chapitres, le terme de martensite massive et nous nommerons simplement la structure en question : *martensite*.

En définitive les transformations martensitiques mettent toutes en jeu le même mécanisme de base, mais le produit final peut présenter différentes formes et différentes structures internes.



- a -

Représentation schématique de l'effet de relief

(d'après (9))



- b -

Microphotographie (G = 150) montrant l'effet de relief entraîné par l'apparition de blocs de martensite dans un alliage Fe-Ni à 30 % de nickel

(Echantillon poli puis rayé avant le traitement)

(microphotographie de J.S. BOWLES reproduite d'après (16))

1.132 - Cinétique de formation d'un bloc de martensite

La cinétique de formation d'un bloc élémentaire de martensite et la cinétique de la transformation martensitique sont deux choses différentes. Dans le présent paragraphe nous considérons uniquement la formation du bloc élémentaire de martensite.

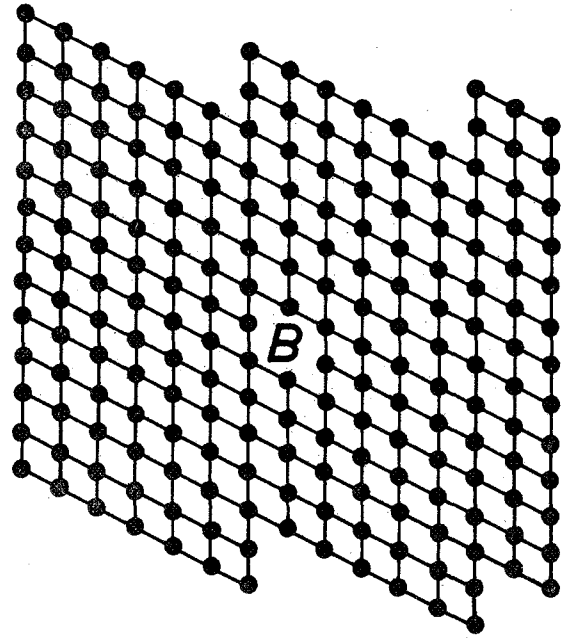
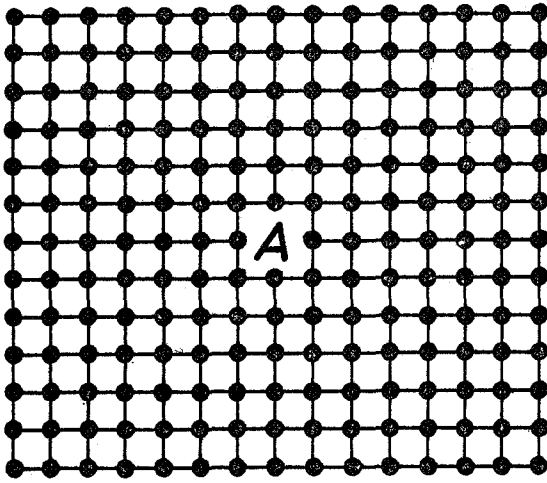
Dans la plupart des cas la formation d'un bloc élémentaire de martensite a lieu en un temps extrêmement court (inférieur à 10^{-4} s.), et la vitesse de croissance de ce bloc est indépendante de la température (il a été mesuré dans le cas de certains alliages Fe-Ni-C une vitesse de 10^6 mm/s quelle que soit la température dans l'intervalle - 20°C, - 200°C); *la croissance d'un bloc de martensite n'est donc pas activée thermiquement* (5, 19).

Cependant il a parfois été observé une croissance lente de cristaux martensitiques; cela a été expliqué par un équilibre thermo-élastique possible entre le cristal de martensite et le reste de la matrice : alors que dans le cas le plus fréquent la matrice est déformée plastiquement par le cristal de martensite, la déformation est seulement élastique dans ces cas particuliers; il existe alors une dimension "d'équilibre" du bloc de martensite pour toute température et toute contrainte extérieure éventuellement appliquées; "l'équilibre" entre le bloc de martensite et la matrice sera déplacé lorsque l'un des facteurs extérieurs évoluera; la vitesse de croissance (ou de décroissance) du cristal dépend donc :

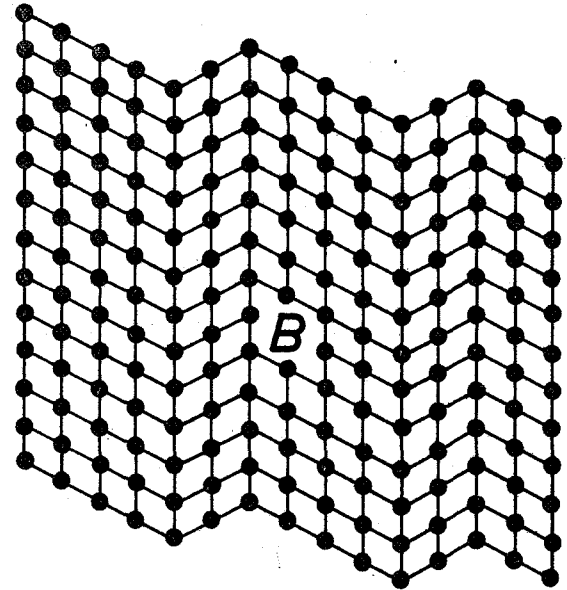
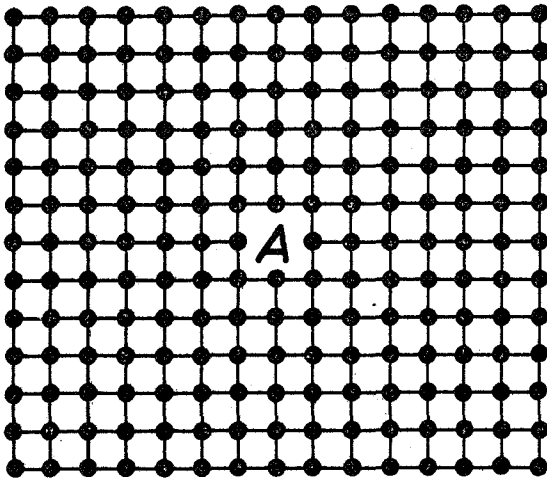
- de la vitesse de changement du facteur température ou contrainte extérieure
- et de la vitesse du mécanisme de croissance martensitique.

On peut donc admettre que dans le cas de ces martensites "thermo-élastiques" le mécanisme martensitique est identique à celui qui intervient dans le cas général (en particulier il n'est pas thermiquement activé et il se produit à très grande vitesse), *la vitesse de croissance du bloc étant uniquement limitée par la vitesse de changement du facteur température ou contrainte extérieure* (5, 15).

Ainsi la déformation homogène donnant naissance à un cristal de martensite se produit de façon presque instantanée. Il en résulte que dans la majorité des transformations martensitiques la formation d'un bloc se fait en un temps très court. Cependant, dans quelques cas, le développement d'un cristal est limité par ailleurs et la croissance peut alors être très lente.



- a - L'association d'une déformation homogène et d'une déformation hétérogène conduit à une structure présentant des glissements internes



- b - L'association de deux systèmes de déformations homogènes conduit à une structure maillée

FIGURE 5 - Interprétation de deux variétés de martensite (d'après (15))

1.133 - Cinétique de la transformation martensitique

La plupart des transformations martensitiques se produisent lors d'un refroidissement mais s'arrêtent brusquement lorsque la température est maintenue constante (20). Ce type de transformation martensitique, de loin le plus fréquent, est qualifié d'*athermique*. Ainsi dans les transformations martensitiques athermiques la quantité de martensite formée lors d'un refroidissement est indépendante de la vitesse de trempe (à condition toutefois que la vitesse soit assez élevée pour que la phase initiale ne soit pas affectée par un autre type de transformation).

On peut rendre compte du caractère athermique de la plupart des transformations martensitiques en supposant que les germes nécessaires à ces transformations existent à haute température, avant le refroidissement, mais qu'un germe déterminé ne devient "efficace" que lorsque la température atteint une certaine valeur : ce germe pourra alors donner naissance, de façon presque instantanée, à un bloc de martensite; cela explique donc que la transformation martensitique se produise lors d'un refroidissement mais s'arrête dès que la température devient constante puisqu'il n'y a plus alors apparition de nouveaux germes (5).

La plupart des transformations martensitiques sont athermiques mais il a cependant été observé dans certains cas des *transformations martensitiques isothermes* : lors d'un maintien en température la transformation ne débute qu'après un temps d'incubation et le pourcentage de martensite apparue dépend ensuite du temps de maintien à cette température; ceci a été constaté, en particulier, sur certains alliages Fe-Mn-Ni pour des températures de maintien comprises entre -80°C et -159°C (15).

Pour interpréter ces transformations isothermes, il a été admis que, dans certains cas particuliers, la germination est thermiquement activée, la croissance d'un cristal de martensite à partir d'un germe étant toujours pratiquement instantanée (et non activée); il n'y aurait donc pas de germes préexistants et l'apparition de germes pourrait se faire lors de refroidissements assez lents ou lors de maintiens en température; dans ce dernier cas le nombre de germes augmenterait avec le temps de maintien et il en serait de même pour la quantité de martensite formée (5).

Ainsi, dans la majorité des cas, les germes de la transformation martensitique sont préexistants et la transformation est alors athermique; exceptionnellement les germes n'existent pas avant le refroidissement et leur formation est alors

TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES

(ou MILITAIRES)

La transformation $A \rightarrow B$ se fait "BLOC PAR BLOC"

Chaque bloc de A se transforme en un volume correspondant de B par un MOUVEMENT COOPERATIF de tous ses atomes

La transformation d'un bloc de phase A est QUASI INSTANTANEE

TRANSFORMATIONS PAR GERMINATION ET CROISSANCE

(ou CIVILES)

Progression CONTINUE de la phase B au détriment de la phase A

La transformation se produit grâce à un REARRANGEMENT INDIVIDUEL des atomes au niveau du joint interphase

deux possibilités

TRANSFORMATION MASSIVE

Croissance de B de même composition que A

Pas de diffusion sur de longues distances

⇒
Progression RAPIDE de l'interface

TRANSFORMATION PAR CROISSANCE AVEC DIFFUSION

Croissance de B de composition différente de A

Diffusions sur de longues distances

⇒
Progression LENTE du joint interphase

thermiquement activée; dans ce cas la transformation martensitique peut se faire de façon isotherme.

Notons que, mis à part un cas très particulier de formation de martensite de surface (21), la transformation martensitique isotherme ne s'observe qu'à des températures très basse (inférieures à la température ambiante).

1.134 - Conclusion sur les transformations martensitiques

Dans le présent paragraphe (1.13) nous avons rassemblé les caractéristiques essentielles des transformations martensitiques ainsi que certains principes généraux souvent invoqués pour les interpréter.

Mais en fait le problème des transformations martensitiques est fort complexe et les moyens d'investigation modernes semblent montrer qu'il y a de très nombreux cas d'espèce, l'interprétation de chacun exigeant une théorie particulière (22).

Néanmoins un grand nombre de transformations martensitiques se rapprochent beaucoup de la transformation idéale qui possède les caractéristiques suivantes :

- la transformation affecte la phase initiale bloc par bloc
- la transformation d'un bloc est instantanée
- la transformation peut se produire lors d'un refroidissement mais s'arrête dès que la température est maintenue constante
- la transformation ne peut pas être supprimée, même par un refroidissement très rapide.

1.14 - CONCLUSION

Nous avons rassemblé schématiquement sur la figure 6 les principales caractéristiques des trois grandes classes de transformations allotropiques.

On peut faire une critique sur les termes employés; en effet nous avons vu qu'il existe dans la transformation martensitique une germination et une croissance; bien que ces phénomènes n'aient rien de commun avec ceux qui se produisent dans les transformations appelées par "germination et croissance", on pourrait littéralement considérer que les transformations martensitiques sont des transformations par germination et croissance; c'est pour éviter cette ambiguïté dans les termes que J.W. CHRISTIAN (5) préfère employer les qualificatifs de "militaires" et "civiles".

1.2

NATURE DE LA TRANSFORMATION QUI AFFECTE UNE STRUCTURE INSTABLE LORS D'UN MAINTIEN EN TEMPERATURE

Lorsqu'un alliage est porté à une température T avec une structure instable puis est maintenu à cette température, le passage à la structure stable provient :

- soit d'une transformation massive,
- soit d'une transformation par croissance avec diffusion,
- soit encore d'une transformation martensitique.

Nous allons essayer de déterminer, à partir du mécanisme de ces transformations et à partir de certaines hypothèses, la nature de la transformation qui interviendra effectivement.

Dans une première partie nous ferons un choix entre la transformation massive et celle par croissance avec diffusion en faisant abstraction de la transformation martensitique, transformation qui sera envisagée dans une deuxième partie.

1.21 - CHOIX ENTRE LA TRANSFORMATION MASSIVE ET LA TRANSFORMATION PAR CROISSANCE AVEC DIFFUSION

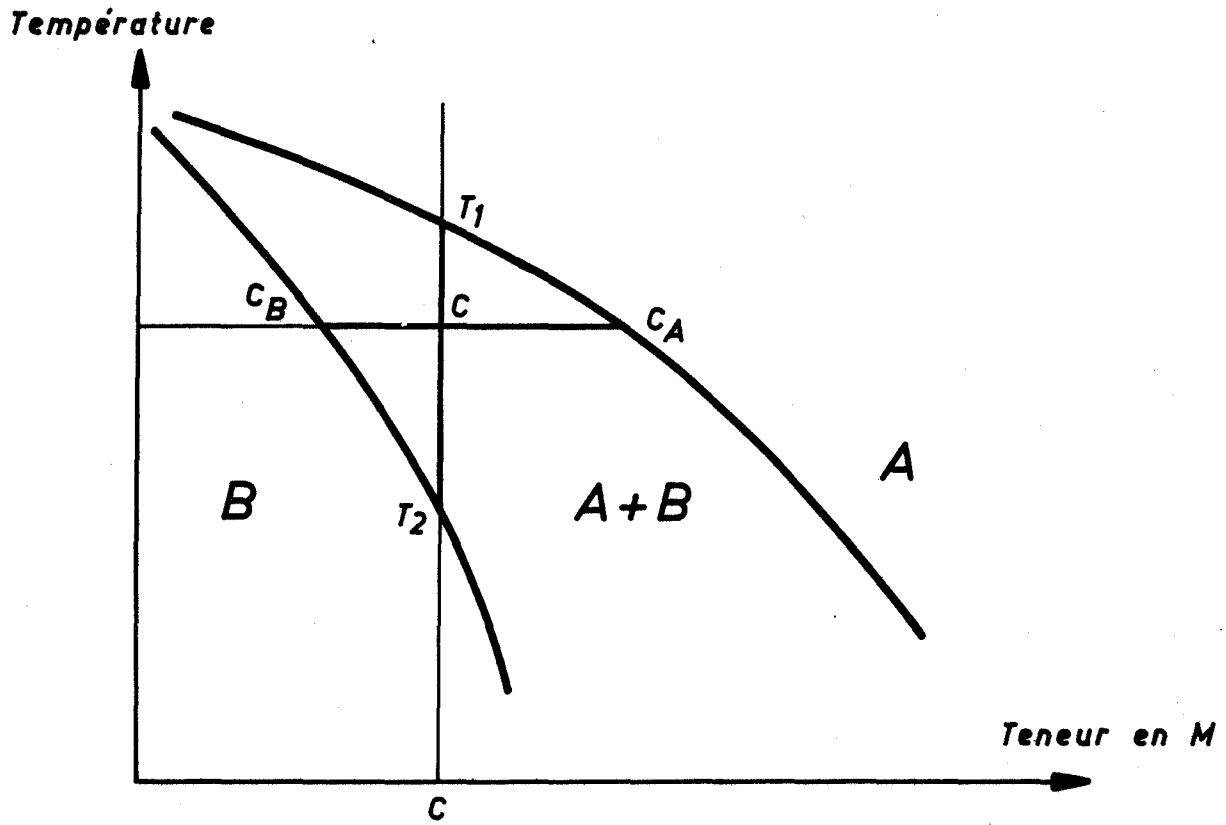
1.211 - Hypothèse

Nous avons vu (§ 1.1) que le mécanisme de base des transformations massives et des transformations par croissance avec diffusion est le même : une migration d'interface provoquée par un réarrangement individuel des atomes de la phase initiale au niveau de cet interface.

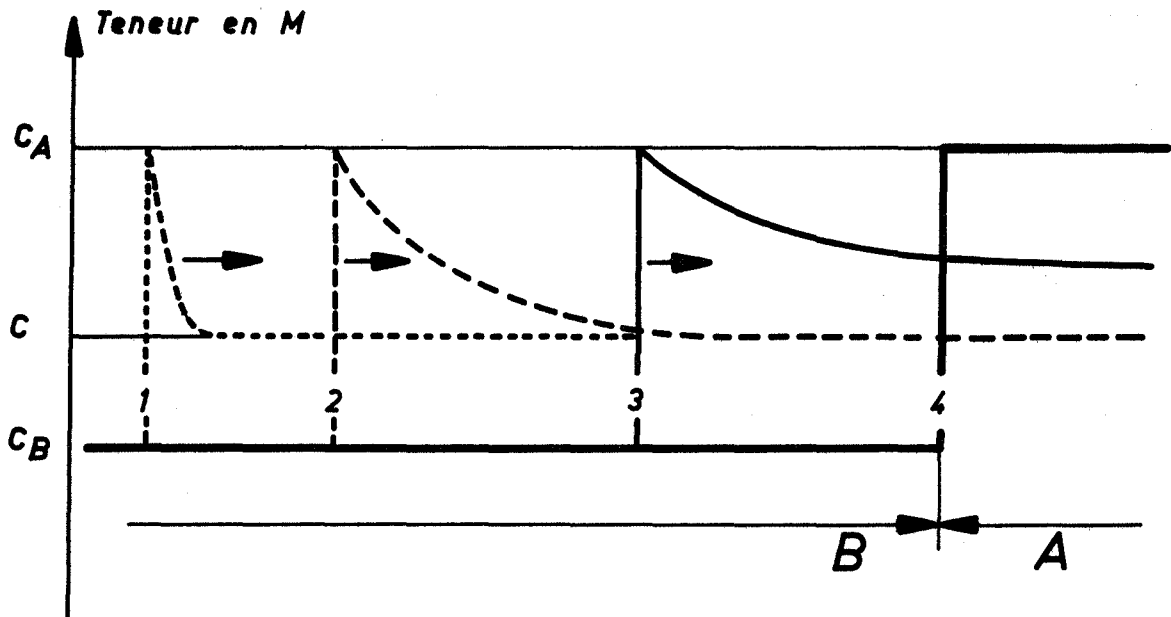
La nouvelle phase qui se forme sur une très faible épaisseur (du fait de cette diffusion sur de très courtes distances) peut avoir soit la même composition que la phase primitive, soit une composition différente.

Nous ferons l'hypothèse suivante sur les transformations se faisant par migration d'un interface avec réarrangement individuel des atomes au niveau de cet interface :

le réarrangement individuel des atomes donne naissance à une phase stable.



- a - Diagramme d'équilibre binaire



- b - Croissance de la phase B à la température T
Le joint A - B progresse de la position 1 jusqu'à la position d'équilibre 4.

La composition de la phase qui apparaît à une température T est donc celle de la phase stable à cette température T .

Cette hypothèse est justifiée par le fait que l'on n'a jamais observé jusqu'à présent, à notre connaissance, de phénomènes expérimentaux contredisant l'une quelconque des conséquences directes de cette hypothèse.

En se basant sur l'hypothèse de travail précédente il va être facile de prévoir si le retour à l'équilibre d'un alliage maintenu à une température T a lieu grâce à une transformation massive ou grâce à une transformation par croissance avec diffusion (en faisant abstraction des transformations martensitiques).

1.212 - Alliage maintenu à une température où sa structure d'équilibre est biphasée

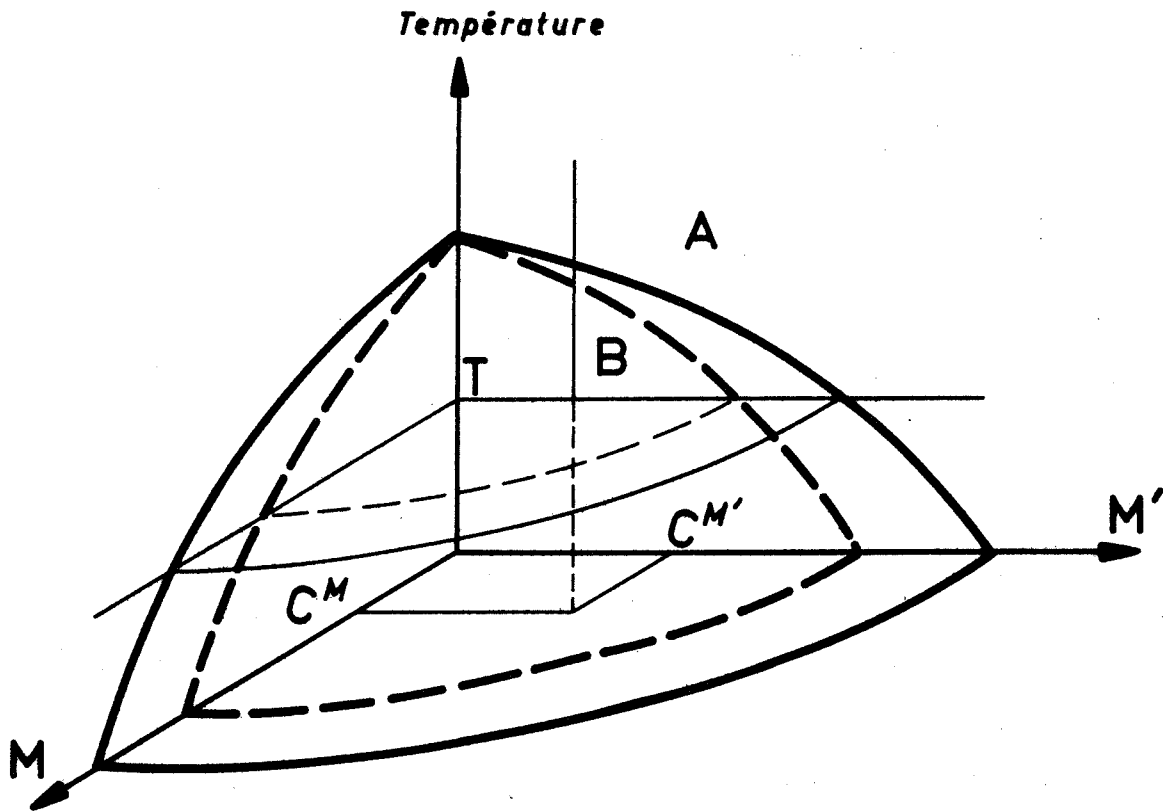
Un alliage monophasé A est porté puis est maintenu à une température T à laquelle sa structure d'équilibre est biphasée $A + B$.

Considérons d'abord le cas d'un alliage binaire dont l'élément d'addition, M , se trouve à la teneur C dans la phase initiale A et aux teneurs C_A et C_B dans les phases A et B en équilibre à la température T (fig. 7).

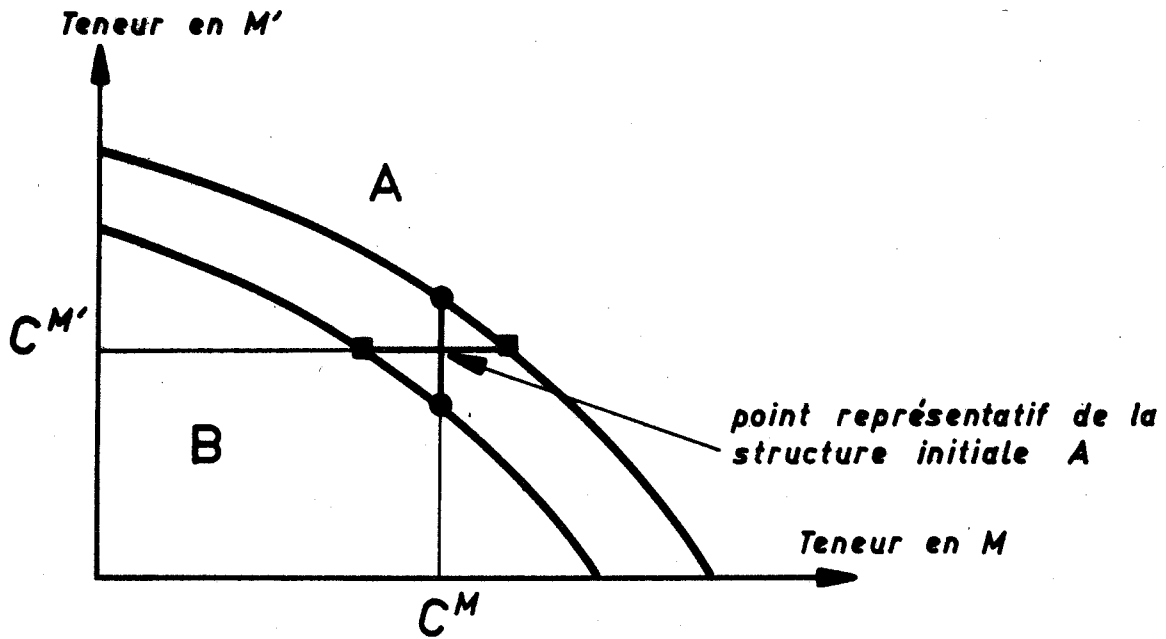
Si le retour à l'équilibre s'effectue par croissance de la phase B celle-ci aura la composition de la phase stable à la température T , c'est-à-dire C_B . La phase B qui se forme a donc une composition différente de celle de la phase A initiale; la transformation $A \rightarrow B$ est donc une transformation par croissance avec diffusion (cf. § 1.12). Dans le cas de cet alliage binaire, pour que la phase B puisse croître il est nécessaire que la concentration en M dans la phase A , au contact de B , soit toujours inférieure à C_A ; en effet une phase A de concentration supérieure à C_A serait stable à la température T et ne se transformerait pas. Ainsi la croissance de B va se poursuivre tant que la teneur globale de la phase A restante sera inférieure à C_A (fig. 7 b); lorsque cette teneur sera atteinte la transformation s'arrêtera, mais l'alliage aura atteint son état d'équilibre.

Donc lors du maintien d'un alliage binaire à une température T où sa structure d'équilibre est biphasée $A + B$ le retour à cet équilibre se produit grâce à une transformation par croissance avec diffusion.

Il en est évidemment de même pour un alliage qui possède plusieurs éléments



- a - Diagramme d'équilibre ternaire



- b - Coupe du diagramme ternaire à la température T

FIGURE 8 -

Evolution d'un alliage ternaire vers l'état stable

d'addition; en effet la phase B qui croît à la température T ne peut pas avoir la même composition que A, car alors elle ne serait pas stable à la température T.

Mais dans le cas des alliages complexes il n'est pas nécessaire que se produise un changement local des teneurs de tous les éléments. En effet prenant le cas limite d'un alliage possédant deux éléments d'addition M et M', on voit sur la coupe du diagramme ternaire d'équilibre à la température T (fig. 8) que la phase stable B à cette température T peut s'obtenir à partir de la phase initiale A par une seule variation de la teneur en l'un des deux éléments M et M' ou bien par une variation de la teneur en ces deux éléments; cela est facile à généraliser au cas où l'alliage possède plus de deux éléments d'addition.

Considérons ainsi un alliage complexe porté avec une structure monophasée A à une température T où sa structure stable est biphasée A + B; il existe souvent *une* phase B stable à la température T dont tous les éléments sauf un ont des teneurs égales à celles de la phase instable A.

Dans ce cas, d'après l'hypothèse faite précédemment (§ 1.211) la phase B résultant d'un mécanisme de croissance aura une composition qui pourra différer de celle de la phase initiale A *pour un seul* des éléments.

Ainsi d'une façon générale, un alliage porté avec la structure monophasée A à une température où sa structure d'équilibre est A + B, subit, lors d'un maintien à cette température, une transformation $A \rightarrow B$ par croissance avec diffusion.

1.213 - Alliage maintenu à une température où sa structure d'équilibre est monophasée

Un alliage monophasé A est porté puis maintenu à une température T à laquelle sa structure d'équilibre est monophasée B.

Si le retour à l'équilibre s'effectue par croissance, la phase B qui se formera aura la même composition que la phase initiale A puisque la phase B de même composition que A est stable à la température T.

Donc lorsqu'un alliage est porté avec la structure monophasée A à une température où sa structure d'équilibre est monophasée B il subit une transformation massive lors d'un maintien à cette température.

1.214 - Conclusion

Si l'on prend comme hypothèse que le réarrangement individuel des atomes donne naissance à une phase stable, il en résulte qu'un *alliage porté avec une structure A à une température T subit, lors d'un maintien à cette température, une transformation par croissance avec diffusion ou une transformation massive suivant que sa structure d'équilibre à la température T est biphasée A + B ou monophasée B* (celà en faisant abstraction de la transformation martensitique).

Ainsi la nature du mécanisme de croissance affectant un alliage à une température T dépend essentiellement de la position de cette température T par rapport à la température remarquable T_2 (fig. 6 a) séparant le domaine où la structure d'équilibre de l'alliage est monophasée B de celui où cette structure d'équilibre est biphasée A + B.

Il y a donc un changement brusque de la cinétique de transformation lorsque la température de maintien passe d'une valeur supérieure à T_2 à une valeur inférieure puisque la transformation massive se produit beaucoup plus rapidement que la transformation par croissance avec diffusion (cf. § 1.12).

Une telle variation brusque de la cinétique de transformation au passage d'une température remarquable du diagramme d'équilibre a été observée expérimentalement; en particulier KARLYN, CAHN et COHEN (7) ont mis en évidence, par une technique de chauffage isotherme, une différence très marquée de la vitesse de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ affectant certains alliages Cu-Zn suivant que le maintien en température est effectué dans le domaine α ou dans le domaine $\alpha + \beta$; ces auteurs ont d'ailleurs proposé un modèle théorique de germination dans lequel la transformation massive de la phase β ne peut démarrer que dans le domaine monophasé α . L'accord entre les résultats expérimentaux obtenus par (7) et les conséquences de l'hypothèse que nous avons faite confirment la validité de cette dernière.

Jusqu'à présent on a considéré que seule la transformation par croissance pouvait affecter un alliage; or il existe un autre mécanisme de transformation qui est le mécanisme martensitique (cf. § 1.13); nous allons donc essayer de déterminer les cas où un alliage se transforme de façon martensitique.

1.22 - CONDITIONS DANS LESQUELLES UNE STRUCTURE SE TRANSFORME DE FAÇON MARTENSITIQUE

Le fait qu'une transformation par croissance déterminée (transformation

massive ou transformation par croissance avec diffusion) se produise ou non dans un alliage maintenu à une température T est lié à la nature de sa structure d'équilibre à cette température (cf. § 1.21). En est-il de même pour la transformation martensitique ?

Les transformations martensitiques, contrairement aux transformations par croissance, affectent la phase initiale bloc par bloc, la transformation d'un bloc se faisant de façon quasi instantanée par un mouvement coopératif de tous ses atomes (cf. § 1.13). Dans quelles conditions ce mécanisme de transformation peut-il effectivement se produire ?

Pour l'étude de cette question nous nous limiterons au cas des transformations martensitiques athermiques (transformations pour lesquelles les germes sont préexistants), de très loin les plus fréquentes (cf. § 1.133).

1.221 - Conditions thermodynamiques

La phase B' provenant de la transformation martensitique de la phase A peut présenter des différences cristallographiques plus ou moins grandes par rapport à la structure stable B que l'alliage possède dans certaines conditions de maintien; nous supposerons, pour simplifier l'écriture, que B' est identique à B ; en effet une phase B' affectée de défauts physiques ne diffère de B du point de vue thermodynamique que par une enthalpie libre plus grande, ce qui ne change rien à nos raisonnements qualitatifs.

La phase B apparaissant par un processus martensitique à la même composition que la phase initiale A ; pour que le passage de A à B puisse se faire spontanément il est donc nécessaire que l'enthalpie libre G_B de la phase B de même composition que la phase initiale A soit inférieure à l'enthalpie libre G_A de cette dernière.

Mais ceci n'est en général pas une condition suffisante, la transformation par un mécanisme martensitique d'un bloc de la phase initiale étant, sauf exceptions, irréversible; le mécanisme martensitique peut être représenté par une série de cisaillements de la phase initiale (cf. § 1.131) et l'amorçage du premier cisaillement demande un supplément d'enthalpie libre ΔG_{CTS} (20). On peut admettre que le supplément d'enthalpie libre nécessaire à la formation d'un bloc, augmente lorsque la quantité de martensite déjà formée croît (par exemple parce que les germes les plus favorables à

l'amorçage des cisaillements ont été épuisés).

Ainsi l'apparition du premier cristal de martensite nécessite un supplément d'enthalpie libre ΔG_{CIS} et l'apparition du dernier cristal un supplément $\Delta G'_{\text{CIS}}$ supérieur à ΔG_{CIS} .

1.222 - Domaine de transformation martensitique ($M_S - M_F$)

La transformation d'un bloc de la phase initiale étant quasi instantanée, elle se produira dès que les conditions thermodynamiques seront réalisées.

Ainsi le premier bloc de martensite apparaîtra lorsque l'alliage sera porté à la température M_S telle que :

$$G_A (M_S) = G_B (M_S) + \Delta G_{\text{CIS}} (M_S) \quad (1)$$

Le dernier bloc de la phase initiale se transformera martensitiquement à la température M_F telle que :

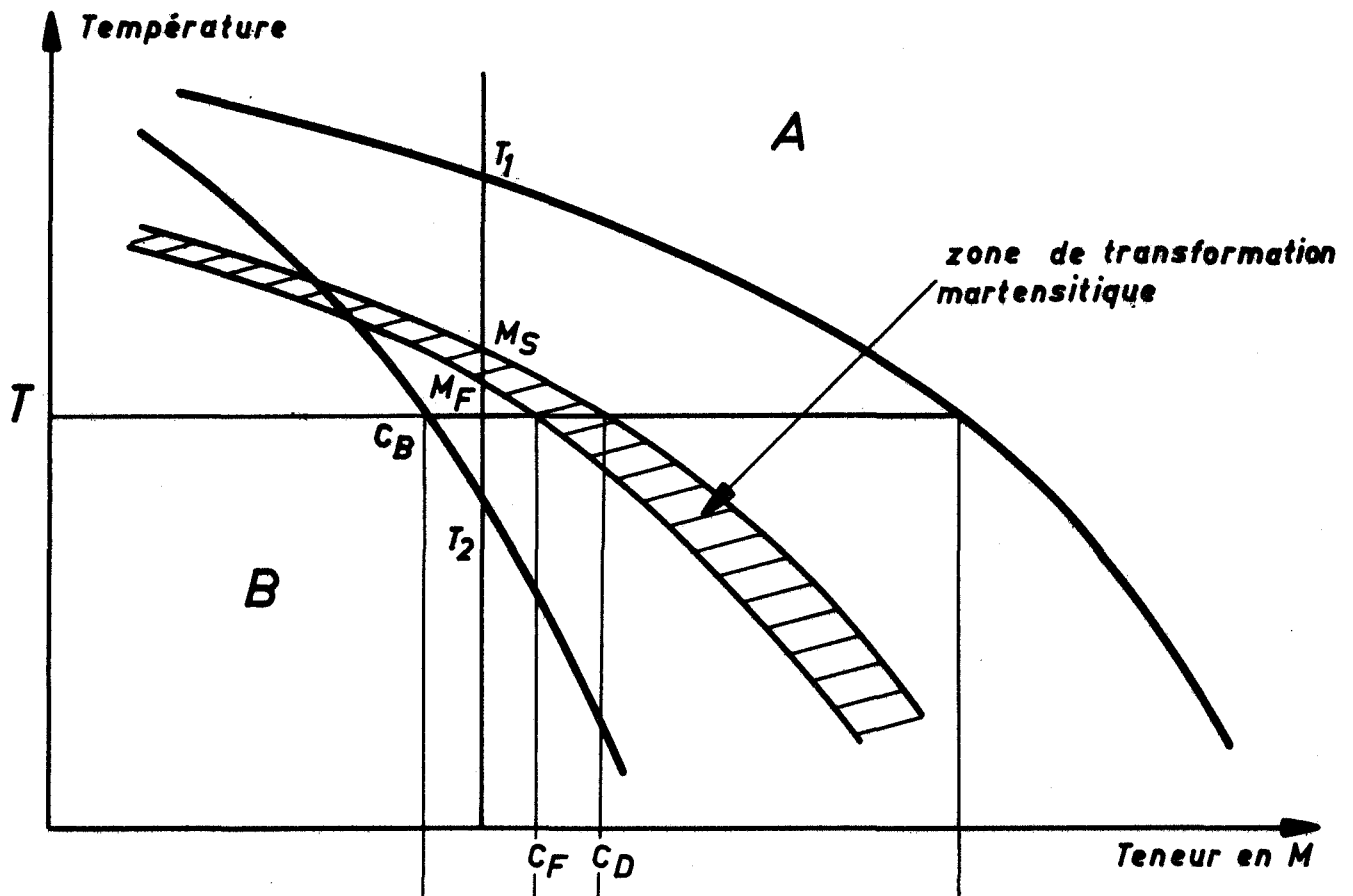
$$G_A (M_F) = G_B (M_F) + \Delta G'_{\text{CIS}} (M_F) \quad (2)$$

Si les conditions thermodynamiques sont telles qu'il n'existe pas de températures M_S et M_F vérifiant les égalités précédentes, l'alliage ne se transformera jamais martensitiquement et cela quels que soient les maintiens en température effectués.

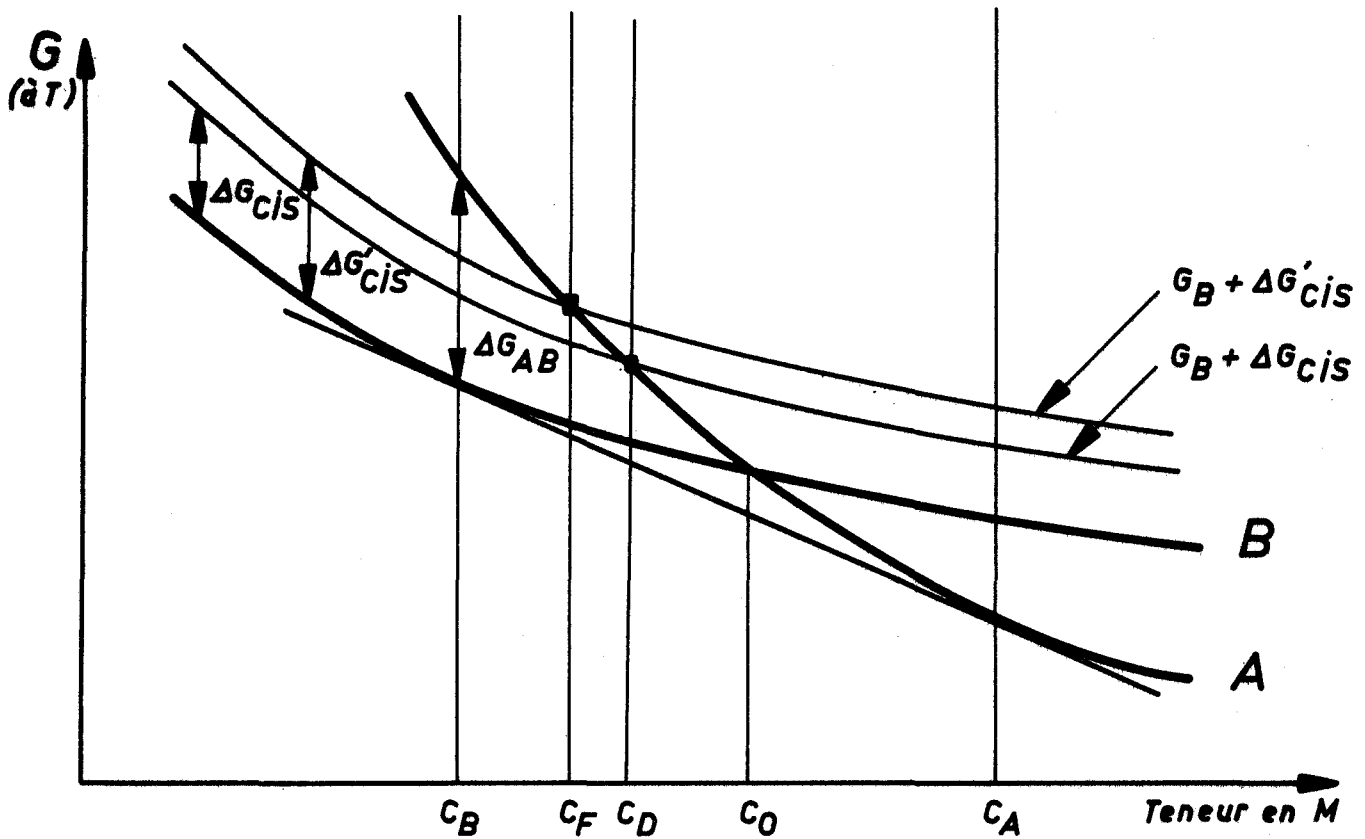
Plaçons nous dans le cas où il existe deux températures M_S et M_F vérifiant les égalités (1) et (2). Lorsque l'alliage de structure initiale A est refroidi jusqu'à une température T :

- si la température T est supérieure à M_S la phase A ne se transformera pas en martensite,
- si la température T est inférieure à M_F , la structure à cette température sera entièrement martensitique, la phase A se transformant totalement en martensite dans l'intervalle de température $M_S - M_F$ et cela quelle que soit la vitesse de refroidissement depuis l'état initial jusqu'à la température T,
- si la température T est comprise entre M_S et M_F la phase A se transformera partiellement en martensite dans l'intervalle de température $M_S - T$ et la quantité de martensite existant à la température T sera indépendante de la vitesse de refroidissement et n'évoluera pas lors du maintien à la température T.

On retrouve ainsi les caractéristiques des transformations martensitiques athermiques.



- a - Diagramme d'équilibre binaire



- b - Diagramme enthalpique à la température T

1.223 - M_S et M_F sont-elles des températures remarquables du diagramme d'équilibre ? (23)

On a représenté sur la figure 9 un diagramme d'équilibre binaire ainsi que les courbes donnant à une température T les enthalpies libres G_A et G_B des phases A et B en fonction de leur teneur C en élément d'alliage ; les abscisses C_A et C_B des tangentes communes à ces courbes déterminent les compositions des phases A et B.

On a reporté sur le diagramme enthalpique tracé à la température T les courbes obtenues en majorant l'enthalpie libre de la phase B des suppléments ΔG_{CIS} et $\Delta G'_{CIS}$ nécessaires à l'amorçage des cisaillements. Les points d'intersections de ces deux courbes et de celle relative à l'enthalpie libre de la phase A déterminent deux compositions C_D et C_F ; la valeur C_D (resp. C_F) déterminée pour la température T correspond à la composition de l'alliage dont le point M_S (resp. M_F) coïncide avec cette température T .

Les compositions C_D et C_F sont-elles liées aux compositions remarquables du diagramme d'équilibre à la température T , C_A et C_B ?

Les valeurs C_D et C_F obtenues à partir du diagramme enthalpique tracé pour la température T sont inférieures à la valeur C_0 , abscisse du point de contact des courbes relatives à l'enthalpie libre de A et de B ; cette valeur C_0 étant, dans tous les cas, comprise entre les teneurs C_B et C_A , les valeurs C_D et C_F sont, dans tous les cas, inférieures à la valeur C_A .

Par ailleurs il n'y a pas de raison pour que les excédents d'enthalpie libre nécessaires à l'amorçage des cisaillements, ΔG_{CIS} et $\Delta G'_{CIS}$, soient égaux à la différence d'enthalpie libre ΔG_{AB} des phases A et B de composition particulière C_B ; il n'y a donc aucune raison pour que l'une des compositions C_D ou C_F coïncide systématiquement avec la composition C_B . Les compositions C_D et C_F sont donc indépendantes de la composition C_B et peuvent être inférieures ou supérieures à cette valeur.

En reportant sur le diagramme d'équilibre les valeurs de C_D et C_F pour chaque température T on obtient deux courbes, les courbes de début et de fin de transformation martensitique, qui délimitent une zone de transformation martensitique (fig. 9).

Les compositions C_D et C_F étant systématiquement inférieures à la composition C_A la zone de transformation martensitique sera toujours à gauche de la courbe séparant les domaines d'équilibre A et A + B. Mais les compositions C_D et C_F pouvant être

supérieures ou inférieures à la composition C_B , la zone de transformation martensitique pourra se trouver à droite ou à gauche de la courbe séparant les domaines d'équilibre B et A + B.

Connaissant la zone de transformation martensitique d'une famille d'alliages on peut déterminer les points M_S et M_F de tout alliage de composition C. Il est donc facile de comparer ces températures M_S et M_F avec les températures T_1 et T_2 séparant les domaines d'équilibre A, A + B, B correspondant à cet alliage (fig. 9).

La zone de transformation martensitique n'étant jamais dans le domaine B, M_S et M_F seront toujours inférieures à T_1 , ce qui était d'ailleurs évident a priori.

La zone de transformation martensitique étant susceptible de se trouver dans le domaine d'équilibre B ou dans le domaine A + B, les températures M_S et M_F sont susceptibles d'être inférieures ou supérieures à T_2 .

Donc les températures M_S et M_F d'un alliage ne correspondent en général pas à des températures remarquables du diagramme d'équilibre de cet alliage.

Le domaine de transformation martensitique de la phase A est susceptible de se trouver :

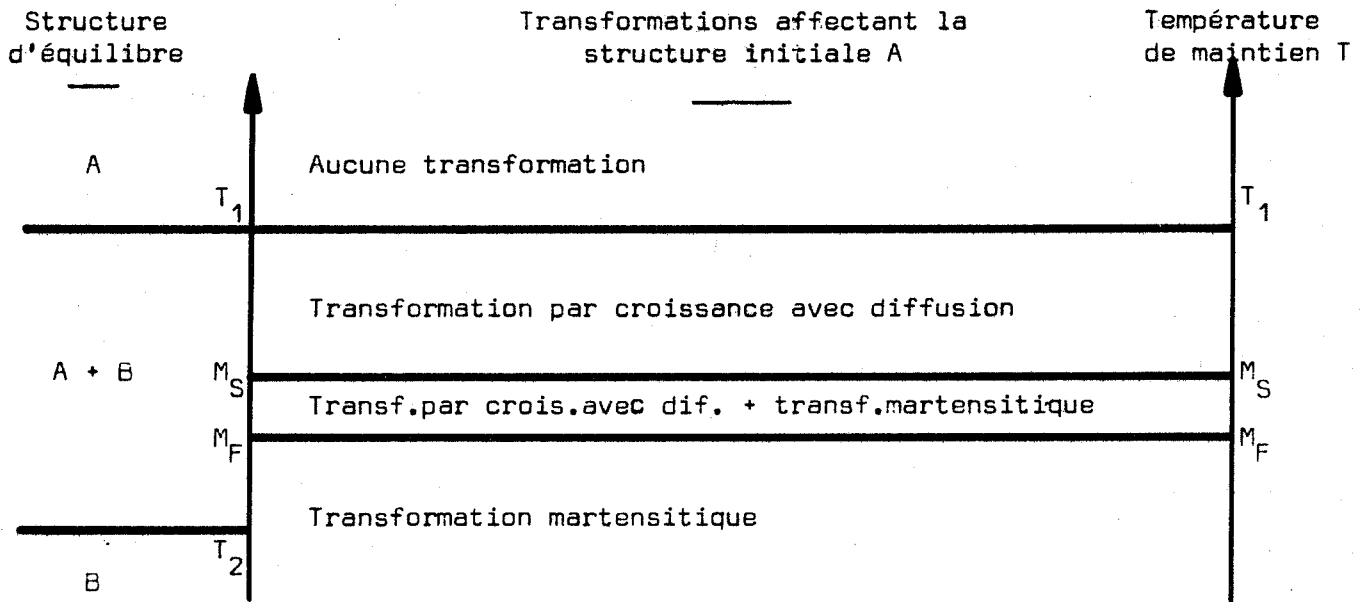
- dans l'intervalle de température où la structure d'équilibre de l'alliage correspondant est biphasée A + B
- dans l'intervalle de température où la structure d'équilibre de l'alliage est monophasée B
- ou bien encore "à cheval" sur ces deux zones.

1.224 - Conclusion

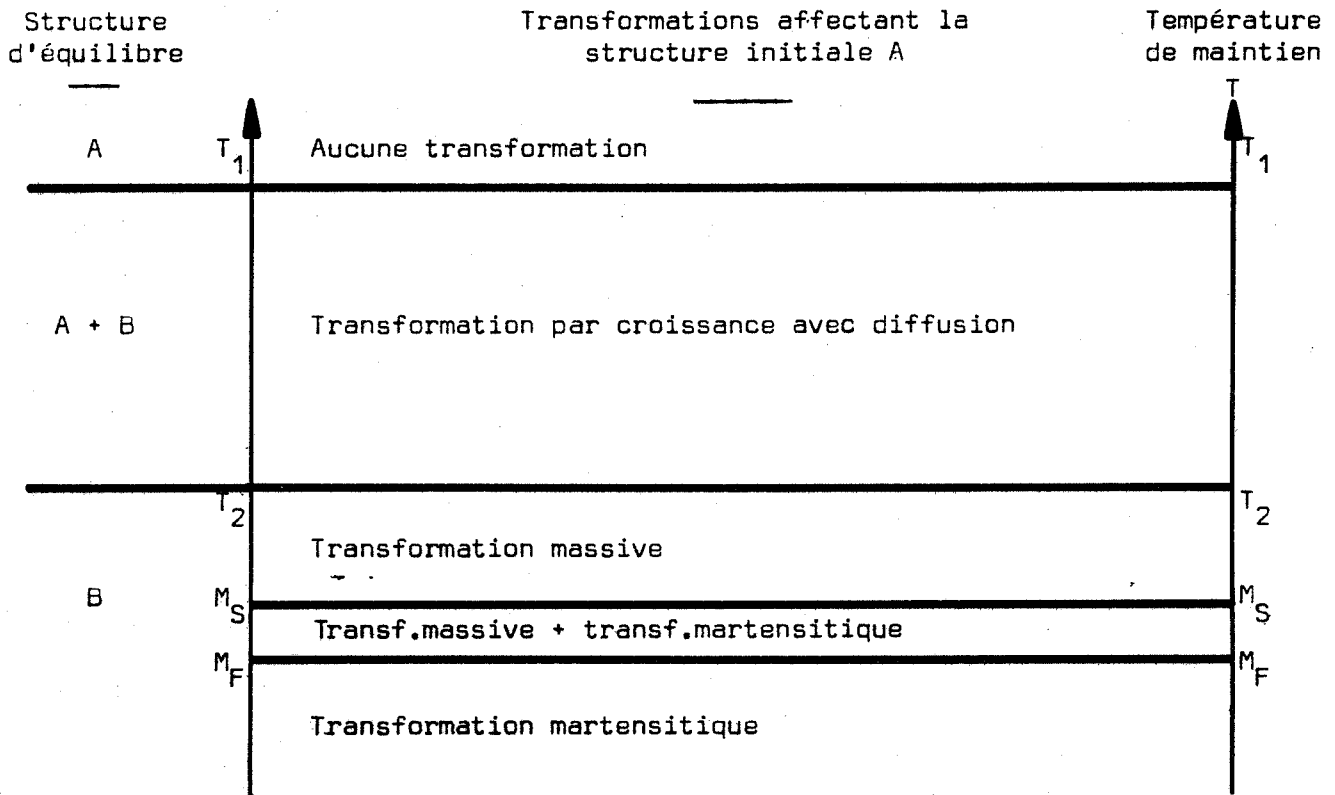
Le fait qu'un alliage se transforme de façon martensitique ou non lorsqu'il est porté à une température T où sa structure initiale est instable n'est pas directement lié à la nature de la structure d'équilibre à cette température T.

En effet lorsqu'une phase A subit une transformation martensitique $A \rightarrow B$ celle-ci a lieu au passage d'un domaine de température $M_S - M_F$, fonction seulement de la composition de cette phase, domaine dans lequel la structure d'équilibre de l'alliage correspondant peut être monophasée B ou biphasée A + B.

Il y a donc là une différence importante avec les transformations par germination et croissance, chacune de ces dernières étant susceptibles de se produire lors



- a - Alliances de la première classe



- b - Alliances de la deuxième classe

FIGURE 10 -

Transformations affectant les alliages lors du traitement suivant :

- refroidissement rapide depuis l'état A jusqu'à T
- puis maintien à la température T

d'un maintien à une température comprise dans un intervalle correspondant à un domaine bien défini du point de vue structural.

1.23 - CONCLUSION - MISE EN EVIDENCE DE DEUX CLASSES D'ALLIAGES

Nous avons déduit trois conséquences de raisonnements simples basés sur les mécanismes des transformations allotropiques et sur une hypothèse :

1°- *La transformation massive* $A \rightarrow B$ d'un alliage se produit lorsque cet alliage est amené sous la forme A à une température où sa structure d'équilibre est B, puis est maintenu à cette température.

2°- *La transformation par croissance avec diffusion* $A \rightarrow B$ se produit lorsque l'alliage est amené à une température où sa structure d'équilibre est biphasée A + B puis est maintenu à cette température.

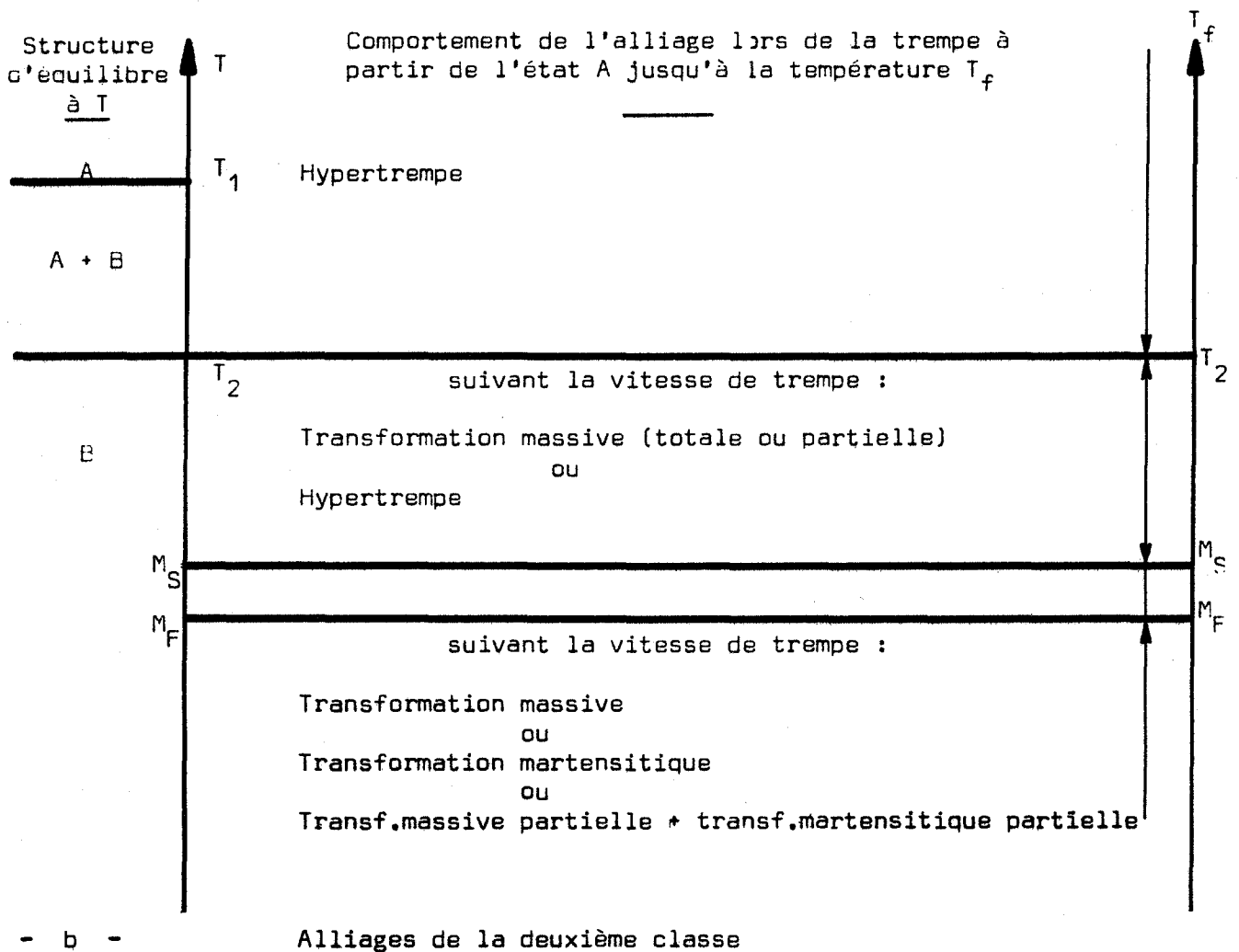
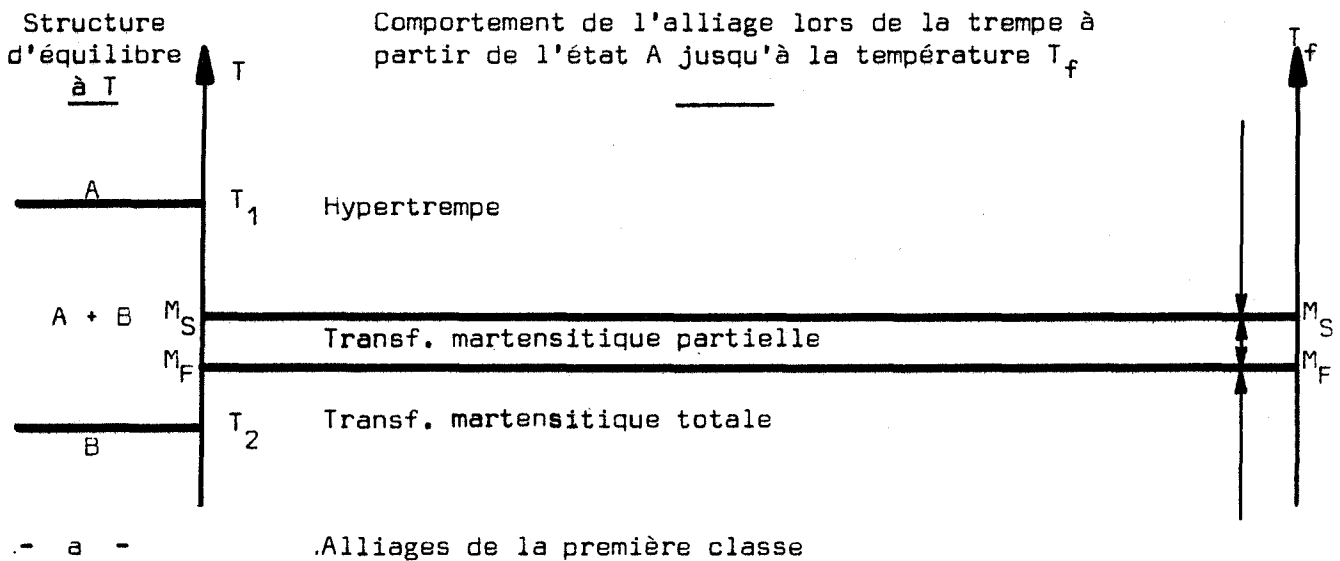
3°- *La transformation martensitique* $A \rightarrow B$ d'un alliage se produit à la traversée d'un intervalle de température qui ne dépend que de la composition de la phase A, intervalle dans lequel la structure d'équilibre de l'alliage est monophasée B ou biphasée A + B.

On peut partager les alliages en deux classes suivant que leur zone de transformation martensitique se trouve dans le domaine de température où leur structure d'équilibre est biphasée A + B ou dans le domaine où leur structure d'équilibre est monophasée B (en incluant dans cette deuxième catégorie les alliages qui ne possèdent pas de zone de transformation martensitique).

On peut déterminer à priori (de manière qualitative) le comportement d'un alliage d'une classe donnée lorsque cet alliage est porté puis maintenu à une température à laquelle la structure stable est différente de sa structure initiale A (fig. 10).

Notons que les alliages de la première classe ne subissent jamais de transformation massive.

En définitive les considérations que nous avons faites ne permettent pas totalement une détermination à priori du mécanisme de transformation assurant l'évolution de l'alliage vers un état stable; mais elles ramènent ce problème à un autre beaucoup plus facile puisqu'il s'agira simplement de déterminer à laquelle des deux classes citées précédemment appartient effectivement l'alliage.



.FIGURE 11-

Comportement d'un alliage lors de trempes à des vitesses suffisantes pour éviter les changements locaux de composition

1.3COMPORTEMENT A LA TREMPE D'UN ALLIAGE

Connaissant la nature de la transformation qui assure le retour à l'état stable d'un alliage lors d'un maintien en température (cf. § 1.2) et connaissant de plus la cinétique de cette transformation (cf. § 1.1) il va être possible de déterminer, de manière qualitative, le comportement de cet alliage à la trempe.

Ainsi, lorsqu'un alliage subit la transformation par croissance avec diffusion $A \rightarrow B$ lors d'un maintien à une température située dans un intervalle bien défini, il se transforme par ce même mécanisme à la traversée de cet intervalle de température à condition que la vitesse de traversée (c'est-à-dire la vitesse de trempe) soit assez faible (inférieure à une valeur critique V_{cd}); dans le cas contraire (vitesse supérieure à V_{cd}) l'alliage ne se transformera pas dans l'intervalle de température considéré (on dit couramment, alors, qu'il s'hypertrempe (1)).

De même si un alliage se transforme massivement lors d'un maintien aux températures comprises dans un certains intervalle, il se transforme massivement à la traversée de cet intervalle à condition que la vitesse de refroidissement soit inférieure à une valeur critique V_{cm} valeur qui, toutes choses égales par ailleurs, est très supérieure à la valeur critique V_{cd} définie précédemment; si la vitesse de trempe est supérieure à V_{cm} l'alliage s'hypertrempe à la traversée de l'intervalle en question.

Enfin si la température à laquelle se trouve une phase A traverse l'intervalle $M_S - M_F$ de l'alliage correspondant, cette phase A se transformera martensitiquement quelle que soit la vitesse de trempe.

En appliquant ces trois règles on peut facilement déterminer le comportement à la trempe d'un alliage suivant qu'il appartient à l'une ou à l'autre des deux classes définies précédemment (cf. § 1.23).

Nous avons représenté sur la figure 11 les comportements des alliages de ces deux classes lors de trempes assez rapides pour éviter tout changement local de composition (le cas où de tels changements interviennent peut être aisément envisagé mais conduit à des écritures un peu lourdes).

Nous venons de mettre en évidence deux classes d'alliages dont les comportements à la trempe obéissent à des règles précises; il n'est pas exclu qu'il puisse exister d'autres classes d'alliages obéissant à des règles différentes, car dans la présentation schématique que nous avons faite nous n'avons pas envisagé toutes les transformations possibles; en particulier nous n'avons pas considéré l'éventualité d'une transformation martensitique isotherme.

Ainsi nous retiendrons surtout des considérations précédentes que *l'on peut déduire de la nature des principaux mécanismes de transformations allotropiques, l'existence d'au moins deux classes d'alliages dont les comportements à la trempe sont régis par des règles différentes.*

Lors d'une trempe assez rapide pour éviter les changements locaux de composition :

1°- les alliages de la première classe peuvent se transformer totalement dans un intervalle de température où leur structure d'équilibre est biphasée A + B alors que

les alliages de la deuxième classe ne peuvent jamais se transformer dans le domaine d'équilibre A + B mais peuvent se transformer dès que la température est telle que leur structure d'équilibre est monophasée B

2°- les alliages de la première classe, lorsqu'ils se transforment, subissent toujours la transformation martensitique alors que

les alliages de la deuxième classe peuvent, dans certains cas, se transformer soit martensitiquement soit massivement (soit encore, en partie martensitiquement et en partie massivement).

1.4

CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons fait diverses considérations théoriques dans le but de prévoir le comportement d'un alliage à la trempe connaissant la nature de ses structures d'équilibre dans l'intervalle de température traversée pendant le



refroidissement.

Nous nous sommes laissés guider par le fait que le comportement d'un alliage à la trempe peut être déterminé si, pour chaque température T atteinte lors du refroidissement, on peut répondre aux deux questions suivantes :

1° - quelle serait la nature de la transformation allotropique qui affecterait la structure initiale de l'alliage si celui-ci était porté brusquement à la température T puis maintenu à cette température ?

2° - quelle serait la cinétique de cette transformation ?

Cherchant tout d'abord à répondre à la deuxième question nous avons fait un travail essentiellement bibliographique qui peut être résumé schématiquement en disant qu'il existe trois grandes catégories de transformations, les transformations de chaque catégorie se faisant suivant des mécanismes identiques et ayant donc des cinétiques analogues; ces cinétiques peuvent être déterminées qualitativement à partir de la nature des mécanismes de transformation.

La première question se ramène alors à la recherche de la catégorie à laquelle appartient la transformation qui affecte la structure initiale de l'alliage lors du maintien; grâce à une hypothèse et à l'examen des mécanismes de transformation nous avons montré que les alliages pouvaient être partagés en deux classes et nous avons pu déterminer, de façon qualitative, les transformations affectant les alliages d'une classe donnée lorsqu'ils sont portés puis maintenus à une température où leur structure initiale est instable.

Dès lors, il existe deux classes d'alliages au moins dont les comportements à la trempe sont régis par des règles différentes que nous avons pu déterminer.

Dans les chapitres suivants nous pourrons comparer les remarques faites dans le présent chapitre avec les résultats expérimentaux obtenus sur le comportement d'alliages à la trempe et en particulier sur le comportement de la ferrite δ d'alliages à base de fer.

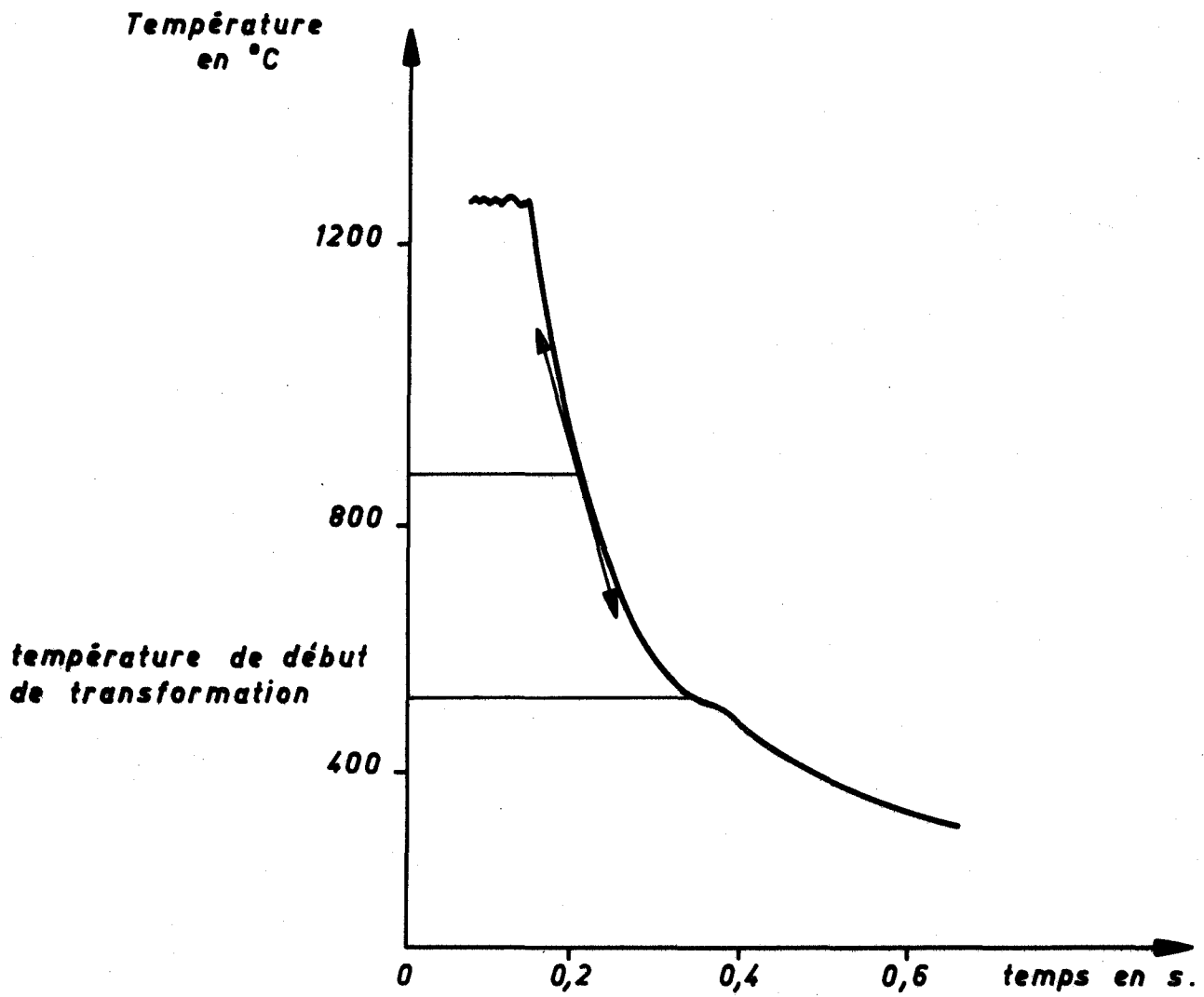


FIGURE 12 -

Courbe de refroidissement obtenue par analyse thermique absolue

CHAPITRE 2
ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT
A LA TREMPE DE LA FERRITE δ

Dans quelles conditions un alliage se transforme-t-il totalement, pas du tout ou partiellement, lorsqu'il est refroidi à partir d'une structure initiale ferritique δ ?

Les alliages à base de fer qui possèdent à haute température un domaine d'équilibre ferritique δ peuvent être classés d'après la nature des structures d'équilibre qu'ils présentent aux températures inférieures à celles du domaine de stabilité de la ferrite δ . La presque totalité de ces alliages peuvent ainsi être classés en trois types et nous avons entrepris une étude générale du comportement à la trempe à partir de δ des alliages de ces trois types.

L'étude a été réalisée essentiellement par voie micrographique c'est-à-dire en déduisant le comportement de la ferrite δ à la trempe, de la structure de l'alliage observée après cette trempe.

Pour cela il est nécessaire de connaître les différentes structures de trempe qui peuvent être observées lorsque la ferrite δ se transforme; étant donné que cette transformation donne naissance à un constituant voisin de l'austénite d'équilibre nous rechercherons :

1°- quelles sont les différentes structures de trempe de l'austénite d'équilibre et quelles sont les conditions dans lesquelles une structure déterminée apparaît effectivement.

2°- quelles sont les différences entre le comportement à la trempe de l'austénite d'équilibre et celui de la phase provenant de la transformation de la ferrite δ .

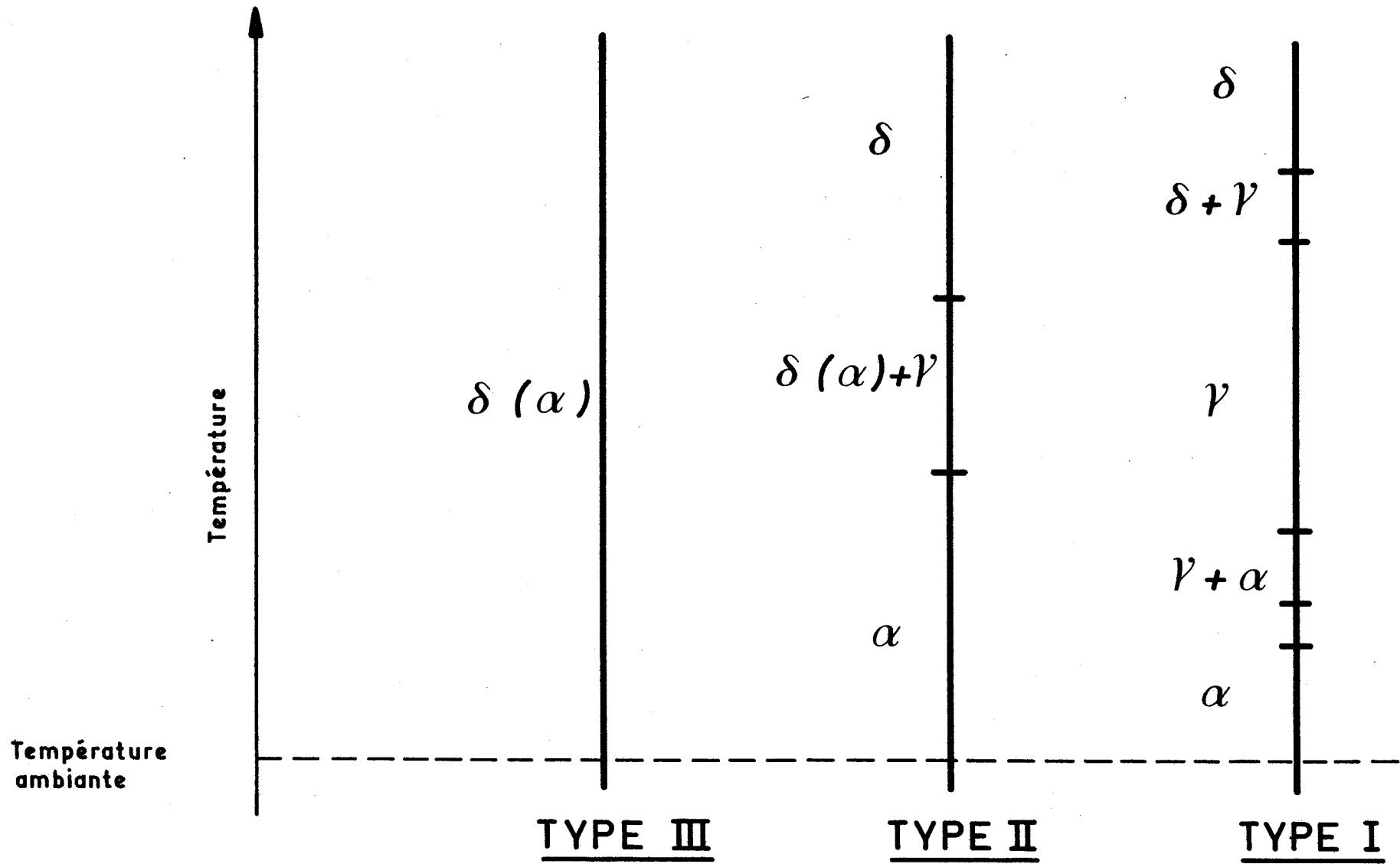


FIGURE 13 -

Définition des alliages de type I, II et III d'après la nature des domaines structuraux d'équilibre

Ce n'est qu'après avoir présenté ces travaux que nous envisagerons l'étude générale du comportement à la trempe de la ferrite δ .

Mais, nous commencerons tout d'abord par citer brièvement les techniques expérimentales utilisées au cours de l'étude, techniques qui sont, pour la plupart, classiques.

2.1

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2.11 - ELABORATION DES ALLIAGES

Nous avons en général élaboré nos alliages à partir de matériaux purs industriels en prenant comme élément de base du fer électrolytique industriel.

Cependant des alliages très purs ont parfois été nécessaires; leur élaboration en quantité suffisante pour nos travaux (1 à 2 kg) a été rendue possible par l'utilisation du fer purifié dans notre laboratoire par une méthode d'extraction à l'acétate de butyle (24).

L'élaboration se fait par fusion haute fréquence dans un creuset en alumine frittée, à l'air ou sous atmosphère protectrice; une atmosphère neutre ou légèrement réductrice permet de conserver dans l'alliage certains éléments très oxydables (tels que le carbone) et permet par ailleurs de limiter le nombre d'inclusions.

L'alliage est ensuite soit coulé dans une lingotière d'acier doux puis laminé avec cette lingotière (1), soit forgé après avoir été sorti du creuset.

A plusieurs reprises nous avons eu besoin d'alliages ayant des teneurs très voisines en éléments d'addition principaux mais avec des teneurs en carbone et azote variant de façon régulière d'un alliage à l'autre; nous les avons obtenus en faisant subir à des échantillons de faible dimension, provenant d'une même coulée, des recuits sous vide ou sous argon à des températures supérieures à 1100°C (25); notons que si de tels traitements abaissent rapidement la teneur en carbone de l'alliage, ils n'affectent pour ainsi dire pas sa teneur en oxygène.

H																	
Li	Be											B	C	N	O	F	Ne
Na	Mg											Al	Si	P	S	Cl	Ar
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Te	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn
Fr	Ra	A															

FIGURE 14 -

Nature des éléments qui ajoutés au fer donnent des alliages à domaine austénitique fermé (cases hachurées)

2.12 - TRAITEMENTS THERMIQUES

Les traitements thermiques classiques sont faits sur des éprouvettes cylindriques (diamètre : 10 mm; longueur : 20 mm); les maintiens en température ont lieu sous atmosphère protectrice (en général sous argon) pendant des durées variant de dix minutes à une heure suivant la température de maintien. Les traitements sont effectués dans des fours adaptés pour pouvoir faire passer l'échantillon de la zone chaude au bac de trempe en un temps voisin de la seconde.

Pour éviter le début de refroidissement lent nous avons parfois repris une technique (26) qui consiste à chauffer par effet Joule un fil de l'alliage (diamètre voisin de 1 mm), puis à amener un liquide refroidisseur au contact du fil, le chauffage étant coupé au moment du contact grâce à un détecteur de niveau. Cependant il y a toujours au début, un refroidissement assez lent à cause de l'inévitable phénomène de caléfaction qui se produit lorsque le liquide vient en contact avec le fil.

2.13 - EXAMEN DES ECHANTILLONS TRAITES

Dans le but d'un examen micrographique (très généralement par microscopie optique et exceptionnellement par microscopie à balayage électronique) les échantillons sont polis puis attaqués après avoir été débarrassés d'une couche de deux millimètres d'épaisseur susceptible d'avoir été décarburée pendant le traitement.

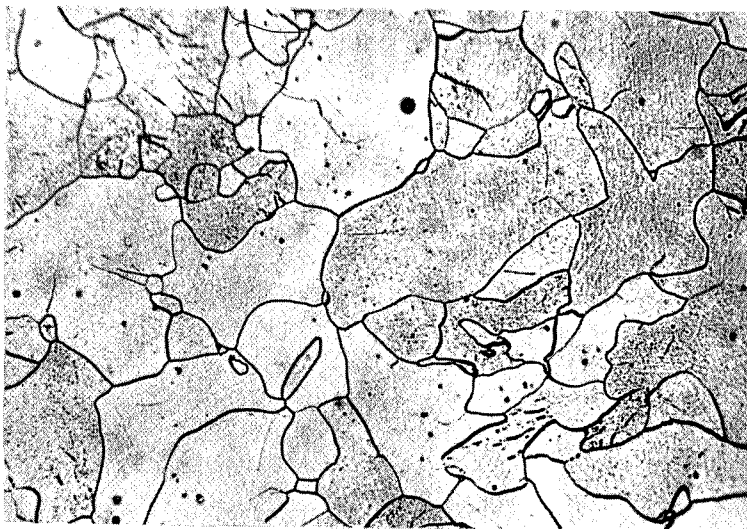
Le polissage des échantillons est effectué le plus souvent de façon électrolytique après dégrossissage au papier; nous avons utilisé l'électrolyte de composition suivante :

alcool méthylique	700 cm ³
glycérol	100 cm ³
acide perchlorique (30 %)	200 cm ³

employé avec une densité de courant de 4 à 5 A/cm² pendant une dizaine de secondes, ainsi que l'électrolyte de composition suivante :

alcool méthylique	900 cm ³
acide chlorhydrique	100 cm ³

employé avec une densité de courant de 6 à 10 A/cm² pendant quelques secondes.



- a -

Alliage Fe-Si
(Si 1,1% ; C : $120 \cdot 10^{-4}$ %)
trempé à l'eau

Ferrite équiaxe
G = 200



- b -

Alliage Fe-Mo-Ni
(Mo : 6,9% ; Ni : 3,8% ;
C : $100 \cdot 10^{-4}$ %)
trempé à l'eau

Martensite
G = 450



- c -

Alliage Fe-Si-Ni
(Si : 2,5% ; Ni : 2,8% ;
C : $45 \cdot 10^{-4}$ %)
trempé à l'eau

Structure mixte
G = 200

Nous avons souvent réalisé les attaques avec un réactif de type Nital. Le réactif d'Oberhöffer (27) nous a par ailleurs rendu de grands services pour l'étude d'alliages Fe-P, car ce réactif met très bien en évidence de faibles variations locales de la teneur en phosphore. Pour déceler des traces d'austénite dans une matrice martensitique nous avons parfois utilisé le réactif de Kalling (27), mais nous n'avons obtenu de résultats satisfaisants que si l'échantillon avait été préalablement poli de façon électrolytique. Enfin, quelquefois, des attaques électrolytiques avec comme réactif le mélange :

eau	950 cm ³
acide sulfurique	50 cm ³

(densité de courant voisine de 1 à 2 A/cm²) nous ont permis de distinguer des constituants que les attaques chimiques classiques ne mettent pas en évidence.

Les essais de dureté, qui complètent souvent les observations micrographiques, sont difficile à réaliser sur les métaux peu durs; en effet l'écrouissage provoqué par l'usinage mécanique d'une éprouvette traitée peut fausser les mesures, même lorsque le polissage a été terminé électrolytiquement. Ainsi, voulant comparer des échantillons de duretés peu différentes, nous avons parfois enlevé sur chaque échantillon une couche de plusieurs millimètres par sciage électrolytique (28), ce qui élimine tout danger d'écrouissage.

Signalons enfin que les examens à la microsonde de Castaing, souvent très utiles pour l'interprétation des structures, doivent être faits, de préférence, sur des échantillons non attaqués, une attaque même faible pouvant entraîner des erreurs d'interprétation.

2.14 - MICROSCOPE A CHAUD

Nous avons parfois utilisé un microscope à platine chauffante, de type REICHERT, permettant d'observer un échantillon à des températures allant jusqu'à 1400°C ou 1500°C. Ce procédé peut paraître convenir pour l'examen des transformations allotropiques se produisant à température élevée; mais, en fait, à cause de la lenteur de l'attaque thermique qui permet de déceler la phase résultant de la transformation, il sera en général impossible de suivre l'évolution continue de la structure lors d'une

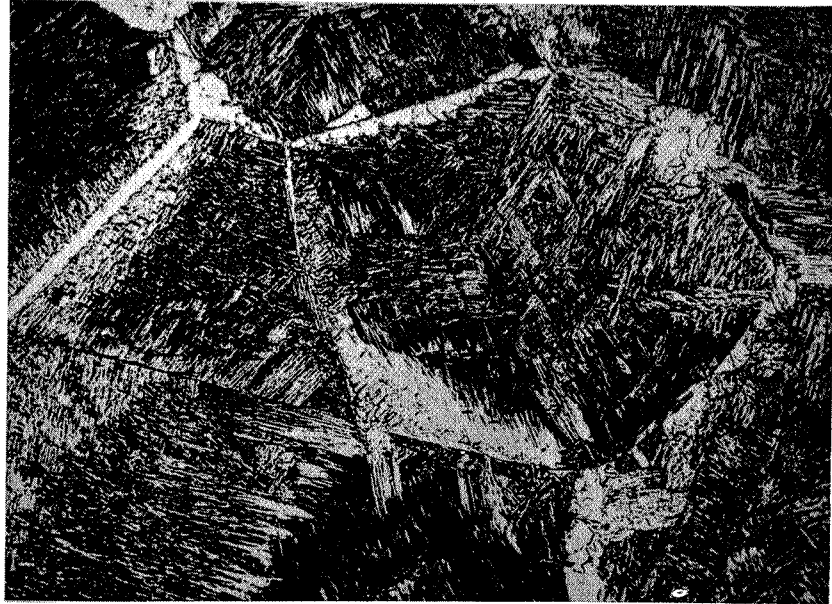


Figure 16 -

Alliage Fe-P (P:0,18%;C:0,029%;O: $10 \cdot 10^{-4}\%$)
 Trempe à l'eau après maintien à 1280°C (γ).

Structure mixte dont la ferrite équiaxe est localisée
 aux anciens joints de grains austénitiques.
 G=100

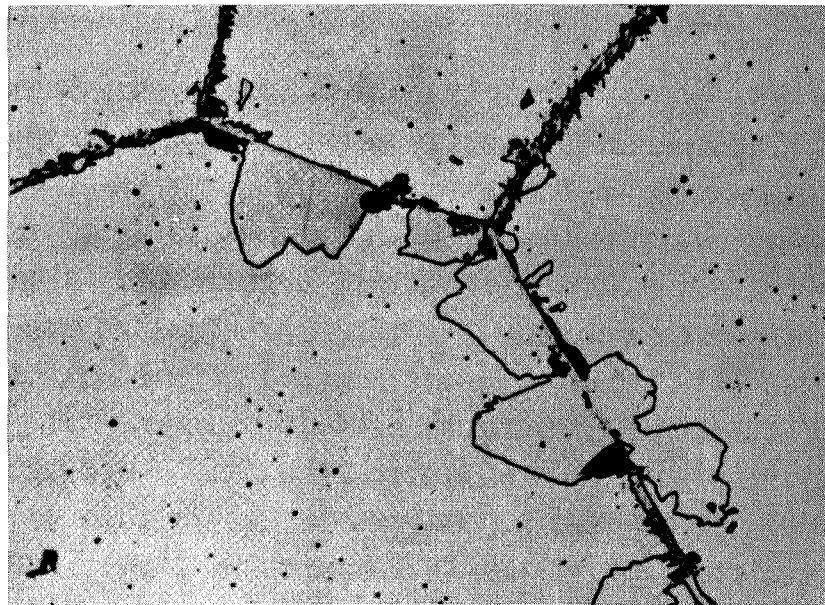


Figure 17 -

Structure de trempe d'un alliage Cu-Zn à 38,7 % de
 zinc.

Transformation massive partielle de β en α localisée
 aux anciens joints de grains de β .

G = 200

(d'après [11])

transformation (ceci n'est cependant pas vrai si la nouvelle phase vient d'une transformation martensitique, l'effet de relief permettant la distinction immédiate).

De plus, le changement de composition à la surface de l'échantillon peut rendre difficile l'interprétation des observations.

Aussi n'avons-nous eu recours à cette technique de microscopie à chaud que de façon limitée, lui préférant en général l'examen micrographique d'une série d'éprouvettes qui ont suivi des traitements thermiques préalables.

2.15 - ANALYSE THERMIQUE ABSOLUE

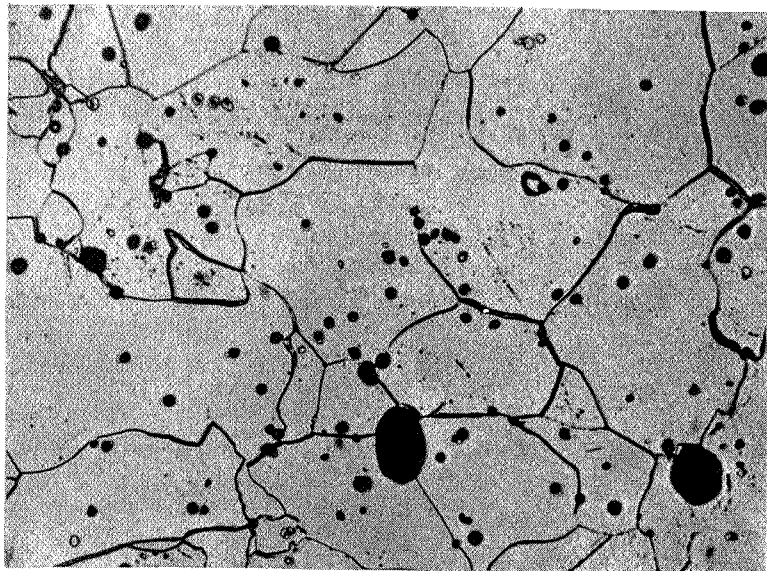
Nous avons utilisé à plusieurs reprises une technique d'analyse thermique absolue qui permet de déterminer la température de début de transformation d'un alliage lors d'une trempe. Nous nous sommes servis, en lui apportant quelques aménagements, d'une technique déjà utilisée au laboratoire (29), technique dérivant de celle indiquée par (30).

L'échantillon (carré de 1 mm de côté et de 0,1 mm d'épaisseur) est chauffé sous vide dans un four à faible inertie thermique constitué d'un enroulement de métal réfractaire (par exemple de molybdène); après maintien en température l'échantillon est refroidi par un débit d'argon ou d'hélium que l'on peut faire varier de façon continue. Un thermocouple soudé à l'échantillon et relié à un galvanomètre de très faible inertie, permet d'enregistrer la température de l'échantillon lors d'un refroidissement même très rapide.

La vitesse de refroidissement relevée sur la courbe température-temps ainsi obtenue (fig. 12) n'est pas constante lors de la trempe; il est cependant possible d'associer à chaque courbe une vitesse définie par la pente de la tangente en un point d'ordonnée fixée arbitrairement; nous avons choisi, pour raison de commodité, le point d'ordonnée 850°C. La vitesse de refroidissement ainsi définie varie, suivant le débit d'argon ou d'hélium, entre 100°C/s et 10.000°C/s.

La transformation d'une phase lors d'un refroidissement est exothermique; le dégagement de chaleur provoque une irrégularité sur la courbe de refroidissement (fig. 12) ce qui permet de repérer la température de début de transformation.

On peut donc associer à chaque vitesse de refroidissement repérant une trempe



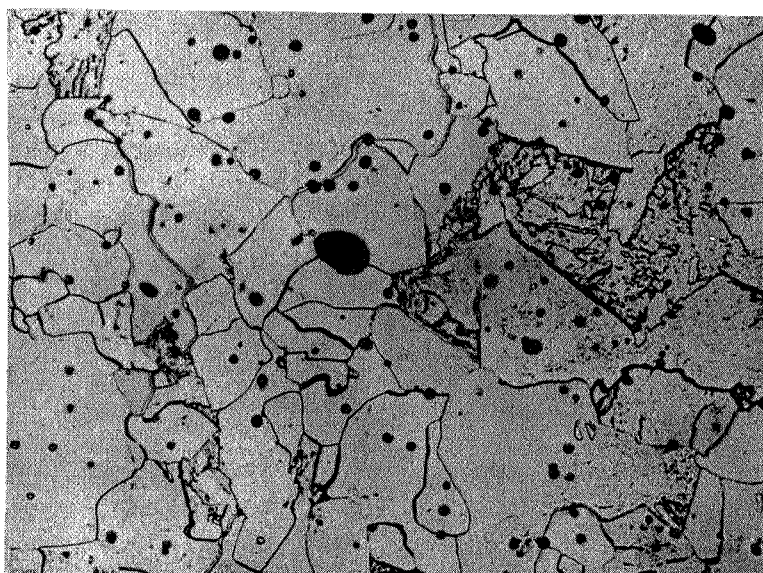
- a -

Refroidissement sous amiante

Ferrite équiaxe

120HV₂₀

G = 350



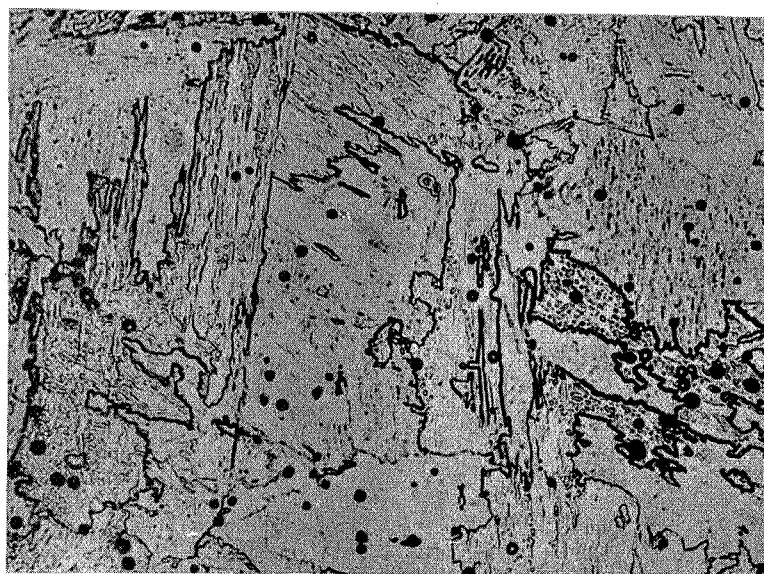
- b -

Trempe à l'air

Structure mixte

140HV₂₀

G = 350



- c -

Trempe à l'eau

Martensite

205HV₂₀

G = 350

Figure 18 -

Influence de la vitesse de refroidissement sur la structure de trempe de l'austénite.

Alliage Fe-Mo-Ni (Mo: 2,3%; Ni: 2,3%; C: $20 \cdot 10^{-4}$ %) trempé après maintien à 1150°C (γ).

la température de début de transformation correspondante et donc construire une courbe donnant la variation de cette température en fonction de la vitesse de trempe, courbe qui donne des indications sur les mécanismes de transformation qui interviennent.

Cette technique d'analyse thermique nous a ainsi permis d'obtenir, à plusieurs reprises, des renseignements sur la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ de divers alliages; cependant, pour des raisons purement technologiques, nous n'avons pas pu l'appliquer à la transformation $\delta \rightarrow \gamma$.

2.2

CLASSIFICATION DES ALLIAGES A BASE DE FER

Les alliages qui possèdent à haute température un domaine d'équilibre monophasé δ peuvent, pour la plupart, être classés en trois groupes suivant que leur structure d'équilibre est :

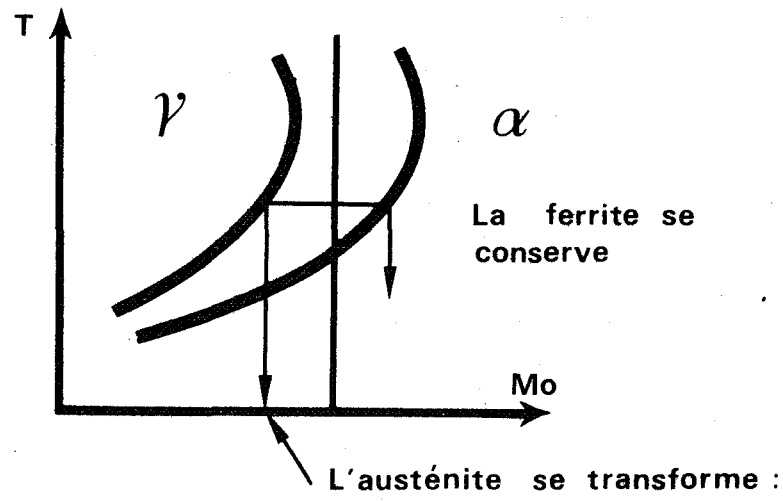
- ferritique à toute température,
- austéno-ferritique dans un intervalle de température et ferritique en dehors de cet intervalle,
- austénitique dans un intervalle de température et austéno-ferritique puis ferritique en dehors de cet intervalle.

Pour la désignation de ces trois classes d'alliages nous généraliserons les notations utilisées par (1) pour décrire les alliages Fe-Cr; ainsi nous appellerons (fig. 13) :

alliages de type III, les alliages dont la structure d'équilibre est monophasée ferritique à toute température,

alliages de type II, les alliages dont la structure d'équilibre est biphasée austéno-ferritique dans un certain intervalle de température et monophasée ferritique en dehors de cet intervalle,

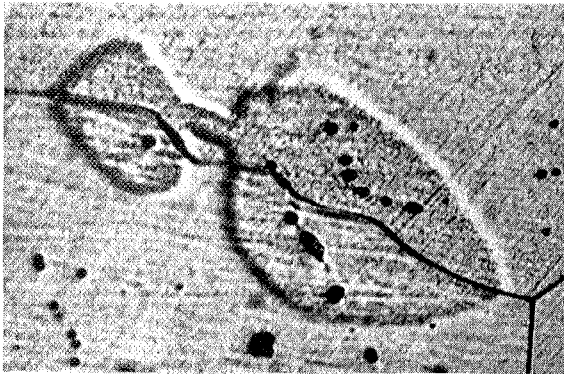
alliages de type I, les alliages dont la structure d'équilibre est monophasée



-a-

En ferrite

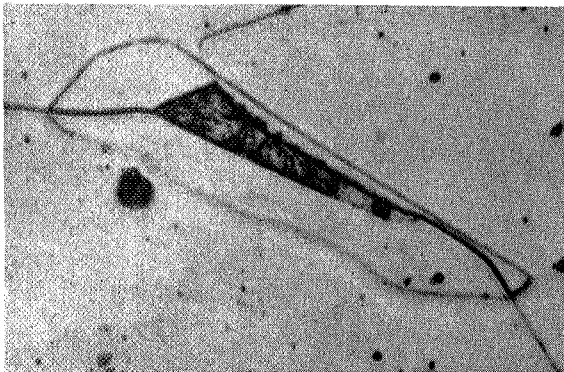
Par trempe à l'air



-b-

En ferrite et en martensite

Par trempe à l'eau chaude



-c-

En martensite

Par trempe à la saumure glacée

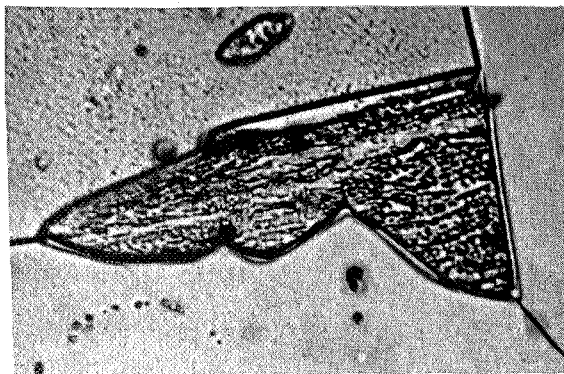


Figure 19 -

Structures obtenues par trempe d'un alliage à partir de l'état $\gamma + \alpha$.

Alliage Fe-Mo-Mn (Mo: 5% ; Mn: 1% ; C: $40 \cdot 10^{-4}$ %)
trempe à partir de 1150°C .

Microphotographies au grandissement 800.

austénitique dans un certain intervalle de température et austéno-ferritique puis ferritique en dehors de cet intervalle.

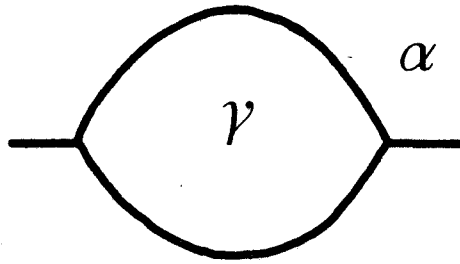
Le fer pur dont la structure stable est monophasée austénitique entre 910°C et 1390°C et ferritique en dehors de cet intervalle, peut être considéré comme étant de type I; ainsi les alliages de type I s'obtiennent en ajoutant au fer des éléments quelconques à condition que la teneur de chaque élément ajouté soit *inférieure à une limite* fonction de sa nature ainsi que de la teneur et de la nature des autres éléments en présence.

Par contre le type d'un alliage ne peut être II ou III que lorsque un au moins de ses éléments d'addition est un des éléments alphagènes indiqués sur la figure 14, avec une teneur comprise dans un intervalle fonction de la nature et de la teneur des autres éléments présents dans l'alliage.

A partir d'un alliage binaire de base, on peut obtenir des alliages du même type par addition d'éléments de nature très variée (en quantités judicieusement choisies); il ne peut donc être question d'établir une liste limitative des alliages de chaque type, mais nous verrons de nombreux exemples au cours de ce chapitre.

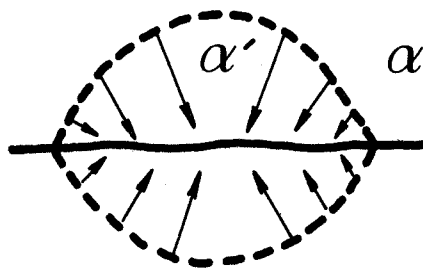
On peut englober dans les trois types que nous venons de définir les alliages dont la structure d'équilibre à température ambiante est, non pas monophasée ferritique, mais biphasée : ferrite + composé défini (par exemple des alliages Fe-P-O).

Bien qu'il existe quelques exceptions pour lesquelles un alliage monophasé à haute température ne peut être inséré dans la classification précédente (par exemple certains alliages Fe-Ta et Fe-Nb), nous limiterons notre étude au comportement à la trempe des alliages de type I, II ou III, les alliages de ce dernier type ayant d'ailleurs un comportement très simple puisque leur structure stable est toujours monophasée ferritique.



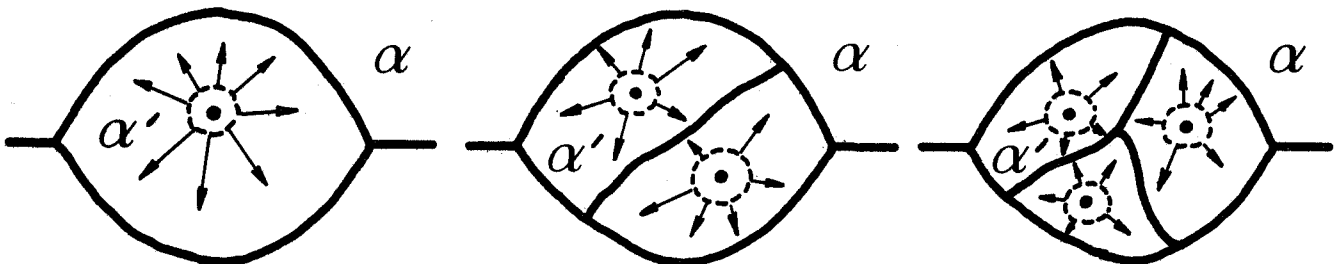
- a -

Structure initiale austéno-ferritique



- b -

Structure finale lorsque la ferrite d'équilibre sert de germe à la transformation massive $\gamma \rightarrow \alpha'$



1 germe

2 germes

3 germes

- c -

Structures finales lorsque la ferrite d'équilibre ne sert pas de germe à la transformation massive $\gamma \rightarrow \alpha'$

FIGURE 20 -

Relation entre la position des joints de grains après trempe et la germination de la transformation massive

(les joints de grains sont représentés en traits pleins)

2.3COMPORTEMENT A LA TREMPE DE L'AUSTENITE D'EQUILIBRE

Après avoir examiné la nature des structures de trempe de l'austénite d'alliages de type I ou II nous déterminerons dans quelles conditions une structure donnée apparaît, ce qui revient à chercher les facteurs influant sur la structure de trempe.

2.31 - NATURE DES STRUCTURES DE TREMPE DE L'AUSTENITE2.311 - Comportement à la trempe de structures monophasées austénitiques

Lors d'une trempe depuis l'état monophasé austénitique jusqu'à la température ambiante les alliages de type I se transforment totalement; la structure de trempe obtenue, toujours cubique centrée, peut présenter trois formes différentes :

- une des structures de trempe de l'austénite est formée de cristaux de ferrite aux contours plus ou moins irréguliers (fig. 15 a). Une telle structure, qui peut être obtenue lors de refroidissements rapides (trempe à l'eau), a déjà été observée à de nombreuses reprises (2, 6 à 8) : il s'agit du produit de la *transformation massive* de l'austénite, produit appelé *ferrite massive* ou *ferrite équiaxe* (le premier terme décrit le mécanisme de formation et le deuxième le faciès; par la suite nous emploierons indifféremment l'un ou l'autre);

- une autre variété de structure de trempe de l'austénite est formée de cristaux aux *contours très dentelés* qui peuvent avoir une orientation privilégiée (fig. 15 b); nous avons pu constater que l'apparition de cette structure entraîne un effet de relief sur la surface de l'échantillon, il s'agit d'une variété de *martensite* qui se rencontre très souvent dans les alliages à base de fer pauvres en carbone ainsi que dans des alliages non ferreux (2, 8 à 11, 17). Chaque cristal au contour dentelé est formé d'un ensemble de *lattes* de martensite faiblement désorientées les unes par rapport aux autres (lattes dont l'épaisseur peut atteindre le micron), chaque latte correspondant à un bloc élémentaire affecté par la transformation martensitique (cf. § 1.131);

- enfin par trempe d'un alliage à partir de l'état austénitique on obtient parfois

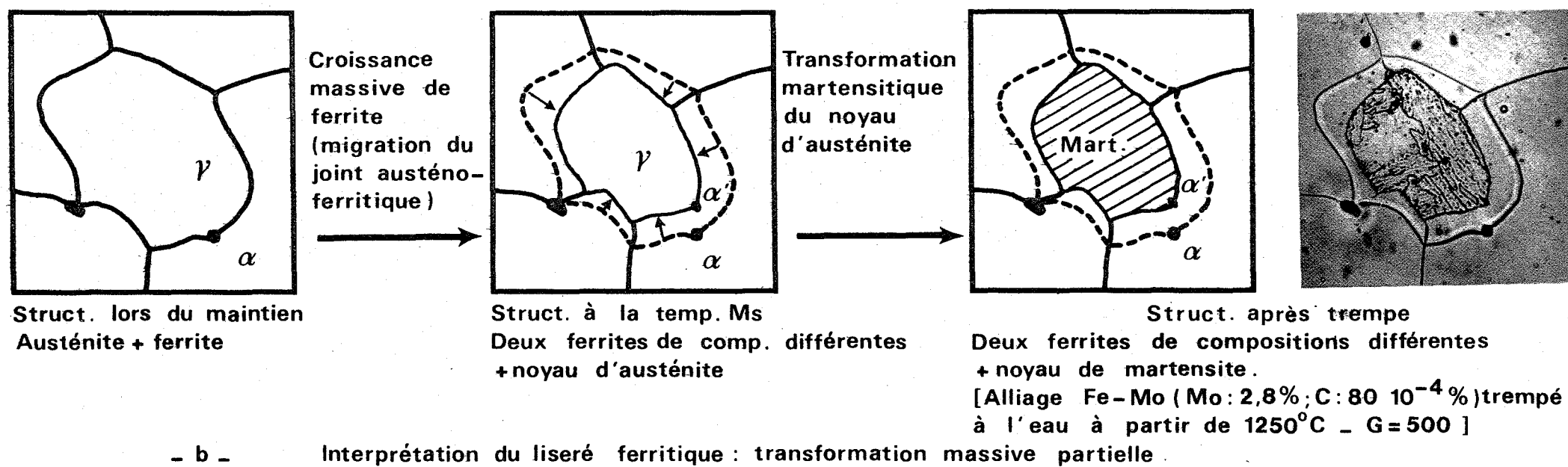
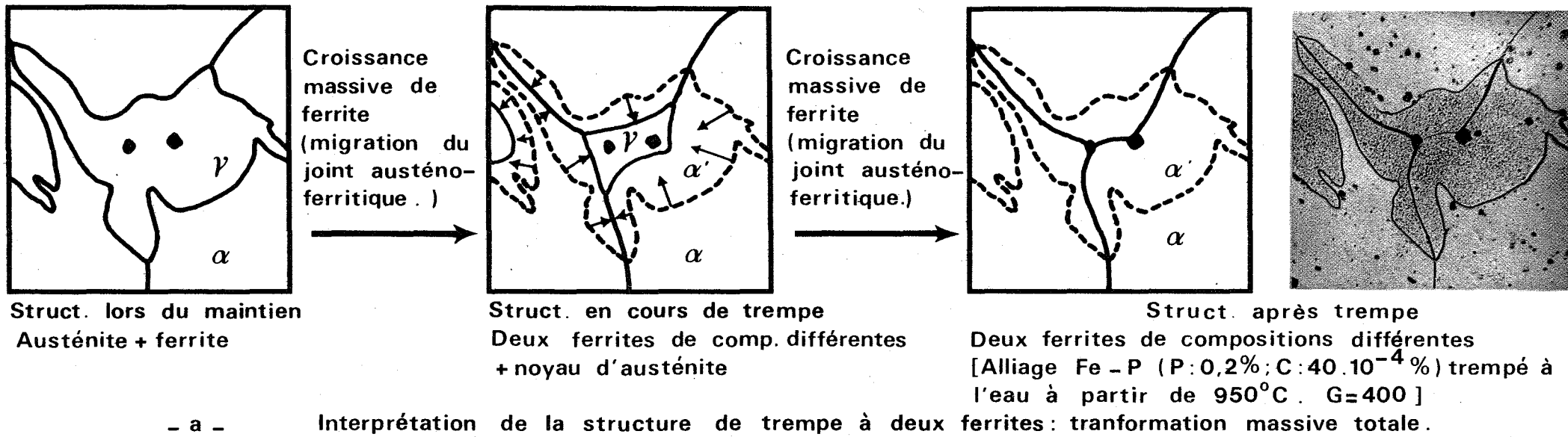


Figure 21 - **Interprétation de deux structures obtenues après trempe à partir de l'état austéno-ferritique.**

une *structure mixte*, mélange de martensite et de ferrite massive (fig. 15 c); des analyses à la microsonde de Castaing ne décèlent pas de différences de compositions entre les zones à structure différente. Mais la structure mixte, obtenue pour des refroidissements rapides (trempe à l'eau), s'interprète aisément à partir des mécanismes et des cinétiques des transformations massives et martensitiques (cf. § 1.1) : lors du refroidissement il y a croissance massive de cristaux de ferrite mais toute l'austénite n'est pas transformée lorsque la température M_S est atteinte; l'austénite restante se transformera alors en martensite dans l'intervalle ($M_S - M_F$).

Sur certains alliages Fe-P-C et Fe-Al-C trempés à partir de l'état austénitique, nous avons observé une structure mixte un peu particulière : la ferrite équiaxe est localisée au voisinage des anciens joints de grains austénitiques (fig. 16). On sait que sur certains alliages non ferreux la transformation massive débute aux joints de grains de la phase initiale (fig. 17) (11); par analogie, les structures mixtes particulières obtenues par trempe de l'austénite peuvent être interprétées par une *germination préférentielle de la ferrite massive aux joints de grains austénitiques*.

D'après ces interprétations de la structure mixte, la vitesse de refroidissement doit avoir une influence sur la nature de la structure de trempe de l'austénite. Et, en effet, nous avons souvent observé que la structure de trempe d'un même alliage peut être, suivant la vitesse de trempe, de la ferrite équiaxe, une structure mixte ou de la martensite (fig. 18). Notons que lors de traitements de trempe, allant du refroidissement sous amiante d'un échantillon massif à la trempe à l'eau de fils de faible diamètre, nous n'avons pas constaté de transformations de l'austénite mettant en jeu des changements locaux de composition.

Le comportement à la trempe de l'austénite d'alliages de type I s'interprète en supposant que l'intervalle de transformation martensitique ($M_S - M_F$) correspondant à ces alliages se trouve dans le domaine monophasé α au-dessus de la température ambiante (cf. § 1.2).

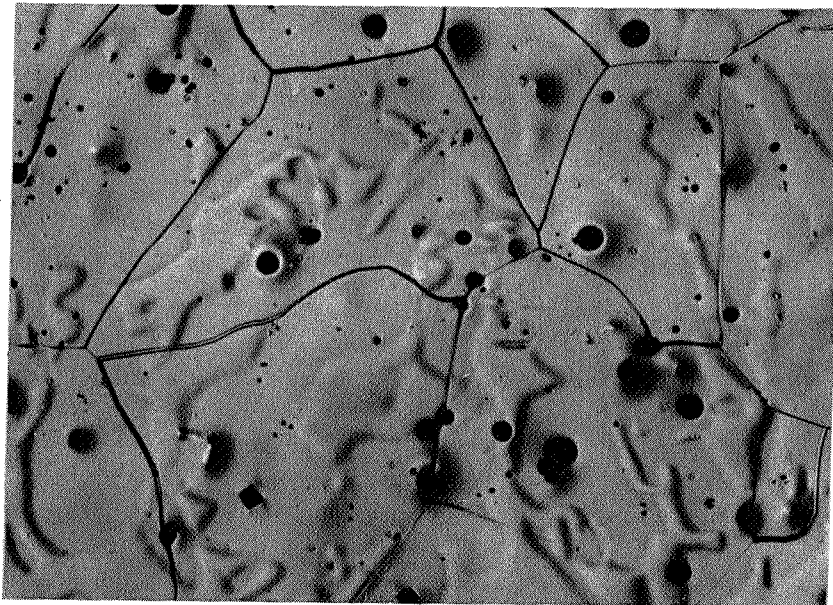
2.312 - Comportement à la trempe de structures austéno-ferritiques

Connaissant le comportement à la trempe des structures monophasées austénitiques, nous envisageons maintenant celui de l'austénite initialement en équilibre avec de la ferrite; les structures initiales austéno-ferritiques proviennent d'alliages



- a -

Trempe à l'eau



- b -

Trempe à l'air

Figure 22 -

Influence de la vitesse de trempe sur les traces des anciens joints austéno-ferritiques.

Alliage Fe - P (P : 0,30 % ; C : $45 \cdot 10^{-4}$ %)
trempe après maintien à 1115°C .

Attaque identique (au nital) pour les deux éprouvettes .

Microphotographies au grossissement 200 .

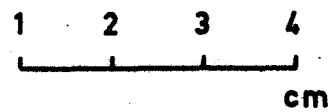
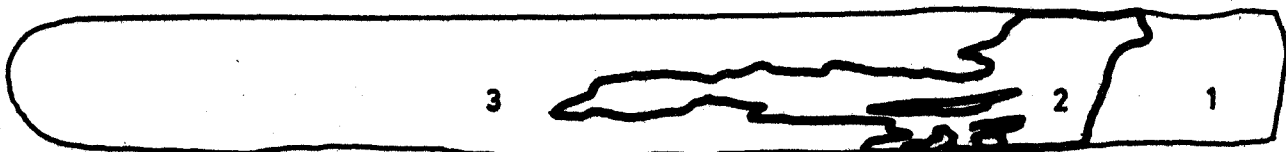
de type I ou II; pour plus de clarté, nous ne considérerons dans le présent paragraphe que les structures dont la ferrite se conserve au cours du refroidissement.

Le constituant provenant de la trempe de l'austénite peut être distingué, sans aucune ambiguïté, de la ferrite d'équilibre par des analyses à la microsonde de Castaing; en effet la différence de composition existant entre l'austénite et la ferrite lors du maintien se retrouve entre le constituant de trempe de l'austénite et la ferrite obtenue après le refroidissement. Nous avons ainsi constaté que la structure de trempe de l'austénite peut prendre trois formes différentes, qui sont parfois observées à partir d'une même structure austéno-ferritique refroidie à différentes vitesses (fig. 19).

L'austénite se transforme en *martensite* pour les vitesses de refroidissement élevées (fig. 19 c); cette martensite est analogue à celle observée par trempe de structures monophasées.

Lors de refroidissements plus lents l'austénite se transforme totalement en *ferrite*; micrographiquement cette ferrite ne se distingue de celle qui était en équilibre lors du maintien que par une faible différence d'attaque due à la différence de composition entre ces deux phases (fig. 19 a). Ce type de transformation *totale* de l'austénite en ferrite se produit pour des vitesses de trempe d'autant plus élevées que la teneur en carbone de l'alliage est plus faible, et peut s'observer pour des vitesses de trempe très supérieures à celle donnée par la trempe à l'eau : il s'agit donc d'une *transformation massive* de l'austénite en ferrite. La ferrite massive ainsi obtenue présente cependant certaines particularités par rapport à celle provenant d'une structure initiale monophasée, particularités qui seront examinées par la suite.

Enfin pour des vitesses de refroidissement intermédiaires entre celles provoquant la formation de martensite et celles provoquant la formation de ferrite équiaxe, l'austénite se transforme en une *structure mixte* composée de ferrite équiaxe et de martensite (fig. 19 b); cette structure mixte est différente de celle obtenue par trempe d'un alliage à partir de l'état monophasé austénitique, car la ferrite équiaxe est localisée dans un liseré entourant un noyau de martensite. La ferrite équiaxe, par ailleurs, présente la même allure que celle provenant de la transformation totale de l'austénite d'une structure biphasée.



- 1 - cristal de Fe.Si
- 2 - cristal de fer
- 3 - polycristal de fer

FIGURE 23 -

Résultat obtenu par déplacement du joint austéno-ferritique

Ainsi par trempe à partir de l'état austéno-ferritique, l'austénite se transforme en ferrite massive, en martensite ou en un mélange des deux; son comportement est donc analogue à celui observé par trempe de structures monophasées austénitiques.

Cependant la ferrite massive obtenue par trempe d'une structure austéno-ferritique présente un aspect particulier : *ses joints de grains sont toujours en prolongement direct des joints de grains de la ferrite d'équilibre voisine* (fig. 19, 21, 22). Une telle configuration, observée systématiquement, prouve que la transformation de l'austénite en ferrite se fait par *migration de l'ancien interface austéno-ferritique* (fig. 20). Donc, les cristaux de ferrite sont les germes de la transformation massive de l'austénite lors de la trempe d'une structure austéno-ferritique.

Ainsi la transformation massive d'une région austénitique se traduit par la croissance d'un liseré ferritique de la périphérie vers le centre; cette croissance peut affecter toute l'austénite et donner une structure finale à deux ferrites (fig. 21 a); mais la croissance du liseré peut ne pas être terminée à la température M_S correspondant à l'austénite; dans ce cas le *noyau* d'austénite restant à cette température se transforme en martensite dans l'intervalle $(M_S - M_F)$; finalement l'austénite aura donné naissance à une structure mixte (fig. 21 b); *la forme particulière de la structure mixte est donc une conséquence directe du mécanisme de la transformation massive.*

Notons que le liseré ferritique de la structure mixte avait été observé par (29) sur certains alliages Fe-Mo et Fe-Cr; mais l'interprétation qui en était donnée (cf. § 4.23) était différente de celle que nous avons exposée.

Une conséquence du mécanisme de la transformation massive lors de la trempe d'une structure biphasée est que, après la transformation, il y a de part et d'autre de l'emplacement de l'ancien joint austéno-ferritique deux cristaux de ferrite de compositions chimiques différentes mais de *même orientation cristallographique*; lorsque l'austénite se transforme en ferrite équiaxe ou en structure mixte *il n'y a pas de joint de grains à l'emplacement de l'ancien joint austéno-ferritique*. En effet, nous avons souvent constaté que l'emplacement de l'ancien interface austéno-ferritique n'est pas marqué par l'attaque chimique comme l'est un joint qui sépare deux cristaux de ferrite d'orientation différente; une telle différence entre l'ancien joint austéno-

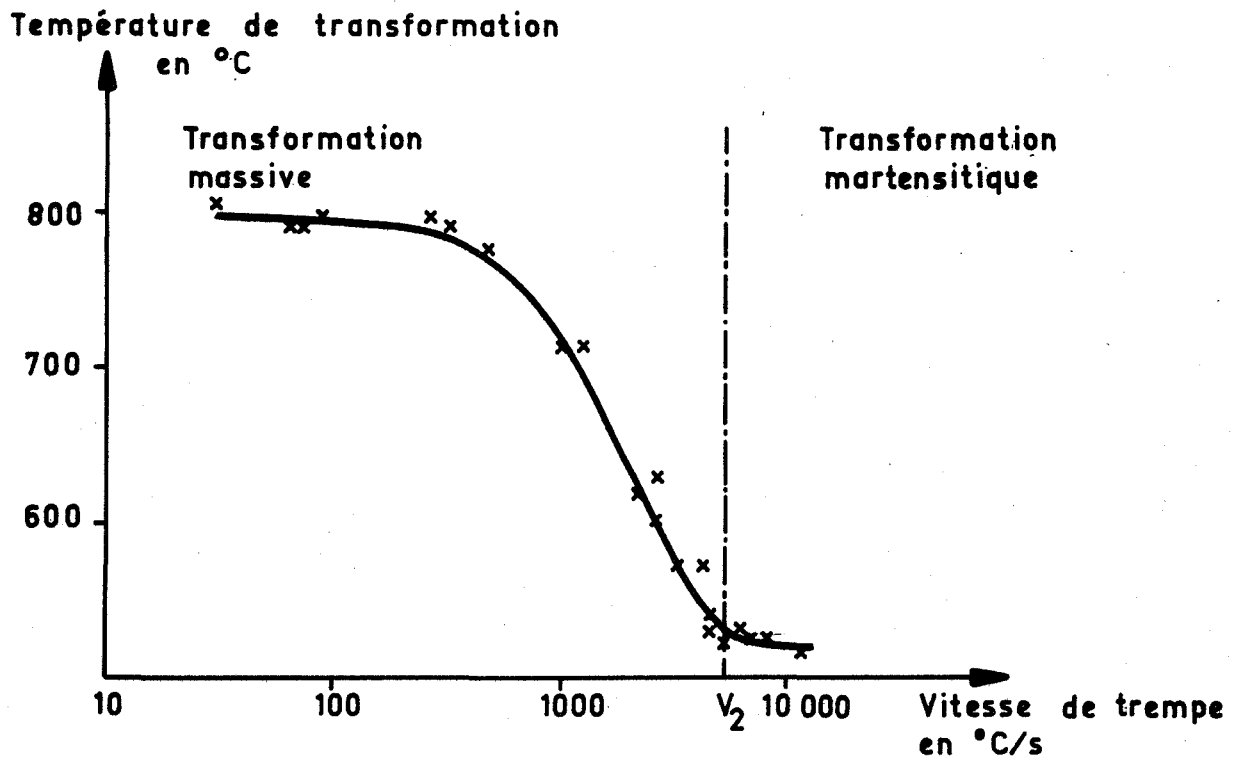


FIGURE 24 -

Influence de la vitesse de refroidissement sur la température de début de transformation de l'austénite

ferritique et un joint de grains avait été signalée par (31) à l'occasion de l'étude de certains alliages Fe-P.

Dans certains cas cependant, l'emplacement de l'ancien joint "interphase" est gravé par l'attaque chimique (fig. 21). Nous avons même pu constater sur des alliages Fe-P que l'emplacement des anciens joints était marqué ou non par une attaque suivant que l'alliage avait été refroidi à l'eau ou à l'air après maintien dans le même état austéno-ferritique (fig. 22). Nous avons imputé ce phénomène (32) à une ségrégation à l'équilibre du phosphore aux joints austéno-ferritiques qui serait conservée par un refroidissement rapide alors qu'elle disparaîtrait lors d'un refroidissement lent : dans le premier cas l'emplacement serait matérialisé chimiquement et pourrait être gravé par l'attaque alors que dans le second l'emplacement ne serait matérialisé ni chimiquement ni cristallographiquement et ne serait donc pas révélé par l'attaque. Cette interprétation semblait être confirmée par des observations à la microsonde de Castaing, observations que nous avons mises en doute par la suite, car elles ont été faites après une très légère attaque.

En fait, nous préférons interpréter les constatations faites au sujet des anciens joints interphases, comme suit : le gradient de concentration au niveau de ces joints, quasi-infini lors du maintien en température, sera d'autant plus grand après trempe que celle-ci aura été plus rapide; lors du contact avec un réactif il y aura une attaque préférentielle de l'emplacement des anciens joints si le gradient de concentration y est élevé c'est-à-dire si le refroidissement a été rapide; par contre si le gradient est faible il n'y aura pas d'attaque.

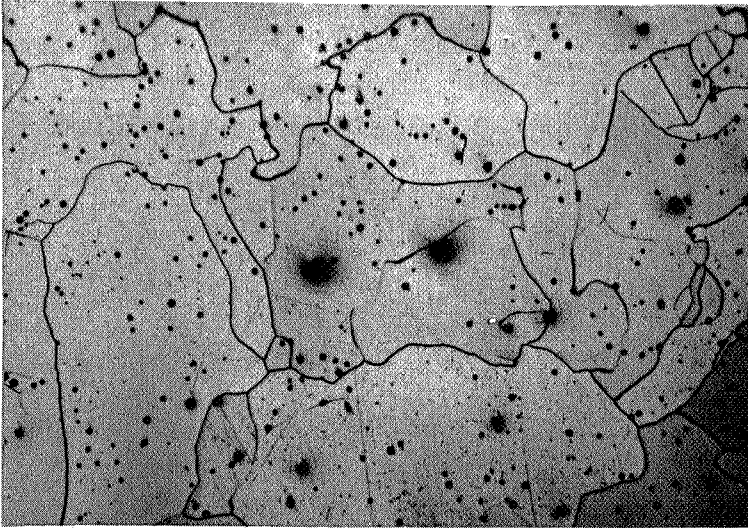
Si un cristal de ferrite est au contact avec de l'austénite il servira de germe à la transformation massive $\gamma \rightarrow \alpha$, même si sa composition n'est pas exactement la même que celle de l'austénite. Peut-on utiliser cette propriété de la transformation massive pour la *préparation de monocristaux orientés de fer* ?

On fabrique de façon courante dans notre laboratoire des cristaux orientés d'alliages Fe-Si ferritiques à toute température, cela par une technique de solidification contrôlée (33); un cristal de Fe-Si pourrait peut être servir de germe à la croissance massive d'un cristal de fer α se développant au détriment d'un polycristal de fer γ . Nous avons fait un essai dans cette direction; nous avons soudé, par fusion locale, un

-a-

Teneur en carbone : $50 \cdot 10^{-4} \%$

Ferrite équiaxe
G = 200



-b-

Teneur en carbone : $250 \cdot 10^{-4} \%$

Structure mixte
G = 200



-c-

Teneur en carbone : $300 \cdot 10^{-4} \%$

Martensite
G = 200



Figure 25 -

Influence de la teneur en carbone sur la structure de trempe de l'austénite.

Alliage Fe-P à 0,1% de phosphore trempé à l'eau après maintien à 1100°C (γ).

barreau de fer à un germe de Fe-Si, puis nous avons porté l'ensemble à une température supérieure à 900°C dans un four à gradient thermique (33); la structure du fer était alors austénitique, celle de l'alliage Fe-Si étant toujours ferritique. L'ensemble a ensuite été refroidi à partir de la tête en essayant d'avoir un gradient de température le plus élevé possible se déplaçant le plus rapidement possible. Bien que les conditions soient loin d'être optimales dans le four que nous avons utilisé (qui est adapté pour faire des cristaux de solidification (33)), nous avons obtenu un monocristal de fer de plusieurs centimètres de long (fig. 23); il n'a cependant pas la même orientation que le cristal initial de Fe-Si; c'est donc un cristal parasite qui a servi de germe à la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$; un tel phénomène parasite pourrait sûrement être évité par l'amélioration des conditions de traitement (ainsi que par l'utilisation d'une technique de soudure évitant de fondre localement).

Le résultat obtenu montre que *la méthode de déplacement d'un joint interphase en phase solide est applicable à la préparation de monocristaux de fer*; le principe de la méthode permet d'espérer qu'il sera possible d'imposer une orientation quelconque au cristal de fer. Mais la mise au point de la méthode demanderait de nombreux essais; nous n'avons pas poursuivi les travaux car ils nous auraient beaucoup éloigné du but initial de notre étude.

2.313 - Récapitulatif

Lors de trempes classiques (variant entre le refroidissement sous amiante d'échantillons massifs et la trempe à l'eau de fils de faible section) jusqu'à la température ambiante l'austénite d'alliages de type I ou II se transforme totalement.

La structure de trempe de l'austénite est de la ferrite massive (ou équiaxe), de la martensite ou un mélange des deux; ces structures proviennent d'une transformation massive, martensitique ou massive puis martensitique.

Nous avons mis en évidence que les cristaux de ferrite d'équilibre servent de germes à la transformation massive de l'austénite se produisant lors de la trempe d'une structure austéno-ferritique; cela explique certaines différences de faciès entre les structures de trempe de l'austénite suivant que cette phase provient d'une structure monophasée austénitique ou d'une structure biphasée austéno-ferritique.

Connaissant la nature des structures de trempe de l'austénite nous allons

ALLIAGE	TENEURS	K_1
Fe-Cr (2)	Cr : 8 %	$15 \cdot 10^{-4} \%$
Fe-Ti	Ti : 0,7 %	$20 \cdot 10^{-4} \%$
Fe-Mo (2)	Mo : 1 %	$50 \cdot 10^{-4} \%$
Fe-Si	Si : 1 %	$150 \cdot 10^{-4} \%$
Fe-Si-Ni	Si : 1 % , Ni : 1 %	$50 \cdot 10^{-4} \%$
Fe-Al	Al : 1 %	$150 \cdot 10^{-4} \%$
Fe-P	P : 0,1 %	$230 \cdot 10^{-4} \%$

FIGURE 26 -

Valeurs approximatives de la teneur critique K_1 pour des alliages trempés à l'eau après austénitisation à 1150°C.

voir dans quelles conditions une structure déterminée apparaît ou, ce qui revient au même, quels sont les facteurs qui influent sur la nature de la structure de trempe de l'austénite.

2.32 - ETUDE DE CERTAINS FACTEURS AYANT UNE INFLUENCE SUR LA STRUCTURE DE TREMPÉ DE L'AUSTENITE

Nous avons étudié l'influence de :

- la vitesse de trempe,
- la composition de l'alliage,
- la température d'austénitisation,

sur la structure des alliages (de type I) trempés à partir de l'état monophasé austénitique.

2.321 - Influence de la vitesse de refroidissement sur la structure de trempe de l'austénite

La structure de trempe de certains alliages de type I peut être de la ferrite équiaxe pour les faibles vitesses de refroidissement, de la martensite pour les vitesses élevées et une structure mixte pour les vitesses intermédiaires (fig. 18). Il existe donc pour ces alliages deux vitesses critiques V_1 et V_2 telles que la nature de la structure de trempe change lorsque la vitesse franchit une de ces valeurs critiques. La vitesse V_2 peut s'obtenir sur la courbe donnant la température de début de transformation de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement (fig. 24). Une telle influence de la vitesse sur la structure de trempe est bien connue (2, 10, 30, 34); son interprétation est très facile (cf. § 1.3).

Cependant, sur de nombreux alliages de type I nous n'avons constaté aucune influence de la vitesse de trempe; il est fréquent que la structure de trempe de l'alliage soit de la ferrite équiaxe, même sur des fils de faible diamètre refroidis à l'eau, et il arrive que la structure d'un alliage soit de la martensite, même après refroidissement sous amiante d'échantillons massifs. Il est fort possible que, dans ces cas, il existe une influence de la vitesse de trempe mais que celle-ci ne puisse pas être décelée, les vitesses critiques V_1 et V_2 se trouvant en dehors de l'intervalle des vitesses de trempe classiques.

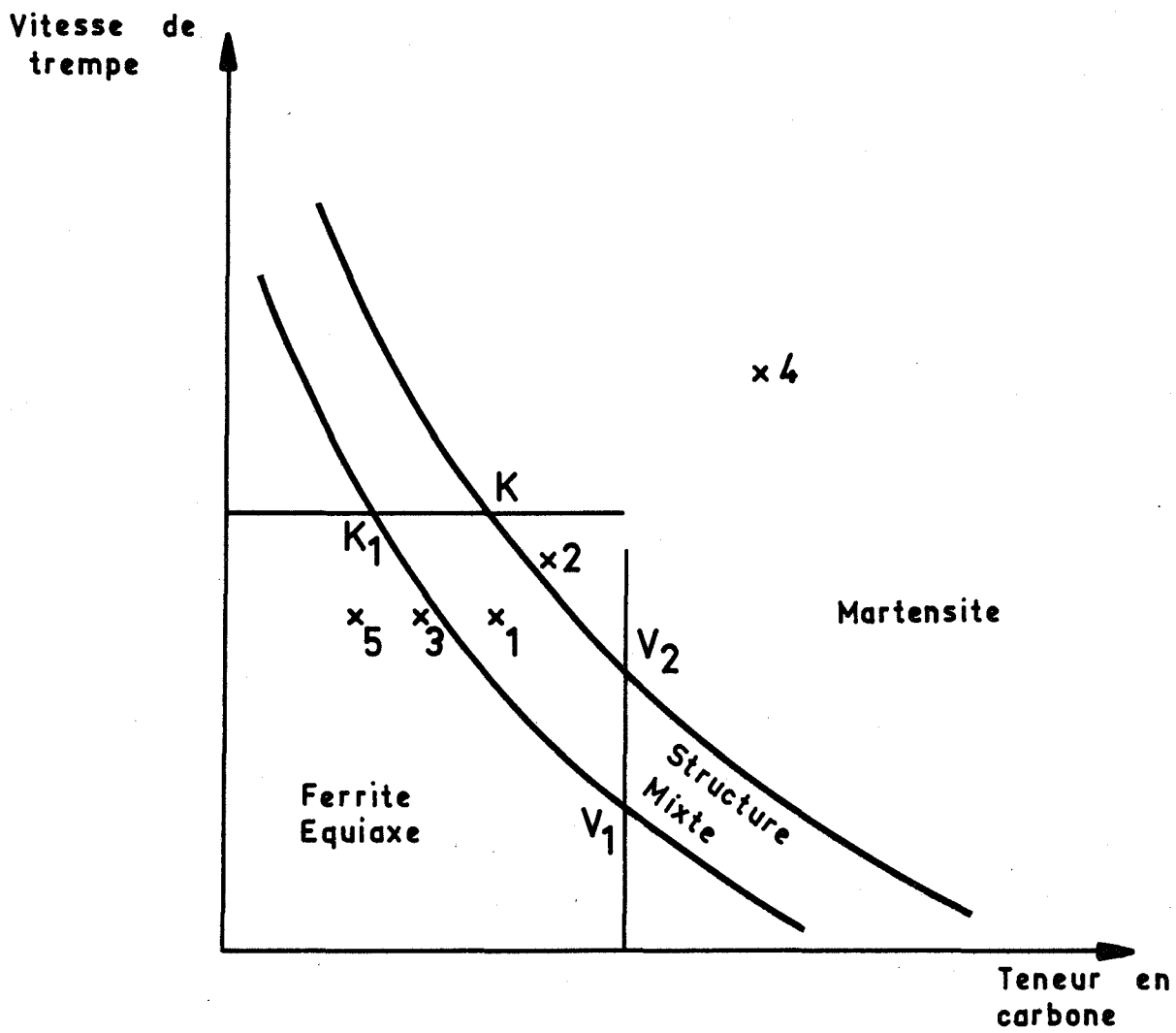


FIGURE 27 -

Détermination de la structure de trempe d'une austénite en fonction de sa teneur en carbone et de la vitesse de trempe

2.322 - Influence de la composition de l'alliage sur la structure de trempe de l'austénite

La structure d'un alliage Fe-P (à 0,1 % de phosphore) après trempe à l'eau à partir d'état austénitique dépend de sa teneur en carbone : pour les faibles teneurs la structure de trempe de l'austénite est de la ferrite équiaxe, lorsque la teneur s'élève la structure devient mixte puis est entièrement formée de martensite (fig. 25).

Un tel comportement qui avait déjà été observé sur les alliages Fe-Cr et Fe-Mo (2) semble général pour tous les alliages de type I : à chaque alliage de type I et à chaque vitesse de trempe correspondent deux teneurs critiques en carbone K_1 et K_2 ; si par seule modification de la teneur en carbone de l'alliage celle-ci devient inférieure à K_1 , comprise entre K_1 et K_2 ou supérieure à K_2 , l'alliage se transformera respectivement en ferrite équiaxe, en structure mixte ou en martensite.

La nature des éléments d'addition (autres que le carbone) influe sur la valeur critique K_1 (fig. 26) et a une influence analogue sur K_2 .

Ainsi on constate que le molybdène favorise beaucoup plus la transformation de l'austénite en martensite que le silicium ou l'aluminium, ces deux derniers éléments ayant des actions comparables; il est donc possible, par l'intermédiaire des teneurs K_1 , de classer les éléments d'addition d'après leur influence sur la transformation de l'austénite.

La comparaison des valeurs K_1 relatives à un alliage Fe-Si et un alliage Fe-Si-Ni (fig. 26) montre que le nickel favorise fortement la transformation martensitique.

Quelques essais sommaires ont montré que :

- l'oxygène n'a pas d'influence nette sur la structure de trempe de l'austénite, tout au moins lorsque sa teneur moyenne dans l'alliage est supérieure à $100 \cdot 10^{-4}$ % ; dans ces conditions on peut supposer que la teneur réelle en oxygène dissous de la phase austénitique est toujours égale à la limite de solubilité puisque cette dernière est très faible,

- l'azote favorise la transformation de l'austénite en martensite (les martensites "à l'azote" sont d'ailleurs bien connues (35)).

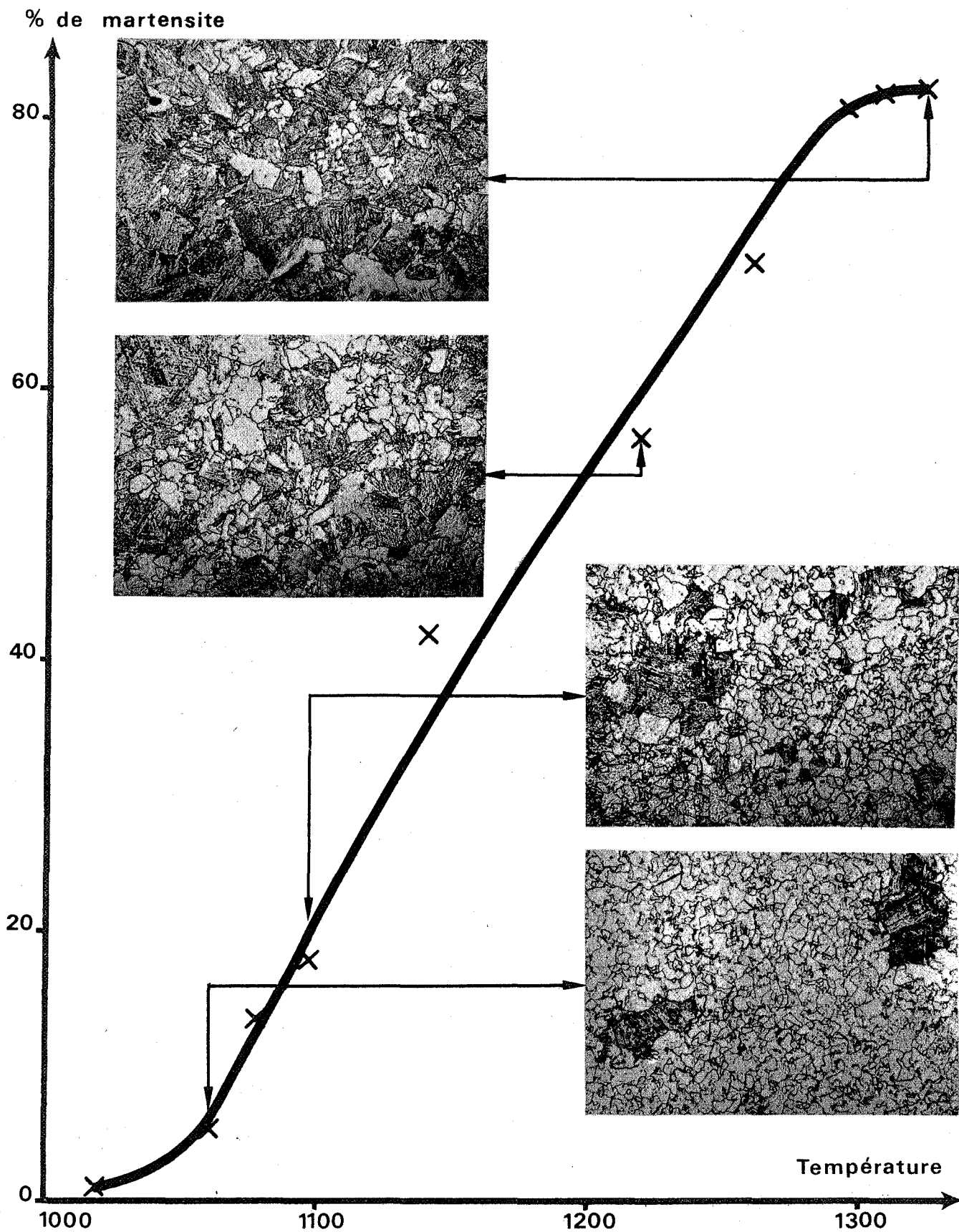


Figure 28 -

Influence de la température d'austénitisation sur la structure de trempe.

Alliage Fe-Si-Ni (Si: 2,5% ; Ni: 2,8% ; C: $45 \cdot 10^{-4}$ %) trempé à l'eau.

2.323 - Conditions de traitement critique relatives à un alliage

Si la teneur en carbone d'un alliage varie, tous les autres facteurs restant constants, l'austénite se transformera en ferrite équiaxe, en structure mixte ou en martensite suivant que cette teneur sera inférieure à K_1 , comprise entre K_1 et K_2 ou supérieure à K_2 . Ces valeurs critiques K_1 et K_2 sont fonction de la vitesse de trempe; on peut tracer les courbes donnant leur variation en fonction de la vitesse sachant qu'une augmentation de cette dernière favorise la transformation martensitique et, par là même, diminue les teneurs K_1 et K_2 (fig. 27). Ces courbes permettent de déterminer, pour chaque teneur en carbone de l'alliage, les valeurs des vitesses critiques de trempe V_1 et V_2 .

Les deux courbes donnant les valeurs de K_1 et K_2 en fonction de la vitesse de refroidissement partagent le plan, teneur en carbone - vitesse de trempe, relatif à un alliage donné, en trois régions correspondant aux trois structures de trempe possibles (fig. 27); ces courbes permettent donc de déterminer le comportement de l'alliage en fonction de sa teneur en carbone et de la vitesse de trempe.

Les structures d'alliages représentés par les points 4 ou 5 (fig. 27) ne seront pas modifiées par une faible variation de la teneur en carbone ou de la vitesse de trempe; par contre une augmentation de l'un de ces deux facteurs provoquera une augmentation de la quantité de martensite sur l'alliage représenté par le point 1; de même il est facile de voir qu'un léger changement d'un facteur pourra entraîner une modification de structure sur les alliages situés en 2 ou 3.

Ainsi une légère modification de la vitesse de trempe et de la teneur en carbone ne se traduit par un changement de structure que si le point représentatif de l'alliage se trouve dans une zone très particulière; une variation de *l'un des deux* facteurs n'entraîne donc un changement de structure que si la vitesse de trempe est située dans un certain intervalle critique (dépendant, en particulier, de la composition).

D'une façon plus générale,

si un facteur quelconque influe sur la transformation de l'austénite, une faible variation de ce facteur n'entraînera une modification de la structure de trempe que si les traitements de trempe sont faits dans des conditions particulières, conditions "critiques" qui sont fonction, entre autres, de la nature de l'alliage et de sa composition.

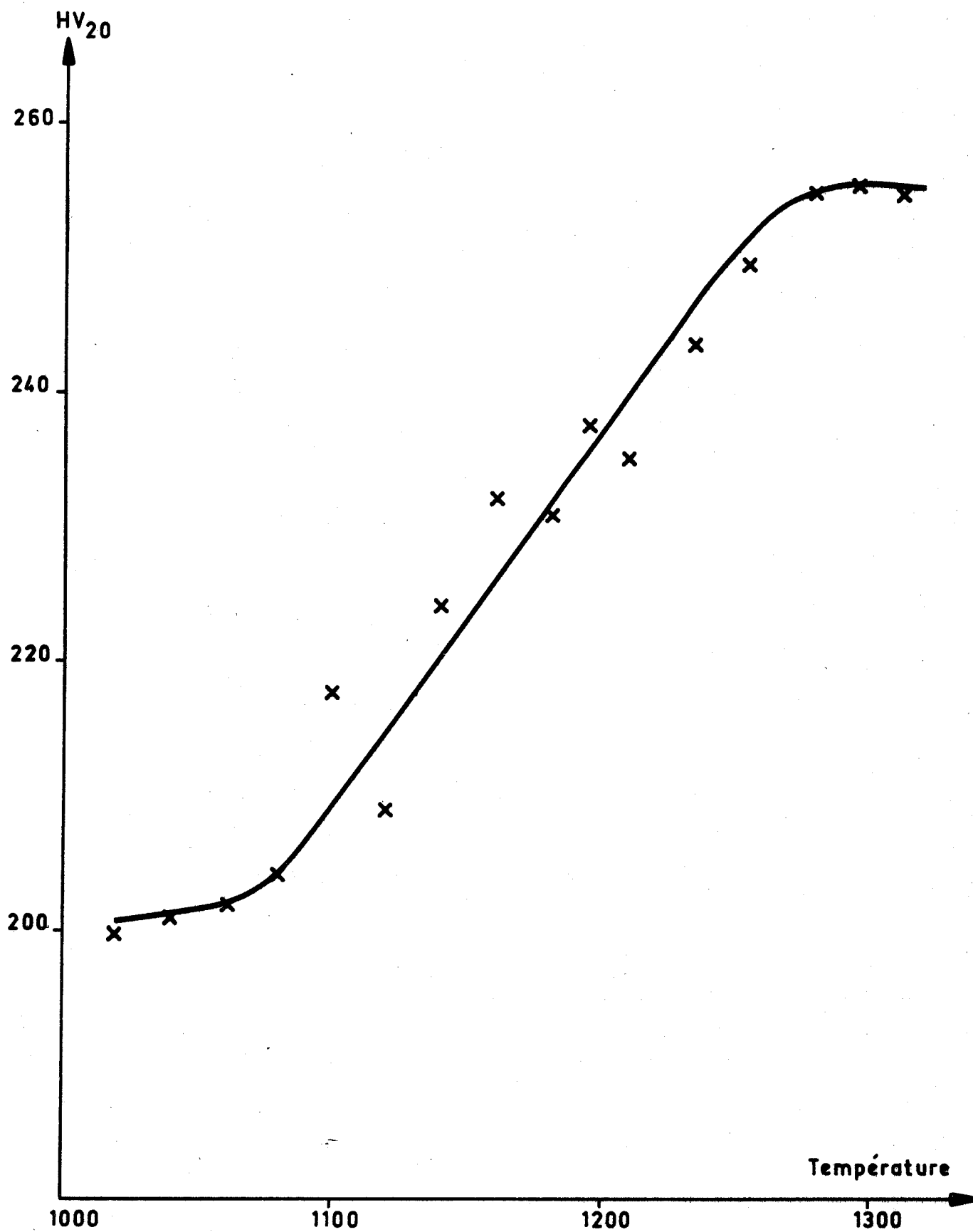


FIGURE 29 -

Influence de la température d'austénitisation sur la dureté après trempe

Alliage Fe-Si-Ni (Si : 2,5 % ; Ni : 2,7 % ; C : $40 \cdot 10^{-4}$ %) trempé à l'eau

Il en résulte que *pour déterminer si un facteur a ou non une influence sur la transformation de l'austénite il faut refroidir celle-ci dans les conditions critiques*; on pourra se rendre compte qu'il en est ainsi du fait, par exemple, qu'une faible variation de la vitesse de trempe, tous les autres facteurs étant constants, entraîne une modification de la structure de trempe.

2.324 - Influence de la température d'austénitisation sur la transformation de l'austénite

La structure de trempe de nombreux alliages de type I paraît indépendante de la température d'austénitisation; mais nous venons de voir que l'influence d'un facteur sur la transformation de l'austénite peut n'apparaître et amener un changement de structure, que si le traitement est fait dans certaines conditions particulières, celles-ci étant fonctions de la composition de l'alliage.

L'étude de l'influence de la température d'austénitisation sur la transformation de l'austénite est donc à faire sur un alliage traité dans certaines conditions critiques.

Ces dernières sont réalisées sur l'alliage Fe-Si-Ni à :

2,5 % de silicium,

2,7 % de nickel,

$40 \cdot 10^{-4}$ % de carbone,

trempe à l'eau; *la structure de cet alliage, après trempe à l'eau, dépend effectivement de la température d'austénitisation* : une élévation de cette dernière se traduit par une augmentation très nette de la quantité de martensite (fig. 28); ainsi, suivant que l'alliage a été austénitisé à 1020°C ou à 1280°C, sa structure de trempe est entièrement constituée par de la ferrite équiaxe ou comporte plus de 70 % de martensite.

Cette évolution de la structure se traduit par une modification sensible de la dureté après trempe (fig. 29).

La courbe donnant la température de début de transformation de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement, obtenue par analyse thermique après austénitisation à une température donnée, permet de connaître la nature de la transformation affectant l'austénite pour chaque vitesse de trempe (fig. 24). De telles courbes, construites pour différentes températures d'austénitisation, devraient donc permettre

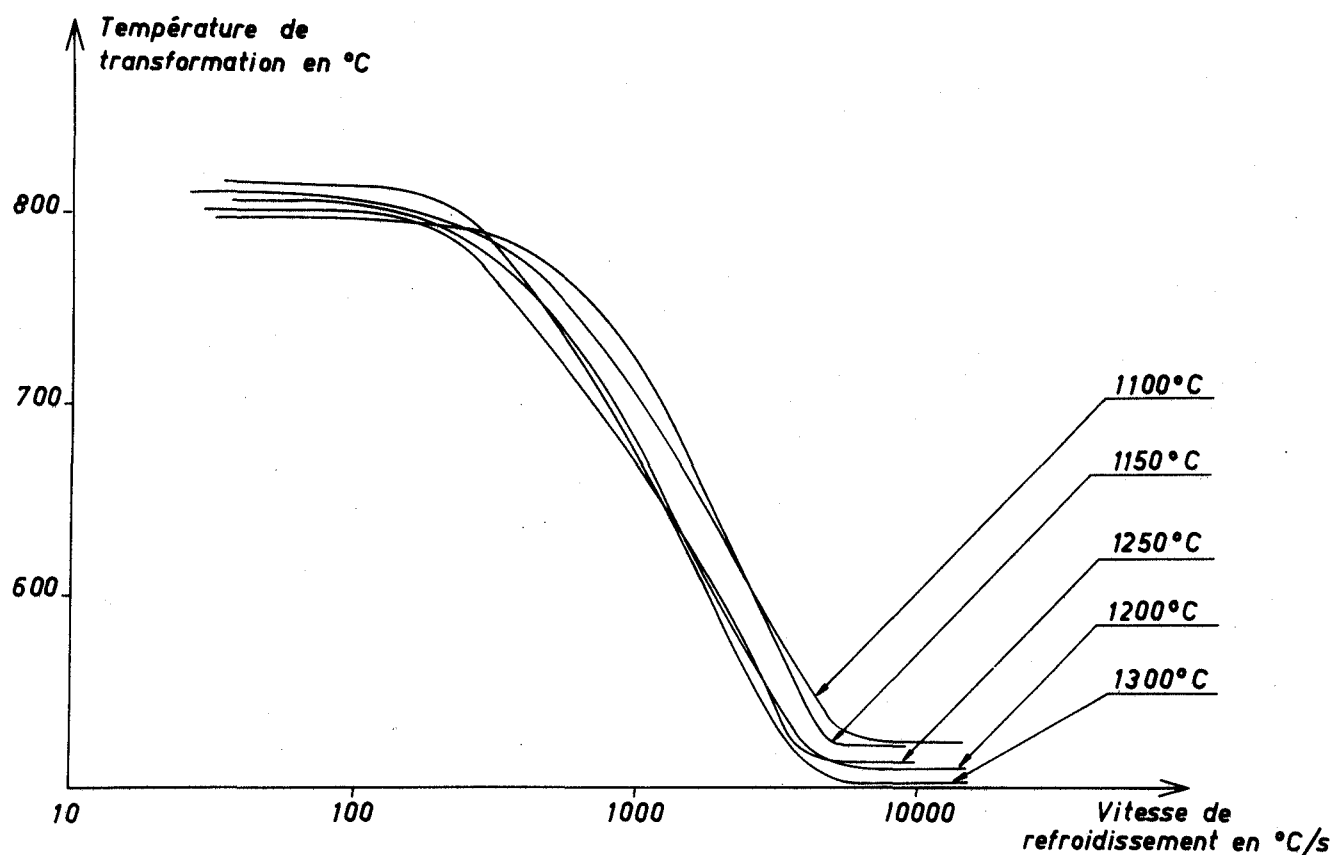


FIGURE 30 -

Influence de la température d'austénitisation sur la courbe donnant la température de début de transformation en fonction de la vitesse de refroidissement

de préciser l'influence de la température d'austénitisation sur la transformation affectant un alliage lors d'une *trempe à une vitesse déterminée*; nous avons construit ces courbes (fig. 30) pour l'alliage Fe-Si-Ni étudié précédemment, mais les résultats que l'on peut en déduire sont beaucoup moins nets que ceux obtenus micrographiquement sur des échantillons trempés à l'eau; les différentes courbes sont en effet très proches les unes des autres et l'influence de la température de maintien n'apparaît pas nettement.

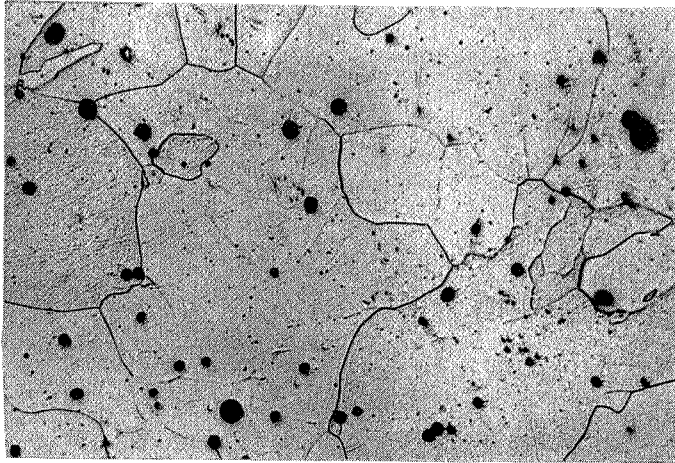
Il semble donc que l'influence de la température de maintien sur la structure de trempe, observée de façon très nette sur un alliage Fe-Si-Ni trempé à l'eau, ne doive pas être attribuée, tout au moins en totalité, à une action directe de la température mais plutôt à un *changement de la vitesse de refroidissement donnée par la trempe à l'eau* lorsque la température initiale de l'échantillon varie.

La précision des courbes donnant la température de début de transformation de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement ne permet pas de déterminer, dans le cas de l'alliage Fe-Si-Ni étudié, s'il existe ou non une influence *directe* de la température d'austénitisation sur la structure de trempe de l'austénite; cependant s'il y a une influence elle est sûrement très faible et ne peut être comparée à celle observée par (9) sur certains alliages Fe-Ni grâce à une méthode d'analyse thermique.

2.325 - Remarque au sujet des structures austéno-ferritiques

La structure de trempe de l'austénite se trouvant en équilibre avec de la ferrite (alliages de type I ou II) est de la ferrite massive, de la martensite ou une structure mixte; la structure dépend de la vitesse de trempe (fig. 19); nous avons pu constater, de façon qualitative, que l'influence des éléments d'addition et des impuretés est analogue à celle observée sur une austénite provenant d'une structure monophasée.

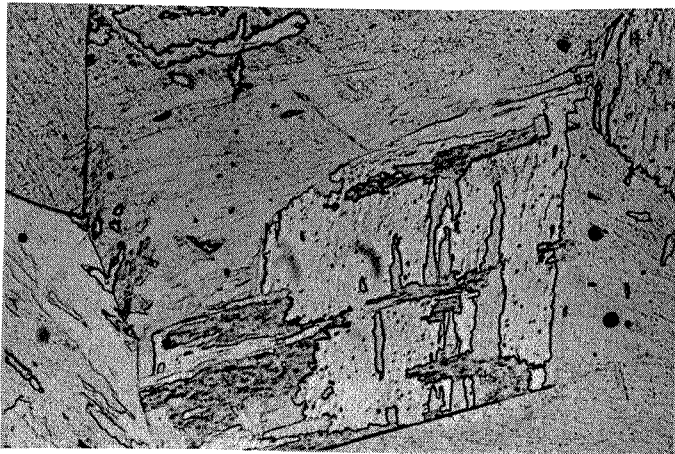
Les germes de la transformation massive de l'austénite sont préexistants lorsque la structure initiale est austéno-ferritique alors qu'ils doivent se former au cours du refroidissement dans le cas d'une structure monophasée austénitique; il est donc possible que, dans certains cas particuliers, une austénite se transforme en ferrite équiaxe ou en martensite (ou structure mixte) suivant qu'elle provient d'une structure biphasée ou d'une structure monophasée, toutes choses étant égales par



- a -

Alliage Fe - P
 (P: 0,16% ; C: $30 \cdot 10^{-4}$ %)
 Maintien à 1390°C (δ)
 Trempe à l'eau

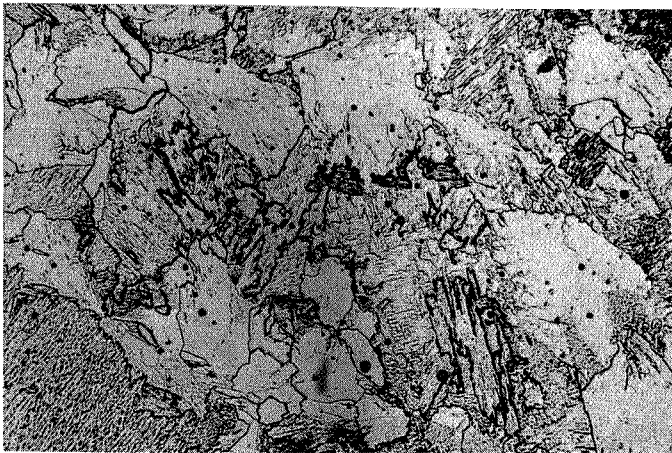
Ferrite équiaxe
 G = 200



- b -

Alliage Fe-Mo-Mn
 (Mo: 2,6% ; Mn: 2,4% ; C: $35 \cdot 10^{-4}$ %)
 Maintien à 1400°C (δ)
 Trempe à l'eau

Martensite
 G = 500



- c -

Alliage Fe-Si-Ni
 (Si: 2,5% ; Ni: 2,13% ; C: $50 \cdot 10^{-4}$ %)
 Maintien à 1420°C (δ)
 Trempe à l'eau

Structure mixte
 G = 150

Figure 31 -

Structures de trempe de la phase γ'

ailleurs. Nous n'avons pas pu vérifier expérimentalement ce phénomène car il est très difficile de connaître avec précision la composition de l'austénite se trouvant en équilibre avec de la ferrite dans un alliage complexe.

2.4

COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA PHASE PROVENANT DE LA TRANSFORMATION DE LA FERRITE δ

Lorsqu'un alliage est trempé à partir du domaine δ et lorsque cet alliage se transforme, la structure observée après trempe est de la ferrite équiaxe, de la martensite ou un mélange des deux (fig. 31).

Ainsi la ferrite δ se transforme en un constituant γ' qui se transforme à son tour, du fait de l'analogie des structures de trempe de la phase γ' et de l'austénite d'équilibre γ nous appellerons souvent la première phase : *austénite γ'* .

L'influence de la vitesse de refroidissement et de la composition est analogue, dans le cas de l'austénite γ' , à celle observée sur l'austénite γ .

On peut alors se demander si la transformation de la ferrite δ a, ou non, une influence sur la transformation ultérieure de "l'austénite".

Les structures de trempe de γ et γ' sont les mêmes dans leur ensemble mais la structure obtenue par refroidissement dans des conditions bien déterminées de l'austénite γ' est-elle toujours identique à celle obtenue à partir de l'austénite γ de même composition refroidie dans les mêmes conditions ?

C'est-à-dire, la structure de trempe d'un alliage est-elle toujours la même, que cet alliage soit trempé à partir du domaine δ ou à partir du domaine γ ?

Très souvent la structure de trempe d'un alliage est la même que celui-ci ait subi un maintien en δ ou en γ . Ainsi, par exemple, la structure d'alliages Fe-As à faible teneur en carbone (20 à 50.10⁻⁴ %) est de la ferrite massive que la trempe (à l'eau) ait été faite après maintien en γ ou en δ ; de même la structure de trempe d'alliages Fe-Mo-Mn (2 à 3 % de manganèse et 50.10⁻⁴ % de carbone) est de la martensite

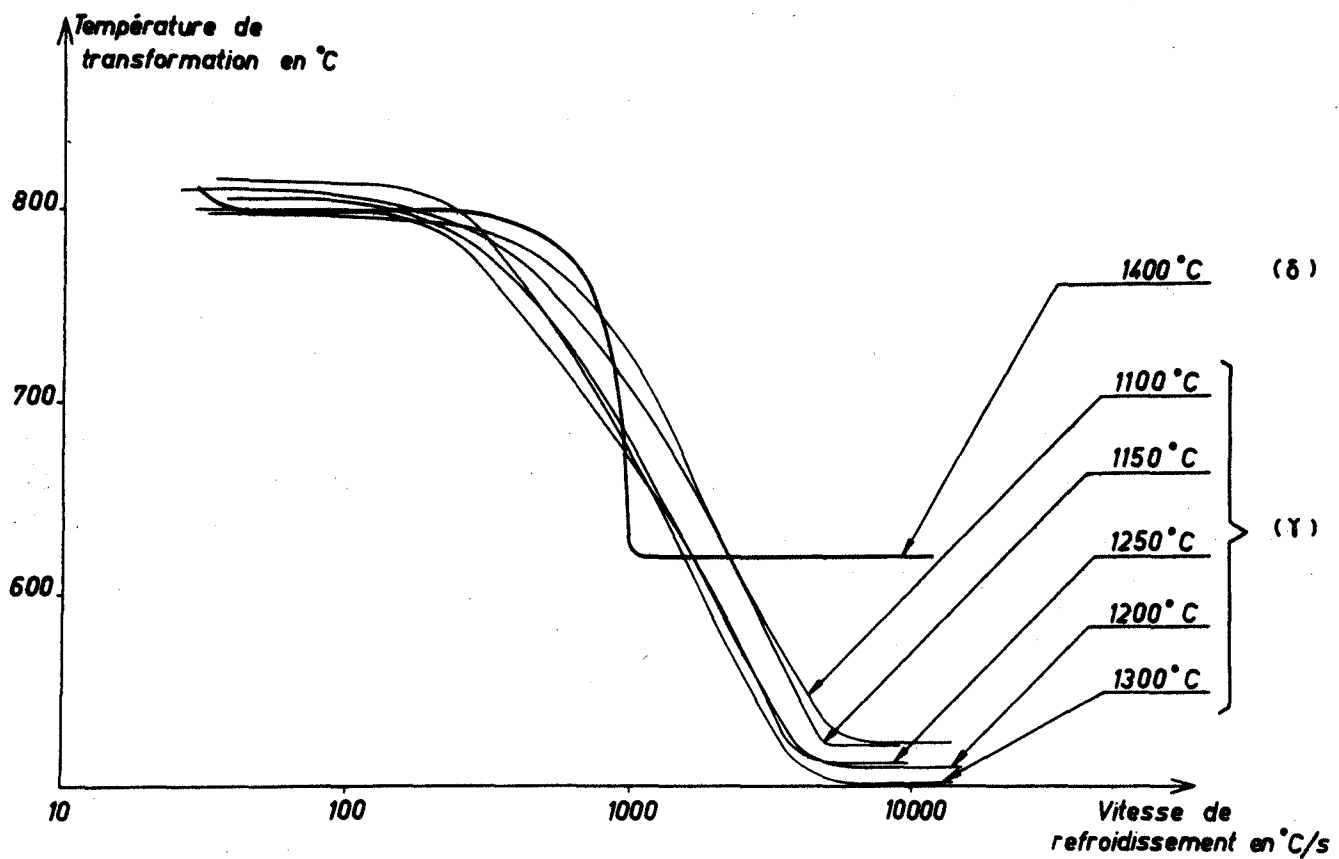


FIGURE 32 -

Influence de la transformation de la ferrite δ sur la température de début de transformation de l'austénite

quel que soit l'état de départ. Mais si la transformation de la ferrite δ influe sur la transformation ultérieure cette influence ne peut se traduire par une différence entre les structures finales que si l'alliage est traité au voisinage des conditions critiques lui correspondant (cf. § 2.323); celles-ci sont réalisées sur l'alliage Fe-Si-Ni dont la composition a été citée précédemment (cf. § 2.324), pour des vitesses de refroidissement voisines de celles données par la trempe à l'eau.

Pour supprimer les difficultés d'interprétation dues à un changement éventuel de la vitesse de refroidissement lors de la trempe dans un même bain d'échantillons de températures différentes, nous avons, en premier lieu, utilisé une méthode indirecte pour comparer les structures d'échantillons trempés à la même vitesse; cette méthode consiste à comparer la courbe donnant la température de début de transformation de l'austénite γ' en fonction de la vitesse de refroidissement à celles obtenues à partir de la phase austénitique d'équilibre.

Les courbes relatives aux alliages trempés après austénitisation à différentes températures sont voisines les unes des autres; par contre la courbe relative à la phase γ' est tout à fait distincte (fig. 32); on peut ainsi noter trois différences essentielles :

- la valeur critique V_2 séparant les vitesses qui provoquent l'apparition de structures mixtes de celles qui entraînent la formation de martensite est plus faible pour les alliages trempés à partir de δ que pour ceux trempés à partir de γ (fig. 33) : ainsi pour les vitesses comprises dans un certain intervalle *la structure de trempe de l'alliage est totalement martensitique ou contient de la ferrite massive suivant que le maintien a été fait dans le domaine δ ou dans le domaine γ* , toutes choses étant égales par ailleurs;

- l'intervalle des vitesses de trempe pour lesquelles l'alliage a une structure de trempe mixte est beaucoup plus petit dans le cas où le maintien est effectué en δ plutôt qu'en γ ;

- enfin *la température de début de transformation martensitique, M_S , est nettement plus élevée pour la phase γ' (620°C) que pour la phase γ (500°C)* (fig. 34); ce phénomène ne peut être relié à une décarburation plus importante en δ qu'en γ car il a été observé de la même façon après un cycle de traitements comportant des trempes

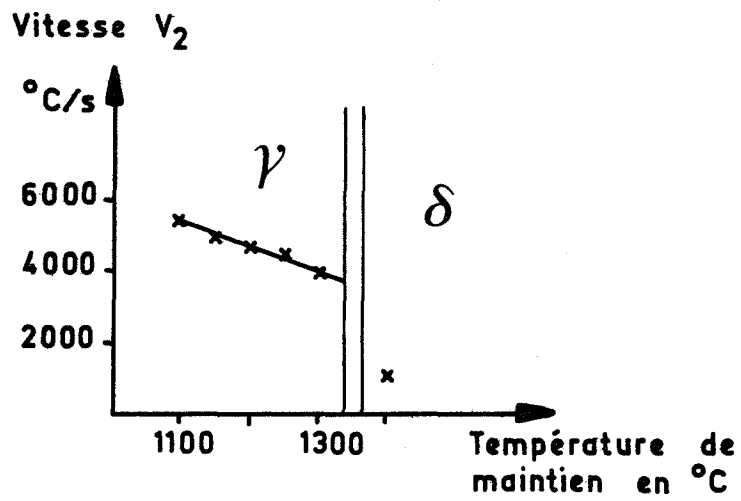


FIGURE 33 -

Influence de la transformation de la ferrite δ sur la vitesse critique V_2 relative à l'austénite

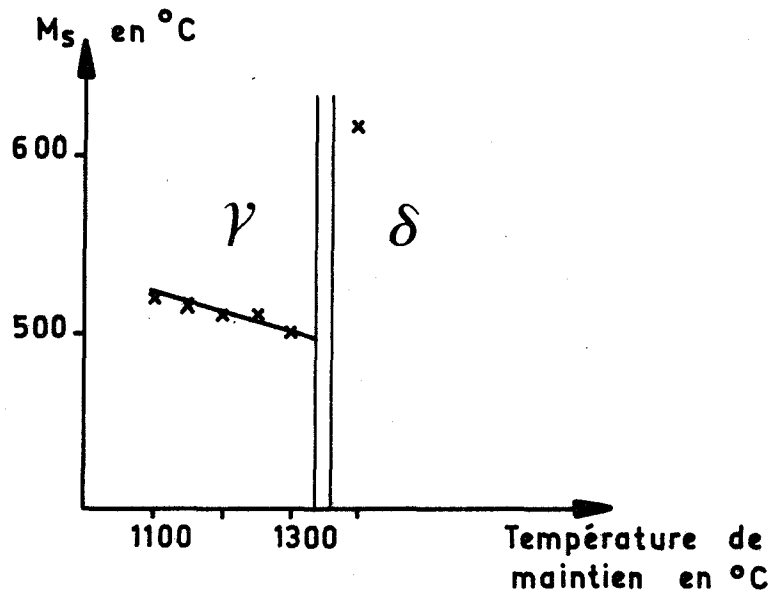


FIGURE 34 -

Influence de la transformation de la ferrite δ sur la température de début de transformation martensitique de l'austénite

successives dans les domaines γ , δ , puis à nouveau γ (traitements faits sur un même échantillon); l'écart des températures M_S est donc imputable à des différences entre les austénites γ et γ' ; notons que ce phénomène n'entraîne pas de différence visible au microscope optique entre les martensites provenant de ces deux phases.

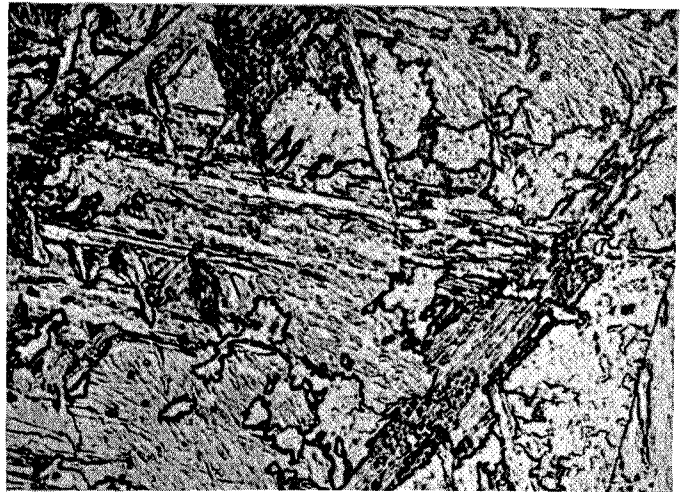
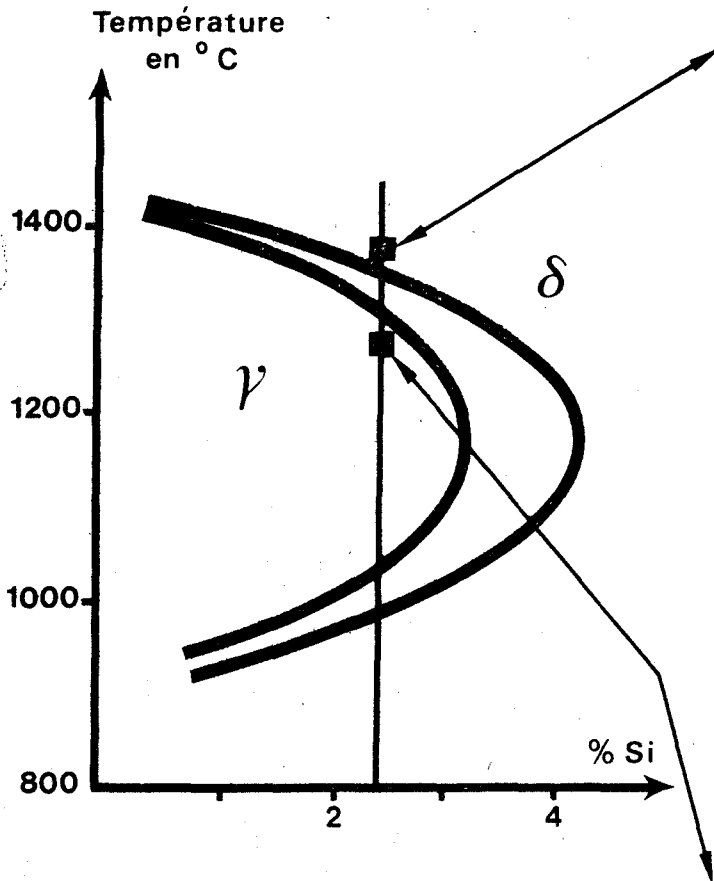
Les différences entre les courbes donnant la température de début de transformation de γ et γ' en fonction de la vitesse de trempe montrent que *l'austénite γ' , provenant de la transformation de la ferrite δ , n'est pas totalement identique à l'austénite d'équilibre γ .*

Par trempe classique à l'eau d'échantillons massifs de l'alliage Fe-Si-Ni précédemment étudié, la structure obtenue est mixte ou formée uniquement de martensite suivant que le maintien a été fait à 1300°C (domaine γ) ou à 1380°C (domaine δ): la vitesse donnée par la trempe à l'eau est comprise entre la vitesse V_2 relative à l'alliage trempé à partir de δ et celle correspondant à l'alliage trempé à partir du domaine austénitique.

L'emploi d'un bain de trempe donnant une vitesse de refroidissement légèrement inférieure à celle de l'eau (produit qui porte le nom commercial "d'Aquatrempe") a permis d'obtenir une structure de trempe formée en totalité de ferrite équiaxe ou de martensite suivant que le maintien en température a été fait dans le domaine γ (1300°C) ou dans le domaine δ (1380°C) (fig. 35); notons que l'influence certaine de la transformation de la ferrite δ a pu être renforcée par une variation éventuelle de la vitesse de refroidissement qui proviendrait de la légère différence des températures de maintien.

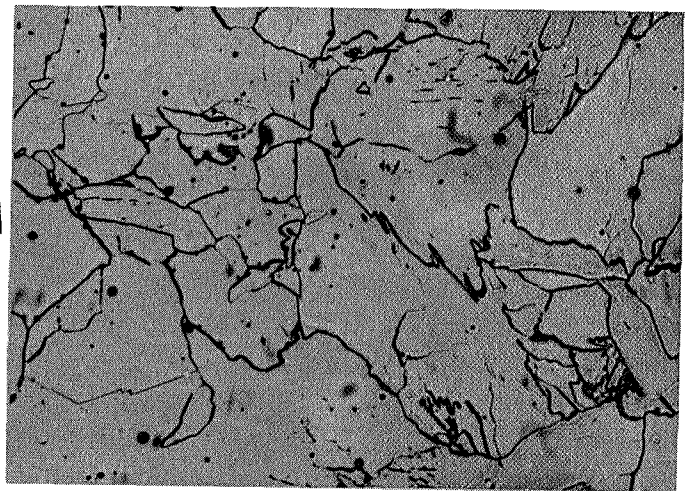
En définitive on peut conclure des expériences précédentes que :

- "l'austénite γ' " provenant de la transformation de la ferrite δ n'est pas totalement identique à l'austénite d'équilibre γ de même composition,
- les structures de trempe des phases γ et γ' ne sont différentes que si l'alliage est refroidi dans un intervalle de vitesse particulier, fonction de sa composition; généralement les vitesses obtenues par trempe classique ne se trouvent pas dans cet intervalle et la structure de trempe de l'alliage est alors la même que le maintien ait été fait en δ ou en γ ; pour des alliages de composition particulière les vitesses de certaines trempes classiques se trouvent dans l'intervalle "critique"; les



Maintien à 1380 °C (δ)

Martensite
270HV₂₀
G = 300



Maintien à 1270 °C (γ)

Ferrite équiaxe
200HV₂₀
G = 200

Figure 35 -

Influence de la transformation $\delta \rightarrow \gamma$ sur la structure de trempe d'un alliage Fe-Si-Ni particulier.

Alliage Fe-Si-Ni
(Si: 2,5 % ; Ni: 2,7 % ; C: $40 \cdot 10^{-4}$ %) .

Bain de trempe intermédiaire entre huile et eau .

structures de trempe de γ et γ' sont alors différentes : la trempe peut entraîner l'apparition de ferrite équiaxe ou de martensite suivant que le maintien a été fait en γ ou en δ ;

- la température M_S de début de transformation martensitique est plus élevée pour l'austénite γ' (provenant de la transformation de la ferrite δ) que pour l'austénite d'équilibre γ .

2.5

COMPORTEMENT DE LA FERRITE δ A LA TREMPE

Les alliages de type I, II ou III ont une structure d'équilibre ferritique aussi bien à haute température qu'à température ambiante; mais, en ce qui concerne les alliages de type I ou II, il existe un domaine de température intermédiaire dans lequel cette structure monophasée ferritique n'est pas stable (cf. § 2.2).

On peut envisager trois possibilités de comportements lorsque, au cours d'une trempe à partir de δ , la température d'un alliage de type I ou II traverse l'intervalle d'instabilité de la ferrite :

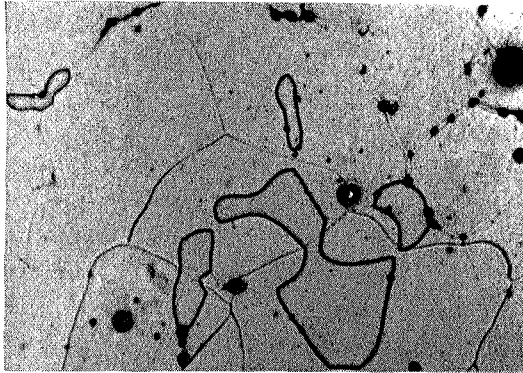
a : lors du passage dans l'intervalle de température où elle est instable, la ferrite se transforme en austénite γ' ; cette phase se transforme à son tour par la suite lorsque la structure d'équilibre de l'alliage redevient monophasée ferritique; la structure de trempe sera donc de la ferrite massive, de la martensite ou une structure mixte (cf. § 2.4);

b : la ferrite ne se transforme pas à la traversée du domaine d'instabilité ferritique; la phase initiale se conservera donc jusqu'à la température ambiante où elle sera de nouveau stable; on dira souvent que la ferrite s'est "hypertrempée" (1);

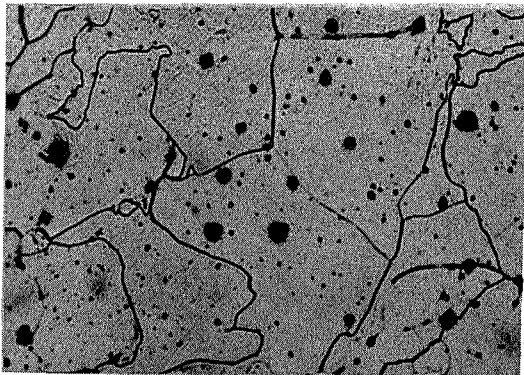
c : l'alliage trempé à partir de l'état ferritique se transforme partiellement à la traversée du domaine d'instabilité ferritique; la structure de trempe de l'alliage sera formée en partie par le produit de la transformation de γ' et en partie par de la ferrite hypertrempée.

Alliage Fe - P à
 0,20% de P
 $30 \cdot 10^{-4}$ % de C
 0,2 % d'O

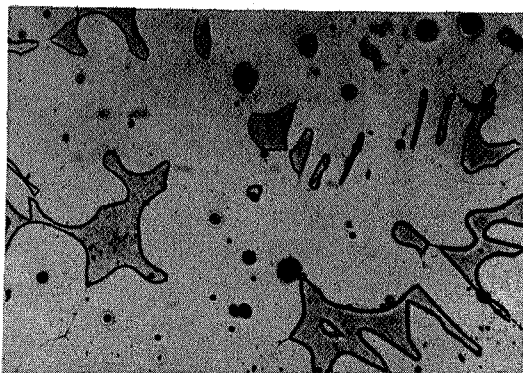
TYPE I



Maintien à 1200°C
 Structure de maintien : $\delta + \gamma$



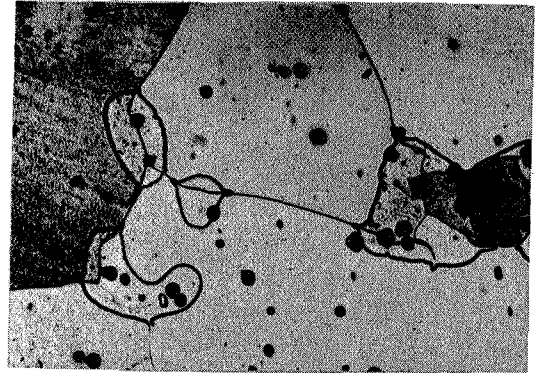
Maintien à 1130°C
 Structure de maintien : γ



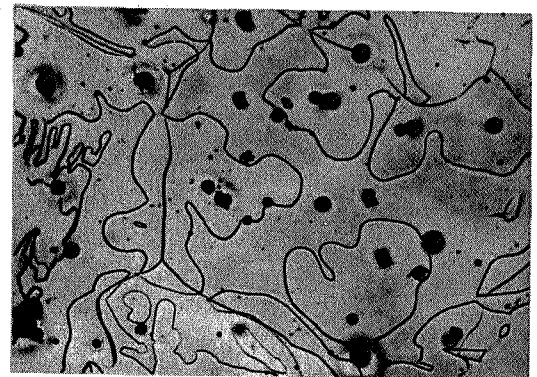
Maintien à 1060°C
 Structure de maintien : $\alpha + \gamma$

Alliage Fe - P à
 0,30% de P
 $45 \cdot 10^{-4}$ % de C
 0,2 % d'O

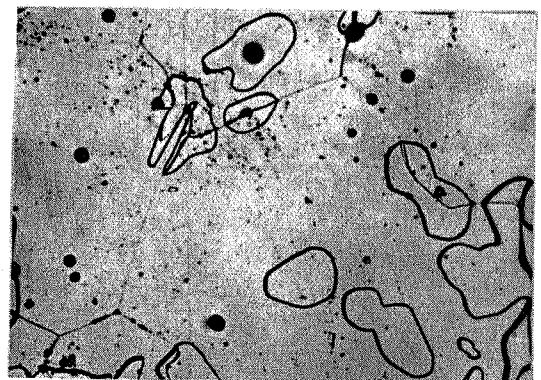
TYPE II



Maintien à 1280°C
 Structure de maintien : $\delta + \gamma$



Maintien à 1120°C
 Structure de maintien : $\delta + \gamma$



Maintien à 1050°C
 Structure de maintien : $\alpha + \gamma$

Au cours du présent paragraphe nous rechercherons dans quelles conditions un alliage se transforme totalement, partiellement ou pas du tout, lors d'une trempe.

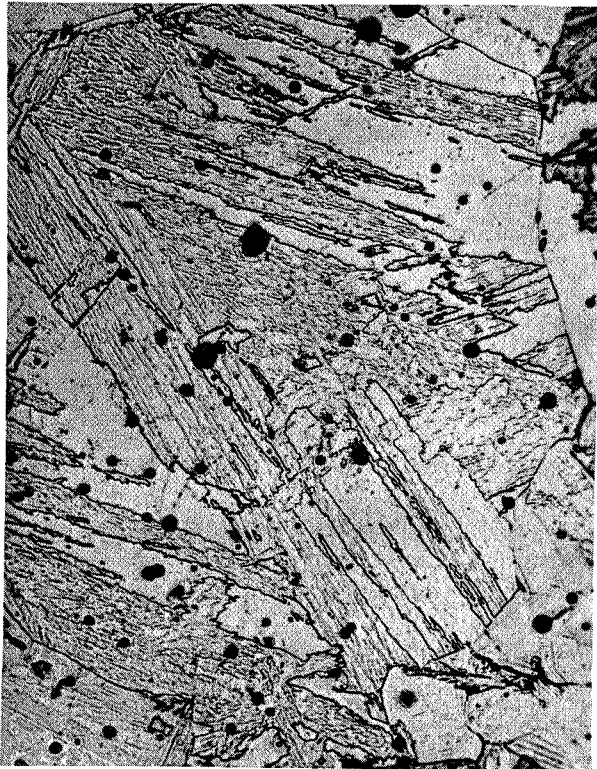
Nous envisagerons uniquement des trempes "rapides", à des vitesses supérieures ou égales à celles données par la trempe à l'eau, l'utilisation de trempes plus lentes pouvant entraîner l'apparition de phénomènes "parasites", phénomènes qui seront analysés au chapitre 4.

2.51 - ALLIAGES ETUDIÉS - DETERMINATION DE LEUR TYPE

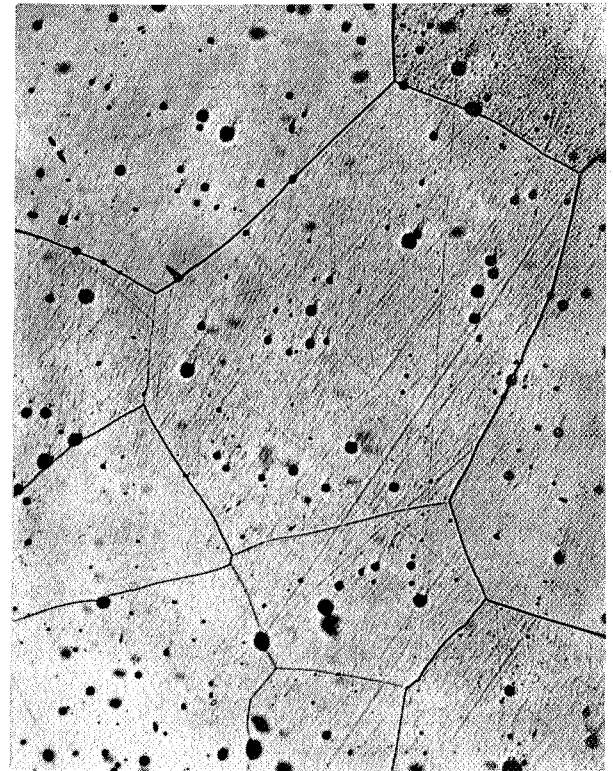
Notre étude porte sur des alliages de type I, II ou III (cf. § 2.2). Nous avons fait peu d'expériences sur les alliages de type III, nous bornant à constater, sur quelques cas, que ces alliages ne subissent aucune évolution à la trempe comme cela était prévisible puisque la structure d'équilibre de ces alliages est toujours monophasée ferritique. Par contre nous avons étudié de nombreux alliages de type I et II possédant un ou plusieurs éléments d'addition volontaire et des impuretés (essentiellement : carbone, oxygène et azote) en quantité plus ou moins importante.

Le domaine de stabilité de la structure monophasée austénitique des alliages de type I étudiés varie de quelques degrés à plusieurs centaines de degrés. Par ailleurs la quantité maximale d'austénite d'équilibre des alliages de type II que nous avons étudiés varie d'une valeur très voisine de 100 à une valeur voisine de 0.

Après avoir élaboré un alliage (cf. § 2.11) nous déterminons son type par voie micrographique, l'examen d'échantillons trempés à l'eau après maintien à une série de températures permettant de connaître la nature des différents domaines d'équilibre de l'alliage; il est en effet possible de reconnaître si le maintien a été fait dans un domaine biphasé ou monophasé; dans le premier cas la structure après trempe comprend deux types de zones ayant des compositions différentes alors que dans le second cas la structure de trempe est chimiquement homogène. Si l'on observe par cette méthode deux domaines biphasés ($\gamma + \alpha$ et $\delta + \gamma$) séparés par un domaine monophasé, l'alliage est de type I (fig. 36); par contre, si après trempe à partir de températures croissantes on ne décèle qu'un seul domaine biphasé; domaine dans lequel le pourcentage d'une phase (austénite) augmente, passe par un maximum sans être jamais égal à 100, pour diminuer jusqu'à s'annuler, l'alliage est alors de type II (fig. 36).



- a -



- b -

Alliage Fe-Mo-Ni de type I

(Mo : 6,5 %

Ni : 3,6 %

C : $30 \cdot 10^{-4}$ %)

Trempé à l'eau après maintien à
1400°C (δ)

Martensite

G = 200

Alliage Fe-Mo-Ni de type II

(Mo : 7,4 %

Ni : 3,5 %

C : $30 \cdot 10^{-4}$ %)

Trempé à l'eau après maintien
à 1400°C (δ)

Ferrite hypertrempée

G = 200

Figure 37 -

Comportement à la trempe de la ferrite δ .

Une limitation de cette méthode micrographique est qu'elle nécessite une quantité relativement importante d'alliage de composition constante (suivant les cas il faut cinq à vingt éprouvettes).

2.52 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DES ALLIAGES DE TYPE I ET II

L'alliage Fe-Mo-Ni à :

6,5 % de molybdène,

3,6 % de nickel,

30.10^{-4} % de carbone

est de type I; la structure obtenue par trempe de cet alliage à partir du domaine δ est entièrement martensitique (fig. 37 a) : *la ferrite δ s'est transformée en austénite γ' laquelle s'est ensuite transformée en martensite; la transformation de la ferrite δ n'a pas pu être supprimée par une élévation de la vitesse de trempe.*

L'alliage Fe-Mo-Ni à :

7,4 % de molybdène,

3,5 % de nickel,

30.10^{-4} % de carbone,

est de type II; sa structure de trempe à partir de δ est composée de gros cristaux ferritiques aux contours réguliers (fig. 37 b); nous avons pu vérifier à l'aide d'un microscope à platine chauffante que ces cristaux correspondent bien à ceux qui existaient lors du maintien à température élevée; l'alliage n'a donc subi aucune évolution au cours de la trempe : *la ferrite δ s'est hypertrempee.*

Tous les alliages que nous avons étudiés ont des comportements analogues à ceux décrits précédemment :

par trempe (rapide) à partir du domaine δ jusqu'à la température ambiante :

- *les alliages de type I se transforment totalement et cette transformation n'a pu être supprimée par une augmentation de la vitesse de trempe (nous avons utilisé des vitesses allant jusqu'à 10.000°C/s);*

- *les alliages de type II ne se transforment pas du tout.*

Nous avons cependant observé, mais de façon exceptionnelle, de la ferrite δ hypertrempee dans la zone périphérique d'une éprouvette d'un alliage de type I,

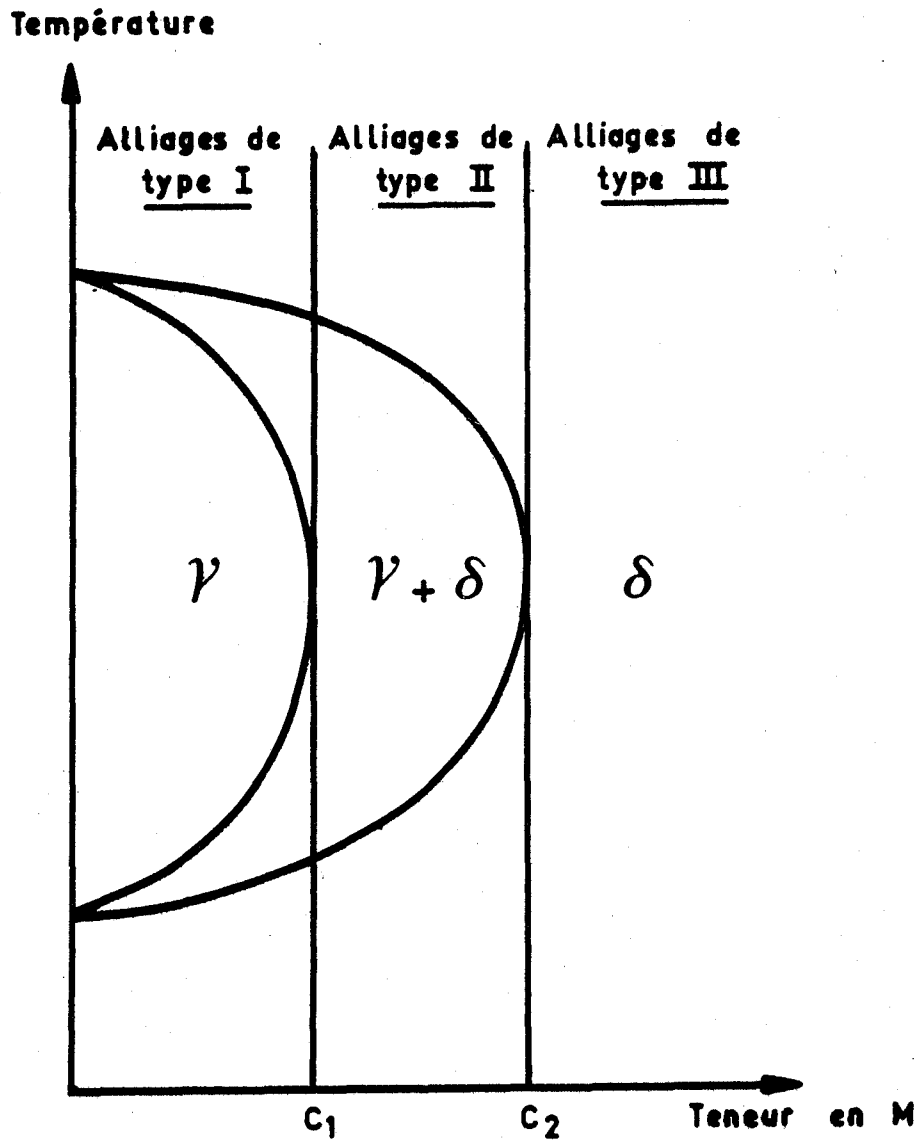


FIGURE 38 -

Diagramme d'équilibre à domaine austénitique fermé

la ferrite δ du centre s'étant transformée totalement; mais ce phénomène doit être imputé, très probablement, à une décarburation superficielle de l'échantillon entraînant une modification locale du type de l'alliage.

Ainsi les phénomènes expérimentaux observés sont tous en accord avec la règle de comportement à la trempe de la ferrite δ énoncée ci-dessous :

lorsque la ferrite δ traverse (rapidement) un intervalle de température dans lequel elle est instable :

- elle ne se transformera pas du tout si la structure stable de l'alliage de même composition est austéno-ferritique dans cet intervalle,

- elle se transformera totalement si la structure monophasée austénitique est une structure stable de l'alliage de même composition dans une partie de l'intervalle.

Pour les faibles vitesses de refroidissement des phénomènes parasites peuvent apparaître; leur étude sera faite ultérieurement (cf. chapitre 4).

Nous avons vérifié la règle énoncée ci-dessus sur des alliages très simples, par exemple des alliages Fe-C très purs, comme sur des alliages complexes, par exemple des alliages Fe-Mo-Ni-Mn chargés en impuretés. Mais c'est surtout l'étude de nombreuses familles d'alliages dont le diagramme d'équilibre possède un domaine austénitique fermé, qui nous a amené à énoncer de façon générale la règle précédente.

2.53 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DES FAMILLES D'ALLIAGES BINAIRES A DOMAINE AUSTENITIQUE FERME

L'examen des différents diagrammes d'équilibre établis (36, 37) permet de connaître les éléments qui, ajoutés au fer, donnent des familles d'alliages dont le diagramme d'équilibre présente une double boucle austénitique (fig. 14).

Dans chacune des familles existe une teneur remarquable C_1 du diagramme d'équilibre (fig. 38) telle que les alliages sont de type I ou II suivant que leur teneur en élément d'addition est inférieure ou supérieure à C_1 .

Nous avons étudié, de façon plus ou moins approfondie, la plupart des familles d'alliages binaires à domaine austénitique fermé. En réalité les alliages élaborés ne sont pas exactement binaires du fait des impuretés, mais celles-ci étant en teneur pratiquement constante dans tous les alliages d'une même famille, cette

Comportement à la trempe à partir de δ →		Transformation		Hypertrempe	
Nature de la famille ↓	de la d'alliages	Teneur	T Y P E	Teneur	T Y P E
Fe - Ti	c: $30 \cdot 10^{-4}$ %	Ti : 0,60 %	I	Ti : 0,70 %	II
Fe - V	c: $50 \cdot 10^{-4}$ %	V : 1,6 %	I	V : 1,9 %	II
Fe - Cr ^[1]	c: $100 \cdot 10^{-4}$ %	Cr : 10,65 %	I	Cr : 11,05 %	II
Fe - Mo ^[2]	c: $30 \cdot 10^{-4}$ %	Mo : 2,4 %	I	Mo : 2,8 %	II
Fe - W	c: $30 \cdot 10^{-4}$ %	W : 2,7 %	I	W : 3,4 %	II
Fe - Al	c: $30 \cdot 10^{-4}$ %	Al : 0,60 %	I	Al : 0,94 %	II
Fe - Si	c: $50 \cdot 10^{-4}$ %	Si : 1,6 %	I	Si : 1,7 %	II
Fe - Sn	c: $40 \cdot 10^{-4}$ %	Sn : 1,5 %	I	Sn : 1,7 %	II
Fe - P	c: $40 \cdot 10^{-4}$ %	P : 0,20 %	I	P : 0,25 %	II
Fe - As	c: $30 \cdot 10^{-4}$ %	As : 1,0 %	I	As : 2,2 %	II
Fe - Sb	c: $30 \cdot 10^{-4}$ %	Sb : 0,8 %	I	Sb : 1,5 %	II

FIGURE 39 -

Comportement à la trempe à partir de δ de certaines familles d'alliages "binaires"

famille peut être représentée dans un diagramme d'équilibre à domaine austénitique fermé et il lui correspond une valeur C_1 (cf. § 2.541).

Lors d'une trempe rapide à partir du domaine δ tous les alliages étudiés se transforment soit totalement, soit pas du tout; nous n'avons pas observé, lors de trempes rapides, de transformations partielles d'un alliage de composition homogène.

Sur le tableau de la figure 39 nous avons relevé la composition et le type des deux alliages de chaque famille qui, parmi les alliages que nous avons étudiés, ont la composition la plus voisine tout en ayant des comportements à la trempe différents: dans tous les cas l'alliage qui se transforme est de type I, celui qui ne se transforme pas étant de type II; ainsi les compositions de ces deux alliages encadrent *systématiquement* la teneur C_1 . Insistons sur le fait que nous n'avons pas étudié d'alliages intermédiaires entre les deux alliages cités pour chaque famille et qu'en particulier nous n'avons jamais observé d'alliages qui se transforment partiellement lors d'une trempe rapide à partir de δ ; *nous n'avons donc jamais décelé de domaine de transition séparant les alliages qui se transforment totalement de ceux qui ne se transforment pas du tout.*

Ainsi nous avons constaté expérimentalement d'une façon systématique, que lors d'une trempe rapide à partir du domaine δ le comportement à la trempe des alliages d'une famille à domaine austénitique fermé change brusquement au passage de la teneur C_1 , composition remarquable du diagramme d'équilibre; on a donc constaté d'une façon générale ce qui avait été précédemment observé (1, 2) dans le cas des alliages Fe-Cr et Fe-Mo.

De ces observations systématiques on peut déduire que le domaine de transition séparant les alliages se transformant totalement de ceux qui ne se transforment pas du tout est systématiquement :

- très petit sinon nul,
- très voisin de la limite remarquable C_1 du diagramme d'équilibre, sinon confondu avec celle-ci.

Température en °C

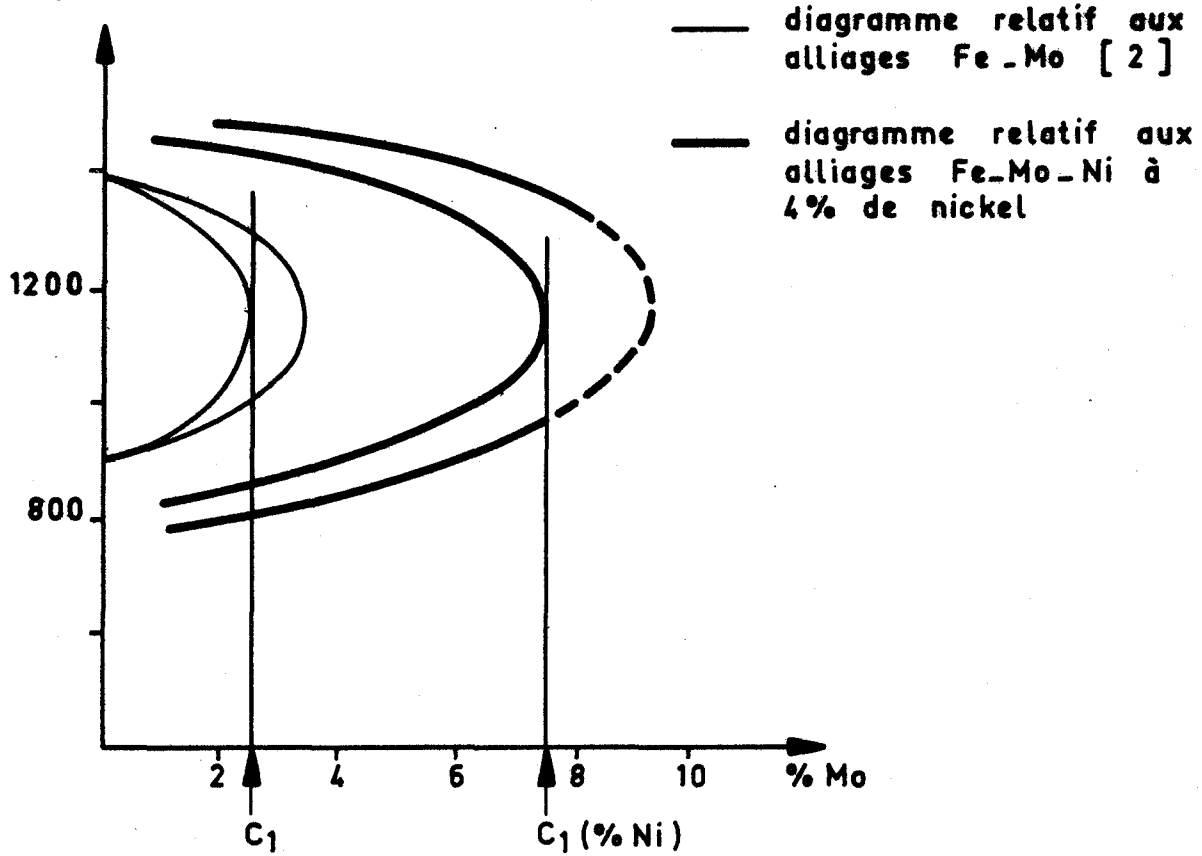


FIGURE 40 -

Influence d'une addition de nickel sur les structures d'équilibre d'une famille d'alliages

El ¹ d'addition ternaire	Alliage de base	Fe-Cr	Fe-Mo	Fe-Si
Ni		1,3	1,3	0,4
Co		1,35		
Mn			0,3	

FIGURE 41 -

Valeurs approximatives de quelques coefficients f

2.54 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DE CERTAINES FAMILLES D'ALLIAGES TERNAIRES

Les alliages ternaires obtenus en ajoutant à une famille d'alliages binaires "en boucle" une quantité constante d'un deuxième élément d'addition peuvent, dans certains cas, être représentés dans un diagramme d'équilibre pseudo-binaire ayant une boucle austénitique; après avoir fait quelques remarques à ce sujet nous verrons le comportement lors de trempes à partir de δ d'une telle famille d'alliages.

2.541 - Représentation d'alliages ternaires dans un diagramme d'équilibre à domaine austénitique fermé

Les alliages ternaires obtenus par addition à une famille d'alliages binaires Fe-M d'un deuxième élément d'addition A en quantité constante peuvent être représentés par un diagramme pseudo-binaire, coupe du diagramme d'équilibre ternaire par le plan :

constante = teneur en A

Si le diagramme d'équilibre binaire décrivant les alliages Fe-M possède une double boucle austénitique il en sera de même du diagramme d'équilibre pseudo-binaire relatif à la famille d'alliages Fe-M-A dont la teneur en A est constante, à condition que cette teneur soit assez faible; dans cette famille les alliages seront alors de type I ou II suivant que la teneur en élément M sera inférieure ou supérieure à une valeur C_1^M (% A), fonction de la teneur en élément A.

Ainsi le diagramme d'équilibre pseudo-binaire des alliages Fe-Mo-Ni à 4 % de nickel possède un domaine austénitique fermé (fig. 40); la valeur C_1^{Mo} (4 % Ni) que l'on peut en déduire, est voisine de 7,5 % de molybdène alors que le teneur C_1^{Mo} des alliages sans nickel est voisine de 2,4 % de molybdène. Pour les faibles variations de la teneur en nickel la valeur C_1^{Mo} (% Ni) varie de façon quasi linéaire; ainsi on peut définir un coefficient f_{Ni}^{Mo} tel que :

$$C_1^{Mo} (\% Ni) = C_1^{Mo} + (\% Ni) \times f_{Ni}^{Mo},$$

ce coefficient f_{Ni}^{Mo} étant voisin de 1,3.

D'une façon plus générale l'action d'un élément A sur une famille d'alliages Fe-M à domaine austénitique fermé peut être traduite par le coefficient f_A^M tel que :

$$C_1^M (\% A) = C_1^M + (\% A) \times f_A^M$$

A l'occasion de l'étude d'alliages provenant d'addition de nickel, de manganèse ou de cobalt à des alliages Fe-Cr, Fe-Mo ou Fe-Si nous avons déterminé (de façon très imprécise) quelques valeurs de ces coefficients f (fig. 41).

L'examen des valeurs f_A^M et f_B^M relatives aux actions des deux éléments A et B sur une même famille d'alliages Fe-M, permet de comparer l'action, par exemple gammagène, de ces deux éléments; ainsi le manganèse est beaucoup moins gammagène que le nickel, ce dernier ayant un pouvoir gammagène analogue à celui du cobalt.

Le carbone, élément fortement gammagène, dilate le domaine austénitique d'équilibre et augmente donc la limite C_1 ; nous n'avons pas fait d'études quantitatives à ce sujet. Cependant, le carbone ayant un pouvoir gammagène 30 à 60 fois supérieur à celui du nickel (38), on peut déduire l'action du carbone sur la limite C_1 de celle du nickel sur cette même limite; ainsi en prenant un chiffre moyen de 45 pour caractériser l'action du carbone sur celle du nickel on a :

$$C_1^{Cr} (\% C) \neq C_1^{Cr} + 60 (\% C)$$

$$C_1^{Mo} (\% C) \neq C_1^{Mo} + 60 (\% C)$$

$$C_1^{Si} (\% C) \neq C_1^{Si} + 20 (\% C)$$

Cela n'est évidemment qu'une approximation très grossière.

2.542 - Comportement à la trempe d'une famille d'alliages ternaires à domaine austénitique fermé

Nous avons étudié certaines familles d'alliages ternaires Fe-M-A dérivant de familles binaires à domaine austénitique fermé par l'adjonction d'un élément A à teneur à peu près constante; en réalité, du fait des impuretés, ces alliages ne sont pas exactement ternaires mais cela ne change rien à notre étude, une famille d'alliages impurs pouvant être figurée dans un diagramme pseudo-binaire, les teneurs en impuretés étant pratiquement constantes pour les alliages d'une même famille.

Dans tous les cas le comportement à la trempe de ces familles d'alliages est identique à celui constaté sur les familles binaires (cf. § 2.53) :

- les alliages se transforment totalement ou pas du tout par trempe rapide à partir de δ mais jamais partiellement,

Comportement à la trempe à partir de δ \longrightarrow	Transformation		Hypertrempe	
	Teneur	T Y P E	Teneur	T Y P E
Nature de la famille d'alliages \downarrow Fe - Cr - Ni Ni: 4% C: $100 \cdot 10^{-4} \%$	Cr: 13%	I	Cr: 17%	II
Fe - Cr - Co Co: 1,9% C: $100 \cdot 10^{-4} \%$	Cr: 11,5%	I	Cr: 14%	II
Fe - Mo - Ni Ni: 4% C: $40 \cdot 10^{-4} \%$	Mo: 7,3%	I	Mo: 7,9%	II
Fe - Mo - Mn Mn: 2,7% C: $40 \cdot 10^{-4} \%$	Mo: 2,7%	I	Mo: 3,4%	II
Fe - Si - Ni Ni: 3,9% C: $45 \cdot 10^{-4} \%$	Si: 3,2%	I	Si: 3,9%	II

FIGURE 42 -

Comportement à la trempe à partir de δ de certaines familles d'alliages "ternaires"

- la teneur en M des deux alliages de chaque famille qui (parmi tous les alliages que nous avons étudiés) ont les compositions les plus voisines tout en ayant des comportements à la trempe différents, encadrent systématiquement la limite C_1 correspondant à cette famille (fig. 42).

Ainsi dans le cas des familles d'alliages ternaires on a constaté expérimentalement que le comportement d'un alliage à la trempe change brusquement lorsque sa composition franchit une valeur remarquable du diagramme d'équilibre.

Il existe peut être un domaine de transition, mais celui-ci n'a jamais pu être distingué expérimentalement; il serait donc très petit et par ailleurs se trouverait systématiquement très proche de la limite C_1 .

2.55 - COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA FERRITE δ D'UNE STRUCTURE AUSTENO-FERRITIQUE

Définissons le type d'une ferrite comme étant celui de l'alliage ayant la même composition.

Dans une famille d'alliages binaires la ferrite en équilibre à une température T est de type I ou II suivant que cette température T est supérieure ou inférieure à la température remarquable T_0 apparaissant sur le diagramme d'équilibre *binaire* (fig. 43). La ferrite δ de certains alliages est toujours du même type (I ou II) quelle que soit la température de maintien, alors que la ferrite δ existant sur d'autres alliages est de type I ou II suivant la température de maintien.

En fait le cas des alliages binaires est un cas idéal, ne serait-ce qu'à cause des impuretés présentes dans les alliages réels; ces derniers, qui peuvent par ailleurs avoir plusieurs éléments d'addition, doivent être représentés dans des diagrammes pseudo-binaires; dans ces diagrammes la température T_0 perd sa signification, la composition et le type d'une ferrite en équilibre avec de l'austénite ne pouvant être déterminés à partir d'une coupe d'un diagramme d'équilibre ternaire ou plus complexe.

Néanmoins il existe trois catégories d'alliages dans une famille d'alliages complexes à domaine austénitique fermé, comme c'était le cas pour les familles binaires :

- les alliages dont la ferrite δ est toujours de type I,
- les alliages dont la ferrite δ est toujours de type II,

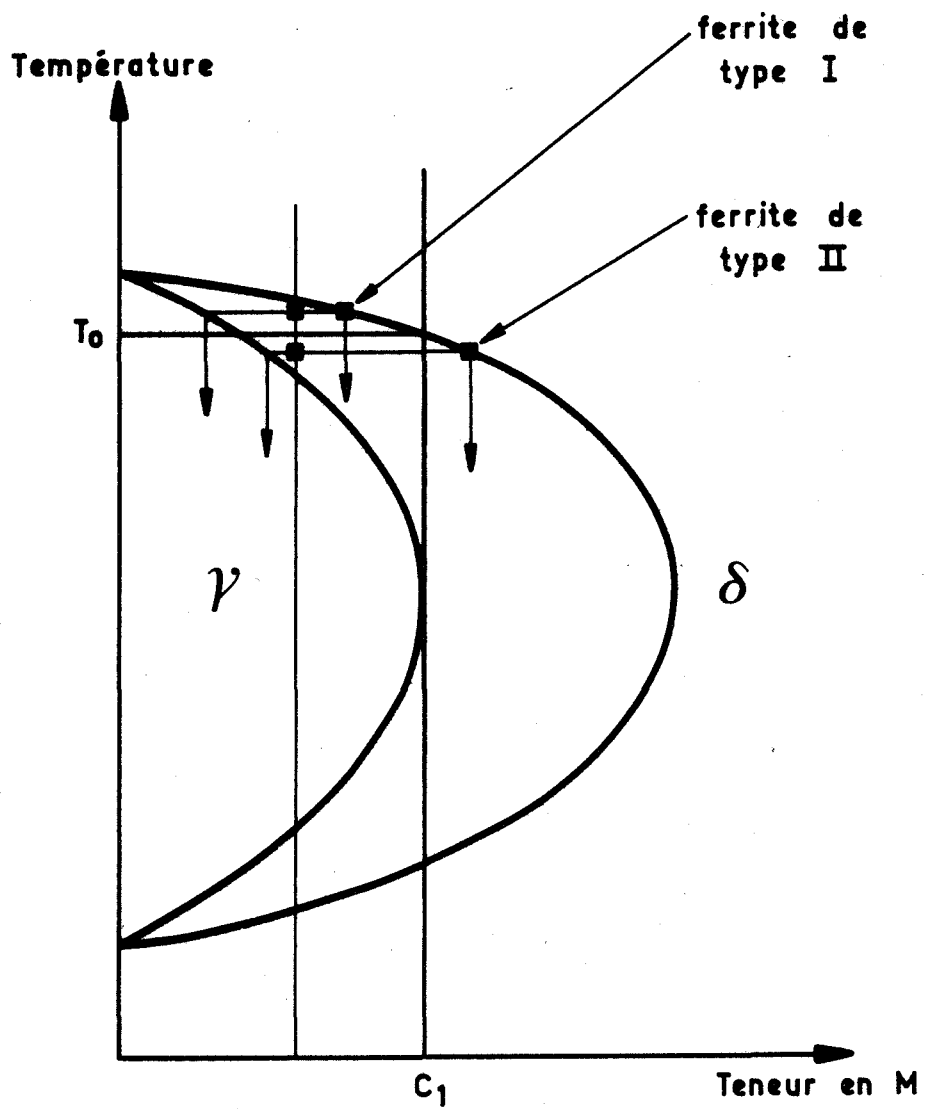


FIGURE 43 -

Détermination du type d'une ferrite binaire en équilibre avec de l'austénite

- les alliages dont la ferrite δ est de type I ou II suivant la température de maintien.

Effectivement on observe des alliages dont la ferrite existant dans un équilibre austéno-ferritique se transforme toujours totalement en austénite γ' laquelle se transforme ensuite à son tour (cf. § 2.4); on observe par ailleurs des alliages dont la ferrite δ ne se transforme jamais. Enfin nous avons constaté sur certains alliages un changement total de comportement de la ferrite δ en équilibre avec de l'austénite lorsque la température de maintien subit une faible variation c'est le cas de l'alliage Fe-Cr-Co à :

- 11,4 % de chrome,
- 1,8 % de cobalt,
- $9 \cdot 10^{-4}$ % de carbone,

dont la ferrite se transforme totalement ou pas du tout suivant que le maintien a été fait à 1270°C ou à 1250°C (fig. 44).

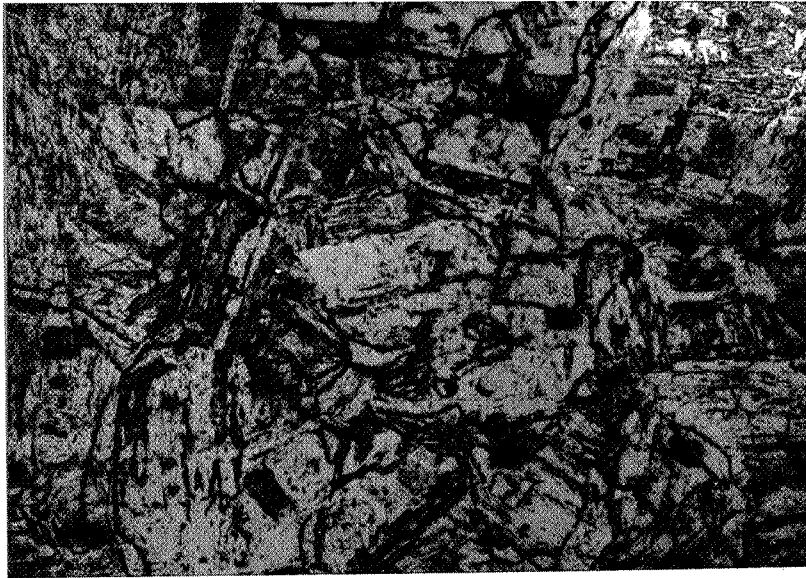
Signalons cependant que nous avons parfois observé un changement progressif de comportement de la ferrite δ lorsque la température de maintien varie, la ferrite δ en équilibre avec l'austénite à certaines températures se transformant partiellement en austénite γ' lors d'une trempe même rapide; nous verrons au chapitre 4 que de tels comportements ne sont pas en contradiction avec les règles simples de comportement de la ferrite δ énoncées précédemment.

2.56 - REGLE DE COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA FERRITE δ

Nous avons constaté d'une façon générale que, lors d'une trempe rapide à partir de l'état ferritique jusqu'à température ambiante, un alliage se transforme totalement ou pas du tout suivant que sa structure d'équilibre est :

- monophasée austénitique à des températures atteintes au cours de la trempe,
- biphasée austéno-ferritique (ou ferritique) dans l'intervalle de température traversé pendant la trempe.

On peut déduire de ces observations que la transformation de la ferrite δ en austénite γ' ne peut pas démarrer dans un domaine d'équilibre austéno-ferritique; mais cette transformation, si elle est déjà amorcée, peut-elle se poursuivre dans un tel domaine ?

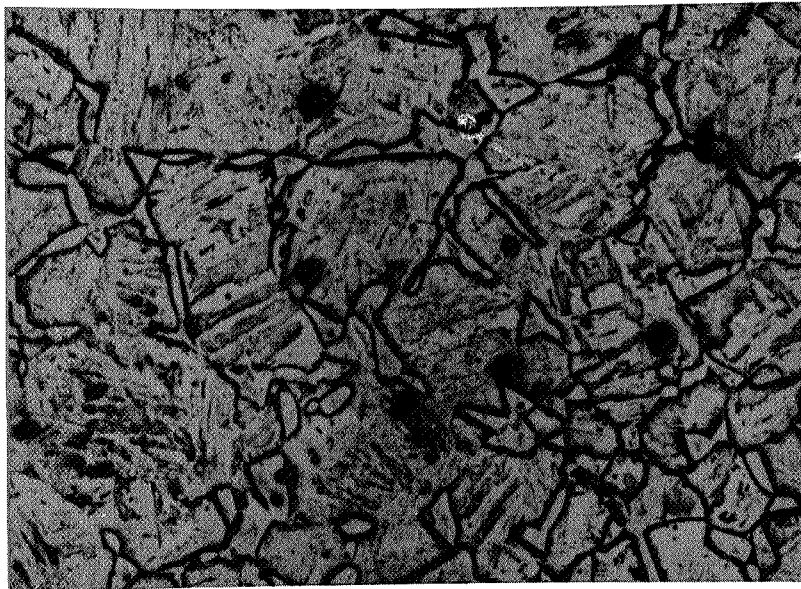


- a -

Maintien à 1270 C

Structure à deux martensites

$\gamma \rightarrow \text{mart.}$
 $\delta \rightarrow \gamma' \rightarrow \text{mart.}$



- b -

Maintien à 1250 C

Structure martensite + ferrite

$\gamma \rightarrow \text{mart.}$
 $\delta \text{ hypertrempee}$

Figure 44 -

Alliage Fe - Cr - Co

(Cr: 11,4% ; Co: 1,8% ; C: $90 \cdot 10^{-4}$ %)

Trempe à l'eau après maintien à l'état $\gamma + \delta$

Microphotographies au grandissement 200

S'il en était ainsi la ferrite δ de type II en contact avec de l'austénite devrait se transformer lors de trempes rapides; or nous avons pu rendre compte du comportement à la trempe des structures austéno-ferritiques par une transformation totale ou nulle d'une ferrite suivant que son type est I ou II. Donc les phénomènes expérimentaux observés sont en accord avec une impossibilité de la transformation de la ferrite dans un domaine biphasé.

Ainsi la règle de comportement énoncée ci-après rend compte des phénomènes expérimentaux observés :

lors d'une trempe rapide

- *la ferrite δ ne se transforme jamais dans un intervalle de température où la structure d'équilibre de l'alliage correspondant est austéno-ferritique,*
- *la ferrite δ se transforme totalement dès que la structure stable de l'alliage correspondant est monophasée austénitique.*

On entend par "trempe rapide" une trempe à l'eau d'échantillons de faible section (fils de 1 mm de diamètre) ou éventuellement d'échantillons massifs (1 cm de diamètre); nous verrons (chapitre 4) que des phénomènes "parasites" peuvent se produire lors de refroidissements à des vitesses plus faibles.

2.6

CONCLUSION

Parmi les observations faites dans ce chapitre nous retiendrons particulièrement les suivantes :

1° - les alliages à base de fer trempés rapidement de l'état δ jusqu'à la température ambiante se transforment totalement ou pas du tout suivant que leur structure d'équilibre est :

- monophasée austénitique à certaines températures atteintes au cours de la trempe,
- biphasée austéno-ferritique (ou ferritique) dans l'intervalle de température traversé pendant la trempe.

Ce résultat constitue une généralisation de ceux obtenus précédemment (1, 2) sur les alliages Fe-Cr et Fe-Mo.

Au chapitre qui suit nous proposerons une interprétation du comportement à la trempe de la ferrite δ ;

2° - lorsque la ferrite δ se transforme elle donne naissance à une phase γ' qui se transforme à son tour; nous avons mis en évidence, de façon indirecte, des différences entre cette phase γ' et l'austénite d'équilibre γ ; ainsi, dans certaines conditions critiques de traitement que nous avons précisées, la structure de trempe d'un alliage peut être de la martensite ou de la ferrite massive suivant que le maintien a été effectué dans le domaine δ ou dans le domaine γ ;

3° - nous avons constaté que les cristaux de ferrite d'équilibre servent de germes, lors de la trempe d'une structure austéno-ferritique, à la transformation massive de l'austénite; cela explique, en particulier, certaines différences de faciès entre les structures provenant de la transformation de l'austénite suivant que l'on est parti d'une structure monophasée austénitique ou d'une structure biphasée austéno-ferritique.

CHAPITRE 3.
 COMPORTEMENT A LA TREMPE D'UNE
 PHASE QUELCONQUE - INTERPRETATION

On peut rendre compte des phénomènes observés sur les alliages trempés à partir du domaine δ ou $\delta + \gamma$ par la règle suivante :

lors d'une trempe rapide, la ferrite δ ne se transforme jamais à une température où la structure stable de l'alliage correspondant est biphasée austéno-ferritique mais se transforme en austénite γ' dès que la structure stable de l'alliage est monophasée austénitique (cf. § 2.5). Un comportement analogue à celui de la ferrite δ a été observé pour la phase β (cubique centrée) de certains alliages Cu-Zn (7).

A-t-on là un phénomène général, c'est-à-dire peut-on rendre compte du comportement d'une phase quelconque A à la trempe en disant que, lors d'un refroidissement rapide :

- la phase A se transforme (en une phase B' voisine de B) dès que la structure stable de l'alliage est monophasée B,
- la phase A ne se transforme jamais à une température où la structure stable de l'alliage correspondant est A + B ?

Il est intéressant à ce sujet de considérer des alliages qui, au-dessus de la température ambiante, ont des structures d'équilibre :

A + B ; A ou

B ; A + B ; A ,

suivant leur teneur en élément d'addition. En effet par trempe des alliages d'une même famille depuis l'état A jusqu'à la température ambiante il devra être possible de voir si la phase A de la famille considérée obéit ou non à la règle précédente.

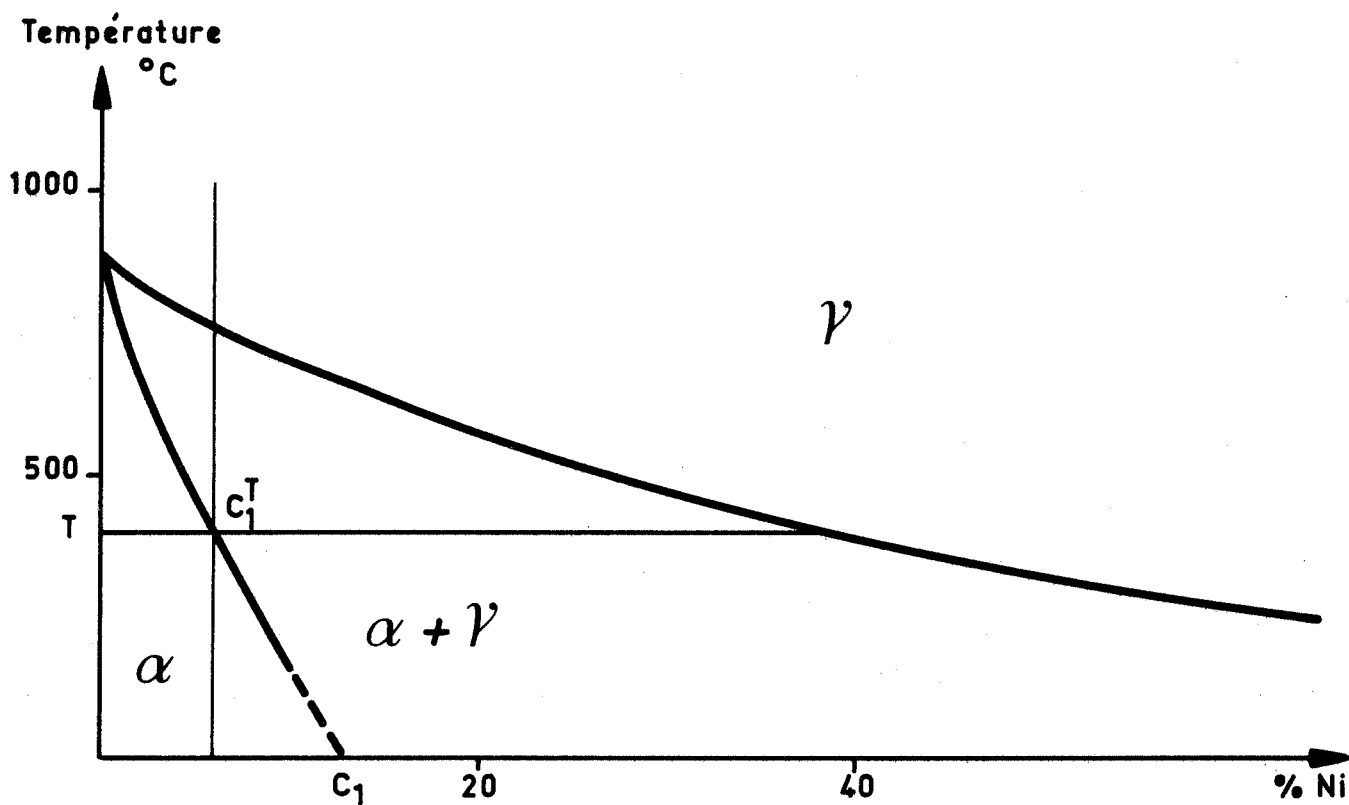


FIGURE 45 -

Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Ni

(d'après (36))

3.1

COMPORTEMENT A LA TREMPE DE L'AUSTENITEDES ALLIAGES Fe-Ni

Pour représenter les alliages Fe-Ni que nous avons élaborés nous utiliserons un diagramme d'équilibre (fig. 45) qui est généralement admis (36, 39).

Au-dessus de 910°C les alliages Fe-Ni ont, pour toute teneur en nickel, une structure d'équilibre monophasée austénitique; par contre au-dessous de cette température la structure d'équilibre peut être monophasée ferritique, biphasée austéno-ferritique ou austénitique.

Si la règle de comportement à la trempe de l'austénite était analogue à celle de la ferrite δ , l'austénite, lors d'un refroidissement rapide, ne subirait aucune évolution dans un domaine austéno-ferritique mais se transformerait totalement dès que la structure stable de l'alliage correspondant serait ferritique.

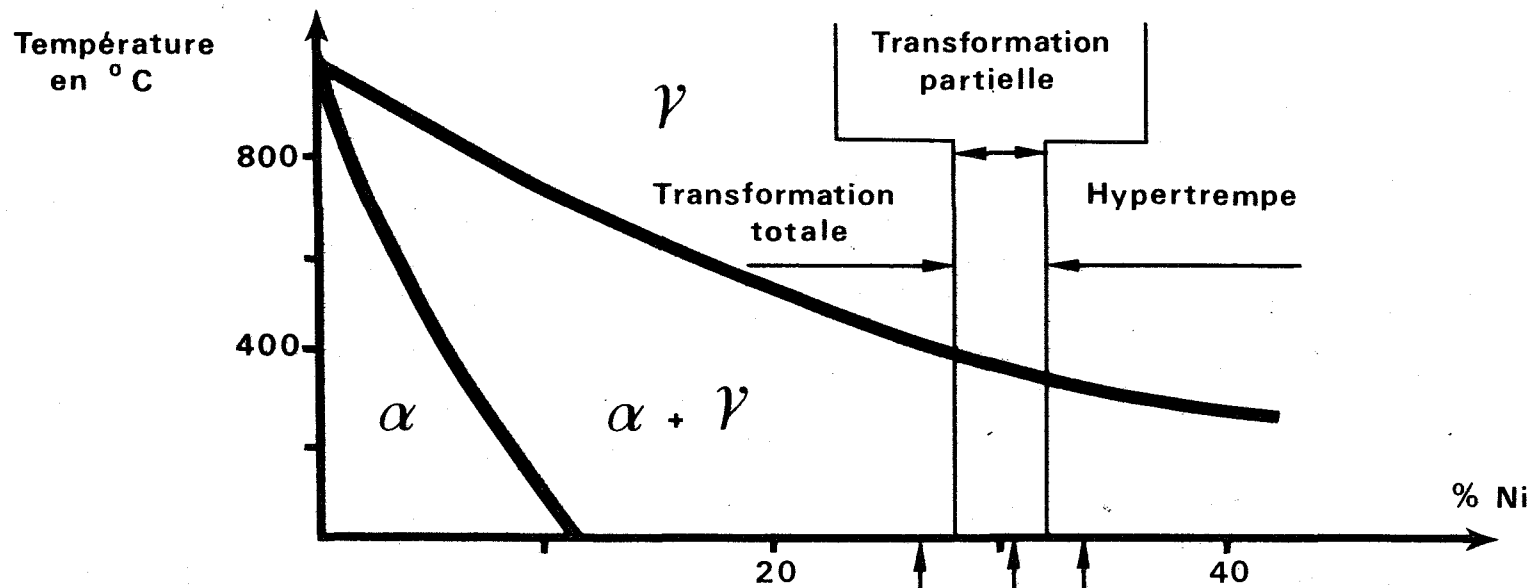
Ainsi lors d'une trempe depuis l'état austénitique jusqu'à la température T (fig. 45) les alliages de teneurs en nickel inférieures à C_1^T devraient se transformer tandis que ceux dont la teneur en nickel est supérieure à la valeur C_1^T devraient s'hy-pertrempers.

Par trempe à l'eau depuis 1000°C jusqu'à la température ambiante l'alliage Fe-Ni à :

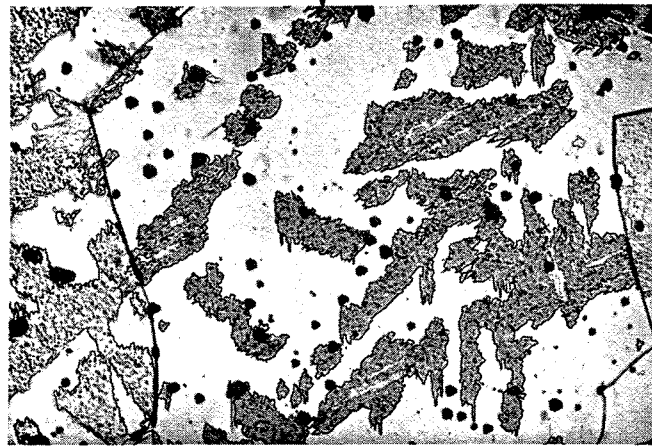
27 % de nickel,

$20 \cdot 10^{-4}$ % de carbone,

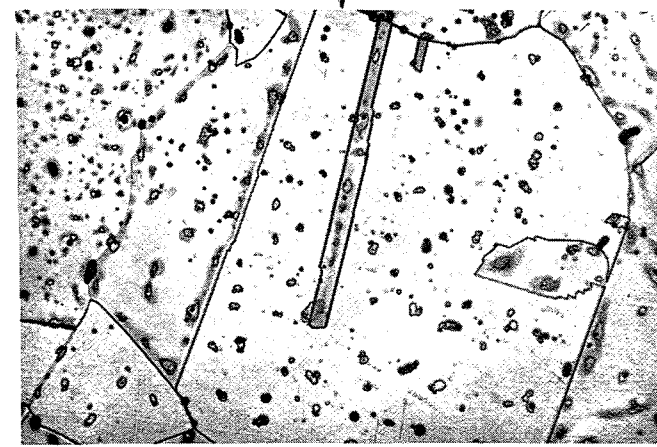
se transforme totalement (fig. 46) (la structure obtenue est une martensite cubique centrée); or en extrapolant les différentes déterminations de diagrammes d'équilibre (36) on obtient des valeurs de $C_1^{20^{\circ}\text{C}}$ (que nous appellerons plus simplement C_1) qui sont dans tous les cas inférieures à 15 % de nickel; la structure d'équilibre de l'alliage aux températures comprises entre le domaine de stabilité de l'austénite et la température ambiante est donc austéno-ferritique; *l'austénite se transforme donc totalement à des températures où la structure d'équilibre de l'alliage correspondant est austéno-ferritique.*



Martensite



Austénite + Martensite



Austénite

Figure 46 - Comportement à la trempe de l'austénite d'alliages Fe-Ni.

Alliages possédant $20 \cdot 10^{-4}$ % de carbone, trempés à partir de 1000°C .

La règle de comportement d'une phase A à la trempe, valable dans le cas de la ferrite δ , n'est donc pas applicable à l'austénite d'alliages Fe-Ni.

L'examen d'une série d'alliages à teneur en nickel variable, trempés à partir de l'état austénitique jusqu'à la température ambiante, montre que (fig. 46) :

- les alliages dont la teneur en nickel est inférieure à une limite C'_1 voisine de 28 % se transforment totalement;
- les alliages dont la teneur en nickel est comprise entre 28 % et 33 % se transforment partiellement, la structure finale étant composée de martensite et d'austénite hypertrempée;
- les alliages dont la teneur en nickel est supérieure à 33 % ne se transforment pas du tout.

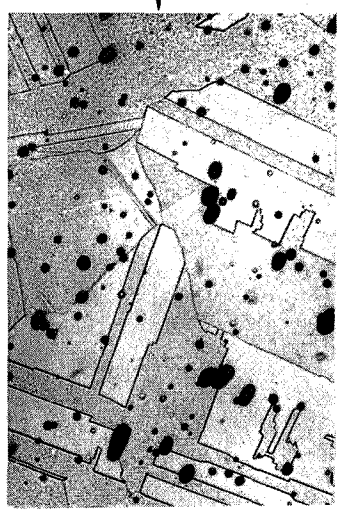
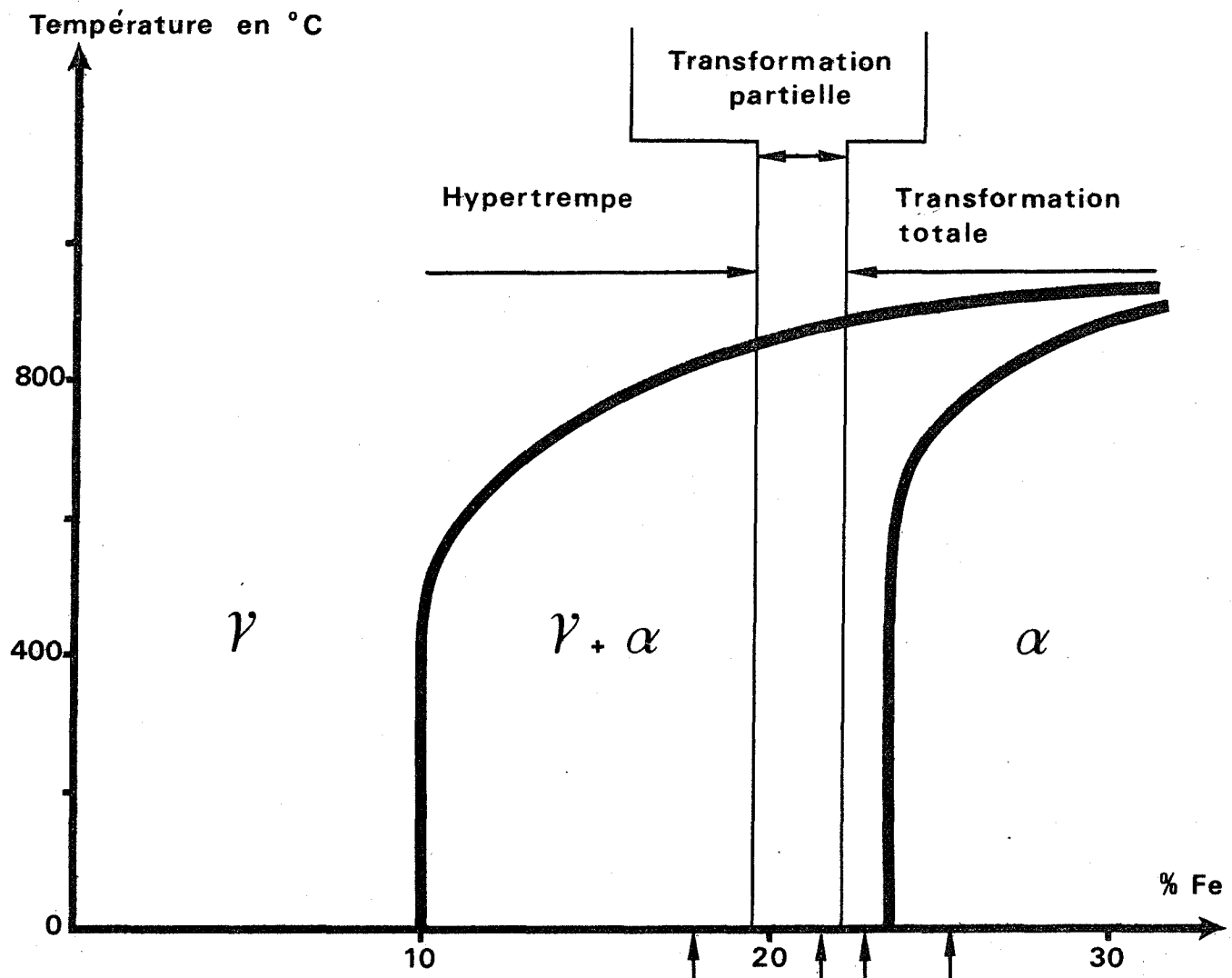
Ces résultats analogues à ceux signalés par (8, 36), mettent en évidence une deuxième différence entre le comportement d'une famille d'alliages Fe-Ni trempés à partir de l'état austénitique et celui d'une famille d'alliages à domaine austénitique fermé trempés à partir de l'état ferritique δ : dans le premier cas il existe un domaine de transition relativement large assurant un passage continu des alliages qui se transforment totalement à la trempe à ceux qui ne se transforment pas du tout, alors que, dans le second cas, le domaine de transition, s'il existe, est très petit car il n'a jamais pu être mis en évidence expérimentalement.

Nous n'avons pas observé d'influence de la vitesse de trempe sur le domaine de transition relatif aux alliages Fe-Ni, pour les vitesses variant entre celle obtenue par trempe à l'eau de fils de un millimètre de diamètre et celle donnée par le refroidissement sous amiante d'échantillons massifs.

3.2

FAMILLES D'ALLIAGES DONT LE COMPORTEMENT A LA TREMPE EST ANALOGUE A CELUI DES ALLIAGES Fe-Ni

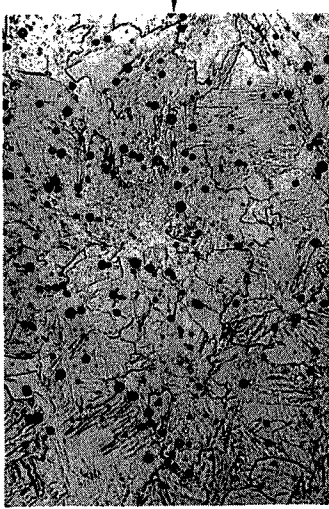
Le comportement à la trempe à partir de γ des alliages Co-Fe de teneur en



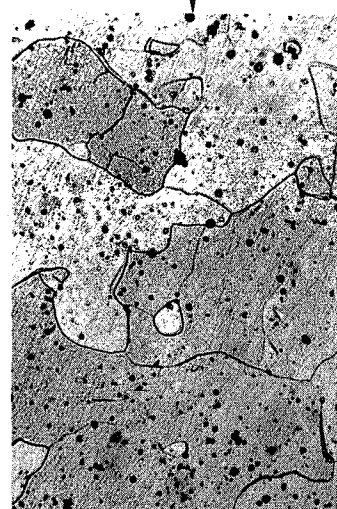
**Austénite
(80 HV₂₀)**



**Austénite +
Martensite
(150 HV₂₀)**



**Martensite
(190 HV₂₀)**



**Ferrite équiaxe
(160 HV₂₀)**

Figure 47 -

Comportement à la trempe de l'austénite d'alliages Co - Fe.

Alliages contenant $10 \cdot 10^{-4}$ % de C trempés à partir de 1100°C .

fer comprise entre 15 % et 30 % est analogue à celui observé sur les alliages Fe-Ni (fig. 47).

Lors d'une trempe depuis l'état austénitique jusqu'à la température ambiante :

- les alliages de teneur en fer inférieure à 19,5 % de fer ne subissent aucune évolution;

- les alliages de teneur en fer comprise entre 19,5 % et 23 % se transforment partiellement (en martensite); il existe donc, comme dans le cas des alliages Fe-Ni, un domaine de transition relativement large; notons que lorsque la quantité de martensite formée est faible elle se trouve souvent localisée aux joints de grains ou de macule de l'austénite (fig. 48); une élévation de la vitesse de trempe ne peut faire disparaître cette martensite;

- les alliages de teneur en fer supérieure à 23 % se transforment totalement (en martensite ou en ferrite équiaxe suivant leur teneur en fer); ainsi, d'après le diagramme d'équilibre généralement admis (36), l'austénite de certains alliages Co-Fe se transforme totalement dans un intervalle de température où la structure d'équilibre de ces alliages est austéno-ferritique; ce comportement est analogue à celui observé sur certains alliages Fe-Ni.

La transformation d'une phase lors de la traversée (même très rapide) d'un intervalle de température où la structure d'équilibre de l'alliage correspondant est A + B, constatée dans le cas de certains alliages Fe-Ni et Co-Fe, est, semble-t-il, un phénomène fréquent; il se rencontre, par exemple, dans de nombreux alliages à base de titane (40); citons ainsi les alliages :

Ti-Cr ,

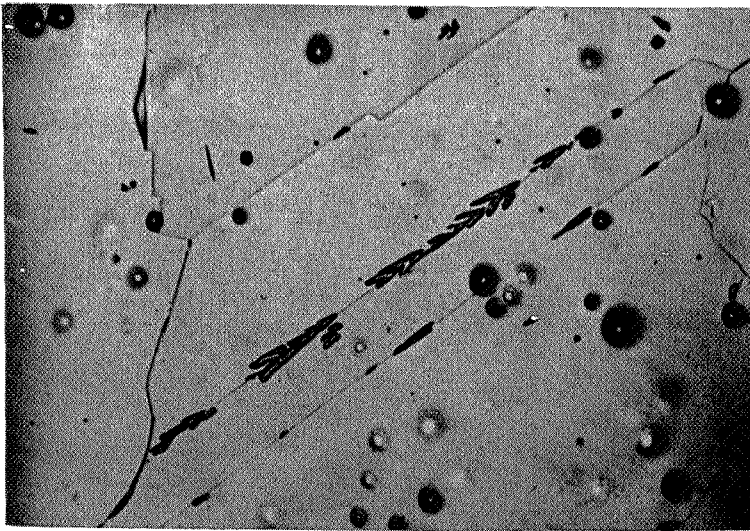
Ti-Mo ,

Ti-Nb ,

Ti-Ta ,

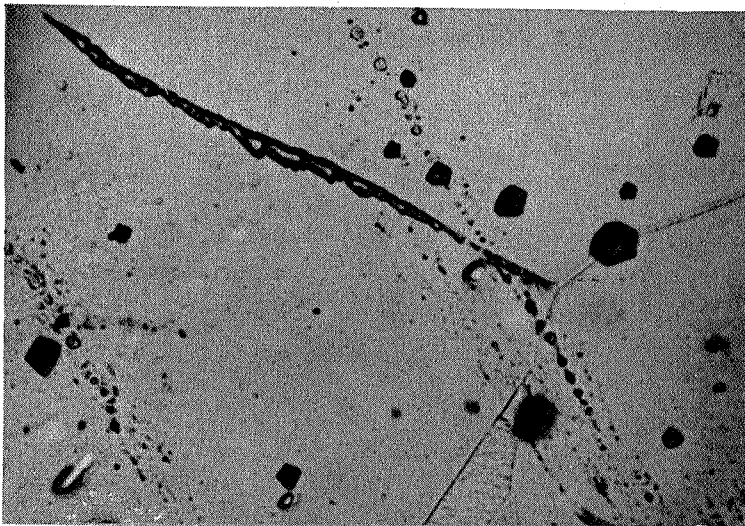
Ti-V ,

dont les diagrammes d'équilibre sont semblables à celui des alliages Fe-Ni, les phases β (cubique centrée) et α (hexagonale compacte) relatives au titane remplaçant respectivement les phases γ et α relatives au fer; dans chacune de ces familles il existe



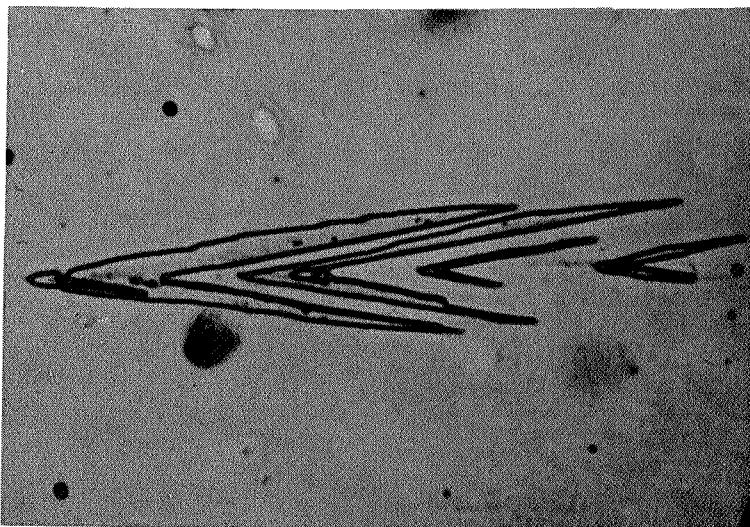
- a -

Martensite aux
joints de macles
(x 750)



- b -

Martensite aux
joints de grains
(x 750)



- c -

Faciès en "fer de lance"
de la martensite
(x 1200)

Figure 48 -

Martensite apparaissant aux joints de grains ou de macles de l'austénite.

Alliage à 20% de fer (et $10 \cdot 10^{-4}$ % de C) trempé à partir de 1100°C .

un intervalle de composition pour lequel les alliages trempés depuis l'état β se transforment en martensite (voisine de α) à des températures où leur structure d'équilibre est biphasée $\alpha + \beta$ (40). Dans ces alliages à base de titane, il existe un domaine de transition séparant les alliages se transformant totalement de ceux qui ne se transforment pas du tout, domaine qui est assez large pour pouvoir être facilement détecté expérimentalement.

En définitive, dans de nombreux cas, les règles simples relatives au comportement d'une phase à la trempe, valables pour les alliages refroidis à partir de δ , ne sont plus applicables; nous allons tenter d'interpréter les différences entre ces comportements.

3.3

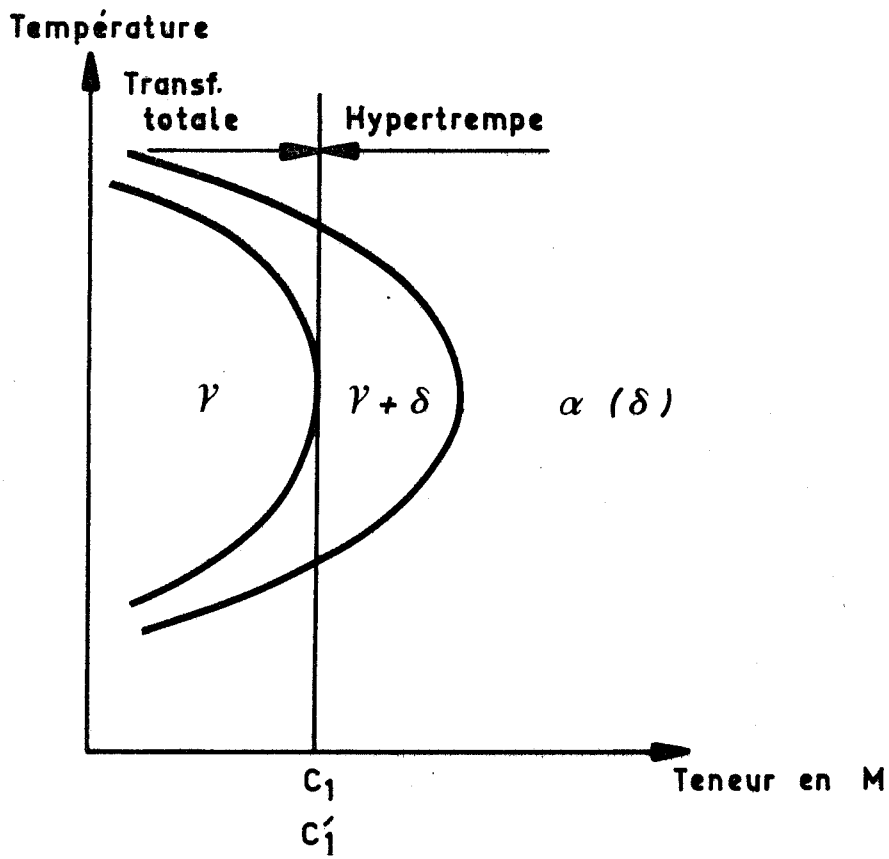
INTERPRETATION

Lorsqu'une famille d'alliages subit un traitement de trempe nous avons vu qu'il y a deux comportements possibles (au moins) :

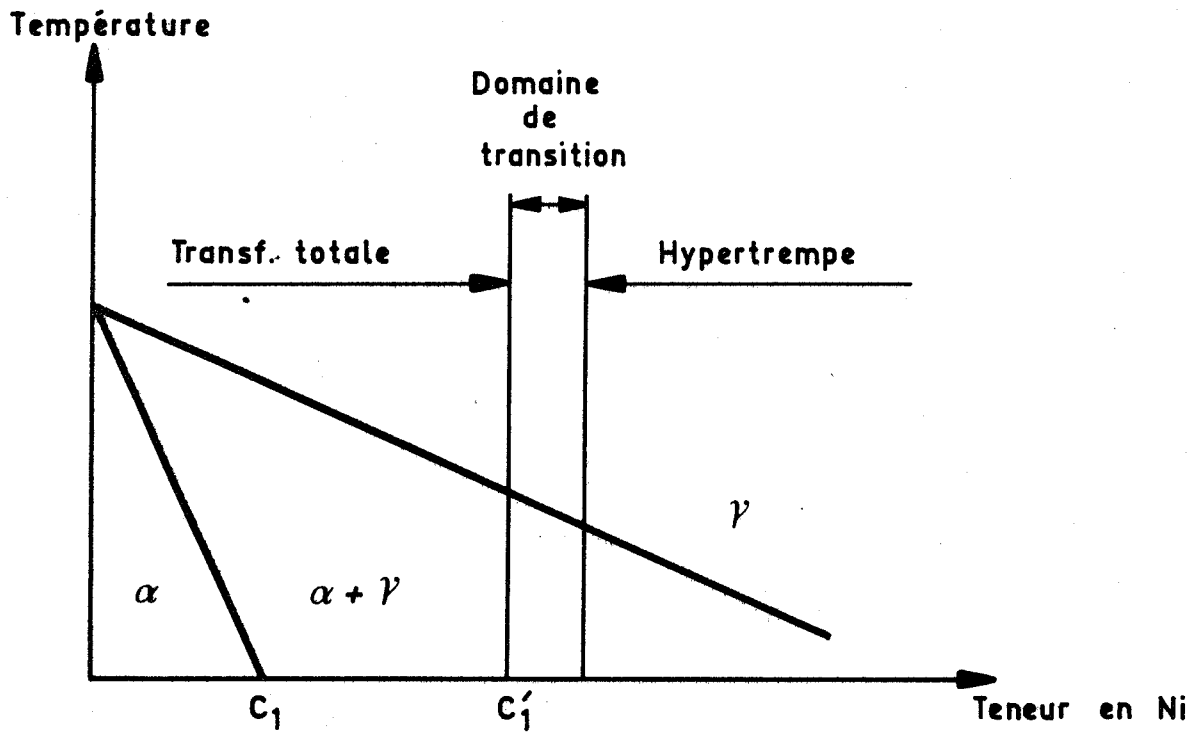
- celui qui affecte, entre autres, les alliages Fe-Ni trempés à partir de γ
- celui qui intervient de façon systématique sur les alliages à domaine austénitique fermé trempés à partir de δ .

Il y a deux différences entre ces comportements :

- dans une famille d'alliages Fe-Ni il existe un intervalle de composition, facilement décelable par l'expérience, tel qu'un alliage dont la composition est située dans cet intervalle se transforme partiellement à la trempe; par contre si un domaine de transition existe dans les alliages à domaine austénitique fermé il est systématiquement très petit car il n'a jamais pu être mis en évidence expérimentalement;
- le lien entre le comportement d'un alliage à la trempe et sa position dans le diagramme d'équilibre correspondant, évident dans le cas des alliages à domaine austénitique fermé, n'existe plus dans le cas des alliages Fe-Ni. Soit C'_1 la composition limite séparant les alliages qui se transforment totalement de ceux qui se



- a - Alliances trempés à partir de δ



- b - Alliances Fe-Ni trempés à partir de γ

FIGURE 49 -

Familles d'alliages ayant des comportements à la trempe différents

transforment partiellement ou pas du tout lors d'une trempe jusqu'à la température ambiante; appelons par ailleurs de façon générale C_1 la teneur remarquable du diagramme d'équilibre qui sépare les alliages qui n'ont pas de structure stable monophasée (autre que celle de la phase initiale) de ceux qui possèdent une telle structure à des températures comprises entre la température ambiante et la température initiale. Dans le cas des alliages à domaine austénitique fermé ces deux limites C_1 et C'_1 n'ont jamais pu être séparées par l'expérience et sont donc sinon confondues, du moins systématiquement très voisines (fig. 49 a); par contre, dans le cas des alliages Fe-Ni; la valeur de la limite C'_1 est très supérieure à toutes les estimations de la limite C_1 (fig. 49 b).

Mais les estimations de la valeur C_1 relative, par exemple, aux alliages Fe-Ni, provient d'extrapolations puisqu'il est pratiquement impossible de déterminer de façon directe les structures d'équilibre d'un alliage à la température ambiante; ces estimations risquent donc d'être erronées. On ne peut donc pas exclure totalement l'éventualité d'une coïncidence entre la limite C'_1 relative aux alliages Fe-Ni et la limite C_1 correspondant à cette famille (41); dans ce cas le comportement des alliages Fe-Ni serait très voisin de celui des alliages à domaine austénitique fermé, et on pourrait expliquer la différence relative aux domaines de transition par l'écart important entre les températures de transformation.

Mais au lieu de supposer que les valeurs de C_1 estimées pour les alliages Fe-Ni, Co-Fe et de nombreux autres alliages sont fortement erronées, nous préférons admettre qu'il existe réellement deux règles distinctes régissant le comportement à la trempe des différentes familles d'alliages; nous allons voir, en effet, que l'existence de deux classes de familles d'alliages ayant des comportements à la trempe différents peut être aisément justifiée.

Les transformations allotropiques susceptibles d'affecter une phase A lors d'un traitement de trempe appartiennent à trois grandes catégories (Cf. § 1.1) :

- les transformations par croissance avec diffusion,
- les transformations massives,
- les transformations martensitiques,

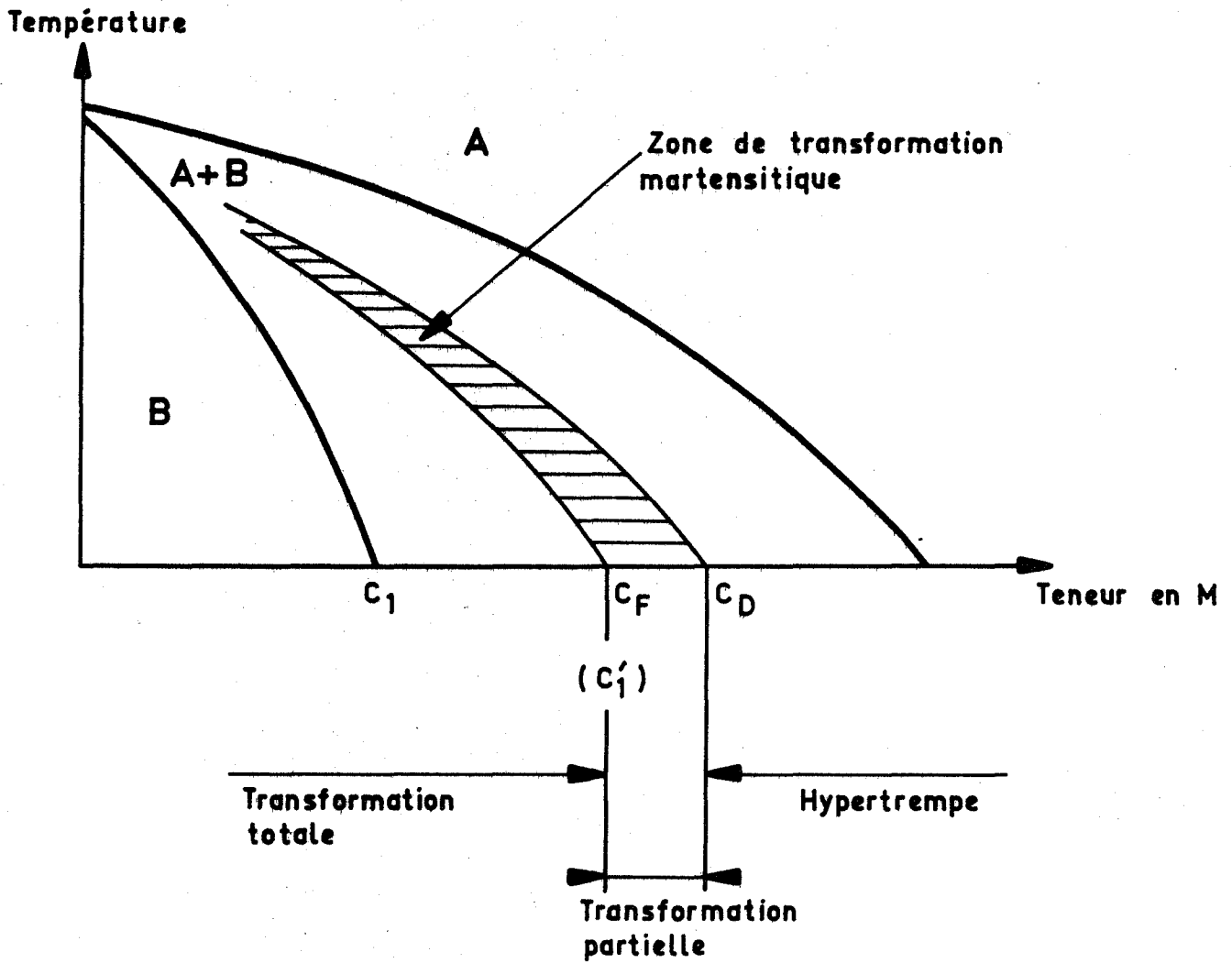


FIGURE 50 -

Comportement à la trempe d'une famille d'alliages dont la zone de transformation martensitique est dans le domaine A + B

Faisant l'hypothèse, qui sera justifiée par la suite, que la transformation par croissance avec diffusion n'est pas responsable des comportements cités précédemment, nous essaierons d'interpréter ces derniers en admettant que les refroidissements sont assez rapides pour que la transformation de la phase initiale A par croissance avec diffusion ne puisse pas se produire (le cas où il n'en est pas ainsi sera envisagé au chapitre 4).

On peut déduire de l'examen des mécanismes des transformations massives et martensitiques (cf. § 1.2) ce qui suit :

- la transformation massive de A en B est impossible dans un domaine biphasé d'équilibre A + B mais se produit dans le domaine monophasé B à condition que la vitesse de refroidissement soit inférieure à une valeur critique V_{cm} (très supérieure à celle relative à la transformation par croissance avec diffusion) (cf. § 1.12);

- lorsqu'une phase A se transforme d'une façon martensitique, la transformation a lieu dans un intervalle $M_S - M_F$ qui, en général, ne dépend pas de la vitesse de refroidissement; ces températures M_S et M_F n'ont aucun lien avec les températures limitant les domaines structuraux d'équilibre de l'alliage correspondant; ainsi la phase A d'une famille d'alliages se transforme de façon martensitique (en une phase B' voisine de B) dans une zone qui est indépendante de la courbe du diagramme d'équilibre limitant les domaines d'équilibre B et A + B; la zone de transformation martensitique peut se trouver à droite (fig. 50) ou à gauche (fig. 51) de cette courbe (cf. § 1.223).

Si la zone de transformation martensitique de la phase A se trouve dans le domaine d'équilibre A + B (fig. 50), lors d'une trempe à partir de l'état A, l'alliage correspondant :

- se transforme totalement (en martensite B')
- se transforme partiellement (en martensite B')
- ne se transforme pas du tout

suivant que sa teneur en élément d'addition est :

- inférieure à C_F
- comprise entre C_F et C_D
- supérieure à C_D

C_D et C_F étant repérées sur la figure 50.

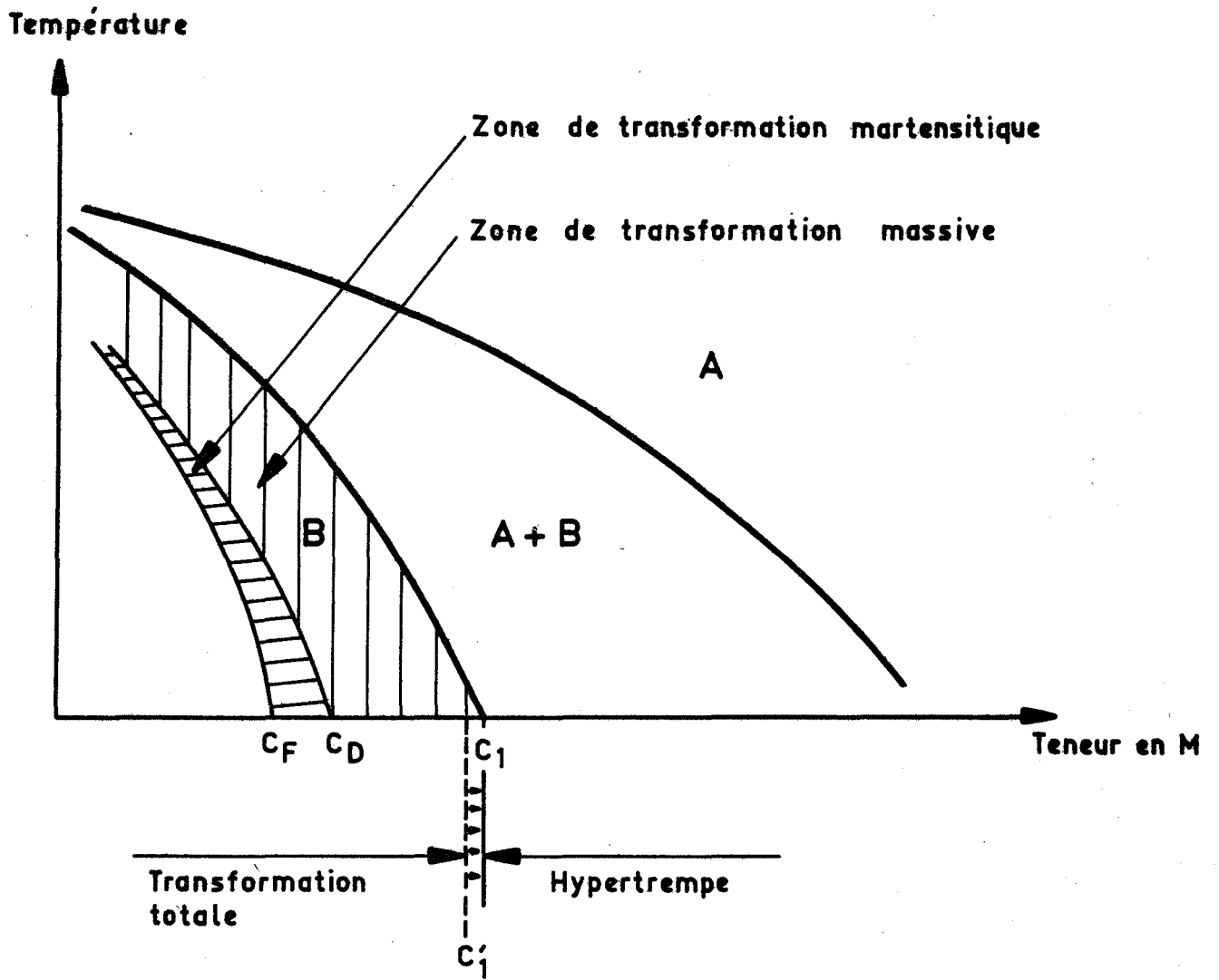


FIGURE 51 -

Comportement à la trempe d'une famille d'alliages dont la zone de transformation martensitique est dans le domaine B

La limite C'_1 , séparant les alliages qui se transforment totalement de ceux qui se transforment partiellement ou pas du tout, est confondue avec la teneur C_F dont la valeur est supérieure à celle de la limite C_1 du diagramme d'équilibre; les deux limites C_1 et C'_1 sont donc distinctes et il n'y a aucune raison pour qu'elles soient systématiquement très voisines. Par ailleurs les alliages se transforment partiellement lorsque leur teneur en élément d'addition est comprise dans le domaine de transition ($C_F - C_D$), indépendant de la vitesse de trempe. On retrouve les deux caractéristiques des comportements à la trempe des familles d'alliages Fe-Ni, Co-Fe ...

Ainsi les comportements à la trempe prévus pour les familles d'alliages formant l'une des deux catégories dont l'existence est en accord avec les mécanismes des transformations massives et martensitiques, sont identiques à ceux effectivement observés sur les familles d'alliages Fe-Ni et Co-Fe; le type de comportement à la trempe effectivement observé peut donc être prévu, et par là même justifié, à partir des caractéristiques des transformations massives et martensitiques.

Considérons maintenant les familles d'alliages pour lesquels la zone de transformation martensitique de la phase A se trouve dans le domaine d'équilibre monophasé B (fig. 51).

Lors de la trempe à partir de l'état A les alliages de teneur en M supérieure à C_1 s'hypertrempe puisqu'ils ne peuvent se transformer ni massivement (domaine biphasé), ni de façon martensitique.

Par contre les alliages de teneur en M inférieure à C_1 peuvent se transformer massivement puisqu'ils ont une structure stable monophasée B dans un certain intervalle de température.

Mais pour que tout l'alliage se transforme il faut que la durée du passage dans le domaine monophasé B soit suffisante c'est-à-dire que l'intervalle de température dans lequel l'alliage est monophasé B ait une dimension supérieure à une valeur minimale qui est fonction de la vitesse de trempe; la transformation massive qui met en jeu un réarrangement individuel des atomes se fait en général à grande vitesse (cf. § 1.12); de ce fait la dimension minimale de l'intervalle monophasé est susceptible d'être très faible et, par là même, la limite C'_1 est susceptible d'être voisine de la limite C_1 du diagramme d'équilibre.

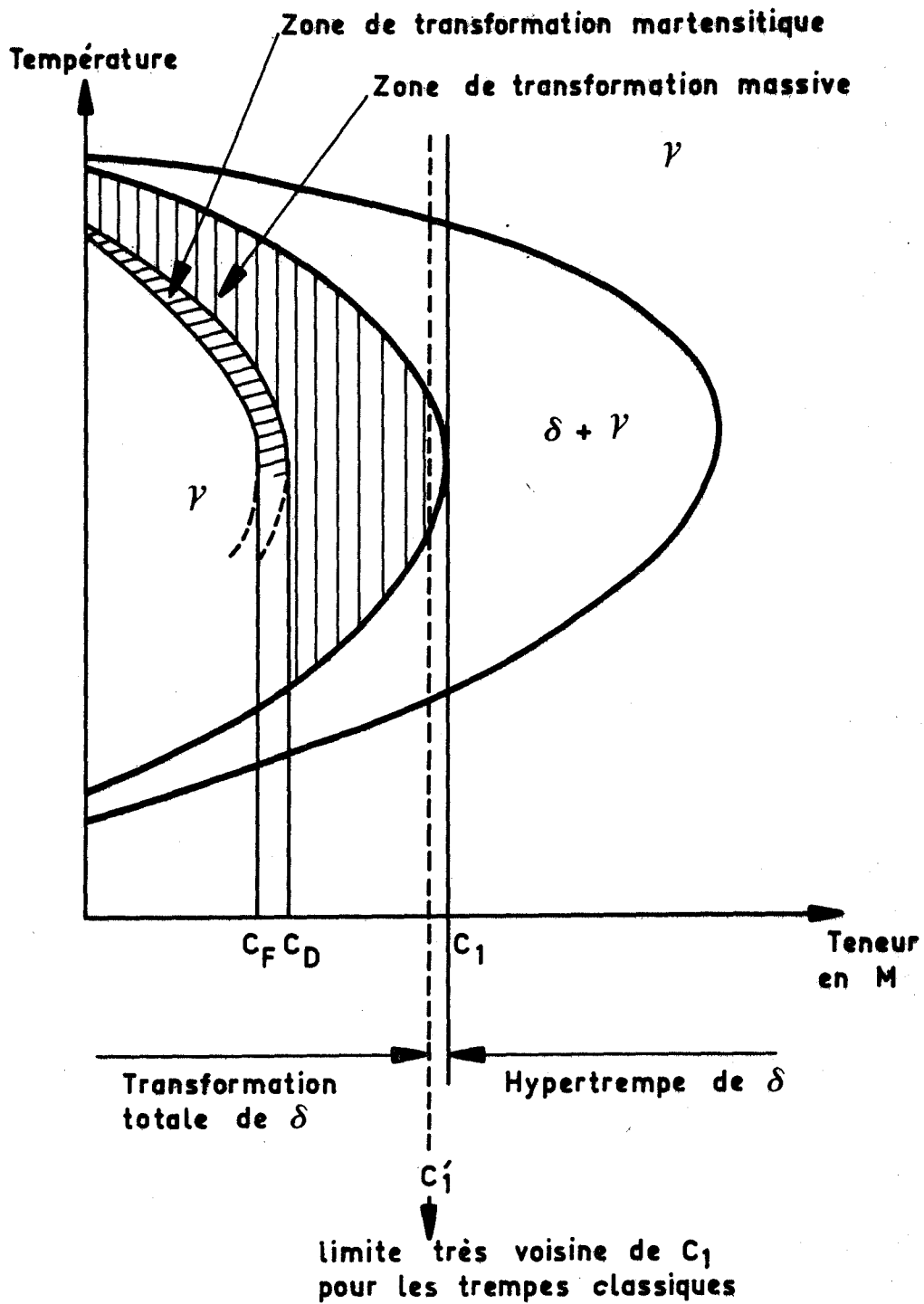


FIGURE 52 -

Comportement de la ferrite δ à la trempe

Ainsi la limite C'_1 ne coïncide pas avec la limite C_1 mais elle est susceptible d'en être systématiquement très voisine; par là même il existe un domaine de transition, dont une extrémité correspond à C_1 , mais ce domaine de transition peut être très étroit; une diminution de la vitesse de trempe entraîne une diminution du domaine de transition.

Il en résulte que les comportements, lors de trempes à partir de δ , des familles d'alliages à domaine austénitique fermé peuvent être interprétés en supposant que la zone de transformation martensitique relative à la ferrite δ se trouve à l'intérieur du domaine austénitique (fig. 52).

En effet, suivant cette hypothèse, les alliages ne subiraient aucune évolution par trempe à partir de δ lorsque leur teneur en élément M serait supérieure à C_1 (alliages de type II) et se transformeraient en "austénite massive" lorsque la teneur en M serait inférieure à C_1 à condition que la vitesse de trempe soit assez faible pour que la transformation massive de la ferrite δ puisse se faire dans l'intervalle de stabilité de l'austénite. Le domaine de stabilité de l'austénite se trouve à une température très élevée (peu éloignée de la température de fusion) et l'agitation thermique favorise beaucoup la transformation massive; on conçoit alors aisément que celle-ci puisse se faire à très grande vitesse; par là même, la limite C'_1 relative à une vitesse de trempe classique serait extrêmement voisine de la limite C_1 et pourrait ne pas en être distinguée expérimentalement; le domaine de transition, qui est l'intervalle $C_1 - C'_1$, serait ainsi extrêmement petit et pourrait lui aussi ne pas être décelé par l'expérience.

Un tel comportement correspond effectivement à celui qui a été mis en évidence par l'expérience sur toutes les familles d'alliages à domaine austénitique fermé refroidis à partir du domaine δ .

Une conséquence de l'interprétation précédente est que :

lors d'un traitement de trempe toute ferrite δ de type I se transforme totalement de manière massive en austénite γ' à condition que la vitesse de refroidissement soit "assez faible".

La vitesse donnée par la trempe à l'eau d'un échantillon d'un millimètre de

diamètre est très faible vis-à-vis de la transformation massive de la ferrite δ ; ainsi lors des traitements de trempe qui ont été qualifiés par ailleurs de rapides (cf. § 2.56) (trempe à l'eau d'échantillons de diamètre variant entre 1 et 10 mm) on peut considérer que toutes les ferrites δ de type I se transforment totalement d'une manière massive, bien que cela ne soit pas rigoureusement exact en théorie (certains alliages de type I ayant une structure stable monophasée γ dans un intervalle de dimension inférieure à une valeur critique très faible pouvant se transformer partiellement ou peut-être même pas du tout).

L'augmentation de la vitesse de trempe entraîne une augmentation de l'étendue du domaine monophasé γ nécessaire à la transformation totale de la ferrite δ ; ainsi en utilisant des vitesses de refroidissement très élevées (que nous n'avons pas pu atteindre), on devrait pouvoir déceler un intervalle de composition dans lequel les alliages de type I s'hypertrempaient, tout au moins en partie. Lors de refroidissements à des vitesses suffisantes pour supprimer toute transformation massive la ferrite δ de type I se transformerait totalement (de manière martensitique) partiellement (de manière martensitique) ou pas du tout suivant que la teneur en élément d'addition serait inférieure à C_F , comprise entre C_F et C_D , ou supérieure à C_D (fig. 52).

En définitive deux règles distinctes, régissant le comportement de familles d'alliages lors de traitements de trempe, peuvent être prévues à partir des caractéristiques des transformations massives et martensitiques :

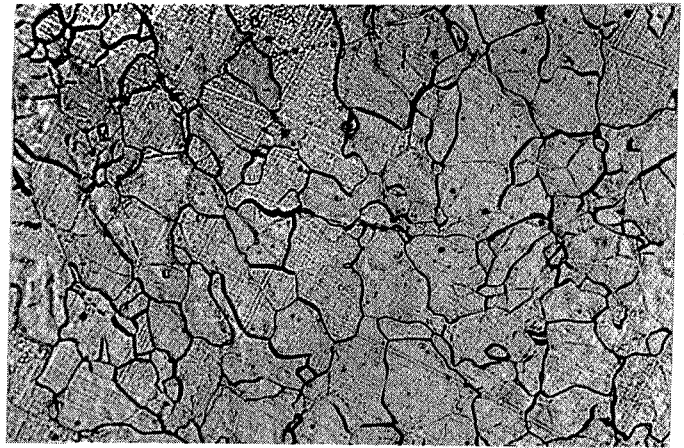
- l'une correspond à celle effectivement observée sur les alliages à domaine austénitique fermé trempés à partir du domaine ferritique δ ,
- l'autre correspond au comportement des familles d'alliages Fe-Ni ou Co-Fe refroidis à partir de l'état austénitique.



- a -

Trempe à l'eau
Teneur en carbone: $70 \cdot 10^{-4}\%$

Martensite



- b -

Trempe à l'air
Teneur en carbone: $70 \cdot 10^{-4}\%$

Ferrite équiaxe



- c -

Trempe à l'eau
Teneur en carbone: $10 \cdot 10^{-4}\%$

Ferrite équiaxe

Figure 53 -

Alliage Fe - Ni (Ni: 5,5 %) austénitisé à 1100°C .

Influence de la vitesse de trempe et de la teneur en carbone sur la structure finale.

Microphotographies au grandissement 350.

3.4

REMARQUE SUR LES STRUCTURES DE TREMPEDE L'AUSTENITE D'ALLIAGES Fe-Ni

L'alliage Fe-Ni à :

5,5 % de nickel ,

$70 \cdot 10^{-4}$ % de carbone ,

austénitisé à 1000°C puis trempé se transforme en martensite ou en ferrite massive suivant que le refroidissement a été fait à l'eau ou à l'air (fig. 53 ab); l'alliage ayant la même teneur en nickel, 5,5 %, et une teneur en carbone de seulement $10 \cdot 10^{-4}$ % se transforme en ferrite massive même par trempe à l'eau (fig. 53 c); une telle influence de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone sur la structure de trempe est analogue à celle observée sur de nombreux alliages de type I trempés à partir de l'état austénitique (cf. § 2.3).

Il n'en est pas ainsi pour un alliage à 20 % de nickel qui se transforme toujours en martensite; l'utilisation d'alliages très purs (de teneur en carbone voisine de 3 à $4 \cdot 10^{-4}$ %) et de vitesses de refroidissement très faibles (refroidissement au four) ne permet pas en effet d'obtenir de la ferrite massive. Mais on retrouve là un phénomène connu; en effet il a été signalé plusieurs fois que les alliages ayant une faible teneur en nickel (inférieure à 10 %) peuvent se transformer soit en ferrite massive soit en martensite suivant la vitesse de refroidissement, tandis que les alliages plus riches en nickel ne peuvent jamais se transformer en ferrite équiaxe quelle que soit la vitesse de refroidissement (8, 42).

Nous pouvons interpréter cette influence de la teneur en nickel d'une façon très simple à partir des considérations faites au paragraphe 3.3 .

La zone de transformation martensitique de l'austénite des alliages Fe-Ni peut être représentée comme il est indiqué sur la figure 54; les courbes de début et de fin de transformation martensitique (M_S et M_F) coupent la frontière séparant les domaines d'équilibre α et $\alpha + \gamma$ en deux points d'abscisses C_2 et C_3 (fig. 54).

L'intervalle ($M_S - M_F$) correspondant à un alliage de teneur supérieure à C_3 se trouve

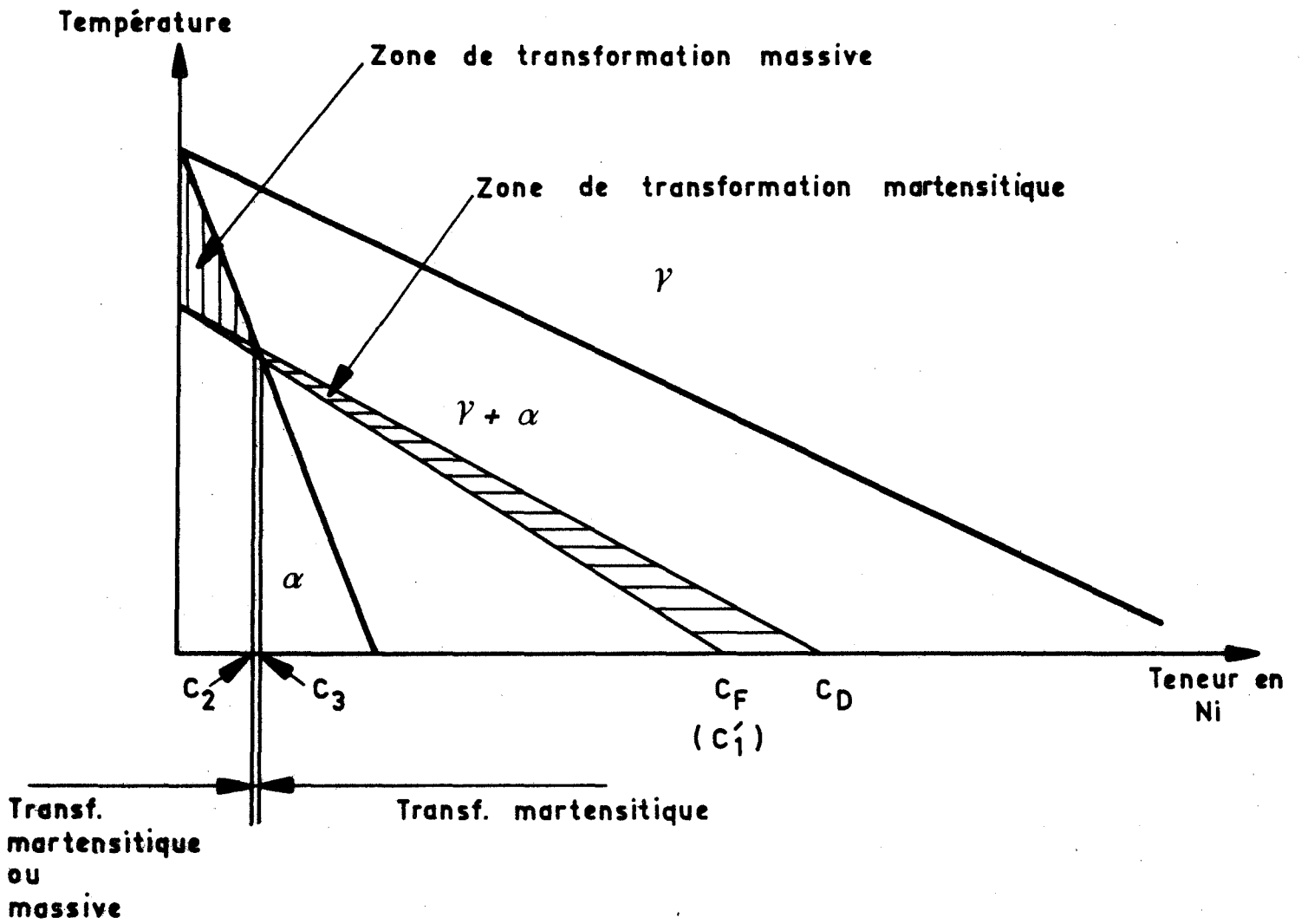


FIGURE 54 -

Interprétation des deux catégories d'alliages Fe-Ni

dans le domaine biphasé $\alpha + \gamma$; au cours d'une trempe un tel alliage ne se transformera jamais massivement; en effet, quelle que soit la vitesse de refroidissement, toute l'austénite sera transformée avant que la température n'atteigne le domaine de stabilité de la ferrite α , c'est-à-dire le domaine où la transformation massive devient possible. *Lorsque les alliages de teneur en nickel supérieure à C_3 se transforment, la structure finale est toujours de la martensite.*

L'intervalle ($M_S - M_F$) d'un alliage de teneur en nickel inférieure à C_2 est situé dans le domaine monophasé α ; il existe donc un domaine de températures supérieures à M_S dans lequel la structure stable de l'alliage est monophasée α ; lors d'une trempe, l'austénite se transformera en ferrite massive dans cet intervalle, à condition toutefois que la vitesse de refroidissement soit assez faible. *Ainsi la structure de trempe des alliages de teneur en nickel inférieure à C_2 pourra être de la martensite, de la ferrite massive ou un mélange des deux suivant la vitesse de trempe.*

Les considérations faites précédemment (cf. § 3.3) rendent compte de l'existence de deux catégories d'alliages Fe-Ni parmi ceux qui se transforment totalement.

Notons que l'intervalle dans lequel l'alliage peut se transformer massivement est d'autant plus étendu et se trouve à des températures d'autant plus élevées que la teneur en nickel de l'alliage est plus faible (et que l'alliage est plus pur); la vitesse de trempe nécessaire à l'obtention de martensite doit s'élever lorsque la teneur en nickel diminue; en effet il a été mesuré (42) des vitesses critiques de 30.000°C/s et 15.000°C/s pour des alliages Fe-Ni ayant 1 et 7 % de nickel (alliages purs).

3.5

CONCLUSION

La règle de comportement de la ferrite δ à la trempe peut être interprétée en supposant que seule la transformation massive est susceptible d'affecter la phase δ . Suivant cette hypothèse en effet, la ferrite δ de type II ne subirait aucune évolu-



tion à la trempe alors que la ferrite δ de type I se transformerait totalement (de manière massive) à condition que la vitesse de refroidissement soit inférieure à une certaine valeur critique; un tel comportement est conforme aux observations expérimentales bien que l'on ait toujours constaté une transformation totale de la ferrite δ de type I; en effet la vitesse de trempe critique nécessaire pour supprimer une transformation massive à haute température est extrêmement élevée et toujours supérieure, semble-t-il, aux vitesses de trempe classiques (trempe à l'eau de petits échantillons).

Si les caractéristiques des transformations allotropiques permettent de supposer qu'il existe des familles d'alliages susceptibles de se transformer uniquement par un processus massif, elles laissent supposer, aussi, qu'il peut exister d'autres familles d'alliages qui ne peuvent être affectées que par la transformation martensitique, tout au moins dans un certain intervalle de composition; il n'est donc pas surprenant que l'on puisse observer des familles d'alliages telles que les familles d'alliages Fe-Ni et Co-Fe refroidis à partir de γ , dont le comportement à la trempe ne peut être décrit par les règles relatives à la ferrite δ .

CHAPITRE 4 STRUCTURES PARTICULIERES OBTENUES PAR TREMPÉ DE LA FERRITE δ
--

Lors d'une trempe rapide à partir de δ , un alliage :

- se transforme totalement, s'il est de type I,
- ne se transforme pas du tout s'il est de type II.

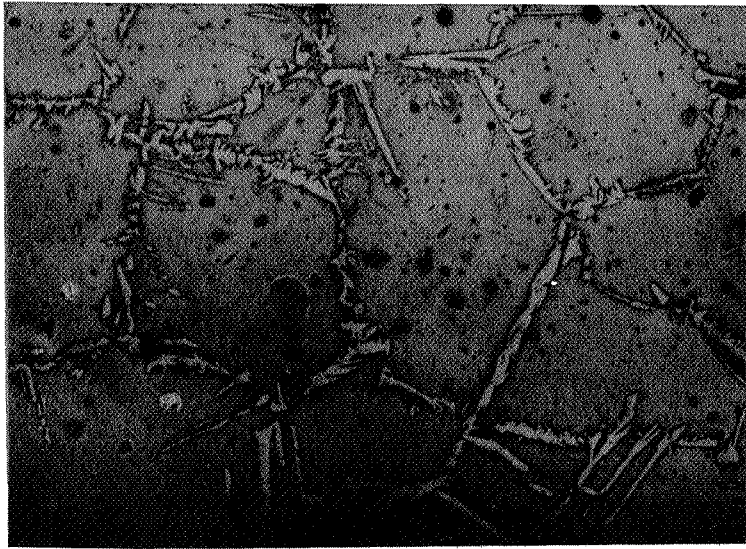
Cependant dans certaines conditions de traitement et en certaines zones d'un échantillon :

- des alliages de type I, trempés à partir de δ , laissent apparaître de la ferrite δ hypertrempée,
- des alliages de type II, trempés à partir de δ , subissent une transformation partielle.

On peut aussi observer une transformation partielle de la ferrite δ dans des alliages trempés à partir de l'état austéno-ferritique.

Nous allons étudier ces différents phénomènes, et nous proposerons une interprétation de leur apparition. Pour simplifier l'écriture, nous appellerons parfois "phénomènes parasites" ces phénomènes particuliers qui paraissent en contradiction avec la règle générale énoncée plus haut.

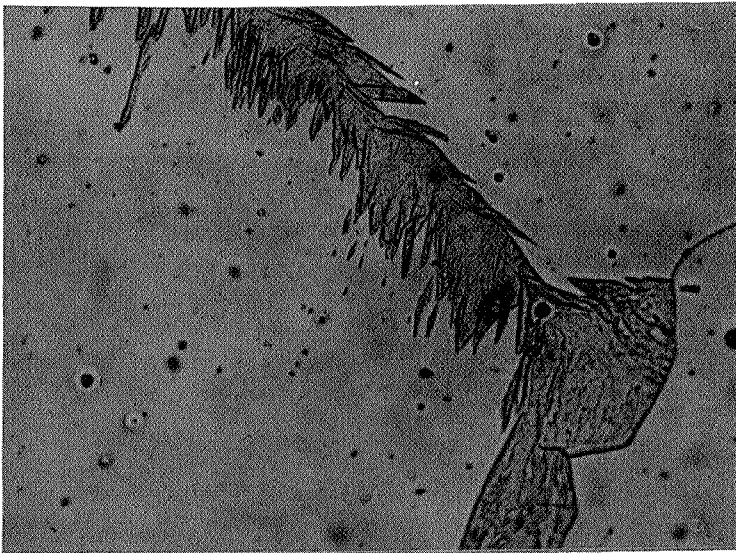
(Notons que certains de ces phénomènes ont déjà été observés et qu'une interprétation, différente de celle que nous exposerons plus loin, a alors été donnée (2, 26)).



- a -

Alliage Fe - Cr - Co (Cr: 14 % ;
Co: 1,9 % ; C: $120 \cdot 10^{-4}$ %)
Trempe à l'air

G = 60



- b -

Alliage Fe - Mo - Mn (Mo: 3,7 % ;
Mn: 2,7 % ; C: $200 \cdot 10^{-4}$ %)
Trempe à l'eau

G = 400



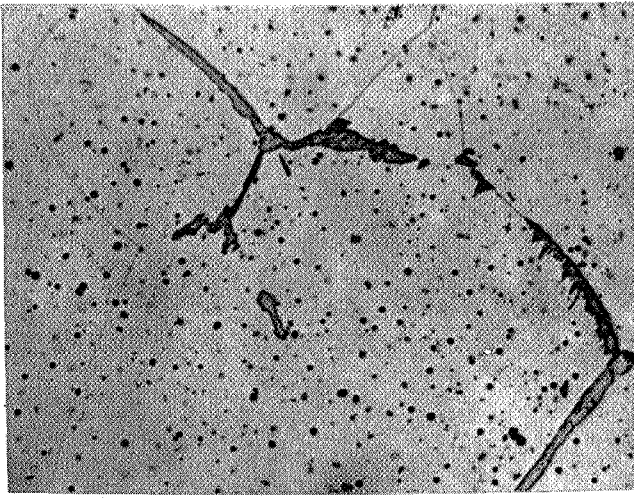
- c -

Alliage Fe - Mo - Mn (idem - b -)
Trempe à l'air

G = 400

Figure 55 -

Transformation partielle d'alliages de type II
trempés à partir de δ .



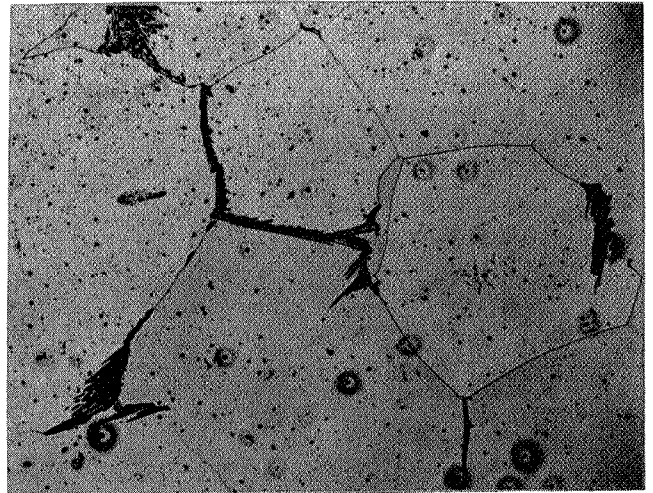
- a -

Trempe à l'eau
Teneur en carbone : $200 \cdot 10^{-4} \%$



- b -

Trempe à l'air
Teneur en carbone : $200 \cdot 10^{-4} \%$



- c -

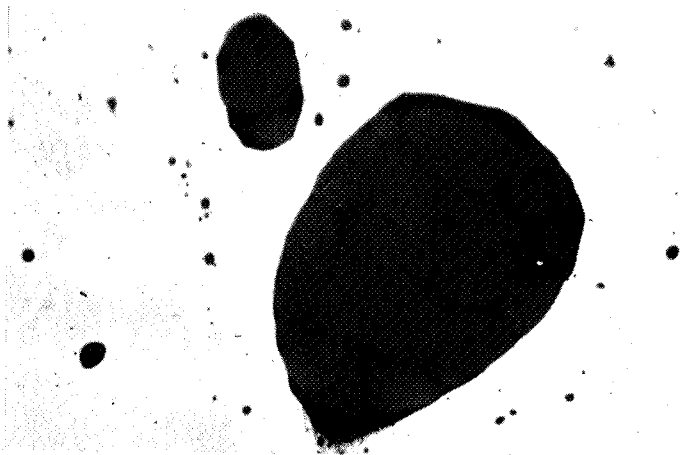
Trempe à l'air
Teneur en carbone : $50 \cdot 10^{-4} \%$

Figure 56 -

Influence de la vitesse de trempe et de la teneur en carbone sur la transformation partielle d'un alliage de type II.

Alliage Fe-Mo-Mn (Mo: 3,5 % ; Mn: 3 %) trempé à partir de 1350°C (δ).

Microphotographies au grandissement 100.



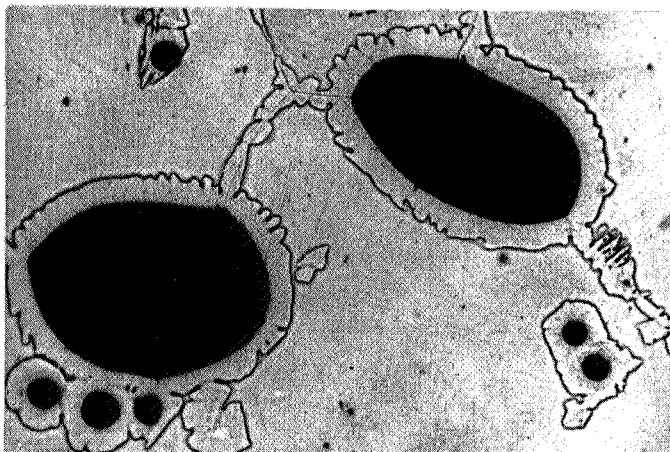
- a -

Alliage Fe-P (P: 0,6% ; O: 0,2%)

Inclusion biphasée (G = 400) :

phase sombre [Fe : 50 %
 (phosphate) [P : 15 à 18 %
 (O : 32 à 35 % ?)

phase claire [Fe : 65 %
 (oxyde) [P : 3 à 4 %
 (O : 31 à 32 % ?)



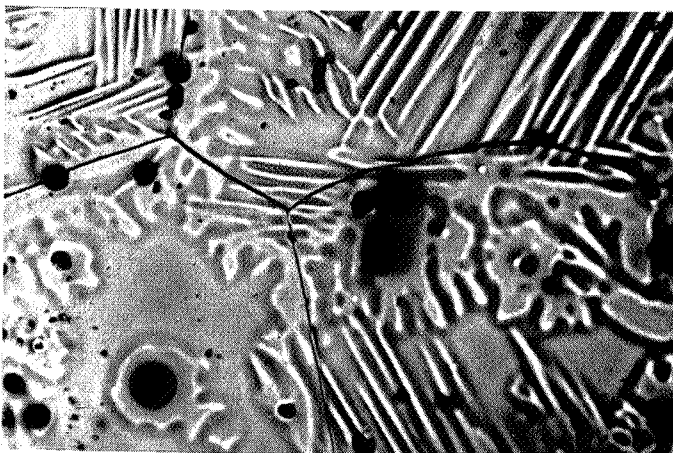
- b -

Alliage Fe-P (P: 0,3% ; C: $40 \cdot 10^{-4}\%$;
 O: 0,2%)

Trempe à l'eau à partir de 1350°C
 (δ)

Transformation partielle autour des
 inclusions.

G = 400.



- c -

Alliage Fe-P (P: 0,3% ; C: $40 \cdot 10^{-4}\%$;
 O: 0,2%)

Trempe à l'air à partir de 1350°C
 (δ)

Transformation partielle autour des
 inclusions

G = 200

4.1

LES STRUCTURES PARTICULIERES4.11 - ALLIAGES TREMPES A PARTIR DE L'ETAT MONOPHASE δ 4.111 - Transformation partielle d'alliages de type II trempés à partir de δ

On observe parfois, sur des alliages trempés à partir de δ (II), des zones martensitiques (ou formées de ferrite équiaxe); une partie de la ferrite δ s'est transformée en austénite γ' laquelle s'est transformée à son tour. On n'a pas constaté, à la microsonde de Castaing, de différences sensibles de composition entre les zones transformées et la ferrite hypertrempée.

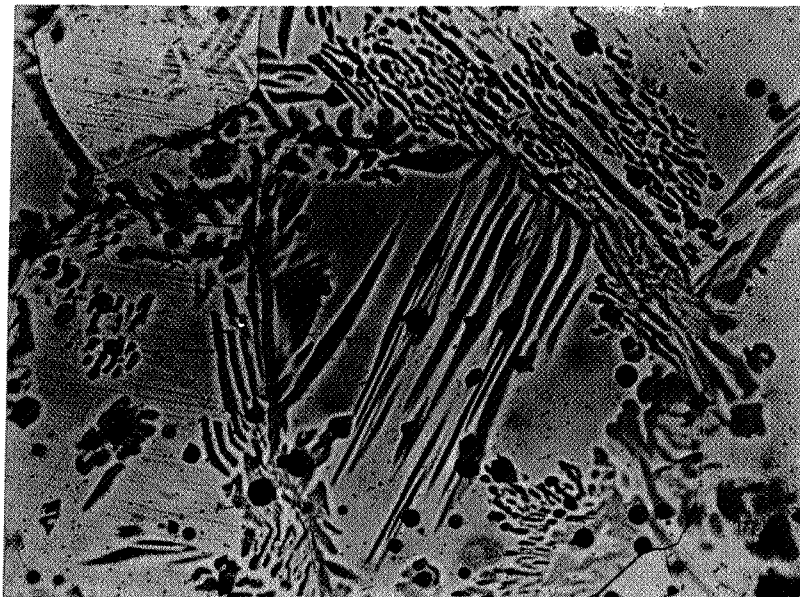
L'austénite qui se forme ainsi est en général localisée au voisinage des joints de grains de la phase primitive (fig. 55 a). Son faciès reste le même tout le long d'un même joint de ferrite, mais les faciès de cristaux de γ' situés sur des joints de ferrite distincts peuvent être différents (fig. 55 b). L'austénite γ' a souvent une forme aiguillée et nous avons observé des sections droites de ces aiguilles (fig. 55 c).

Cette austénite, observée précédemment sur des alliages industriels, a été appelée "AUSTENITE DE WIDMANSTÄTTEN" (43).

La quantité d'austénite qui se forme lors de la trempe augmente lorsque la teneur en carbone croît ou lorsque la vitesse de trempe diminue (fig. 56); nous avons constaté, en particulier, que la transformation partielle de la ferrite δ peut être supprimée par une trempe effectuée sur un fil de faible diamètre (ce phénomène avait déjà été mentionné ailleurs (26)).

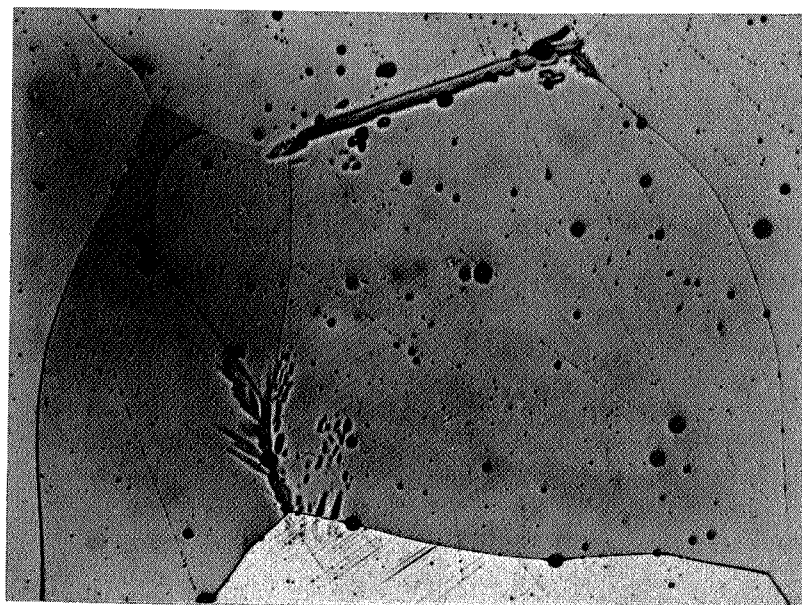
Les joints de grains de la ferrite jouent un rôle particulier dans la transformation partielle de la ferrite δ ; nous avons constaté, sur des alliages Fe-P, que les inclusions peuvent jouer un rôle analogue. Les alliages Fe-P élaborés à l'air contiennent de nombreuses inclusions biphasées avec une phase riche en phosphore (phosphate) et une phase très pauvre en cet élément (oxyde de fer) (fig. 57 a); il y a souvent transformation de la ferrite δ au contact de ces inclusions, à condition toutefois que la vitesse de trempe ne soit pas trop élevée (fig. 57 b).

L'austénite γ' se développe dans toutes les directions, mais affecte cependant de



- a -

Teneur en oxygène . 0,2 %



- b -

Teneur en oxygène : 0,02 %

Figure 58 -

Influence de la teneur en oxygène sur la transformation partielle d'un alliage Fe-P de type **II** .

Alliages Fe - P à 0,3% de phosphore et $20 \cdot 10^{-4}$ % de carbone trempés a l'air après maintien à 1350°C (δ) .

Microphotographies au grandissement 200 .

façon privilégiée les zones voisines des joints ferritiques si toutefois l'inclusion se trouve sur de tels joints (fig. 57 b); sur l'interface austénite γ' - ferrite, il peut apparaître des irrégularités assez semblables aux dendrites de solidification; ces irrégularités sont d'autant plus marquées que le refroidissement a été fait à plus faible vitesse (fig. 57).

Une baisse de la teneur en oxygène d'un alliage Fe-P entraîne une diminution du nombre (et de la taille) des inclusions; ce qui provoque une diminution de la transformation partielle de la ferrite δ (fig. 58). La teneur en oxygène d'un alliage a donc une influence (indirecte) sur la transformation partielle de la ferrite δ .

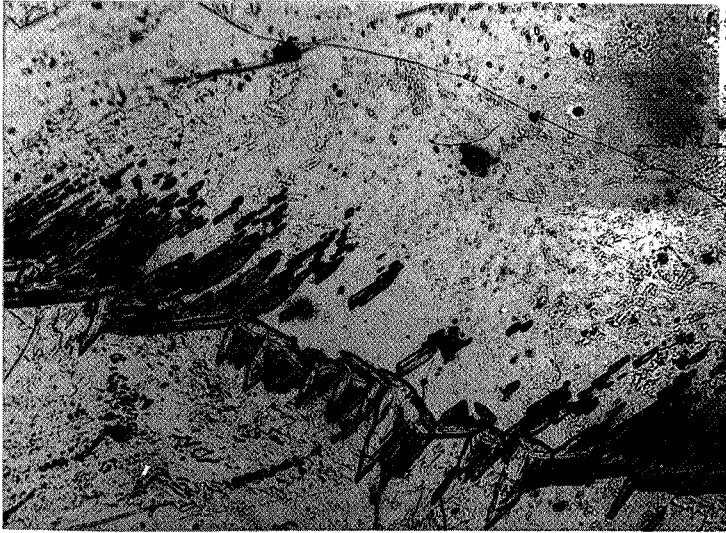
4.112 - Austénite de Widmanstätten sur des alliages de type I trempés à partir de δ

On observe souvent sur des alliages de type I trempés à partir de δ , un faciès en aiguille, en général localisé au voisinage des anciens joints de grains de la ferrite δ (fig. 59).

Ce faciès, analogue à celui de l'austénite de Widmanstätten observé sur les alliages de type II, envahit une proportion croissante de l'échantillon lorsque la teneur en carbone s'élève ou lorsque la vitesse de refroidissement diminue (la structure de trempe d'un alliage de type I peut ainsi présenter des faciès tout à fait différents suivant la vitesse de trempe (fig. 60 a et b)); il y a donc lieu de penser que le faciès en aiguille observé sur certains alliages de type I, provient d'une transformation de la ferrite δ analogue à celle qui a donné naissance à l'austénite de Widmanstätten observée sur les alliages de type II.

Contrairement aux alliages de type II ce processus de transformation n'est pas le seul à intervenir dans un alliage de type I, il peut y avoir en effet transformation totale de la ferrite δ en austénite γ' bien que la transformation en austénite de Widmanstätten ne soit que partielle (fig. 59 a et b) ou même nulle (fig. 60 a).

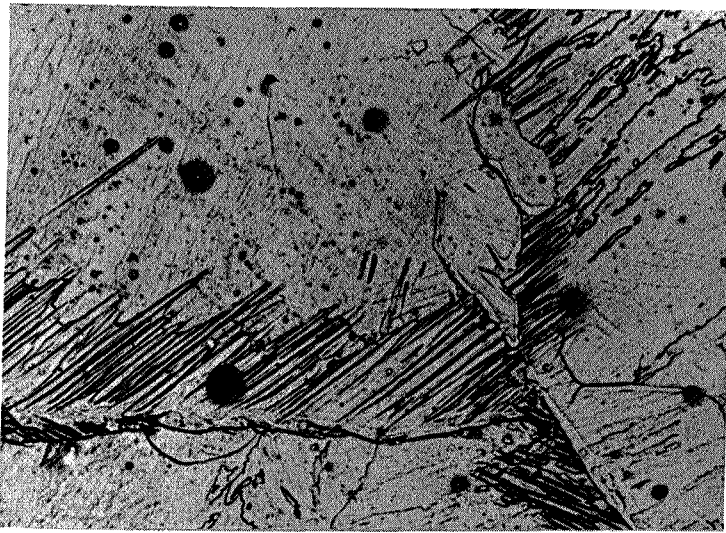
Cependant sur certains alliages de type I refroidis à partir de δ il subsiste un peu de ferrite δ hypertrempée au voisinage de l'austénite de Widmanstätten (fig. 60 b et c); la structure finale peut être formée d'un ensemble d'"aiguilles" correspondant à cette austénite (transformée par la suite en martensite par exemple),



- a -

Alliage Fe - Cr - Ni (Cr: 11,7 %
Ni: 2,4 % ; C: $80 \cdot 10^{-4}$ %)
Trempe à l'eau

G = 120



- b -

Alliage Fe - Mo - Ni (Mo: 6,9 % ;
Ni: 3,8 % ; C: $100 \cdot 10^{-4}$ %)
Trempe à l'eau

G = 500



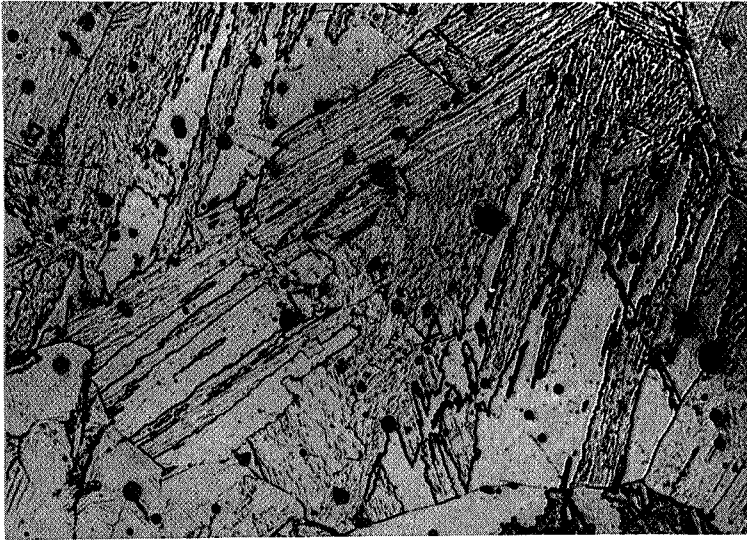
- c -

Alliage Fe - Mo - Ni (idem - b -)
Trempe à l'air

G = 60

Figure 59 -

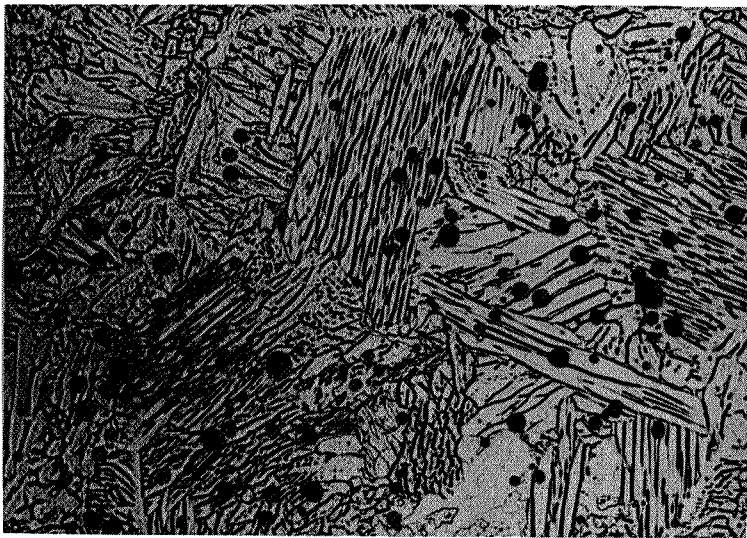
Austénite de Widmanstätten sur un alliage de type I
trempé à partir de δ .



- a -

Trempe à l'eau

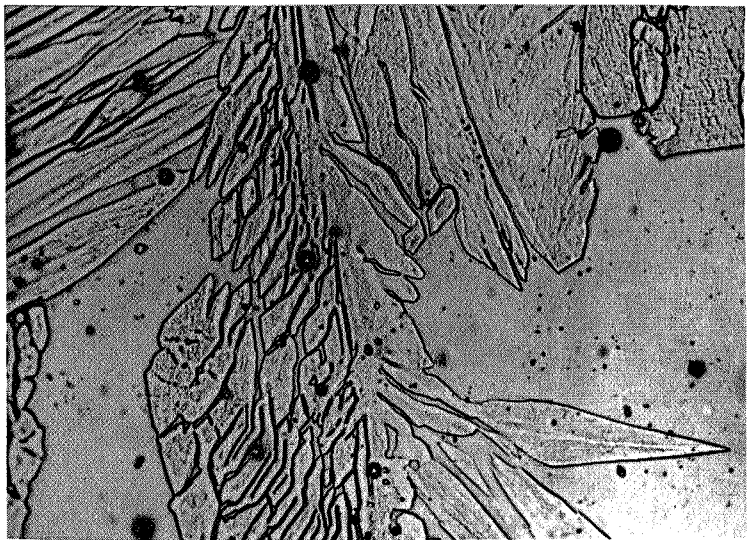
G = 200



- b -

Refroidissement sous amiante

G = 200



- c -

Idem - b -

G = 600

Figure 60 -

Influence de la vitesse de trempe sur la structure d'un alliage de type I trempé à partir de δ .

Alliage Fe - Mo - Ni
Mo: 6,5% ; Ni: 3,7% ; C: $30 \cdot 10^{-4}$ % .



les aiguilles étant séparées par de la ferrite δ hypertrempée (fig. 60 b et c). Souvent on ne peut déceler aucune différence de composition entre les lambeaux de ferrite δ hypertrempée et les zones transformées; dans quelques cas cependant il n'en est pas ainsi; l'alliage Fe-Mo-Ni représenté sur la figure 60, refroidi sous amiante après maintien en δ , a une composition chimique hétérogène; le tableau ci-dessous donne les valeurs mesurées à la microsonde de Castaing :

	Mo	Ni
Ferrite hypertrempée	8,6 %	2,3 %
Plages ayant subi les transformations	5,0 %	3,6 %

Il y a donc eu une diffusion très importante lors du refroidissement puisque la structure initiale était homogène.

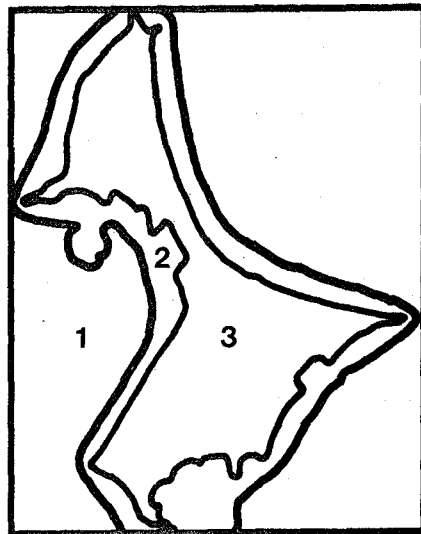
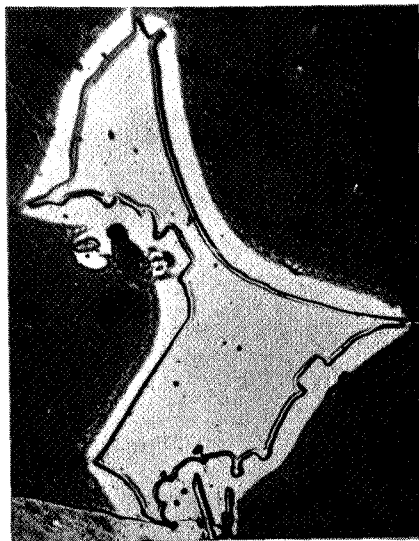
Une augmentation de la vitesse de trempe permet de supprimer l'austénite de Widmanstätten ce qui entraîne la disparition de la ferrite δ hypertrempée (fig. 60).

Signalons qu'à plusieurs reprises il nous a semblé que, lorsque la vitesse de refroidissement augmente à partir d'une valeur très basse (par exemple refroidissement au four), la quantité de ferrite δ hypertrempée augmente avant de diminuer jusqu'à être nulle.

En définitive la différence de comportement entre les alliages de type I et II trempés à partir de δ , est très marquée pour les vitesses de refroidissement élevées mais s'atténue pour les faibles vitesses : un peu de ferrite δ hypertrempée peut alors subsister sur certains alliages de type I alors que des alliages de type II peuvent se transformer partiellement.

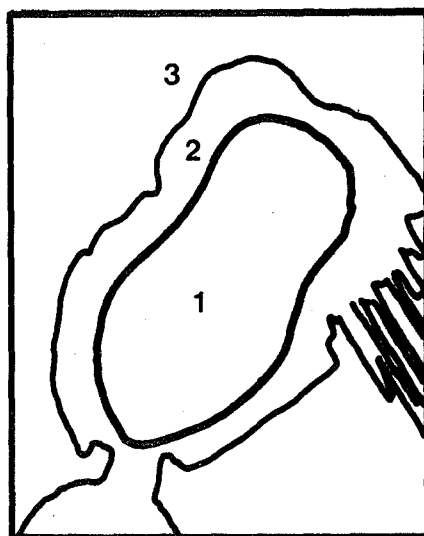
4.12 - ALLIAGES TREMPES A PARTIR DE L'ETAT BIPHASE $\delta + \gamma$

Les alliages trempés à partir de l'état monophasé δ subissent parfois une transformation partielle; de la même façon, la ferrite δ provenant de certaines structures austéno-ferritiques peut subir une transformation partielle lors d'un traitement de trempe; la structure en résultant peut prendre différentes formes dont certaines



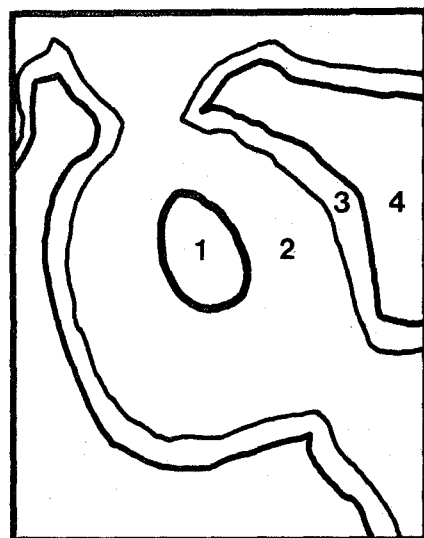
- 1: γ → ferrite
- 2: δ → γ' (auréole)
 γ' → ferrite
- 3: δ hypertrempée

- a - Alliage Fe-P (P: 0,16%; C: $30 \cdot 10^{-4}\%$) trempé à l'eau à partir de 1320°C (G = 350).



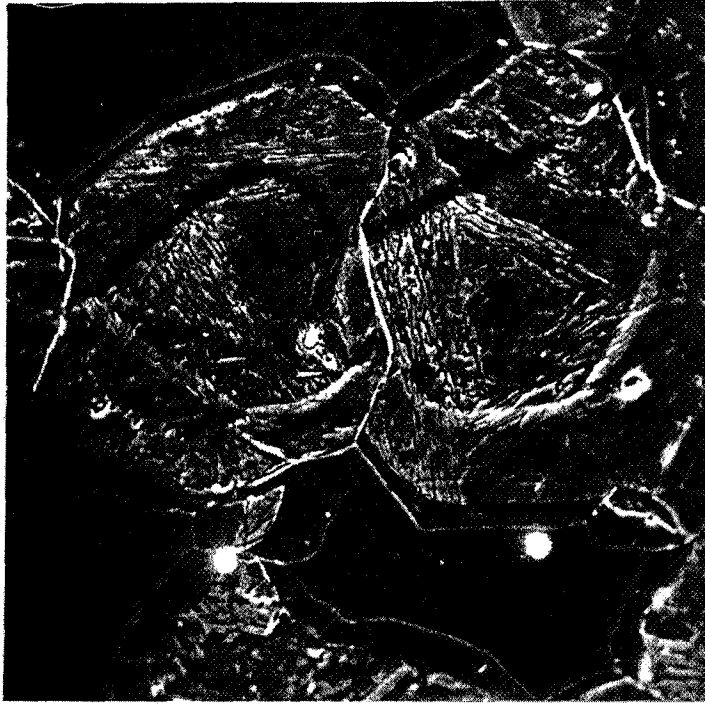
- 1: γ → martensite
- 2: δ → γ' (auréole)
 γ' → martensite
- 3: δ hypertrempée

- b - Alliage Fe-Cr-Co (Cr: 14%; Co: 1,9%; C: $120 \cdot 10^{-4}\%$) trempé à l'air à partir de 1220°C (G = 700).



- 1: γ → martensite
- 2+3: δ → γ' (auréole)
 γ' (2) → martensite
 γ' (3) → ferrite
- 4: δ hypertrempée

- c - Alliage Fe-Cr (Cr: 10,7%; C: $100 \cdot 10^{-4}\%$) trempé à l'air à partir de 1250°C (G = 450).



- 1 - γ → martensite
- 2 - δ → γ' → martensite
- 3 - δ → γ' → ferrite
- 4 - δ hypertrempee

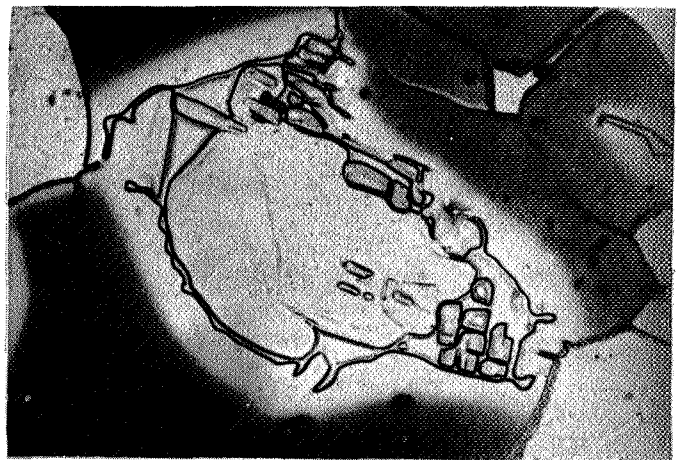
FIGURE 62 -

Alliage Fe-Cr (Cr : 10,7 % ; C : $100 \cdot 10^{-4}$ %)
trempé à l'air à partir de 1250°C

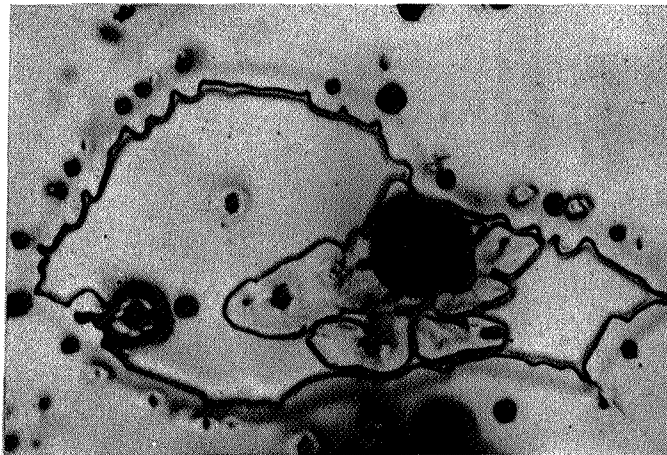
G = 3500 (Microscopie à balayage électronique)



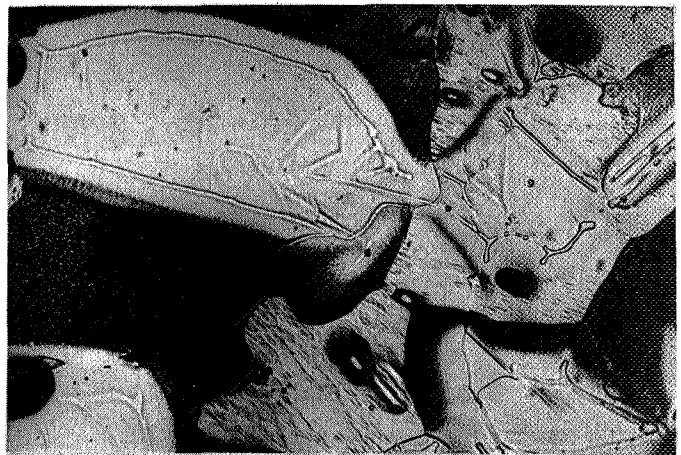
- a -
Maintien à 1310° C
G = 250



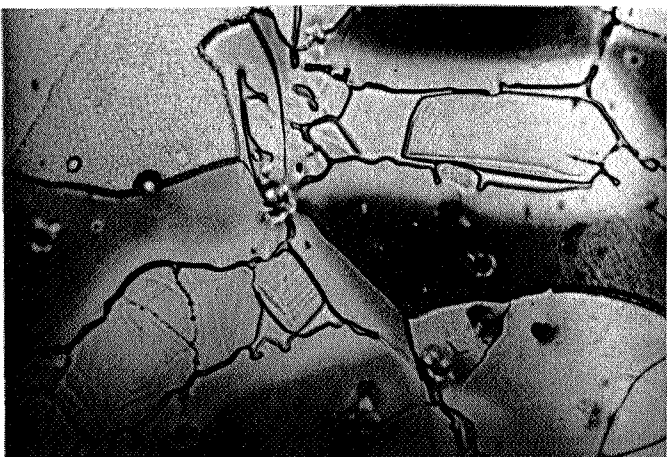
- d -
Maintien à 1325° C
G = 700



- b -
Maintien à 1315° C
G = 450



- e -
Maintien à 1325° C
G = 450



- c -
Maintien à 1320° C
G = 450



- f -
Maintien à 1325° C
G = 250

Figure 63 -

Continuité dans le comportement à la trempe de la ferrite δ d'une structure austéno-ferritique.

Alliage Fe - P (P:0,16%; C:30.10⁻⁴%) trempé à l'eau.

ont déjà été observées (1, 2).

Lors de la trempe d'un alliage à partir de l'état $\delta + \gamma$ il arrive que la ferrite δ se trouvant au contact de l'austénite se transforme, contrairement au reste de cette ferrite. Les "*auréoles austénitiques*" résultant de cette transformation ont une composition voisine de celle de la ferrite δ et nettement différente de celle de l'austénite en équilibre lors du maintien, tout au moins en ce qui concerne les éléments qui peuvent être dosés à la microsonde de Castaing (ainsi on ne peut rien dire des éléments tels que le carbone).

Les auréoles austénitiques formées au cours de la trempe se transforment à leur tour :

- soit en ferrite massive (fig. 61 a),
- soit en martensite (fig. 61 b),
- soit en structure mixte (fig. 61 c et 62).

La dimension des auréoles austénitiques diminue lorsque la vitesse de trempe augmente; mais, comme il est indiqué par ailleurs (2), on ne peut pas supprimer totalement la formation d'une auréole, même par trempe à l'eau de fils de faible diamètre.

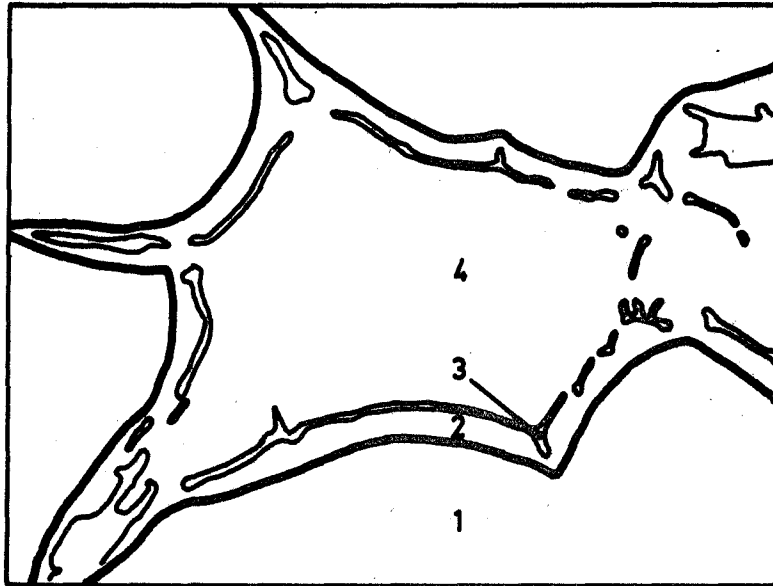
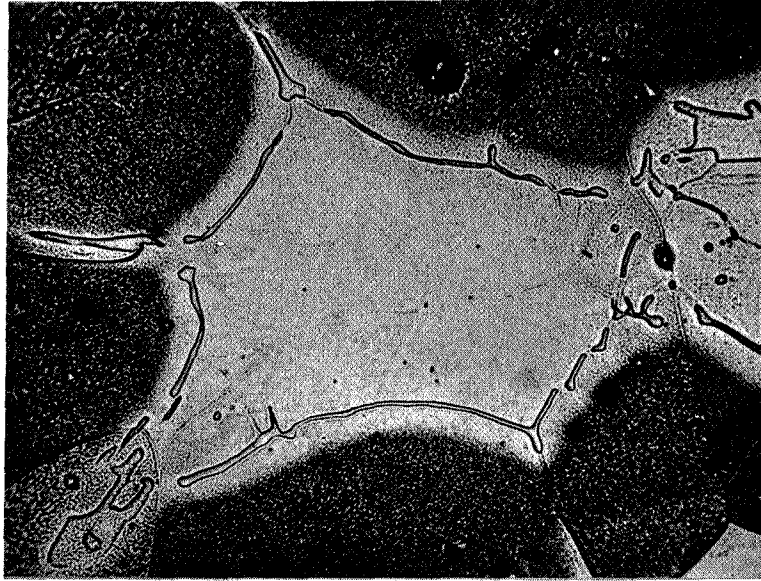
L'alliage Fe-P à :

0,16 % de phosphore

30.10^{-4} % de carbone

présente une auréole austénitique après trempe à l'eau à partir de 1310°C (fig. 63 a). Lorsque la température de maintien augmente il y a toujours une auréole austénitique mais un autre type de transformation partielle de la ferrite δ apparaît : de l'austénite γ' peut se former au coeur des régions ferritiques par une transformation qui a démarré soit à partir d'inclusions (fig. 63 b) soit à partir d'une région très restreinte de l'auréole (fig. 63 c et d); mis à part les rares endroits où l'austénite γ' a, semble-t-il, pris naissance, les régions correspondant à cette austénite et à l'auréole austénitique ne se rejoignent pas et sont séparées sur la structure finale observée après trempe par de la ferrite δ hypertrempée.

Cette zone ferritique séparant les deux régions où la ferrite δ s'est transformée, diminue très rapidement lorsque la température de maintien augmente pour se réduire à



- 1 - γ → ferrite
- 2 - δ → γ' → ferrite
- 3 - δ hypertremée
- 4 - δ → γ' → ferrite

FIGURE 64 -

Alliage Fe-P (P : 0,16 % ; C : $30 \cdot 10^{-4}$ %)
tremé à l'eau à partir de 1325°C

G = 400

un mince lambeau situé à plusieurs microns de l'emplacement de l'ancien interface austéno-ferritique (fig. 63 e et 64); l'auréole austénitique provenant de la transformation de la ferrite δ au contact de l'austénite d'équilibre est alors séparée par un lambeau de ferrite δ hypertrempée d'une autre zone où la ferrite δ s'est aussi transformée.

Pour des températures de maintien plus élevées le lambeau de ferrite δ peut disparaître et il y a transformation totale de la ferrite qui se trouvait en équilibre avec l'austénite; l'attaque chimique met alors parfois en évidence une ligne (en général discontinue) située à plusieurs microns de l'emplacement de l'ancien interface austéno-ferritique (fig. 63 f); on peut penser qu'à la trempe il y a eu formation d'une auréole austénitique puis transformation en austénite γ' de toute la ferrite restante, la ligne apparaissant après trempe correspondant à la trace du "joint" entre les deux austénites (qui se sont transformées par la suite).

Les alliages sur lesquels subsiste après trempe à partir de $\delta + \gamma$ un lambeau de ferrite à quelque distance de l'ancien joint austéno-ferritique, sont de nature variée; citons par exemple les alliages Fe-As, Fe-Mo-Ni, Fe-Cr-Ni...; lorsque l'austénite subit une transformation martensitique le lambeau de ferrite δ apparaît après attaque comme une "zone blanche" dans une structure martensitique plus sombre (fig. 65).

On peut observer les lambeaux de ferrite δ sur des échantillons refroidis à des vitesses élevées (trempe à l'eau); une diminution de la vitesse de trempe entraîne parfois leur disparition; mais nous n'avons pas pu faire disparaître les lambeaux de ferrite par une augmentation de la vitesse de trempe.

En conclusion les règles simples relatives aux alliages refroidis rapidement à partir de l'état monophasé δ sont insuffisantes pour décrire le comportement d'alliages refroidis à des vitesses plus faibles et pour interpréter certaines structures obtenues sur des alliages trempés à partir de l'état biphasé austéno-ferritique.



FIGURE 65 -

Lambeaux de ferrite δ hypertrempée

Alliage Fe-Mo-Mn (Mo : 2 % ; Mn : 2,6 % ; C : $60 \cdot 10^{-4}$ %)
trempé à l'eau à partir de 1325°C

G = 550

4.2INTERPRETATION DES STRUCTURES PARTICULIERES

On a pu rendre compte du comportement des alliages trempés rapidement à partir de δ en supposant que la transformation martensitique de cette phase est impossible sur les alliages fortement alliés, seule la transformation massive pouvant alors intervenir (cette dernière n'étant d'ailleurs possible que sur la ferrite δ de type I) (cf. § 3.3).

Mais nous n'avons pas considéré la transformation de la ferrite δ par croissance avec diffusion, susceptible de se produire aux températures où la structure stable de l'alliage correspondant est $\delta + \gamma$; or nous allons voir que tous les phénomènes parasites observés dans le comportement de la ferrite δ provenant d'alliages trempés à partir de δ ou $\delta + \gamma$, peuvent être interprétés par une transformation de la ferrite δ suivant ce mécanisme de croissance avec diffusion.

4.21 - ALLIAGES TREMPES A PARTIR DE L'ETAT MONOPHASE δ 4.211 - Transformation partielle des alliages de type II

Si les transformations martensitiques et massives sont impossibles sur une ferrite δ de type II on peut penser que l'austénite de Widmanstätten, qui se forme parfois sur un alliage de ce type refroidi à partir de δ , provient d'une *transformation partielle de la ferrite δ de type II par un mécanisme de croissance avec diffusion.*

Cependant les analyses à la microsonde de Castaing n'ont pas révélé de différences sensibles entre les teneurs en éléments d'addition de l'austénite de Widmanstätten et de la ferrite δ hypertrempée. Mais la transformation par croissance avec diffusion d'un alliage complexe peut se faire par diffusion de seulement certains, ou même d'un seul, de ses éléments d'addition (cf. § 1.212); il est donc fort possible que les seuls éléments dont la composition varie au cours de la transformation de la ferrite δ soient ceux dont la vitesse de diffusion est la plus élevée, c'est-à-dire les éléments en position d'insertion tels que le carbone et l'azote qui ne peuvent

être dosés à la microsonde de Castaing.

La transformation partielle des alliages de type II peut être supprimée par élévation de la vitesse de trempe, bien qu'elle se produise parfois pour des refroidissements relativement rapides, par exemple par trempe à l'eau. Il pourrait paraître surprenant que la transformation par croissance avec diffusion puisse se produire lors de refroidissements à de telles vitesses étant donné qu'elle n'affecte pas l'austénite lors de refroidissements à des vitesses bien inférieures par exemple par trempe à l'air (cf. § 2.322). Mais lors d'une transformation de A en B par croissance avec diffusion, la *diffusion intervient uniquement dans la phase initiale A* ; toutes choses égales par ailleurs, la transformation $\delta \rightarrow \gamma$ se produit plus vite que la transformation $\gamma \rightarrow \delta$ (α) puisque, à une température donnée, les vitesses de diffusion en δ sont beaucoup plus élevées qu'en γ ; de plus la transformation de la ferrite δ intervient à une température nettement plus élevée que celle de l'austénite ce qui augmente fortement l'écart entre les vitesses de diffusion et donc celui entre les vitesses de transformation. On conçoit donc que la vitesse de trempe "critique", au-dessous de laquelle la transformation par croissance avec diffusion peut affecter la ferrite δ soit beaucoup plus élevée que celle relative à l'austénite.

L'austénite provenant de la transformation de la ferrite δ de type II est localisée au voisinage des joints de grains de la phase initiale; les germes d'austénite γ' se sont donc formés sur ces joints. Cela n'est pas surprenant, un phénomène analogue ayant été constaté à maintes reprises pour la germination de la ferrite dans un échantillon austénitique (44, 45). Les germes se formant à partir de défauts cristallins, on comprend intuitivement qu'ils apparaissent préférentiellement aux joints de grains où la structure cristallographique est fortement perturbée.

Par ailleurs le faciès de l'austénite γ' est toujours le même tout le long d'un même joint initial mais les faciès peuvent être différents sur deux joints de grains distincts; on a là un cas particulier d'un phénomène très général : le faciès d'une phase apparaissant par croissance avec diffusion est fonction de la structure du joint de grains où le germe s'est formé et en particulier de la désorientation des deux cristaux séparés par ce joint (44, 45).

4.212 - Ferrite δ hypertrempée d'un alliage de type I

Si les phénomènes observés sur les alliages de type II proviennent effectivement d'une transformation par croissance avec diffusion, celle-ci devrait aussi se produire sur les alliages de type I, refroidis dans les mêmes conditions, lorsqu'ils traversent l'intervalle de température où leur structure d'équilibre est $\delta + \gamma$. Effectivement on observe parfois sur des alliages de type I trempés à partir de δ des traces d'un faciès identique à celui obtenu sur des alliages de type II partiellement transformés (cf. § 4.112).

La croissance avec diffusion de l'austénite s'accompagne d'un changement de composition de la ferrite voisine, au moins en ce qui concerne le carbone et l'azote.

Si malgré ce changement de composition, la ferrite reste toujours de type I, celle qui ne sera pas affectée par la croissance avec diffusion se transformera massivement aux températures où la structure stable de l'alliage correspondant est monophasée austénitique. L'alliage se transforme donc totalement grâce à deux transformations complémentaires; un exemple d'un tel comportement est représenté sur la figure 59 a.

Si, par contre, le changement de composition entraîne une modification du type de la ferrite, celle qui ne subira pas de transformation par croissance avec diffusion s'hypertrempera puisqu'une ferrite δ de type II ne peut subir de transformation massive; l'existence de ferrite δ hypertrempée sur certains alliages de type I (cf. § 4.112) s'interprète donc aisément.

Il est facile de comprendre que sur certains alliages de type I la quantité de ferrite hypertrempée commence par augmenter avant de diminuer puis de s'annuler lorsque la vitesse de refroidissement s'élève : la quantité d'austénite formée par croissance avec diffusion décroît lorsque la vitesse augmente, et la ferrite restante ne peut se transformer massivement que si elle est restée de type I, ce qui nécessite un refroidissement suffisamment rapide.

Ainsi tous les phénomènes parasites observés sur des alliages trempés à partir du domaine monophasé s'interprètent simplement en tenant compte de la transformation par croissance avec diffusion qui peut éventuellement affecter une ferrite δ de type I ou II lors d'une trempe.

4.22 - ALLIAGES TREMPES A PARTIR DE L'ETAT BIPHASE $\delta + \gamma$

Sur un alliage trempé à partir de $\delta + \gamma$ il arrive que la ferrite δ s'hyper-
trempe presque en totalité, seule une auréole entourant l'austénite d'équilibre se
transformant.

On peut faire un rapprochement entre cette structure et celle obtenue par trempe
de certains alliages de type II à partir de l'état monophasé : *la ferrite δ initia-
lement en équilibre avec l'austénite serait de type II et se transformerait partiel-
lement à la trempe par un mécanisme de croissance avec diffusion, les cristaux d'aus-
ténite d'équilibre servant de germe à cette transformation.*

Cependant, bien qu'il y ait une influence de la vitesse de refroidissement
sur la dimension de l'auréole austénitique, cette dernière ne peut être supprimée par
des trempes qui entraînent la disparition de la transformation partielle d'un alliage
de type II préalablement maintenu en δ (trempe à l'eau de fils de 1 mm de diamètre).

Mais les germes de la transformation sont préexistants dans le cas de structures
biphasées alors qu'ils doivent se former dans un alliage trempé à partir de l'état mo-
nophasé; ainsi la vitesse nécessaire pour supprimer la transformation partielle dans
un alliage biphasé doit être supérieure à celle relative à un alliage initialement
monophasé δ .

Par ailleurs lors d'une trempe à l'eau, le refroidissement est, au début, rela-
tivement lent du fait du phénomène de caléfaction, avant d'être très rapide par la
suite. Or la transformation $\delta \rightarrow \gamma'$ de la ferrite δ en équilibre avec l'austénite peut
se produire dès le début du refroidissement et le phénomène de caléfaction prend alors
une grande importance; par contre la faible vitesse de refroidissement au début de la
trempe n'a pas d'influence sur un alliage trempé à partir de l'état monophasé, la fer-
rite δ ne pouvant se transformer que lorsque l'alliage atteint une température à la-
quelle sa structure stable comporte un peu d'austénite.

Ainsi le fait que l'auréole ne puisse être supprimée par trempe à l'eau de fils
de faible diamètre est en accord avec son interprétation par une transformation $\delta \rightarrow \gamma'$
par croissance avec diffusion de l'austénite γ' .

Suivant cette interprétation il doit y avoir de la même façon, formation

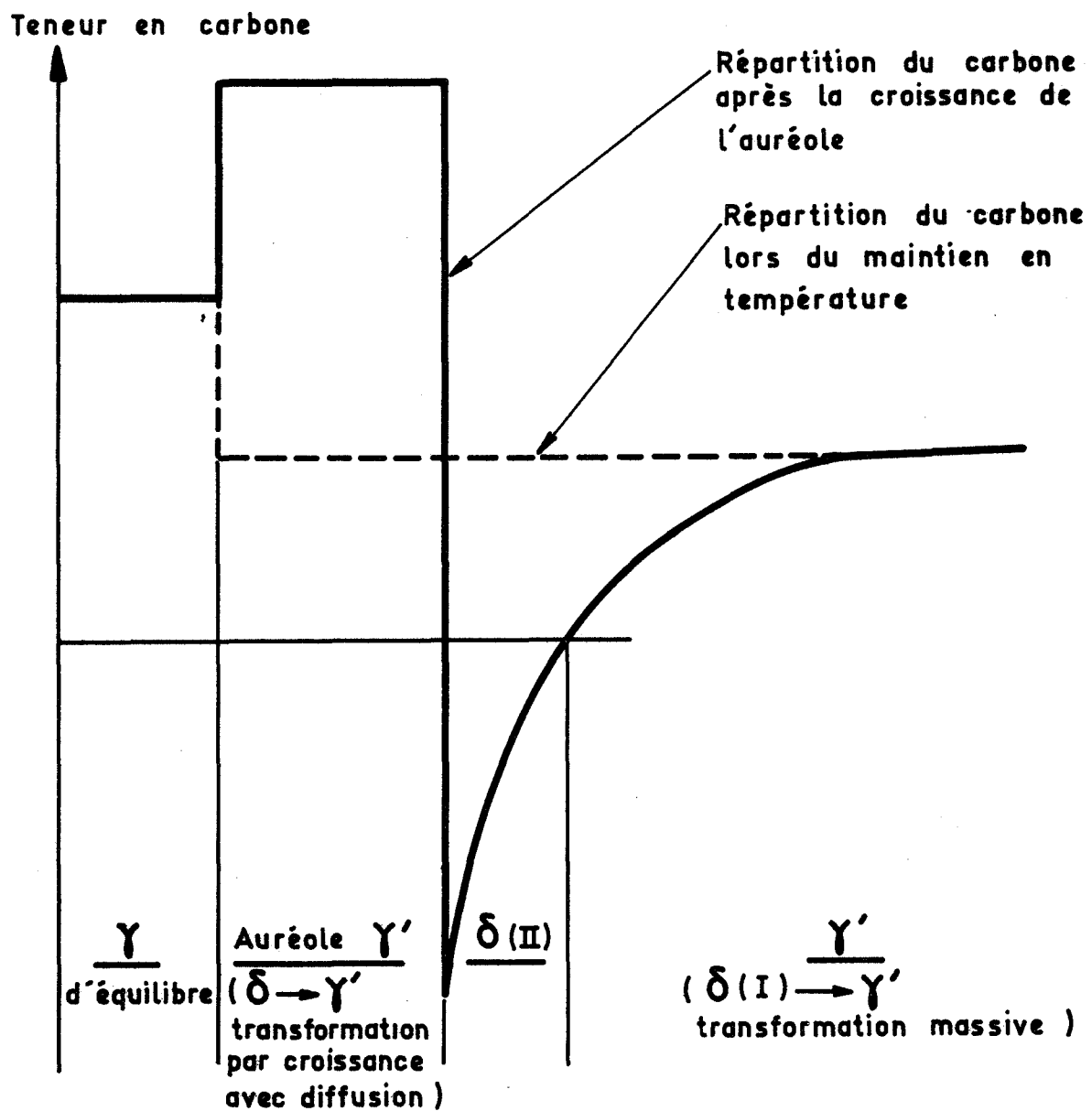


FIGURE 66 -

Interprétation du lambeau de ferrite δ hypertrempée

d'une auréole austénitique lorsque la ferrite δ en équilibre avec l'austénite est de type I. La croissance avec diffusion de l'auréole s'accompagnant d'un changement de composition de la ferrite voisine on doit envisager deux cas, comme pour les alliages de type I trempés à partir de l'état monophasé δ .

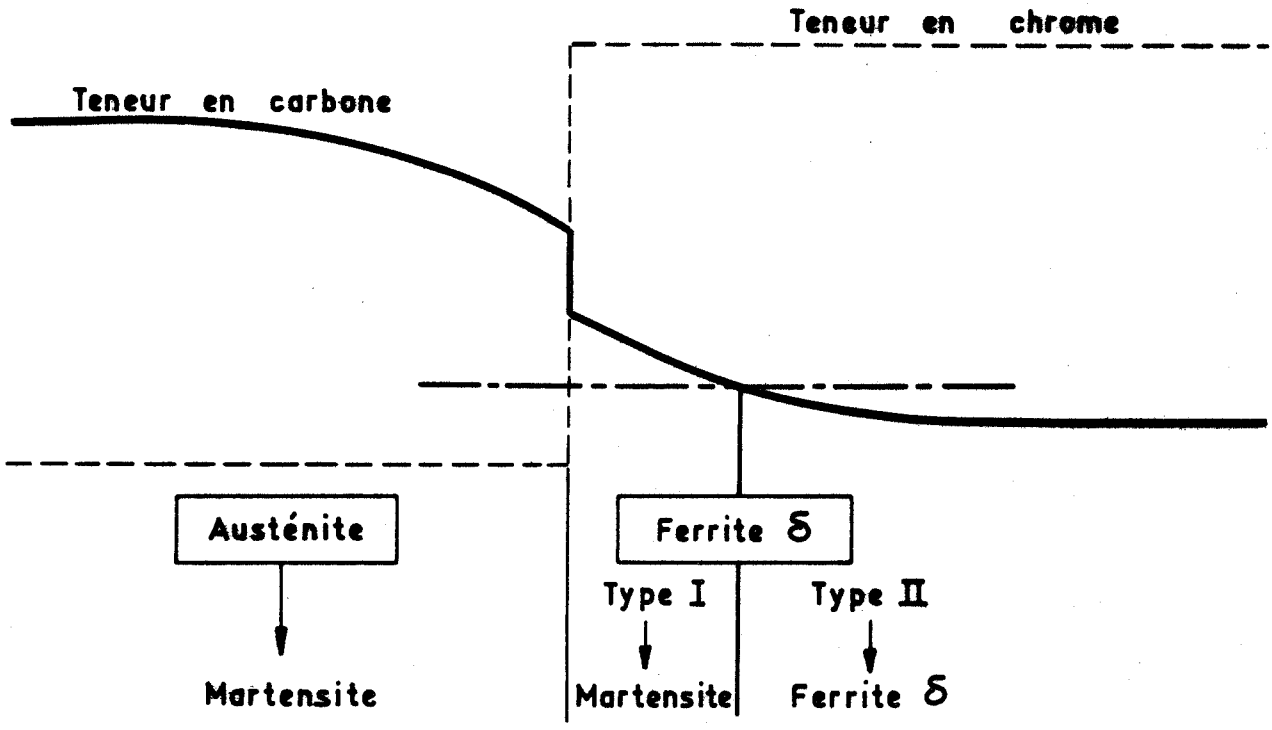
Si malgré le changement de composition, la ferrite reste toujours de type I, celle qui ne sera pas absorbée par la croissance de l'auréole se transformera massivement aux températures où la structure stable de l'alliage de même composition est monophasée austénitique; la ferrite δ se transforme donc totalement grâce à deux transformations complémentaires; un tel phénomène rend compte de structures effectivement observées (cf. § 4.12) dans lesquelles l'attaque chimique mettait en évidence une ligne à quelque distance de l'ancien joint austéno-ferritique; il n'est pas étonnant que la trace de l'ancien interface entre auréole et austénite massive soit visible après trempe puisqu'il est le siège de ségrégations provoquées par le mécanisme de croissance (fig. 63 f).

Si le changement de composition de la ferrite entraîne une modification de son type tout au moins au voisinage de l'auréole (fig. 66) il se forme ainsi un *lambeau de ferrite δ de type II*; si le refroidissement est trop rapide pour que la transformation par croissance avec diffusion puisse affecter ce lambeau, il ne subira aucune évolution tandis que la ferrite plus éloignée de l'auréole se transformera massivement. Ainsi presque toute la ferrite δ se transforme excepté un lambeau de ferrite situé à quelque distance de l'auréole. Nous avons effectivement constaté un tel phénomène à plusieurs reprises.

Ainsi les phénomènes parasites relatifs au comportement de la ferrite δ observés sur des alliages trempés à partir de l'état $\delta + \gamma$ sont identiques à ceux observés sur des alliages trempés à partir de l'état monophasé δ ; ils s'interprètent simplement en tenant compte de la transformation par croissance avec diffusion qui peut, lors d'une trempe, affecter la ferrite δ que son type soit I ou II.

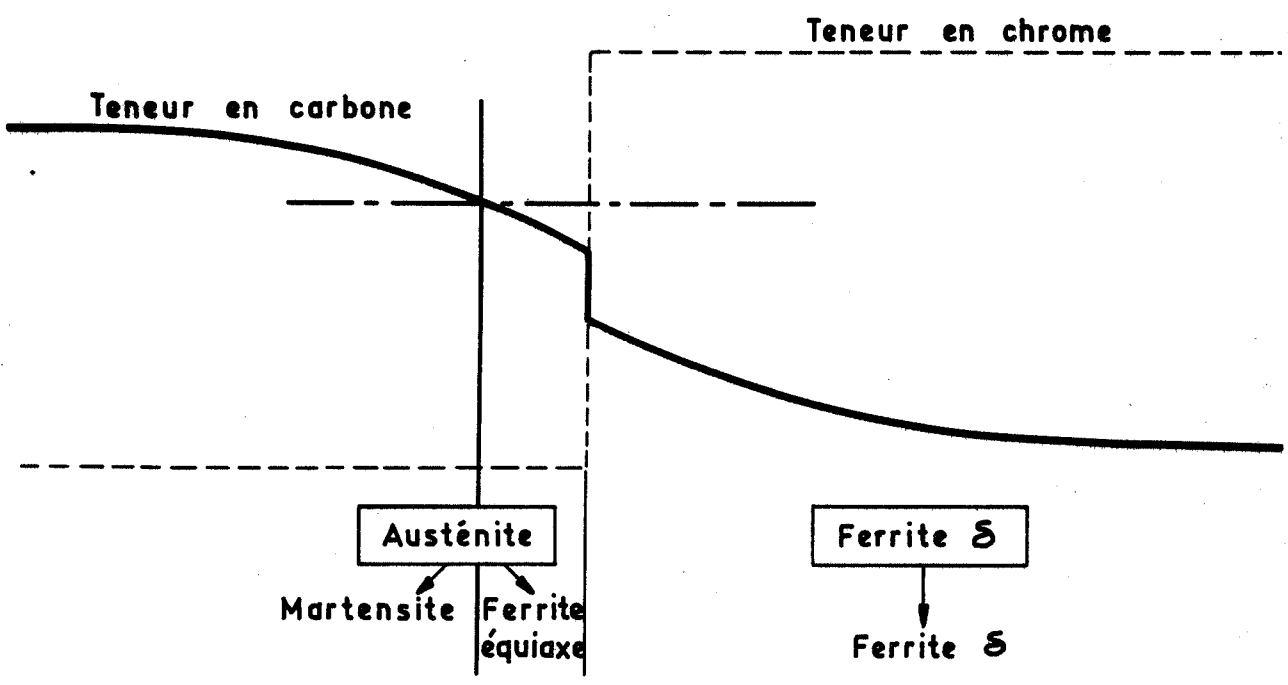
4.23 - AUTRES INTERPRETATIONS DE CERTAINS PHENOMENES PARASITES (2, 26)

Parmi les structures de trempe décrites (provenant de la ferrite δ ou de l'austénite) certaines avaient été observées sur les familles d'alliages Fe-Cr et Fe-Mo (1, 2, 26); nous allons citer brièvement l'interprétation alors donnée qui



- a -

Interprétation de l'auréole austénitique



- b -

Interprétation du liseré ferritique

FIGURE 67 -

Interprétation de certaines structures de trempe par une adsorption intergranulaire de carbone

(d'après (2, 26))

était surtout basée sur l'hypothèse d'une *adsorption intergranulaire du carbone à l'équilibre aux joints austéno-ferritiques, sur des distances pouvant atteindre plusieurs microns* (2).

L'interprétation du liseré ferritique (austénite se transformant en ferrite au voisinage du joint austéno-ferritique et en martensite au-delà) et de l'auréole austénitique suppose qu'à l'équilibre la teneur en carbone varie de façon sensible, de part et d'autre du joint austéno-ferritique, dans chacune des phases et que le phénomène de diffusion, s'il intervient, n'agit que pour une très faible part (26).

Ainsi "un grain de ferrite δ de type II peut présenter une bordure de type I par suite de l'enrichissement en carbone dû au phénomène d'adsorption" (fig. 67 a); cette bordure se transformera alors en austénite, ce qui interprète le phénomène d'auréole.

De même dans certains cas, du fait de l'adsorption, "au voisinage de la ferrite, une bordure d'austénite à teneur en carbone plus faible donnera une ferrite équiaxe par transformation massive" (fig. 67 b), ce qui interprète le liseré ferritique.

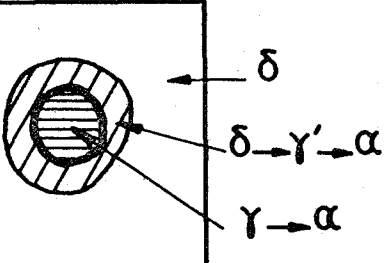
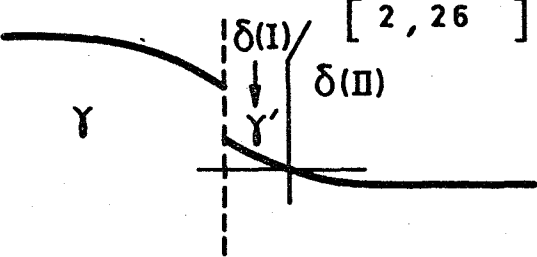
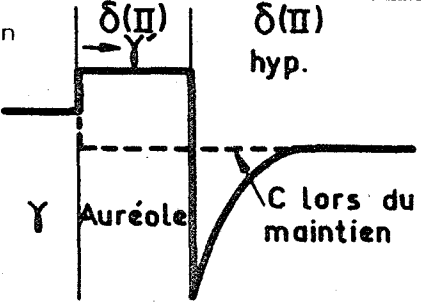
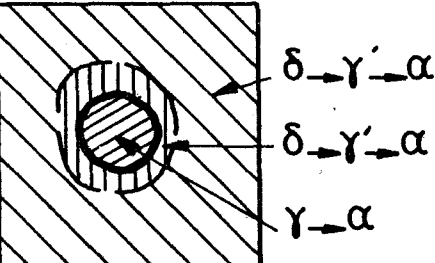
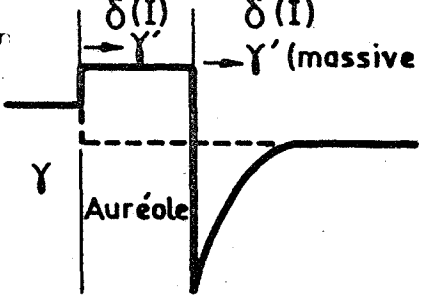
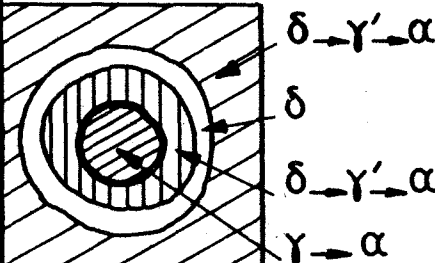
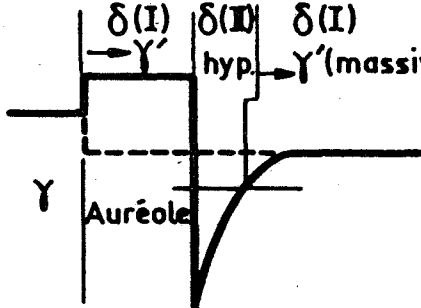
La transformation partielle affectant certains alliages de type II lors de la trempe à partir de l'état monophasé δ a été interprétée par un double processus d'adsorption et de diffusion. Initialement la ferrite δ voisine des joints ferritiques serait de type I du fait d'une ségrégation intergranulaire de carbone et pourrait ainsi se transformer; puis par un double processus de diffusion de carbone et d'adsorption au joint austéno-ferritique la ferrite δ au contact de ce joint pourrait devenir de type I et la progression de l'interface être ainsi assurée (2).

Enfin l'hypertrempe d'une partie de la ferrite δ d'un alliage de type I trempé à partir de δ a été relié à un phénomène de diffusion (2, 26).

Ainsi les deux hypothèses :

- adsorption intergranulaire d'équilibre de carbone aux joints austéno-ferritiques,

- transformation totale ou nulle d'une ferrite suivant qu'elle est de type I ou II, permettent d'interpréter certains phénomènes parasites, mais sont insuffisantes pour expliquer d'autres phénomènes dans lesquels, d'ailleurs, des mécanismes de diffusion peuvent apparaître de façon flagrante. Par contre nous voyons sur le tableau de la figure 68 que tous ces phénomènes peuvent, sans exception, être expliqués par

Structures	Hypothèses :	Hypothèses :
<p>a_ AURÉOLE AUSTÉNITIQUE (trempe à partir de $\delta + \gamma$)</p> 	<p>A l'équilibre δ est de type II sauf au voisinage de γ où elle est de type I [2, 26]</p>  <p>Répartition du C lors du maintien</p>	<p>δ est de type II lors du maintien δ (II) $\rightarrow \gamma'$ par crois. avec dif. localisée au voisinage de γ qui sert de germe d'où formation d'une auréole et formation d'une zone de ferrite δ ségrégée (de façon inverse pour C et N)</p>  <p>Répartition du C après transf. par crois. avec dif.</p>
<p>b_ AURÉOLE AUSTÉNITIQUE (trempe à partir de $\delta + \gamma$)</p> 		<p>δ est de type I lors du maintien δ (I) $\rightarrow \gamma'$ par crois. avec dif. localisée au voisinage de γ puis la ferrite δ restante se transforme massivement si la zone ségrégée est restée de type I</p>  <p>Répartition du C après transf. par crois. avec dif.</p>
<p>c_ LAMBEAUX de FERRITE δ (trempe à partir de $\delta + \gamma$)</p> 		<p>Idem - b - sauf que la zone ségrégée en bordure de l'auréole devient de type II et ne peut plus se transformer massivement</p>  <p>Répartition du C après transf. par crois. avec dif.</p>

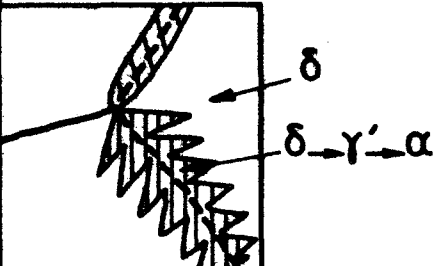
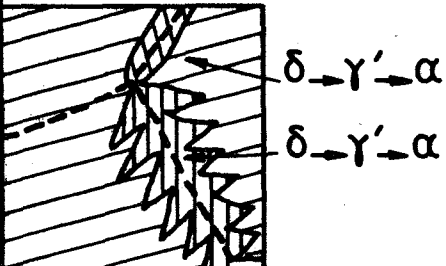
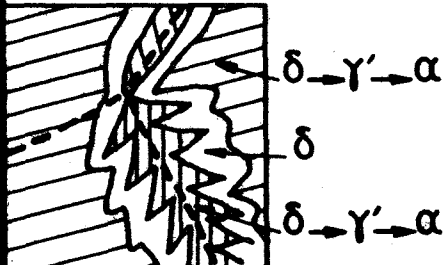
<p>-d- γ de WIDMANSTÄTTEN (trempe à partir de δ (II))</p> 	<p>A l'équilibre δ est de type II sauf au voisinage des joints où, du fait de ségrégations d'équilibre, δ est de type I. δ (I) \rightarrow γ' puis la diffusion et l'adsorption aux joints $\delta - \gamma'$ entraîne l'apparition de δ (I) au contact de γ' ce qui provoque une progression de la transformation (2, 26)</p>	<p>Idem - a - sauf qu'il n'y a pas de germes préexistants pour la transformation $\delta \rightarrow \gamma'$ par croissance avec diffusion. Les germes se forment à la trempe sur les joints $\delta - \delta$.</p>
<p>-e- γ de WIDMANSTÄTTEN (trempe à partir de δ (I))</p> 		<p>Idem - b - sauf en ce qui concerne la germination (idem - d -)</p>
<p>-f- δ HYPERTREMPÉE (trempe à partir de δ (I))</p> 		<p>Idem - c - sauf en ce qui concerne la germination (idem - d -)</p>

FIGURE 68 -

Interprétations des structures de trempe particulières de la phase δ .

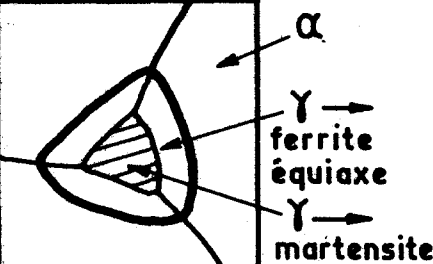
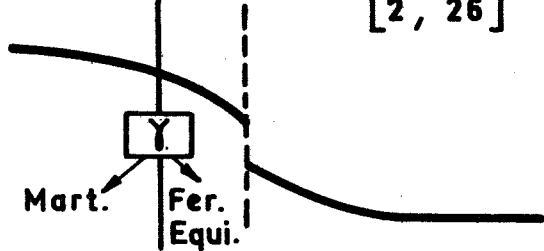
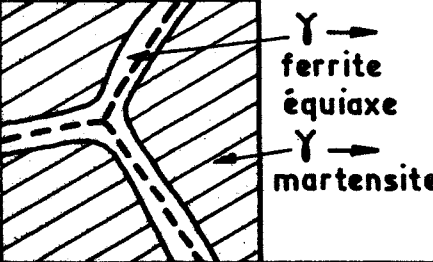
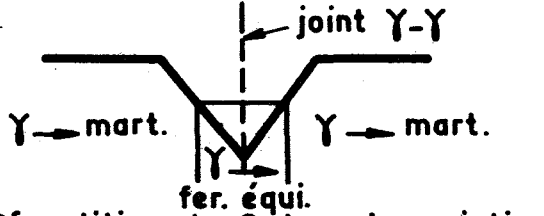
STRUCTURES	INTERPRETATION PAR L'HYPOTHESE D'UNE ADSORPTION INTERGRANULAIRE DE CARBONE A L'EQUILIBRE	AUTRE INTERPRETATION
<p>Liseré ferritique (trempe à partir de $\gamma + \alpha$)</p> 	<p>A l'équilibre l'austénite au voisinage de δ est appauvrie en C [2, 26]</p>  <p>Répartition du C lors du maintien</p>	<p>Croissance massive de la ferrite massive par migration du joint $\gamma - \alpha$ puis transformation martensitique du noyau austénitique restant à la température M_S</p>
<p>Struct. mixte particulière (trempe à partir de γ)</p> 	<p>A l'équilibre l'austénite voisine des joints de grains est appauvrie en carbone</p>  <p>Répartition du C lors du maintien</p>	<ul style="list-style-type: none"> - germination préférentielle de la ferrite sur les joints $\gamma - \gamma$ - la ferrite massive envahit les zones intergranulaires - l'austénite intragranulaire, non transformée à M_S, se transforme en martensite

FIGURE 69 -

Interprétations de certaines structures de trempe de l'austénite

les processus que nous avons décrits plus haut, basés simplement sur le fait que la ferrite δ peut être affectée par le mécanisme classique de croissance avec diffusion et cela quel que soit son type. Par ailleurs certaines structures mixtes obtenues par trempe de l'austénite peuvent être interprétées sans faire intervenir une adsorption intergranulaire d'équilibre comme nous le rappelons sur le tableau de la figure 69.

4.3

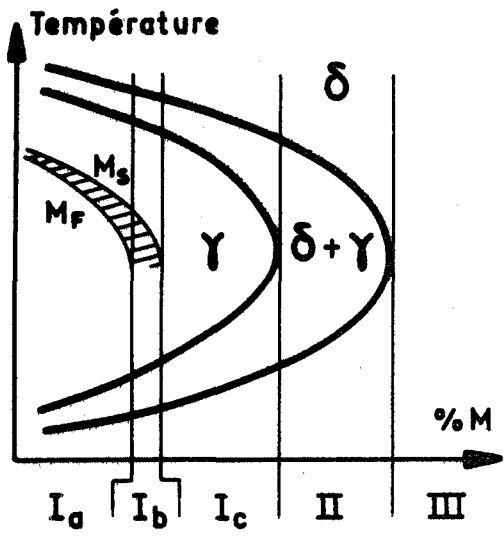
RECAPITULATIF

On peut rassembler schématiquement dans les diagrammes de la figure 70 différentes remarques faites jusqu'à présent.

On constate ainsi, sur cette figure, que pour les vitesses de refroidissement comprises entre V_d et V_m (vitesses critiques des transformations par croissance avec diffusion et massive de la ferrite δ), les comportements à la trempe des ferrites de type I et II sont totalement différents; c'est ce que l'on observe, le plus souvent, en pratique.

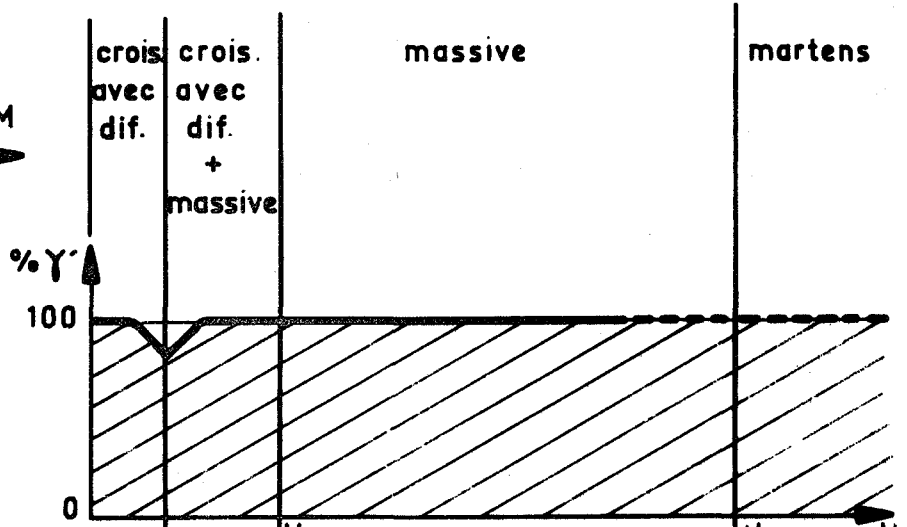
Il est probable que cela ne serait plus valable pour les vitesses supérieures à V_m (que nous n'avons jamais pu atteindre); il faudrait alors partager les ferrites de type I en trois catégories, I_a , I_b , I_c suivant qu'elles sont susceptibles de se transformer totalement, partiellement ou pas du tout par un processus martensitique (fig. 70); les ferrites de type I_c et II ne subiraient alors aucune évolution contrairement à celles de type I_a qui se transformeraient totalement (une transition étant assurée par les ferrites de type I_b).

Si les vitesses de trempe supérieures à V_m n'ont pu être atteintes, nous avons par contre effectué des refroidissements à une vitesse inférieure à V_d ; la transformation par croissance avec diffusion entraîne une transformation partielle des ferrites de type II et "interfère" avec la transformation massive dans le cas des ferrites δ initialement de type I, pour donner des structures finales plus ou moins complexes.

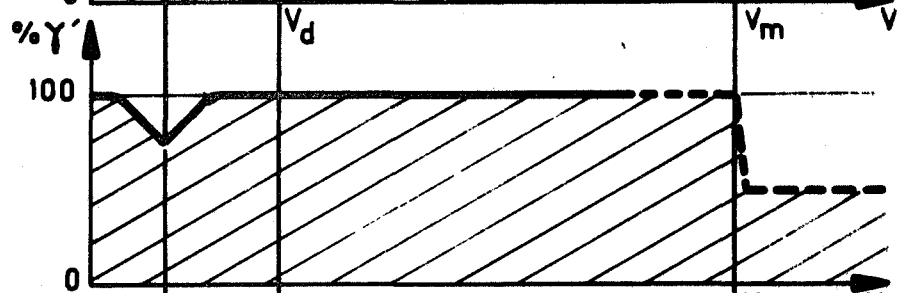


Mécanisme de la transformation $\delta \rightarrow \gamma'$

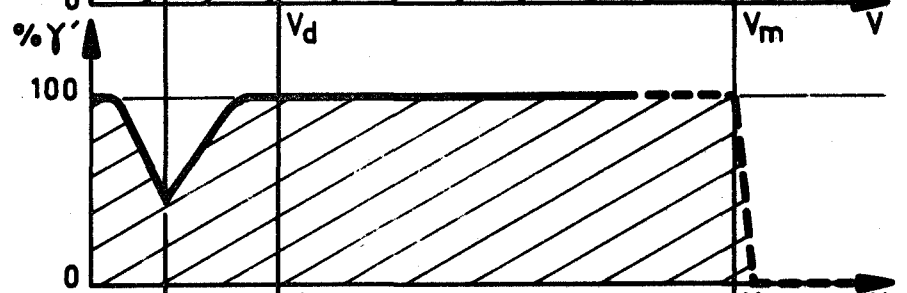
Type I_a



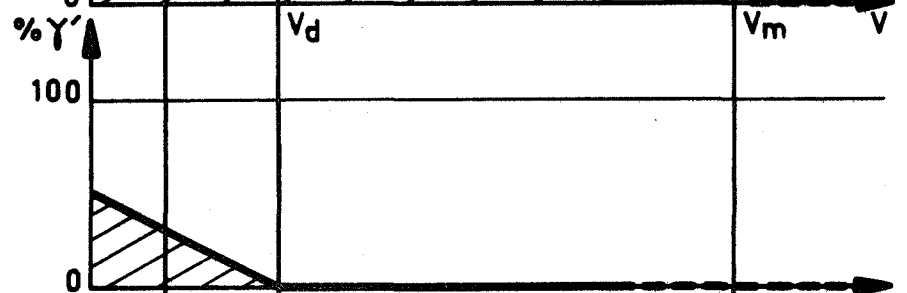
Type I_b



Type I_c



Type II



Type III

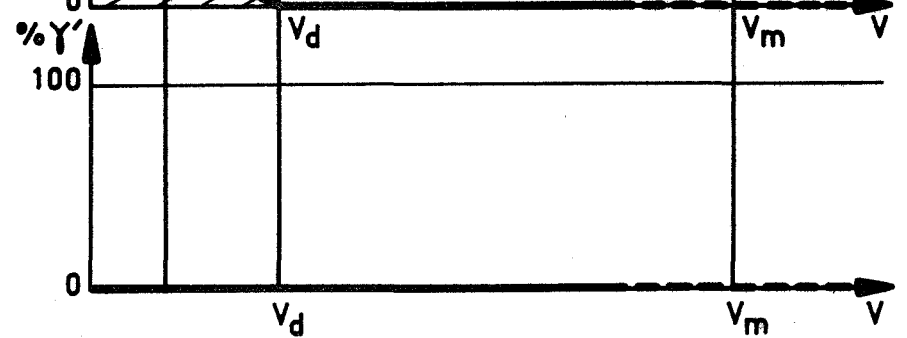


FIGURE 70 -

Evolution de la quantité de ferrite δ transformée (en γ') en fonction de la vitesse de trempe

4.4CONCLUSION

La structure de trempe de la ferrite δ peut parfois présenter des formes particulières dont certaines ont déjà été décrites (1, 2, 26).

La théorie développée au chapitre 3, qui suppose que parmi toutes les transformations allotropiques seule la transformation massive peut affecter la ferrite δ , est insuffisante pour expliquer ces structures particulières. Mais cette théorie n'est valable que pour des refroidissements à des vitesses interdisant les diffusions sur de longues distances; s'il n'en est pas ainsi, il faut tenir compte de la transformation par croissance avec diffusion. Nous avons pu expliquer ainsi tous les phénomènes observés, en supposant qu'à la trempe, la ferrite δ est susceptible d'être affectée non seulement par la transformation massive mais aussi par la transformation par croissance avec diffusion.

Du fait des caractéristiques des mécanismes de ces transformations la première ne peut se produire que sur la ferrite δ de type I alors que la seconde peut intervenir sur une ferrite δ de type I ou II si toutefois la vitesse de refroidissement est assez faible.

La transformation par croissance avec diffusion peut alors entraîner l'apparition d'austénite γ ' sur une ferrite δ de type II, localisée au voisinage des joints de grains $\delta - \delta$ ou $\delta - \gamma$ suivant que la structure de départ est monophasée ferritique ou biphasée austéno-ferritique.

Sur une ferrite initialement de type I la transformation par croissance avec diffusion et la transformation massive peuvent intervenir toutes deux, et des "interférences" entre ces transformations peuvent entraîner l'apparition de structures plus ou moins complexes.

CONCLUSION

Nos travaux font suite à des études récentes ayant montré que le comportement à la trempe d'une ferrite binaire Fe-Cr et Fe-Mo peut être prévu connaissant la position de la droite représentant l'alliage dans le diagramme d'équilibre correspondant : les deux types d'alliages séparés par la composition remarquable C_1 du diagramme d'équilibre ont des comportements distincts lors d'une trempe à partir de δ (1, 2).

Nous avons retrouvé un tel lien entre le comportement d'un alliage à la trempe et la position de la droite qui le représente dans le diagramme d'équilibre correspondant, pour toute famille d'alliages binaires ou plus complexes, représentée dans un diagramme d'équilibre à domaine austénitique fermé : la composition limite C'_1 (séparant les alliages se transformant de ceux qui s'hypertrempent) n'a jamais pu être distinguée par l'expérience de la limite C_1 ; il semble que, sauf quelques cas particuliers, la ferrite δ se transforme totalement ou pas du tout suivant que la structure d'équilibre de l'alliage de même composition est, dans un certain intervalle de température traversé au cours de la trempe :

- monophasée austénitique (alliage de type I),
- biphasée austéno-ferritique (alliage de type II).

Nous avons essayé de vérifier si cette règle permet, d'une manière générale, de rendre compte du comportement d'une phase quelconque lors d'un traitement de trempe.

Bien que les limites remarquables C_1 des diagrammes d'équilibre Fe-Ni ou Co-Fe soient mal connues à la température ambiante, elles semblent distinctes des limites C'_1 relatives à ces alliages trempés à partir de l'état austénitique; la phase γ de certains alliages pourrait donc se transformer totalement, en une phase martensitique

voisine de α , dans un intervalle de température où la structure stable est $\gamma + \alpha$.

Ainsi la correspondance entre le comportement d'une phase à la trempe et la nature des structures d'équilibre de l'alliage correspondant, observée de façon systématique dans le cas de la ferrite δ , n'existerait pas toujours lorsque la phase initiale n'est pas ferritique δ .

Nous avons proposé une explication des deux comportements observés (sur les familles d'alliages trempés à partir de δ d'une part et sur les familles d'alliages Fe-Ni et Co-Fe trempés à partir de γ d'autre part) basée sur une classification des transformations allotropiques en trois groupes :

- transformations par croissance avec diffusion,
- transformations massives,
- transformations martensitiques.

L'examen des mécanismes de ces transformations montre que deux grandes catégories d'alliages sont susceptibles d'exister.

Les alliages de l'une de ces catégories ne pourraient se transformer que de façon martensitique ou par croissance avec diffusion, tout au moins dans un certain intervalle de composition; C'_1 ne correspondrait à aucune limite caractéristique du diagramme d'équilibre, comme il a été observé sur les alliages Fe-Ni et Co-Fe trempés à partir de γ .

Les alliages de l'autre catégorie seraient susceptibles de se transformer de manière massive ou par croissance avec diffusion. Lors de refroidissements assez rapides pour supprimer la diffusion il ne resterait que la transformation massive et le comportement de l'alliage serait alors lié à la nature des structures d'équilibre dans l'intervalle de température traversé pendant la trempe : dans le cas d'alliages trempés à partir de δ , ceux de type I se transformeraient et ceux de type II s'hyper-tremperaient, comme il a été observé le plus souvent.

Lors de refroidissements plus lents la transformation par croissance avec diffusion pourrait, elle aussi, intervenir; cela suffit à expliquer toutes les structures particulières plus ou moins complexes parfois observées sur des alliages trempés à partir de δ ou $\delta + \gamma$.

Au cours de ce travail nous sommes donc arrivé à une interprétation globale,

basée sur des hypothèses simples, de phénomènes qui au premier abord pouvaient paraître très différents.

Par ailleurs, étudiant les conditions de transformation des alliages de type I, nous avons pu montrer que l'austénite γ' obtenue immédiatement après transformation de la ferrite δ n'est pas identique à l'austénite γ normale. En effet, dans certaines conditions de traitement que nous avons précisées, la structure de trempe d'un alliage peut être de la martensite ou de la ferrite massive suivant que la structure à haute température, avant la trempe, était de la ferrite δ ou de l'austénite γ .

BIBLIOGRAPHIE

- 1 - M. LACOUDE et C. GOUX
Mém. Sci. Rev. Mét., 1966, 63, 805
- 2 - B. CHAMPIN et C. GOUX
Mém. Sci. Rev. Mét., 1969, 66, 375
- 3 - J.W. CHRISTIAN
"The theory of transformations in metals and alloys"
Pergamon, Oxford, 1965, 1
- 4 - J.W. CHRISTIAN
Iron Steel Inst., Spec. Rep., 1965, 93, 1
- 5 - J.W. CHRISTIAN
"Martensite"
E.R. Petty, London, 1970, 11
- 6 - C.S. BARRET et T.B. MASSALSKI
"Structure of Metals"
Mc Graw-Hill, New-York, 1966, 486
- 7 - D.A. KARLYN, J.W. CAHN et M. COHEN
Trans. AIME, 1969, 245, 197
- 8 - W.S. OWEN, E.A. WILSON et T. BELL
2d Int. Mat. Symp. Univ. Califor., 1964, 167
- 9 - W.S. OWEN et E.A. WILSON
Iron Steel Inst., Spec. Rep., 1965, 93, 53
- 10 - T. BELL
"Martensite"
E.R. Petty, London, 1970, 65
- 11 - R.D. GARWOOD
"Martensite"
E.R. Petty, London, 1970, 95
- 12 - P.G. SHEWMON
"Transformations in metals"
Mc Graw-Hill, New-York, 1969, 209
- 13 - J.W. CHRISTIAN
"The Theory of transformations in metals and alloys"
Pergamon, Oxford, 1965, 433
- 14 - A. DUBE
"Phase transformations in solids"
J. Wiley, New-York, 1957, 545

- 15 - B.A. BILBY et J.W. CHRISTIAN
"The mechanism of phase transformations in metals"
Inst. of Metals, 1956, 121
- 16 - P.M. KELLY
"Martensite"
E.R. Petty, London, 1970, 43
- 17 - T. BONISZEWSKI
Iron Steel Inst., Spec. Rep., 1965, 93, 20
- 18 - E.R. PETTY
"Martensite"
E.R. Petty, London, 1970, 1
- 19 - J.W. CHRISTIAN
"The theory of transformations in metals and alloys"
Pergamon, Oxford, 1965, 802
- 20 - M. COHEN
"Phase transformations in solids"
J. Wiley, New-York, 1957, 588
- 21 - J.A. KLOSTERMANN
Inst. Metals, London, Rep. Series, 1969, 33, 143
- 22 - J.W. CHRISTIAN
Inst. Metals, London, Rep. Series, 1969, 33, 129
- 23 - M. ARZALIER
Comptes Rendus, 1970, 270 C, 187
- 24 - J.M. DURANSEAUD, F. GAYTE, G. ODIN et C. GOUX
Comptes Rendus, 1969, 268 C, 469
- 25 - M. ARZALIER, P. JOLLY, C. PICHARD et C. GOUX
Journées des Applications du Vide (C.F.I.T.V.), Paris, Avril 1971
à paraître
- 26 - B. CHAMPIN
Bulletin du Cercle d'Etude des Métaux, 1968, 10, 481
- 27 - A. PORTEVIN et P. BASTIEN
"Réactifs d'attaque métallographique"
Dunod, Paris, 1937
- 28 - C. GOUX et J. MONTUELLE
Mém. Sci. Rev. Mét., 1959, 56, 497
- 29 - B. CHAMPIN
Thèse, Paris, Décembre 1970
- 30 - M.J. BIBBY et J. GORDON PARR
J. Iron Steel Inst., 1964, 202, 100
- 31 - P. ROQUET et G. JEGADEN
Rev. Mét., 1951, 48, 712
- 32 - M. ARZALIER
Comptes Rendus, 1969, 269 C, 899

- 33 - J.Y. BOOS, B. DUQUAIRE, F. FAURE, F. LEROY, C. RANSON et J. RIEU
Mém. Sci. Rev. Mét., 1971, 68, 443
- 34 - J. GORDON PARR
J. Iron Steel Inst., 1967, 205, 426
- 35 - T. BELL et W.S. OWEN
J. Iron Steel. Inst., 1967, 205, 428
- 36 - M. HANSEN
Constitution of Binary Alloys
Mc Graw-Hill, New-York, 1958
- 37 - R.P. ELLIOT
Constitution of Binary Alloys, First Supplement
Mc Graw-Hill, New-York, 1965
- 38 - P. GUIRALDENQ
Mém. Sci. Rev. Mét., 1967, 64, 907
- 39 - E.A. OWEN et Y. H. LIU
J. Iron Steel Inst., 1949, 163, 132
- 40 - A.D. Mc QUILLAN et M.K. Mc QUILLAN
"Titanium"
H.M. Finnieston, London, 1956
- 41 - M. LACOUDE
Communication privée
- 42 - W.D. SWANSON, J. GORDON PARR
J. Iron Steel Inst., 1964, 202, 104
- 43 - R. TRICOT et R. CASTRO
Mém. Sci. Rev. Mét., 1966, 63, 657
- 44 - H.I. AARONSON
"The mechanism of phase transformations in metals"
Inst. of Metals, 1956, 47
- 45 - H.I. AARONSON, H.B. AARON et K.R. KINSMAN
"Origins of microstructures resulting from precipitation"
FORD report SR 70-133, sept. 1970

