

Extrait :

Précis Métallurgie, Elaboration, Structures-Propriétés, Normalisation, J.Barralis, G.Maeder,
Editions Nathan, 2002

p.46 : Désignation conventionnelle des alliages ferreux

p.48 : Diagrammes d'équilibre fer-carbone

p.50 : Aciers non alliés et aciers alliés

p.68 : Traitements thermiques des alliages ferreux

DÉSIGNATION CONVENTIONNELLE DES ALLIAGES FERREUX

NF EN 10020, NF EN 10027-1/-2, NF EN 1560, A35-610, FD CR 10260

1. DÉSIGNATION DES ACIERS

1.1 Classification des aciers

La norme NF EN 10020 distingue, selon leur composition :

- les aciers non alliés, dont les teneurs limites des divers éléments sont inférieures à celles du tableau 1 ;
- les aciers inoxydables contenant au moins 10,5 % de chrome et au maximum 1,2 % de carbone ;
- les autres aciers alliés, non inoxydables, pour lesquels au moins une des limites du tableau 1 est atteinte.

	% lim		% lim		% lim		% lim
Al	0,30	Cu	0,40	Pb	0,40	V	0,10
B	0,0008	Mn	1,65	Se	0,10	W	0,30
Bi	0,10	Mo	0,08	Si	0,60	Zr	0,05
Co	0,30	Nb	0,06	Te	0,10	Autres sauf C, N, S, P	0,10
Cr	0,30	Ni	0,30	Ti	0,05		

Tableau 1. Teneurs limites des divers éléments (% massique)

Les aciers non alliés et les aciers alliés comprennent deux classes : les aciers de qualité et les aciers spéciaux (tab. 2).

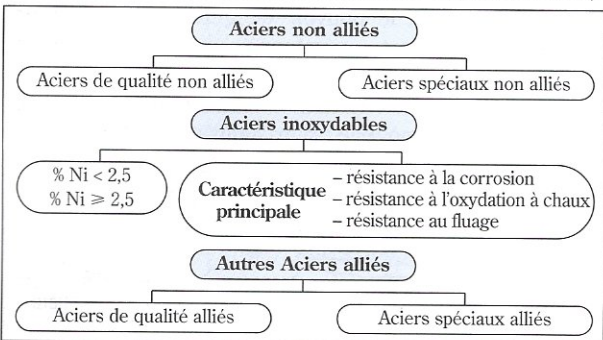


Tableau 2. Classes d'aciers selon NF EN 10020

1.2 Désignation symbolique

La norme NF EN 10027-1 correspond à une désignation symbolique des aciers ou des produits en acier basée soit sur l'emploi et les caractéristiques mécaniques, soit sur la composition chimique.

1.2.1 Aciers désignés à partir de leur emploi et de leurs caractéristiques mécaniques

La désignation comprend une ou plusieurs lettres suivies d'un nombre donnant la valeur minimale de la limite d'élasticité ou de la résistance à la traction en mégapascals.

Le tableau 3 donne la signification des principaux symboles. Si l'acier est spécifié sous la forme d'une pièce moulée, sa désignation doit être précédée de la lettre G.

Lettre	Acier	Nombre
S	de construction	R_e
P	pour appareils sous pression	R_e
L	pour tubes de conduite	R_e
E	de construction mécanique	R_e
B	à béton	R_m
Y	pour béton précontraint	R_m
R	pour ou sous forme de rails	R_e
H ou HT	laminé pour emboutissage à froid	R_e ou R_m
DC, DD, DX	laminé pour formage à froid	*

Tableau 3. Désignation des aciers selon leur emploi

Exemples : E295 = acier de construction mécanique de limite d'élasticité minimale égale à 295 MPa.

H420 = produit plat laminé à froid en acier de haute résistance pour emboutissage à froid, de limite d'élasticité minimale égale à 420 MPa.

1.2.2 Aciers désignés à partir de leur composition chimique

1.2.2.1 Aciers non alliés de teneur en manganèse inférieure à 1 % (à l'exclusion des aciers de décolletage)

La désignation comprend la lettre C suivie d'un nombre égal à cent fois la teneur centésimale moyenne en carbone.

Exemple : C30 = acier non allié à 0,30 % de carbone.

1.2.2.2 Aciers non alliés de teneur en manganèse supérieure à 1 %, aciers non alliés de décolletage, aciers alliés pour lesquels la teneur d'aucun élément n'atteint 5 % (à l'exclusion des aciers rapides)

La désignation comprend, dans l'ordre, un nombre égal à cent fois la teneur centésimale moyenne en carbone, les symboles chimiques des éléments d'alliage dans l'ordre décroissant des teneurs en ces éléments, les nombres séparés par un trait d'union indiquant les valeurs des teneurs des divers éléments affectées d'un multiplicateur (tableau 4) et arrondies à l'unité la plus proche.

Exemple : 25CrMo4 = acier allié à 0,25 % de carbone, 1 % de chrome et contenant du molybdène.

Éléments	Multiplicateur
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr	10
N, P, S	100
B	1000

Tableau 4. Facteurs multiplicatifs pour les divers éléments

1.2.2.3 Aciers alliés dont la teneur d'au moins un des éléments est supérieure ou égale à 5 % (à l'exclusion des aciers rapides)

La désignation est identique à celle du groupe précédent mais elle est précédée par la lettre X et les teneurs des éléments sont données sans multiplicateur.

Exemple : X10CrNi18-8 = acier allié à 0,1 % de carbone, 18 % de chrome et 8 % de nickel.

1.2.2.4 Aciers rapides

La désignation comprend les lettres HS, les nombres indiquant les teneurs moyennes arrondies à la valeur la plus proche des éléments d'alliage dans l'ordre : tungstène (W), molybdène (Mo), vanadium (V), cobalt (Co).

Exemple : HS7-4-2-5 = acier rapide à 7 % de tungstène, 4 % de molybdène, 2 % de vanadium et 5 % de cobalt.

On désigne couramment par aciers « faiblement alliés » les aciers alliés dont la teneur de chaque élément est inférieure à 5 % et par aciers « fortement alliés » ceux dont la teneur d'au moins un élément est supérieure ou égale à 5 %.

1.3 Désignation numérique

La norme NF EN 10027-2 définit un système de désignation numérique, généralisable à toutes les catégories d'alliages et dont la structure est la suivante :

1. XX XX
↓ ↓ ↓

acier n° du groupe d'aciers n° d'ordre dans le groupe
Exemple : 1.4310 = acier inoxydable X10 CrNi18-8. Le nombre 43 correspond aux groupes des aciers inoxydables à teneur en nickel supérieure ou égale à 2,5 % et ne contenant ni molybdène, ni niobium, ni titane ; le nombre 10 est le numéro d'ordre dans ce groupe.

1.4 Symboles additionnels

Lorsque les symboles principaux définis par la norme NF EN 10027-1 sont insuffisants pour caractériser un acier, ils peuvent être complétés par deux groupes de symboles additionnels (fascicule FD CR 10260). Des symboles additionnels pour les produits en acier y sont également définis. Ils sont séparés des précédents par le signe plus (+). Ils concernent essentiellement la nature des revêtements, les états de surface, les conditions de traitement ou des exigences spéciales.

Exemple : 42CrMoS4 HL + QT = acier à 0,42 % C, 1 % Cr et contenant du Mo, à fourchette de teneur en soufre spécifiée (S), à dispersion réduite de trempabilité vers les valeurs minimales (HL), livré à l'état trempé et revenu (QT).

1.5 Compléments

Le tableau 5 donne des exemples de désignations symboliques et numériques pour quelques aciers ainsi que la correspondance avec les anciennes normes.

Symbolique	Numérique	Ancienne
S355K2G4	1.0595	E36-4
E295	1.0050	A50-2
S355J0W	1.8959	E36WB3
S420NL	1.8912	E420FP
P450NL1	1.8915	A590FP
S355M	1.8823	A572 gr. 50

Tableau 5. Correspondances de désignation

La signification des divers symboles additionnels dépend du groupe d'aciers considéré.

Exemples :

K2 = énergie de rupture KV minimale de 40 J à - 20 °C.

W = résistance améliorée à la corrosion atmosphérique.

M = laminage thermomécanique.

La correspondance avec les nuances d'acier étrangères est fournie par le fascicule de documentation FD A 35-610.

Exemple : acier EN 10083-1 = 42CrMo4 ;

SAE-AISI (USA) = 4142 ; UNI (Italie) = 40CrMo4 ;

BS (UK) = 708 A 42 ; DIN (Allemagne) = 42CrMo4 ;

MNC (Suède) = 22 44 00 ; JIS (Japon) = SCM 4 ;

UNE (Espagne) = 42 CrMo 4 ; GOCT (Russie) = 42 HM.

2. DÉSIGNATION DES FONTES

La désignation conventionnelle de l'ensemble des catégories de fontes est décrite dans la norme NF EN 1560.

2.1 Désignation symbolique

Elle comprend six symboles, certains pouvant être absents :

- le symbole EN suivi d'un tiret : EN- ;
 - le symbole GJ (G pour pièce moulée et J pour fonte) ;
 - le symbole de la structure du graphite (a) ;
 - le symbole de la micro ou macrostructure (b) ;
 - le tableau de la classification selon les caractéristiques mécaniques ou la composition chimique ;
 - un symbole pour des exigences supplémentaires (c).
- (a) L : lamellaire - S : sphéroïdale - M : graphite de recuit - V : vermiculaire - N : sans graphite, lédéburitique.
(b) A : austénite - F : ferrite - P : perlite - M : martensite - L : lédéburite - Q : trempée - T : trempée et revenue - B : cœur noir (malléable) - W : cœur blanc (malléable).
(c) D : pièce brute de fonderie - H : pièce ayant subi un traitement thermique - W : soudabilité pour les soudures d'assemblage.

2.1.1 Selon les caractéristiques mécaniques

Les fontes sont désignées :

- par des chiffres dépendant des caractéristiques mécaniques (R_m en $N.mm^{-2}$, A %, résistance à la flexion par choc en $N.m^{-2}$, dureté HB ou HV ou HR),
- par des lettres dépendant du mode de production de l'éprouvette d'essai (S : coulée séparément, U : attenante, C : prélevée sur une pièce moulée) et/ou la température de mesure de la résistance à la flexion par choc (RT : température ambiante, LT : basse température).

Exemple : EN-GJS-400-185-RT.

Fonte à graphite sphéroïdal de résistance à la traction minimale de $400 N.mm^{-2}$ et de résistance à la flexion par choc mesurée à la température ambiante de $185 N.mm^{-2}$.

Autres exemples :

- EN-GJL-150C ; EN-GJL-150S ; EN-GJV-400U.
- EN-GJMW-450-7S ; EN-GJS-350-22U-LT.
- EN-GJMW-360-12S-W.

2.1.2 Selon la composition chimique

La lettre X précède la composition chimique avec les mêmes symboles que pour les aciers. Les teneurs sont indiquées en pourcentage arrondi à l'entier le plus proche. Lorsqu'elle est exigée, la teneur en carbone est indiquée en centièmes de pour cent après la lettre X.

Exemple : EN-GJN-X300CrNiS9-5-2.

Fonte blanche chrome-nickel-silicium à 3 % de carbone.

2.2 Désignation numérique

La norme décrit une désignation numérique à 9 caractères. Elle ne sera pas détaillée ici.

DIAGRAMMES D'ÉQUILIBRE FER-CARBONE

1. PROPRIÉTÉS DU FER, ÉLÉMENT DE BASE

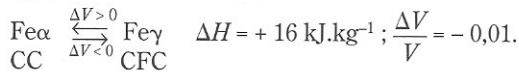
1.1 Structures cristallines et points de transformation du fer

Du point de vue métallurgique, la propriété du fer la plus importante est son polymorphisme cristallin.

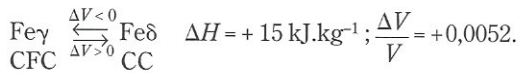
Les points de transformation liés aux changements de structure sont déterminés par analyse thermique ou par dilatométrie.

La figure 1 montre les différents points de transformation et les courbes d'analyse thermique correspondantes. Le fer présente deux transformations de phase importantes à l'état solide. Elles correspondent à des changements de structure cristalline qui sont des transformations isothermes par germination et croissance. Les températures correspondantes sont désignées par Ae_3 et Ae_4 dans les conditions d'équilibre.

Ae_3 (912 °C) :



Ae_4 (1 394 °C) :



On met en évidence une hystérésis $Ac-Ar$ selon que la transformation se fait au chauffage ou au refroidissement. Son amplitude augmente avec la vitesse de chauffage ou de refroidissement et le taux d'impuretés dans le métal. Cette hystérésis est surtout marquée pour le point A_3 et est due essentiellement à un abaissement de Ar_3 : $Ar_3 = 898$ °C pour 120 °C.s⁻¹ ; $Ar_3 = 892$ °C pour 720 °C.s⁻¹.

Le point A_2 (point de Curie) ne correspond pas à un changement de phase, mais au passage de l'état ferromagnétique à l'état paramagnétique.

Pour la plupart des alliages ferreux apparaît un point A_1 lié à une transformation eutectoïde.

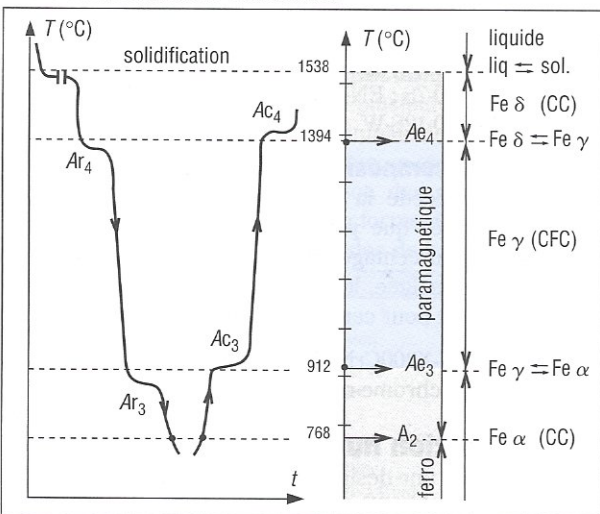


Fig. 1. Points de transformations du fer - Courbes d'analyse thermique

1.2 Propriétés du fer

M : masse molaire 55,847.

Paramètres cristallins :

$\text{Fe}\alpha$ (CC) : $a = 0,2866$ nm à 20 °C ;

$\text{Fe}\gamma$ (CFC) : $a = 0,3647$ nm à 916 °C.

ρ : masse volumique = 7870 kg.m⁻³ à 20 °C.

c : capacité thermique massique

$\text{Fe}\alpha$ (entre 20 et 700 °C) : de 0,45 à 0,95 kJ.kg⁻¹.K⁻¹ ;

$\text{Fe}\gamma$ (entre 900 et 1 400 °C) : de 0,51 à 0,72 kJ.kg⁻¹.K⁻¹.

λ : conductivité thermique

entre 0 et 800 °C de 75 à 30 W.m⁻¹.K⁻¹.

α : coefficient de dilatation linéique

$\text{Fe}\alpha$ (entre 100 et 600 °C) : de 12,6 à 16.10⁻⁶ K⁻¹ ;

$\text{Fe}\gamma$ (entre 900 et 1 100 °C) : de 23,4.10⁻⁶ K⁻¹.

Les caractéristiques mécaniques, mis à part le module de Young, dépendent de la pureté du métal et de la grosseur du grain, ce qui explique les fourchettes indiquées.

R_m : 180-290 MPa ; R_e : 100-170 MPa.

A % : 40-50 % ; Z % : 80-95 %.

Dureté : 45-55 HB ; $E = 210\,000$ MPa.

Les propriétés électrochimiques sont liées aux valeurs $\epsilon_{\text{Fe}/\text{Fe}^{2+}}^0 = -0,42$ V/ENH, le fer est donc attaqué par les solutions aqueuses acides et $\epsilon_{\text{Fe}}^0 = +0,53$ V/ENH, le fer est donc passivable par les acides et anions oxydants.

1.3 Alliages ferreux : éléments α -gènes et γ -gènes

La mise en solution solide d'éléments d'alliage dans le fer modifie la position des points A_3 et A_4 . Cette modification est particulièrement importante et on a classé les éléments en considérant leur influence sur la position de ces points. On appelle alphagène tout élément qui stabilise la phase CC. Il élève la température du point A_3 et abaisse celle du point A_4 . On appelle gammagène tout élément qui stabilise la phase CFC. Il abaisse la température du point A_3 et élève celle du point A_4 . La figure 2 montre schématiquement ces deux types de comportement.

- Les solutions solides dans le $\text{Fe}\gamma$ sont appelées austénites. On les désigne par γ . Elles sont CFC.

- Les solutions solides dans $\text{Fe}\alpha$ ou $\text{Fe}\delta$ sont appelées ferrites. On les désigne par α ou δ . Elles sont CC.

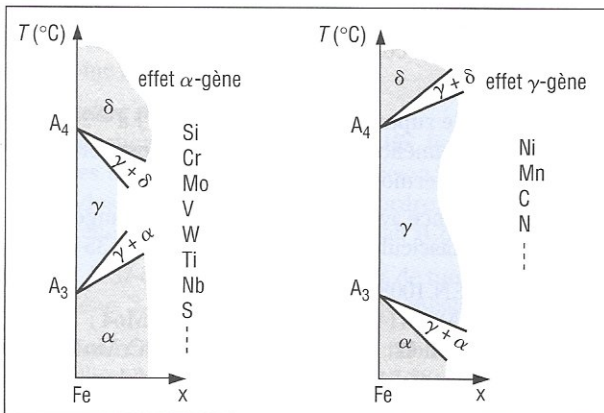


Fig. 2. Éléments alphagènes et gammagènes

2. SYSTÈME BINAIRE Fe-C

Le carbone est un élément fortement gammagène. De ce fait, et parce qu'il permet la formation de carbures, le carbone joue un rôle majeur dans les alliages ferreux où il est toujours présent à cause de leur mode d'élaboration.

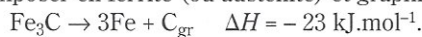
Bien que les alliages industriels, aciers et fontes, même non alliés, contiennent toujours d'autres éléments, il est nécessaire d'étudier le système binaire fer-carbone qui sert de référence pour tous les alliages ferreux.

2.1 Phases

Les phases susceptibles d'être présentes dans les alliages binaires fer-carbone sont les suivantes :

- ferrite α : solution solide d'insertion de carbone dans le fer α , la ferrite α est CC ;
- ferrite δ : solution solide d'insertion de carbone dans le fer δ , la ferrite δ est CC ;
- austénite γ : solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ , l'austénite est CFC ;
- cémentite ou carbure de fer Fe_3C : de composition égale à 6,67 % en masse de carbone, ce carbure est un composé interstitiel à maille orthorhombique.

La cémentite est un carbure métastable, qui a tendance à se décomposer en ferrite (ou austénite) et graphite :



Cette transformation ne se manifeste qu'à température suffisamment élevée et dans des circonstances particulières ;

- carbone pur (graphite) C_{gr} : le graphite est la forme stable de la phase riche en carbone dans le système fer-carbone, la solubilité du fer dans le carbone est nulle.

Le tableau 1 met en évidence la très grande différence de solubilité limite du carbone en phase CC(α) et en phase CFC(γ). Les valeurs rapportées correspondent au cas du diagramme métastable.

Fe α		Fe γ	
T (°C)	% C	T (°C)	% C
200	7.10^{-7}	727	0,77
400	$2.3.10^{-5}$	800	0,94
600	$5.7.10^{-3}$	1 000	1,55
727	$2.2.10^{-2}$	1 148	2,11

Tableau 1. Solubilités limites du carbone dans le fer α et le fer δ

2.2 Diagrammes de constitution à l'équilibre du système Fe-C

Le système binaire Fe-C peut subir deux types d'évolution selon que la phase riche en carbone qui se forme est la cémentite (Fe_3C) ou le graphite (C_{gr}) :

- si la phase riche en carbone formée est Fe_3C , l'évolution du système est décrite dans les conditions d'équilibre par le diagramme métastable ou à cémentite (fig. 3) ;
- si la phase riche en carbone formée est C_{gr} , l'évolution du système est décrite dans les conditions d'équilibre par le diagramme stable ou à graphite (fig. 4).

Ces deux types d'évolution n'interviennent jamais simultanément (cf. fontes grises).

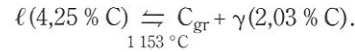
Les deux diagrammes sont caractérisés par trois types de transformation.

Transformation eutectique :

- diagramme métastable :



- diagramme stable :

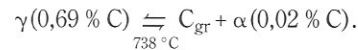


Transformation eutectoïde :

- diagramme métastable



- diagramme stable :



Transformation péritectique commune :

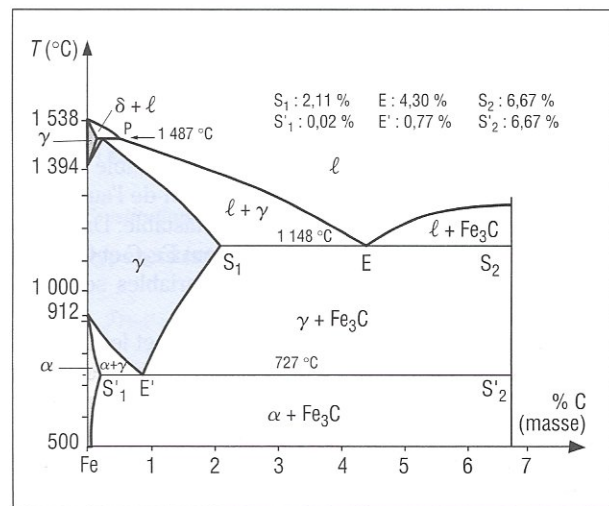
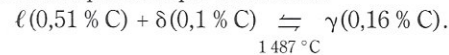


Fig. 3. Diagramme d'équilibre métastable ou à cémentite

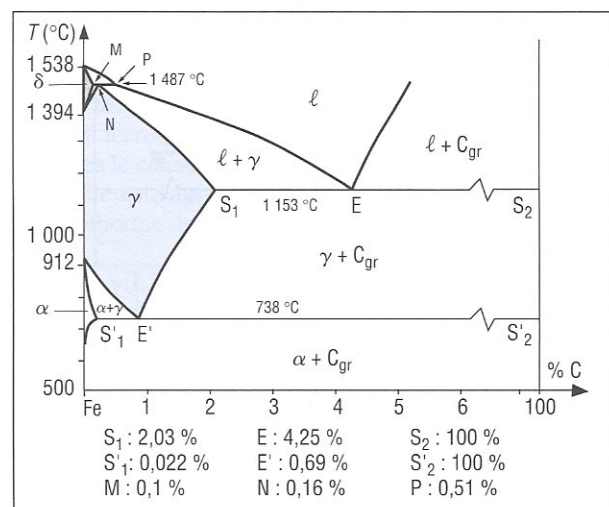


Fig. 4. Diagramme d'équilibre stable ou à graphite

1. ACIERS ET FONTES NON ALLIÉS : CLASSIFICATION PAR RAPPORT AUX DIAGRAMMES D'ÉQUILIBRE

Les alliages industriels, aciers et fontes non alliés, contiennent, du fait de leur mode d'élaboration, d'autres éléments que le fer et le carbone. Ce sont des alliages à n éléments Fe, C, Mn, Si, P, S, Cu, N, O... Ces éléments influent parfois de manière prépondérante sur leurs propriétés mécaniques.

Cependant, il est commode d'utiliser les diagrammes binaires Fe-C pour décrire au moins qualitativement la constitution des aciers et fontes non alliés lorsque les vitesses de refroidissement sont suffisamment faibles pour que la nature des constituants ne soit pas différente de celle d'équilibre.

Une première distinction concerne les aciers et fontes à cémentite (ou blanches), d'une part, et les fontes à graphite (ou grises), d'autre part :

- pour les aciers et les fontes blanches, les conditions sont telles que les transformations à partir de l'état liquide sont décrites uniquement par le diagramme à cémentite ; dans ces alliages la phase riche en carbone est uniquement Fe_3C ;

- pour les fontes à graphite, les conditions sont telles que la solidification a lieu selon le diagramme stable et qu'à l'état solide, pour une certaine composition de l'austénite, il y a transition sur le diagramme métastable. Dans ces alliages, les phases riches en carbone sont Fe_3C et C_{gr} , présentes simultanément en proportions variables selon les cas (fig. 1).

Une seconde distinction concerne les aciers et les fontes à cémentite. Au point de vue métallurgique, les aciers sont caractérisés par la non-intervention de la transformation eutectique, à l'exception des aciers lédéburitiques. Les aciers sont donc caractérisés par une teneur en carbone inférieure à celle du point S_1 sur le diagramme métastable.

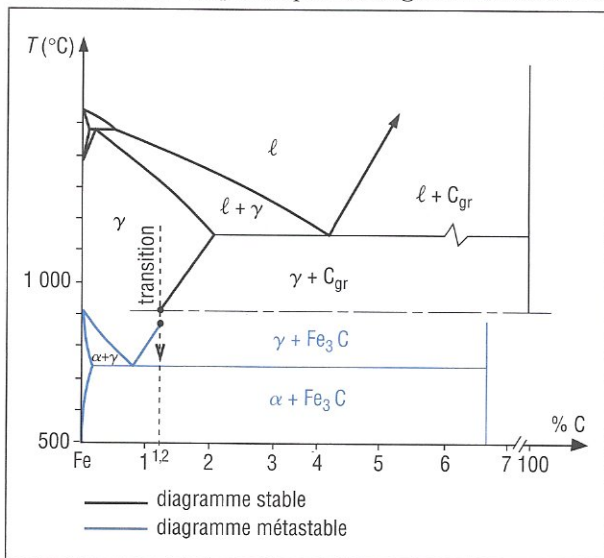


Fig. 1. Transformation des fontes grises

La norme NF EN 10020 définit les aciers comme des alliages ferreux de teneur en carbone inférieure à 2 % en masse, à l'exception de certains aciers à haute teneur en chrome. La figure 2 met en évidence cette limite, ainsi que la constitution des aciers et des fontes blanches à $(T_E - \epsilon)$ montrant qu'à cette température tous les aciers sont monophasés et à l'état austénitique.

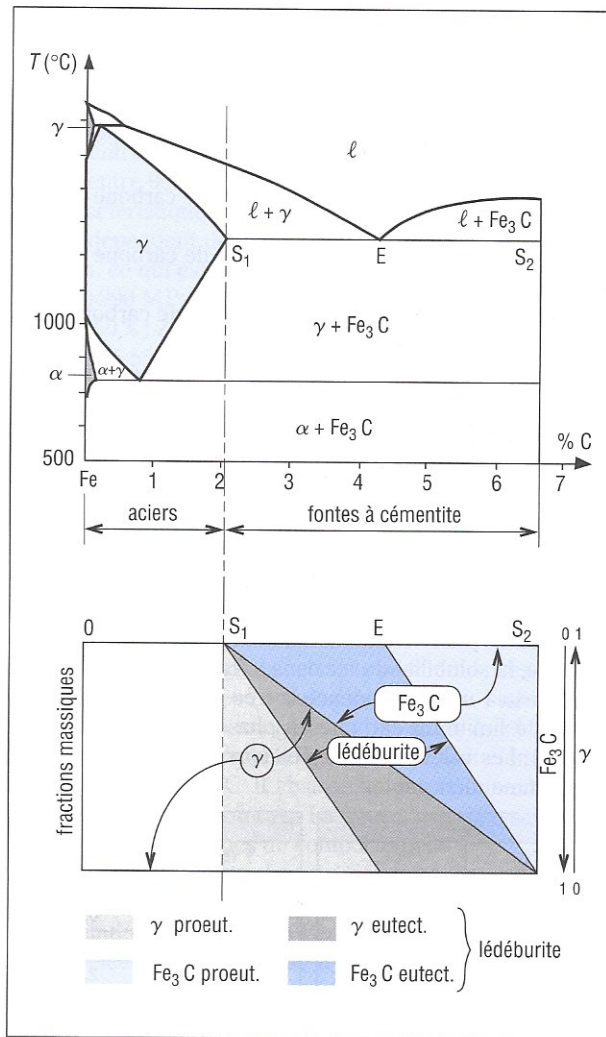


Fig. 2. Aciers et fontes blanches non alliés - Diagramme de constitution isotherme à $T_E - \epsilon$

2. ACIERS NON ALLIÉS

Ce sont des alliages de teneur en carbone inférieure à 2 % (limite pratique : 1,4 à 1,5 %) dans lesquels les teneurs des autres éléments sont inférieures à des limites fixées par la norme NF EN 10020.

Examinons l'analyse d'un acier EN 10083-2-C35 :

$\% C$: 0,32 à 0,39 ; $\% Mn$: 0,50 à 0,80 ;

$\% Si$ < 0,40 ; $\% S$ < 0,035 ; $\% P$ < 0,035 ;

$\% Cr$ < 0,40 ; $\% Mo$ < 0,10 ; $\% Ni$ < 0,40.

On
bor
lièr
puis
dép
sont
com
 Al_2O_3
Mal
affe
- P
de g
pale
- S,
prop
- N
vers
cert

2.1
Le r
d'am
ra de
binai
acier
La c
ambi
sembl
(fig.

Table
à la t
* Cet
parfo
n'est
pour
par l

2.1.1
Acier
La cc
ident
règle

L'acier
proeu

On constate que les teneurs en éléments normaux d'élaboration Mn, Si, S, P, Cu, Al ainsi que N et O (quelques millièmes %) sont relativement faibles. Cela explique qu'on puisse utiliser le binaire Fe-C dont les frontières sont peu déplacées par la présence de ces divers éléments. Ceux-ci sont soit en solution solide (exemples : P, Si, Mn), soit en combinaison dans des inclusions (MnS, FeS, SiO₂, FeO, Al₂O₃, etc.).

Malgré leurs basses teneurs, les éléments « résiduels » affectent considérablement le comportement mécanique :
 - P diminue ductilité et ténacité ; sa ségrégation aux joints de grains ainsi que celle de Sn, Sb, As est la cause principale de la fragilité de revenu de certains aciers ;
 - S, sous forme d'inclusions allongées de MnS, diminue les propriétés selon le travers court de certains produits ;
 - N diminue ductilité et ténacité ; sa migration interstitielle vers le cœur des dislocations conduit au vieillissement de certains aciers à température ambiante.

2.1 Constitution à l'état recuit

Le recuit est un traitement thermique qui a pour but d'amener le métal à un état proche de l'équilibre. On pourra donc utiliser, en première approximation, le diagramme binaire Fe-C métastable pour décrire la constitution des aciers non alliés à l'état recuit.

La constitution des aciers non alliés à la température ambiante est particulièrement simple. Le tableau 1 rassemble les conclusions tirées du diagramme de phases (fig. 3).

Teneur en carbone	Constitution
0 < % C < 0,02 (S ₁)	Ferrite + cémentite*
0,02 < % C < 0,77 (E') [hypo-eutectoïdes]	Ferrite proeutectoïde + perlite
% C = 0,77 (E') [eutectoïde]	Perlite
0,77 < % C < 2,11 (S ₁) [hyper-eutectoïdes]	Cémentite proeutectoïde + perlite

Tableau 1. Constitution des aciers non alliés à l'état recuit à la température ambiante

* Cette cémentite précipitée entre T_{E'} et l'ambiante (appelée parfois cémentite tertiaire), bien que toujours présente, n'est importante que dans le cas des aciers extra-doux pour lesquels il n'y a pas de perlite. On la négligera donc par la suite.

2.1.1 Exemples

Acier hypo-eutectoïde à 0,4 % C

La constitution à l'équilibre à 727 °C (T_{E'}), pratiquement identique à la constitution à l'ambiante, est donnée par la règle des segments inverses :

$$y_{\alpha \text{ proeutectoïde}} = \frac{0,77 - 0,4}{0,77 - 0,02} = 0,5 ;$$

$$y_{\text{perlite}} = \frac{0,4 - 0,02}{0,77 - 0,02} = 0,5.$$

L'acier est formé en quantités égales de cristaux de ferrite proeutectoïde et de colonies de perlite.

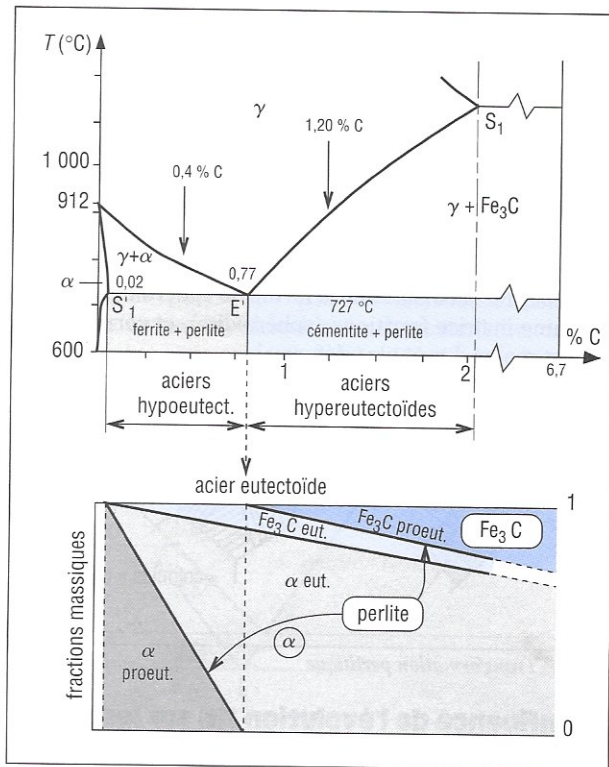


Fig. 3. Constitution des aciers à T_{E'} - ε

Acier hyper-eutectoïde à 1,2 % C

$$y_{\text{Fe}_3\text{C proeutectoïde}} = \frac{1,2 - 0,77}{6,67 - 0,77} = 0,07 ;$$

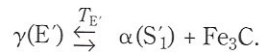
$$y_{\text{perlite}} = \frac{6,67 - 1,2}{6,67 - 0,77} = 0,93.$$

Il est intéressant de noter la différence entre la fraction massique du constituant proeutectoïde de la nuance hypo-eutectoïde et celle de la nuance hyper-eutectoïde pour un écart pratiquement identique de la teneur en carbone avec la teneur eutectoïde. Ce fait est concrétisé par l'aspect micrographique différent des deux aciers.

2.1.2 Transformation eutectoïde perlitique

À part les aciers extra-doux (% C ≤ 0,02(S₁)), tous les alliages ferreux ordinaires contiennent en proportions variables le constituant eutectoïde perlite.

La perlite est l'agrégat eutectoïde obtenu par transformation isotherme de l'austénite γ(E') selon :



Il faut insister sur le fait qu'à la température T_{E'}, pour tous les alliages tels que % C > 0,02, l'austénite a la même teneur critique en carbone (0,77 %, E').

La perlite est un constituant biphasé. Les fractions massiques des deux phases dans la perlite sont :

$$y_{\text{Fe}_3\text{C}} = \frac{0,77 - 0,02}{6,67 - 0,02} = 0,11 ; \quad y_{\alpha} = 0,89.$$

L'agrégat est en général lamellaire (fig. 4). Il est formé de lamelles alternées de Fe_3C et de α . La phase nucléante est la cémentite. La germination se fait à partir des joints de grains de la phase γ mère. La croissance est coopérative et se fait sans relation cristallographique avec la phase γ mère. Elle fait intervenir la diffusion du carbone.

Un paramètre important est la distance interlamellaire Δ . Par un traitement thermique approprié, il est possible d'obtenir un agrégat globulaire, soit directement, soit à partir d'une perlite lamellaire. Il est formé de sphéroïdes de Fe_3C dans une matrice ferritique (sphéroïdite), et correspond à un état moins dur et plus déformable.

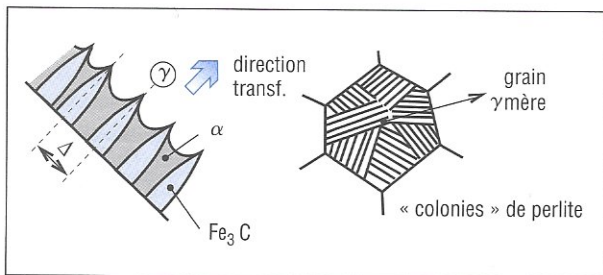


Fig. 4. Transformation perlitique

2.2 Influence de l'évolution $T(t)$ sur les points de transformation et la microstructure

L'exploitation du diagramme Fe-C permet d'étudier la constitution des aciers non alliés dans les conditions d'équilibre thermodynamique. Dès que les conditions de refroidissement ne sont plus suffisamment lentes, le facteur temps joue un rôle important. Le paramètre cinétique n'est pas inclus dans l'aspect purement thermodynamique du diagramme d'équilibre.

L'étude complète de la cinétique des transformations sera entreprise lors de la présentation des diagrammes TTT et TRC.

Dans ce paragraphe, nous n'envisagerons que le cas où les vitesses de refroidissement ne sont pas suffisantes pour entraîner l'apparition de constituants différents de ceux donnés par le diagramme d'équilibre.

La loi d'évolution $T(t)$ a une influence sur la position des points de transformation et donc sur la microstructure des constituants. Le contrôle de la microstructure étant primordial pour fixer les propriétés mécaniques de l'acier, il est important d'étudier, au moins qualitativement, l'influence de ce facteur.

2.2.1 Points de transformation (NF EN 10052)

La figure 5 rassemble les points de transformation principaux des aciers dans les conditions d'équilibre.

Ae_1 : température d'équilibre définissant la limite inférieure d'existence de l'austénite ou température de la transformation eutectoïde.

Ae_3 : température d'équilibre définissant la limite supérieure d'existence de la ferrite.

Ae_{cm} : température d'équilibre définissant la limite supérieure d'existence de la cémentite dans un acier hypereutectoïde.

Ae_4 : température d'équilibre définissant la limite entre le domaine d'existence de l'austénite et de la ferrite δ . Ce point n'a d'importance que pour certains problèmes particuliers (soudage). Il n'est pas indiqué sur la figure 5.

Signalons également des points relativement moins intéressants pour les applications courantes :

A_2 (769 °C) : point de Curie ;

A_0 (210 °C) : transformation magnétique de Fe_3C .

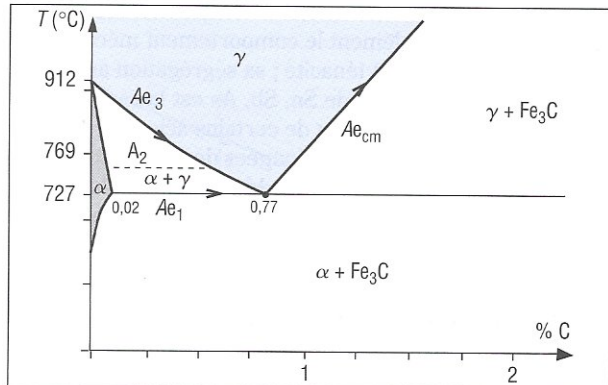


Fig. 5. Principaux « points » de transformation des aciers

À cause de la cinétique de germination des nouvelles phases et de celle de la diffusion du carbone, les transformations au chauffage et au refroidissement ne se font pas à la même température. On notera, pour une quelconque d'entre elles $Ac-Ae_1-Ar_1$, leurs positions au chauffage, à l'équilibre et au refroidissement. En général, l'hystérésis au chauffage est faible et Ac est une bonne approximation de Ae , alors que Ar dépend beaucoup plus fortement de la vitesse de refroidissement et peut s'écarter considérablement de Ae (plusieurs dizaines à une ou deux centaines de degrés). Le symbolisme utilisé, introduit par Osmond pour désigner ces points de transformation, est lié au fait qu'ils sont détectés par des changements de pente ou « arrêts » sur les courbes expérimentales fournies par diverses techniques. Ainsi Ac signifie arrêt au chauffage et Ar arrêt au refroidissement.

Pour les transformations s'étalant sur un intervalle de température, il s'agit en fait de la température de début ou de fin de transformation.

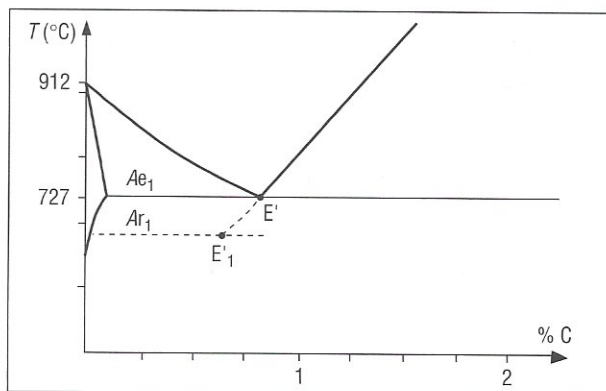


Fig. 6. Diminution de la teneur en carbone de la perlite (E'_1) en Ar_1

L'ensemble des points intéressants est donc :

- pour un acier hypoeutectoïde :

$$Ac_1 - Ac_3 - Ar_1 - Ar_3 ;$$

- pour un acier hypereutectoïde :

$$Ac_1 - Ac_{cm} - Ar_1 - Ar_{cm}.$$

Par exemple, pour un acier hypoeutectoïde, à partir de l'état austénitique et au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente, Ar_3 et Ar_1 s'abaissent. Une conséquence immédiate, comme le montre la figure 6, est l'impossibilité d'utiliser les valeurs numériques du diagramme Fe-C précédent pour déterminer les compositions et les fractions massiques des phases formées.

La dilatométrie absolue ou différentielle permet de déterminer la position des points précédents. Dans la seconde technique, on compare à chaque instant la dilatation d'un échantillon de l'acier à celle d'une éprouvette étalon (pyros). La courbe enregistrée (fig. 7) est :

$$(\Delta_{éch} - \Delta_{pyros}) = f(T) \quad (\Delta : \text{dilatation}).$$

L'interprétation de ces enregistrements utilise, entre autres, le fait que la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ s'accompagne d'une contraction et inversement d'une dilatation, et que $\alpha_\alpha < \alpha_{pyros} < \alpha_\gamma$ (α : coefficient de dilatation).

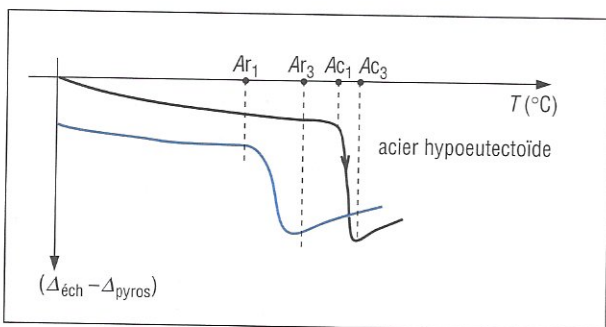


Fig. 7. Dilatogramme différentiel schématisé montrant l'hystérésis de transformation

2.2.2 Microstructures des aciers

Le diagramme de phases permet de déterminer la nature des constituants susceptibles de se former. Il ne permet en aucun cas d'en prévoir la morphologie qui définit la microstructure du métal. Cette microstructure, qui dépend des conditions de germination et de croissance des diverses phases, est essentiellement fixée par les conditions de refroidissement.

Exemple : cas d'un acier à 0,4 % C ; acier hypoeutectoïde, donc ferrite-perlitique (fig. 8).

Les considérations qui suivent ont été très simplifiées.

À l'état I dans le domaine austénitique, la structure est polycristalline monophasée, caractérisée par un grand grain γ déterminée par exemple par les conditions d'austénitisation.

À l'état II lorsque la température atteint Ar_3 ($< Ae_3$), caractéristique de la vitesse de refroidissement utilisée, la germination de la phase ferritique α commence.

Cette germination a lieu en général aux joints de grains austénitiques, en effet ce phénomène est énergétiquement favorisé sur une interface déjà existante.

La croissance des cristaux de ferrite proeutectoïde dépend de la vitesse de transfert de l'énergie thermique produite par la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et de la vitesse de diffusion du carbone, en excès par rapport à la limite de solubilité dans la ferrite.

- Pour des vitesses de refroidissement faibles et des grains austénitiques petits, les cristaux ferritiques pourront prendre la forme polyédrique normale et conduire, dans le cas étudié, à une répartition cellulaire de la ferrite à l'état IIIa.

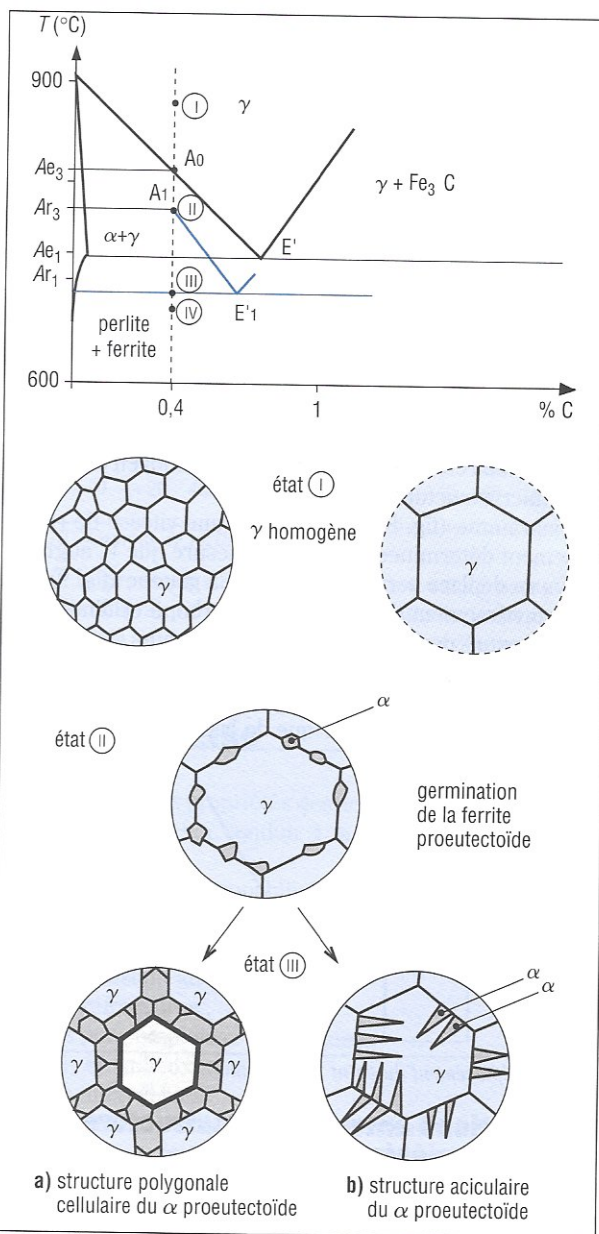


Fig. 8. Évolutions microstructurales d'un acier à 0,4 % C au cours du refroidissement

- Pour des vitesses de refroidissement élevées et des grains austénitiques grossiers, les cristaux ferritiques se développent sous forme de plaquettes qui permettent d'augmenter les vitesses de diffusion thermique et du carbone. En outre, la diffusion du carbone est maximale parallèlement à $\{111\}_\gamma$: il y a une relation cristallographique entre $\{111\}_\gamma$ et $\{110\}_\alpha$. Les plaquettes apparaissent donc parallèles à des directions déterminées donnant naissance à une répartition aciculaire ou de Widmanstätten. Les structures aciculaires à l'état IIIb sont caractéristiques des zones surchauffées, au voisinage des joints soudés et dans les aciers moulés bruts de moulage.

À la traversée de la ligne eutectoïde Ar_1 , l'austénite restante à l'état III subit la transformation perlitique. Elle est remplacée entièrement par des colonies de perlite (état IV non représenté).

L'espacement interlamellaire Δ dans la perlite dépend de l'écart $Ae_1 - Ar_1$ donc de la vitesse de refroidissement. On a mis en évidence une relation du type :

$$\lg \Delta = a - b/T(Ar_1)$$

montrant que Δ décroît lorsque Ar_1 s'abaisse, donc lorsque V_r croît. Δ varie de quelques dizaines à quelques centaines de nanomètres.

En résumé, l'augmentation de la vitesse de refroidissement conduit à des structures de plus en plus fines, aussi bien des grains ferritiques (polygonaux équiaxes \rightarrow polygonaux irréguliers \rightarrow aciculaires) que de la perlite. Le contrôle de la vitesse de refroidissement est donc un moyen de contrôler la microstructure de l'acier.

Le diagramme (fig. 8) correspond à une vitesse de refroidissement déterminée. Au fur et à mesure que V_r augmente, E_1 se déplace vers le bas et vers la gauche (fig. 9). Il y a appauvrissement de la perlite en carbone et diminution de la quantité de ferrite pour un acier donné. Ce fait rend illusoire toute détermination de la teneur en carbone d'un acier non parfaitement recuit par appréciation micrographique de la fraction surfacique de la perlite.

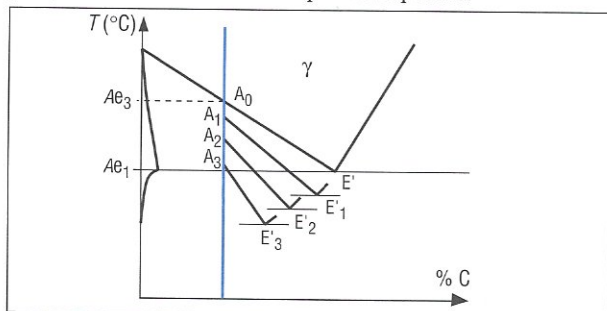


Fig. 9. Déplacement du point « eutectoïde »

2.3 Relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques : cas des aciers ferrito-perlitiques

Les aciers hypoeutectoïdes non alliés représentent le plus important tonnage d'alliages ferreux utilisés. À l'état ferrito-perlitique, ils fournissent les solutions les plus courantes

en construction métallique chaque fois qu'une résistance modérée à faible coût est recherchée (ponts, poutrelles, capacités sous pression, tôles pour carrosserie, etc.). Les propriétés mécaniques de ce type d'aciers dépendent :

- des fractions massiques et de la répartition de chaque phase telles que les détermine le diagramme de phases ;
- des paramètres microstructuraux : grosseur du grain ferritique et espacement interlamellaire de la perlite tels que les déterminent essentiellement la vitesse de refroidissement à partir de l'état austénitique ainsi que les paramètres de laminage dans le cas des produits plats.

Dans le domaine de la construction métallique, deux grandeurs sont particulièrement importantes : la limite élastique R_e et la température de transition fragile-ductile, par exemple $TK_{3,5}$.

Le tableau 2 résume l'influence des paramètres microstructuraux d (grosseur moyenne du grain ferritique) et Δ (espacement interlamellaire dans la perlite).

	R_e	$TK_{3,5}$
Si : $d \searrow$	\nearrow	\searrow
Si : $\Delta \searrow$	\nearrow	\nearrow

Tableau 2. Influence de d et Δ sur R_e et $TK_{3,5}$

L'affinement du grain ferritique améliore à la fois les caractéristiques de résistance et de résilience. Les joints de grains sont en effet des obstacles au mouvement des dislocations (action sur R_e) et leur nombre, par effet de désorientation, agit sur l'énergie de propagation d'une rupture (action sur $TK_{3,5}$).

En revanche, l'affinement de la perlite, s'il conduit à une amélioration des caractéristiques de résistance, détériore également les caractéristiques de résilience par augmentation des interfaces fragiles (α/Fe_3C).

- Dans les cas où % C < 0,25, le paramètre le plus significatif est d . Pour ces aciers, Krauss a montré que :

$$R_e (\text{MPa}) = 88 + 37 (\% \text{ Mn}) + 83 (\% \text{ Si}) + 2\,918 (\% \text{ N}_s) + 15,1 d^{-1/2}$$

$$TK_{3,5} (^\circ \text{C}) = -19 + 44 (\% \text{ Si}) + 700 (\% \text{ N}_s) + 2,2 (\% \text{ P}) - 11,5 d^{-1/2}$$

où d est exprimée en millimètres, % N_s est la teneur en azote en solution α et % P le pourcentage en masse de perlite.

- Dans le cas des aciers microalliés à dispersoïdes, la limite élastique R_e de la ferrite est augmentée par la dispersion de fins carbonitrides de V ou Nb qui, en outre, limite la grosseur du grain ferritique.

- Dans le cas des aciers eutectoïdes, Hyzak a montré que :

$$R_e (\text{MPa}) = 52,30 + 2,18 \Delta^{-1/2} - 0,4 P^{-1/2} - 2,88 d_A^{-1/2}$$

$$TK_{3,5} (^\circ \text{C}) = 217,84 - 0,83 P^{-1/2} - 2,98 d_A^{-1/2}$$

où d_A est la dimension du grain γ initial en millimètres et P la taille des colonies de perlite en millimètres.

2.4 Résultats expérimentaux

Les résultats expérimentaux ci-après précisent l'influence des paramètres composition et microstructure sur les caractéristiques de traction et de résilience des aciers non alliés.

2.4.1 Influence de la teneur en carbone

La figure 10 montre l'influence de la teneur en C sur les courbes de traction uniaxiale de certains aciers non alliés.

Lorsque la teneur en carbone augmente :

- R_e et R_m augmentent, la variation de la résistance à la traction étant plus rapide que celle de la limite élastique ;
- A % diminue.

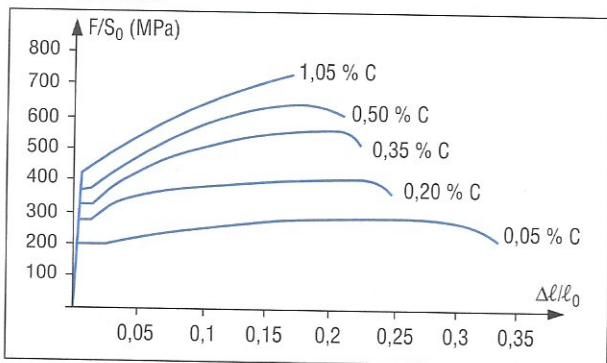


Fig. 10. Courbes de traction uniaxiale d'aciers non alliés

La figure 11 montre l'influence de la teneur en carbone sur les courbes KV(T).

Lorsque la teneur en carbone augmente :

- la température de transition ductile-fragile s'élève ;
- la valeur de la résilience au niveau ductile diminue.

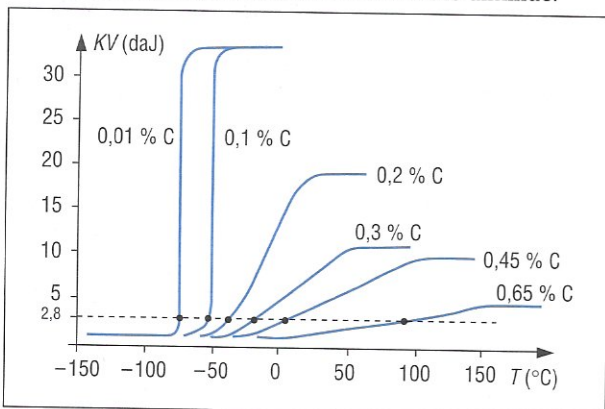


Fig. 11. Courbes de résilience KV(T) en fonction de % C

2.4.2 Influence de la microstructure

La figure 12 rassemble les courbes de traction uniaxiale d'un acier à 0,15 % C pour des grosseurs de grains ferritiques croissantes obtenues par des refroidissements de plus en plus lents.

Lorsque la grosseur du grain augmente :

- R_m et R_e diminuent ;
- A % augmente.

La figure 13 rassemble les courbes KV(T) pour un acier à 0,10 % C et pour des grosseurs de grains ferritiques croissantes obtenues par des refroidissements à l'eau, à l'air et au four.

Lorsque la grosseur du grain ferritique augmente :

- la température de transition fragile-ductile s'élève ;
- la hauteur du palier ductile s'abaisse.

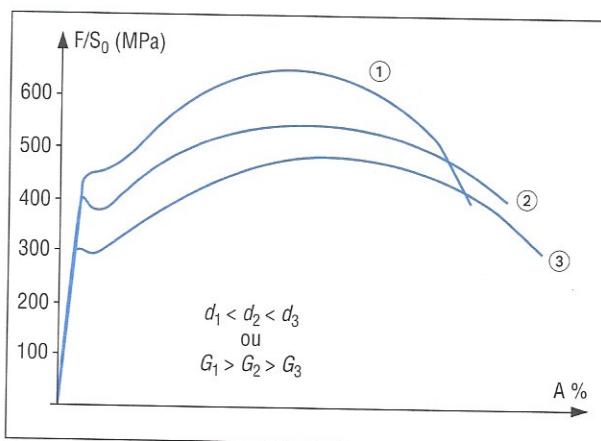


Fig. 12. Courbes de traction

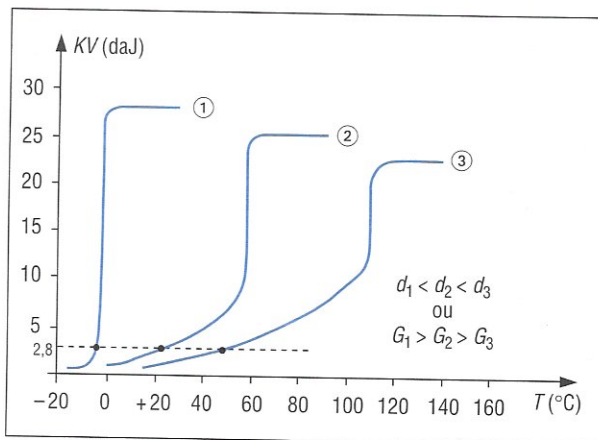


Fig. 13. Courbes de résilience KV(T)

Nota : la grosseur d du grain ferritique est le paramètre microstructural prépondérant jusqu'à des teneurs en carbone de 0,4 à 0,5 %. Pour des teneurs supérieures, l'espacement interlamellaire perlitique Δ est le facteur principal.

3. ACIERS ALLIÉS

L'insuffisance des propriétés des aciers non alliés pour certaines applications a conduit à la mise au point d'aciers alliés.

Amélioration de la trempabilité :

- aciers alliés pour traitement thermique.

Emplois aux températures extrêmes :

- aciers résistant au fluage ;
- aciers réfractaires ;
- aciers pour emplois cryogéniques.

Emplois en milieux agressifs :

- aciers inoxydables.

L'amélioration de la ou des propriétés souhaitées se fait par addition en quantité suffisante d'un ou de plusieurs éléments. Les aciers alliés sont donc au moins des alliages ternaires Fe-C-X, mais très souvent plus complexes. Comme les aciers ordinaires, les aciers alliés contiennent toujours Si, Mn, S et P (éléments normaux d'élaboration).

3.1 Influence des éléments d'alliage sur la constitution à l'équilibre et les transformations

Les transformations dans les conditions d'équilibre des aciers non alliés sont bien représentées sur le diagramme binaire Fe-C. Si on prend comme référence ce binaire, on peut schématiser l'influence des éléments d'alliage en insistant sur trois points principaux :

- modifications du déroulement, des températures et des teneurs correspondant aux transformations eutectique et eutectoïde ($S_1E'S_2$ et $S_1'E'S_2$) ;
- modification de l'étendue des domaines d'existence des solutions solides CFC (γ) et CC (α, δ) : effet gammagène ou alphagène, introduit précédemment, qui vient accentuer ou contrecarrer le caractère gammagène du carbone ;
- modification de la nature des carbures en équilibre selon que l'élément est carburigène ou non.

3.1.1 Diagrammes d'équilibre

Dans les cas où il y a un seul élément d'alliage principal, le système peut être considéré comme ternaire Fe-C-X (42Cr4, X200Cr12). Dans les cas plus complexes, toute représentation devient illusoire. Cependant, pour certains problèmes spécifiques, on peut arriver à des diagrammes approximatifs plus simples en regroupant les éléments d'influences identiques, en affectant leurs teneurs de coefficients multiplicateurs expérimentaux (diagrammes de Schaeffler, de Pryce et Andrews pour les aciers inoxydables).

Si l'approximation ternaire est valable, on peut utiliser des graphes bidimensionnels sous forme de coupes ternaires isothermes ou pseudo-binaires.

Coupes ternaires isothermes. En déterminant des coupes à des températures convenablement échelonnées, on peut avoir une idée assez précise de l'évolution de l'alliage. La figure 14 est une coupe isotherme à 20 °C du ternaire Fe-C-Cr dans des coordonnées triangulaires rectangles.

À l'équilibre, 42Cr4 : $\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$

X200Cr12 : $\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C} + (\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$

Coupes pseudo-binaires. La teneur d'un des éléments est constante. La figure 15 est une coupe pseudo-binaire pour le système Fe-C-Cr. Il faut se garder d'utiliser la règle

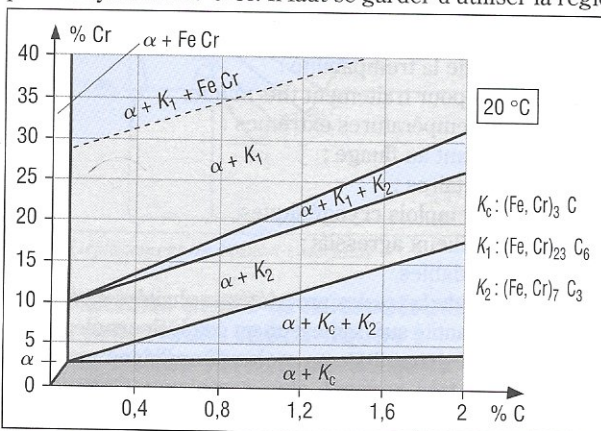


Fig. 14. Coupe isotherme ternaire Fe-C-Cr à 20 °C

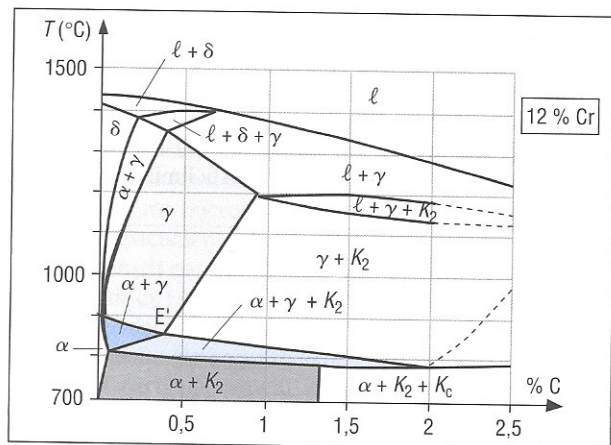


Fig. 15. Coupe pseudo-binaire du diagramme Fe-C-Cr à 12 % Cr

des segments inverses même dans les régions biphasées car les conodes ne sont en général pas dans le plan du diagramme.

Les conodes sont des droites reliant les compositions des phases en équilibre dans un domaine biphasé (voir la règle de l'horizontale pour les systèmes binaires).

Sur cet exemple $\gamma(E') \approx 0,4\%$ C, la teneur eutectoïde est inférieure à celle du diagramme Fe-C : la perlite d'un acier allié a toujours une teneur en carbone inférieure à celle d'un acier non allié. Il s'ensuit qu'un acier allié peut être eutectoïde pour des teneurs en carbone inférieures à 0,77 %. La figure 16 montre l'influence des divers éléments d'alliage sur la teneur en carbone de l'eutectoïde. En fait, le diagramme montre que la transformation « eutectoïde » n'est plus isotherme mais occupe un certain intervalle de température. Cet « effet » est faible pour les aciers faiblement alliés et on parle encore de « température de la transformation eutectoïde » (point Ae_1). Cette température est inférieure ou supérieure à 727 °C selon que l'élément est alphagène ou gammagène.

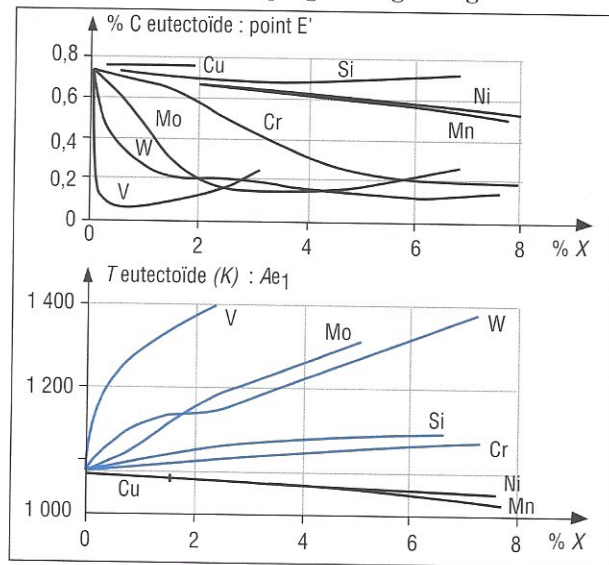


Fig. 16. Influence des éléments d'alliage sur les caractéristiques de l'eutectoïde, d'après Uhrenius (1997)

Des
ont
(bo
vité
par
à %
Ac₁

3.1.1
Les
cons
là, p
une
men
dabl
l'étu
γ (et
La cl
α ou
fluen
dom:
de co
pour
gure
le ni
silici

1 400
1 200
1 000
800
600

1 400
1 200
1 000
800
600

1 400
1 200
1 000
800
600

Fig. 17.

Des corrélations statistiques de données expérimentales ont permis d'établir des relations empiriques donnant Ac_1 (bonne approximation de Ae_1), en général pour des vitesses de chauffage de 150 à 300 °C.h⁻¹. Celle d'Andrews, par exemple, est valable pour les aciers faiblement alliés à % C ≤ 0,6.

$$Ac_1 (°C) = 727 - 10,7 (\% Mn) - 16,9 (\% Ni) + 29,1 (\% Si) + 16,9 (\% Cr) + 6,38 (\% W) + 290 (\% As).$$

3.1.2 Influence sur le domaine austénitique

Les aciers de construction pour traitements thermiques constituent une catégorie importante d'aciers alliés : ceux-là, préalablement à l'opération de trempe, doivent subir une austénitisation. Pour d'autres utilisations, inversement, on cherche des aciers monophasés : aciers inoxydables ferritiques ou austénitiques. On conçoit donc que l'étude de l'influence des éléments d'alliage sur le domaine γ (et donc α et δ) soit particulièrement importante.

La classification des éléments d'alliage selon leur caractère α ou γ -gène a déjà été évoquée. La visualisation de l'influence de la présence d'éléments d'alliage sur l'étendue du domaine austénitique est possible en utilisant la projection de coupes pseudo-binaires (iso-teneurs X) sur le plan Fe-C pour des teneurs échelonnées en l'élément étudié. La figure 17 montre cette représentation pour le manganèse et le nickel (éléments gammagènes) et pour le chrome, le silicium et le molybdène (éléments alphagènes).

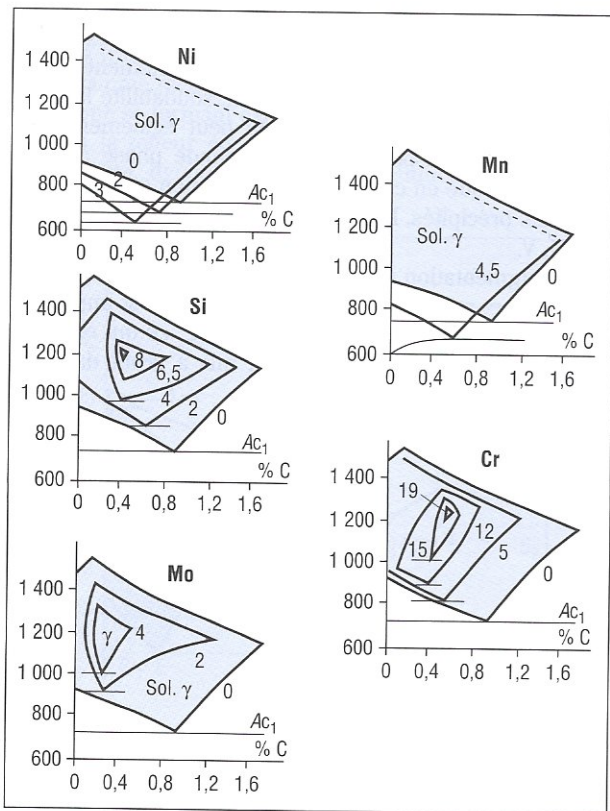


Fig. 17. Modification du domaine γ par Ni, Mn, Si, Mo, Cr

3.1.3 Éléments carburigènes et non carburigènes

La présence de carbone dans les aciers peut conduire à la formation de carbures avec les éléments d'alliage. L'affinité thermodynamique ($-\Delta G$) des divers éléments pour le carbone conduit au classement suivant par affinité croissante :



Dans les conditions existant dans les aciers, Si, Al, Cu, Ni, Co ne sont pas carburigènes.

Les éléments Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb sont carburigènes. Les carbures formés sont de deux types selon la nature de l'élément et sa teneur :

- cémentites alliées : $(Fe, X)_3C$ orthorhombique ;
- carbures spéciaux : $(Fe, X)_mC_n$; les types principaux sont $M_{23}C_6$ - M_6C - M_2C - M_7C_3 - MC où M désigne un ou plusieurs éléments métalliques.

Dans les aciers :

- le manganèse ne forme que des cémentites alliées ;
- le chrome a une forte tendance à former des cémentites alliées bien qu'il existe des carbures de chrome spéciaux ;
- le molybdène et le tungstène en forment des deux types ; par exemple $(Fe, Mo)_3$, MoC , $(Mo, Fe)_6C$ apparaissent sur la coupe ternaire Fe-Mo-C à 700 °C (fig. 18) ;
- le vanadium, le titane, le niobium, le zirconium forment surtout des carbures spéciaux.

L'importance des aciers hypoeutectoïdes pour les traitements thermiques a conduit à la formulation empirique de la position du point Ac_3 (bonne approximation de Ae_3).

L'expression d'Andrews est valable pour % C < 0,6 et X % < 5 :

$$Ac_3 (°C) = 912 - 203 \sqrt{(\% C)} - 15,2 (\% Ni) - 30 (\% Mn) + 44,7 (\% Si) + 104 (\% V) + 31,5 (\% Mo) + 13,1 (\% W)$$

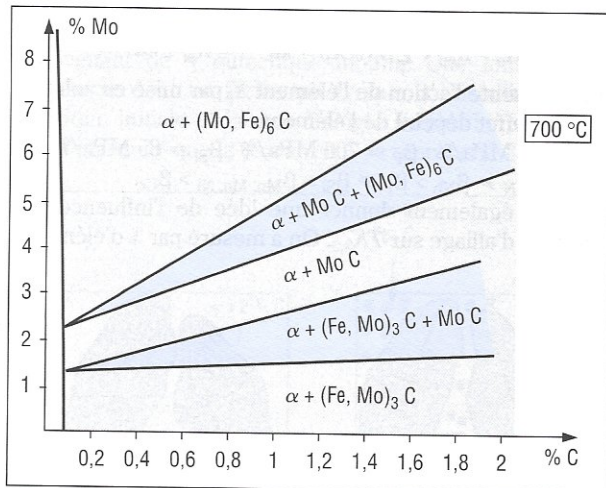


Fig. 18. Coupe ternaire du diagramme Fe-Mo-C à 700 °C

3.2 Influence des éléments d'alliage sur les propriétés des aciers à l'état recuit

On peut définir le coefficient de partage d'un élément entre deux phases. Dans le cas le plus courant, entre carbures et ferrite, (X_K/X_α) dépend de sa teneur mais aussi

de celles des autres éléments (tableau 3) :

- Si, Al, Cu, Ni, Co ont un coefficient de partage nul ;
- Mn, Cr, W, Mo ont un coefficient de partage moyen ;
- V, Ti, Zr, Nb ont un coefficient de partage élevé.

Éléments	Ferrite	Carbures
P	P	-
Si	Si	-
Al	Al	-
Cu	Cu	-
Ni	Ni	-
Co	Co	-
Mn	Mn	← → Mn
Cr	Cr	← → Cr
W	W	← → W
Mo	Mo	← → Mo
V	V	← → V
Ti	Ti	← → Ti
Nb	Nb	← → Nb
Zr	Zr	← → Zr

Tableau 3. Partage qualitatif des divers éléments entre la ferrite et les carbures

3.2.1 Influence des éléments solubles dans la phase ferritique

Les éléments solubles dans la ferrite interviennent :

- par effet de mise en solution solide qui a comme conséquence une augmentation de R_{ei} et corrélativement une élévation de la température de transition fragile-ductile ($\Delta R_{ei} \approx 7 \text{ MPa}$ pour $\Delta TK_{3,5} \approx 2 \text{ }^\circ\text{C}$) ;
- par leur caractère α -gène ou γ -gène : les éléments γ -gènes qui abaissent A_3 ont comme conséquence un affinement du grain ferritique (effet favorable sur R_e et K) ; les éléments α -gènes ont l'effet inverse ;
- par leur action indirecte sur la présence de précipités fragilisants aux joints de grains (effet néfaste sur K).

On peut écrire formellement :

$$R_e = R_{e0} + \sum_i \beta_i (\% X_i) + kd^{-1/2} = R_{ei} + kd^{-1/2}$$

où β_i présente l'action de l'élément X_i par mise en solution solide. L'effet dépend de l'élément :

$\beta_{Mn} \approx 30 \text{ MPa}/\%$; $\beta_P \approx 700 \text{ MPa}/\%$; $\beta_{Si} \approx 85 \text{ MPa}/\%$.

On a : $\beta_{C,N} \gg \beta_{Nb} > \beta_P \gg \beta_{Si} > \beta_{Mn, Mo, Ni} > \beta_{Cr}$.

On peut également donner une idée de l'influence des éléments d'alliage sur $TK_{3,5}$. On a mesuré par % d'élément :

Élément	Mn	Ni	Mo	Si	V	P
$\Delta TK_{3,5} (^\circ\text{C})$	-55	-30	+100	+70	+45	+600
	γ-gènes			α-gènes		

La présence de certains éléments en solution solide permet de contrôler la formation de précipités fragilisants.

Le cas typique est celui du Mn. En effet, cet élément γ -gène abaisse A_3 , donc la ferrite formée doit avoir une teneur plus faible en C et N. En outre, le manganèse diminue intrinsèquement la solubilité de C et N dans $Fe\alpha$: 2 % de Mn diminue (à 700 °C) la solubilité de C de 0,02 % à 0,005 % et (à 585 °C) la solubilité de N de 0,1 % à 0,05 %. Or la susceptibilité des aciers au vieillissement (fragilisation), après écrouissage par exemple, est due à une précipitation de carbonitrides et/ou à la ségrégation d'interstitiels vers le cœur des dislocations : on conçoit donc que la présence de Mn diminue cette sensibilité.

3.2.2 Influence des éléments alliés sur les carbures

Pour les aciers ferrito-perlitiques faiblement alliés, la présence d'éléments d'alliage dans la cémentite $(Fe, X)_3C$ n'a pas une importance considérable. Plus intéressante est l'action sur l'espacement interlamellaire ; le ralentissement de la diffusion et l'abaissement du point A_1 (cas de Ni et Mn) conduisent à un affinement de la microstructure perlitique et donc à une amélioration de R_e .

3.2.3 Action des éléments d'alliage formant des précipités

Les améliorations des propriétés mécaniques de résistance pourraient être réalisées par addition d'éléments favorables Ni, Mn, C, mais les critères de soudabilité limitent souvent les teneurs utilisables. On peut également augmenter R_{ei} par dispersion d'une seconde phase dans la masse ferritique en contrôlant la répartition et la morphologie des précipités. Les éléments les plus employés sont Nb, Ti, V.

À une augmentation de R_{ei} correspond une diminution de la résilience, mais comme l'effet durcissant est important on peut diminuer d'autant la teneur en C, ce qui est favorable à la résilience. Cet effet est mis à profit dans les aciers à dispersoïdes microalliés.

TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES FERREUX

NF EN 10020/10025/10052, NF EN 10083-1-2-3, NF EN 10089/10090/10149-2/10263/10267/10268/10269/10277-2/1562, NF EN ISO 18265/4957/642/683-17, NF A 35-556/557/566, A 02-012, A 32-054, A 35-550, XP 36-320

1. GÉNÉRALITÉS

Les traitements thermiques ont pour objet de soumettre l'acier à l'action de cycles thermiques appropriés afin de lui conférer des propriétés particulières adaptées à sa mise en œuvre ou à son utilisation.

Les principaux objectifs poursuivis peuvent être décrits comme suit :

- produire des modifications de la nature des constituants présents, sans changement de la composition chimique globale moyenne. Ces constituants peuvent être en équilibre ou hors d'équilibre en fin d'opération. Les principaux traitements de ce type sont le traitement de durcissement par trempe, le traitement de durcissement par précipitation, le recuit, le traitement par le froid ;
- produire des modifications microstructurales de la dimension, de la forme et de la répartition des constituants sans modifier leur nature. Les principaux traitements de ce type sont le recuit de globularisation, le traitement d'affinage structural, le recuit de grossissement du grain, le traitement de recristallisation, le traitement de normalisation ;
- provoquer la formation de microstructures favorables, par exemple à l'usinage ou à la mise en forme par déformation à froid. Les principaux traitements de ce type sont le traitement d'adoucissement, le patentage, le revenu classique ;
- éliminer ou réduire les contraintes internes propres ou modifier leur répartition, avec modification de la microstructure. Le revenu de détente ou de détensionnement en est l'exemple le plus courant ;
- provoquer le rétablissement au moins partiel des propriétés physiques ou mécaniques d'un acier écroui sans modification apparente de la structure par un traitement de restauration ;

- atténuer les hétérogénéités de composition chimique par un recuit d'homogénéisation.

Le tableau 1 présente les principaux traitements thermiques dans la masse appliqués aux produits ferreux. La norme NF EN 10052 rassemble et commente les termes du vocabulaire du traitement thermique. Le fascicule de documentation A 02-012 est un complément à la norme précédente. Il apporte de nombreux commentaires et explications.

2. RECUI TS ET TRAITEMENTS CONNEXES

2.1 Objectifs et principes

Au cours de son histoire, un acier peut se trouver dans des états hors d'équilibre provoqués par des traitements thermiques ou mécaniques antérieurs.

Exemples :

- ségrégations au cours du processus de solidification ;
- écrouissage par déformation à froid ;
- contraintes de soudage, etc.

Un certain nombre de traitements thermiques sont adaptés à l'élimination ou à la réduction des effets néfastes de tels états, en vue d'opérations ultérieures sur le métal ou de l'utilisation en service correcte de l'acier.

Parmi ceux-ci, les recuits forment un ensemble de traitements visant l'obtention d'états proches de l'équilibre stable. Le cycle thermique de traitement comprend :

- un chauffage jusqu'à une température dite de traitement qui dépend du type de « correction » à réaliser et est liée aux difficultés énergétiques des processus microphysiques intervenant ;
- un maintien isotherme à la température de traitement ou des oscillations autour de cette température ;

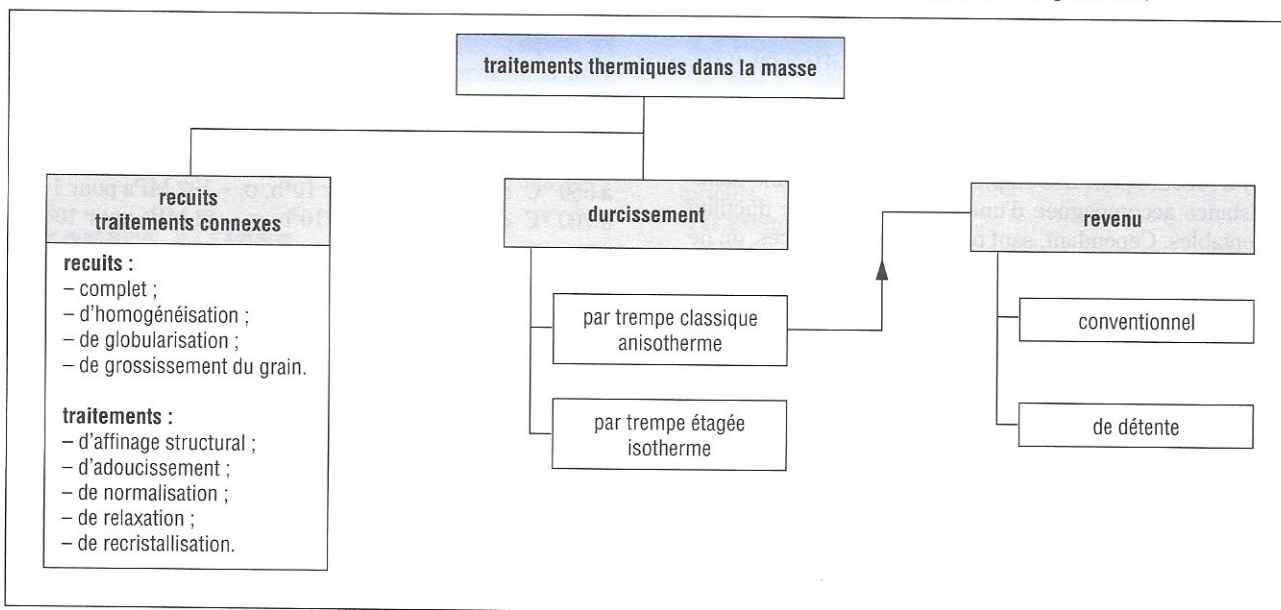


Tableau 1. Principaux traitements thermiques dans la masse des produits ferreux

– un refroidissement à l'air calme ou au four selon une loi programmée. La vitesse de refroidissement doit être en général inférieure à la vitesse critique de recuit V_3 .

2.2 Divers types de traitement

2.2.1 Recuit complet ou simplement recuit

Il comprend un maintien vers $Ac_3 + 50$ °C pour les aciers hypoeutectoïdes ou $Ac_1 + 50$ °C pour les hypereutectoïdes suivi d'un refroidissement lent au four surtout à la traversée de l'intervalle critique de transformation.

Dans le cas des hypoeutectoïdes, la ferrite et la perlite formées sont relativement grossières : résistance et dureté faibles et ductilité élevée. Dans le cas des hypereutectoïdes, la globularisation partielle de la cémentite proeutectoïde permet d'éviter l'augmentation de la fragilité dynamique liée à la présence de carbures en réseau intergranulaire.

2.2.2 Recuit d'homogénéisation ou de diffusion

Lors de la première solidification (aciers bruts de coulée, aciers moulés), se manifestent des phénomènes de ségrégation mineure : les éléments alliés et le carbone sont répartis de manière hétérogène à l'échelle du grain austénitique. Cette hétérogénéité chimique, qui se conserve plus ou moins lors des transformations ultérieures, est néfaste pour les propriétés du métal (réponse aux traitements thermiques de trempe, formation de structures en bandes lors du laminage, difficulté de travail à chaud).

Pour éliminer, ou au moins réduire, cette hétérogénéité, on fait appel à un recuit d'homogénéisation. Il consiste à maintenir le métal dans le domaine austénitique. L'homogénéisation a donc lieu par diffusion en phase γ à une vitesse d'autant plus grande que la température de maintien est plus élevée, les coefficients de diffusion étant fonction fortement croissante de la température : $D = D_0 \exp(-\Delta H/RT)$. Cependant, les températures pratiquement utilisables sont limitées :

- par les risques de fusion partielle accompagnée d'oxydation interne avec altération sévère des joints de grains : c'est le phénomène de brûlure. La régénération du métal devient impossible par traitement thermique ou mécanique;
 - par les risques de surchauffe entraînant un grossissement inacceptable du grain austénitique, sans altération prononcée des joints mais généralement accompagnée d'une dégradation des propriétés mécaniques. Un métal surchauffé peut être régénéré par un traitement thermique (§ 2.2.3) et/ou une déformation plastique appropriée.
- La température du traitement d'homogénéisation par diffusion est en général comprise entre 1000 et 1200 °C.

2.2.3 Traitement d'affinage structural

Les pièces ayant subi un traitement d'homogénéisation par diffusion, les moulages d'acier, les zones voisines des joints soudés, les pièces forgées à haute température, le cœur des pièces cémentées, etc., ont souvent des structures surchauffées. Cependant, la présence d'éléments carburigènes

ou favorisant la formation de nitrures (aciers calmés à l'aluminium) peut limiter le grossissement du grain γ .

Comme le schématise la figure 1, les aciers présentent à la traversée de l'intervalle critique une transformation conduisant à une multiplication des grains lors du chauffage; ce phénomène permet la régénération d'une structure surchauffée.

Le recuit de régénération comprend :

- un chauffage sans maintien prolongé, à une température légèrement supérieure à Ac_3 (Ac_1 pour les hypereutectoïdes), de manière à obtenir une austénite à grains fins;
- un refroidissement à vitesse convenable conduisant à une structure ferrito-perlitique fine (cas des aciers hypoeutectoïdes). Le refroidissement ne doit pas être trop lent aux alentours de Ar_1 (750-600 °C), le grain ferritique ayant tendance à grossir dans cette zone, surtout dans le cas des aciers doux.

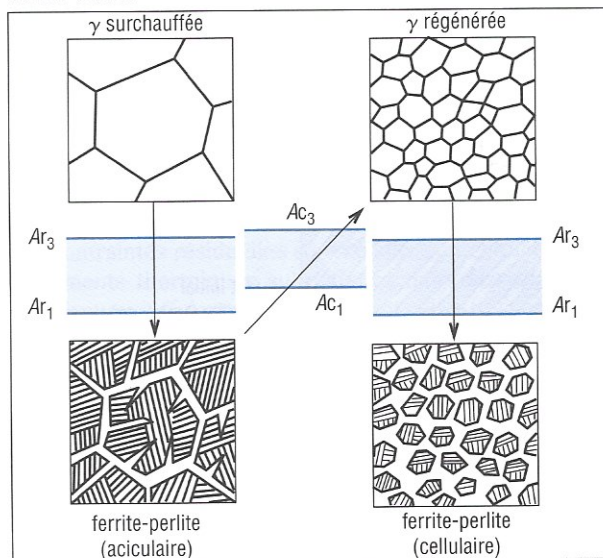


Fig. 1. Processus d'affinage structural (schématisique)

2.2.4 Traitement de normalisation

Ce traitement, comme le recuit complet, conduit à des structures ferrite-perlite. Cependant, la température de maintien est plus élevée dans le cas des aciers hypoeutectoïdes et au-dessus de Ac_{cm} pour les hypereutectoïdes. En outre, le refroidissement à l'air calme utilisé est plus rapide que dans le cas du recuit complet. Les structures ferrito-perlitiques obtenues correspondent donc à des grains ferritiques fins et à de faibles espacements lamellaires dans la perlite. Ces microstructures très homogènes peuvent être recherchées dans certaines applications mécaniques et constituent un état initial optimal pour le traitement d'austénitisation avant trempe.

2.2.5 Traitement d'adoucissement

Il est effectué quelques dizaines de degrés au-dessous de Ac_1 avec un refroidissement consécutif lent pour obtenir un état suffisamment adouci et aussi exempt de contraintes que possible.

Ce traitement a pour but d'améliorer l'usinabilité ou l'aptitude à la déformation à froid, dans le cas où seule la contrainte d'écoulement plastique est importante (et non la capacité de déformation).

2.2.6 Recuit de sphéroïdisation ou de globularisation

Si, dans l'aptitude à la déformation à froid, il faut tenir compte de la capacité de déformation (par exemple pour le filage), on cherche en général à obtenir une structure globularisée de la cémentite.

Le recuit de globularisation comprend successivement :

- un chauffage juste au-dessous de Ac_1 ;
- un maintien prolongé à cette température, ou éventuellement une série de refroidissements et de réchauffages entre deux températures voisines situées de part et d'autre de Ac_1 (recuit oscillant) ;
- un refroidissement consécutif lent de manière à obtenir une coalescence poussée de la cémentite.

La figure 2 montre schématiquement le processus de globularisation de la cémentite à partir d'une perlite lamellaire. La sphéroïdisation ou globularisation peut aussi être obtenue beaucoup plus facilement par un revenu prolongé en dessous de Ac_1 d'une structure initiale martensitique.

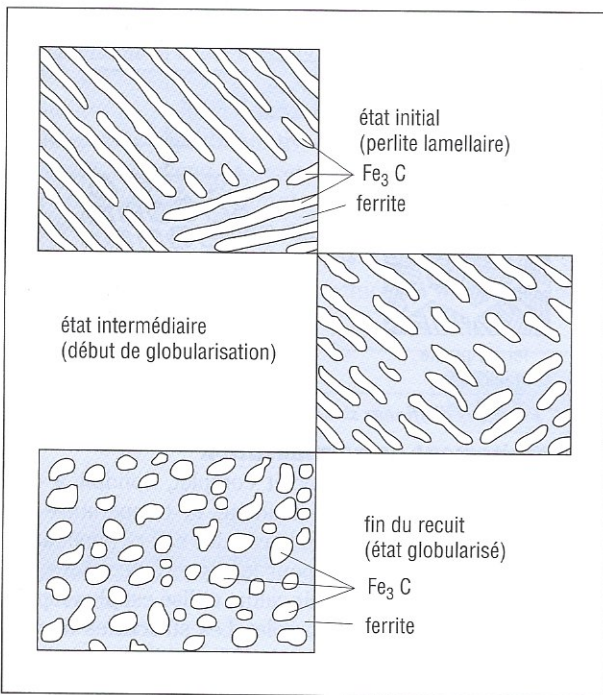


Fig. 2. Représentation schématique de la globularisation de Fe_3C lamellaire

2.2.7 Traitement de restauration et de recristallisation

Le travail « à froid » d'un métal par déformation plastique (laminage par exemple) conduit à un écrouissage du métal. Une structure écrouie est caractérisée par une forte déformation orientée des grains, voire une disparition des joints de grains. Une structure écrouie contient de très fortes

densités de défauts : lacunes et dislocations en particulier. Au point de vue macroscopique, l'écrouissage d'un métal conduit à une augmentation de R_m , de R_e , de H et à une diminution de A % et de K .

Exemple : pour un acier à 0,3 % C et un taux d'écrouissage de 70 %, R_m peut passer de 600 à 1000 MPa alors que A % passe de 30 à 2 %.

Un métal écroui devient fragile et il est souvent nécessaire de procéder à des traitements pour pouvoir l'utiliser ou pour continuer le travail à froid.

Exemple : si on recherche un taux de réduction de 60 % et que la fissuration intervient pour un taux de réduction de 20 % il faudra exécuter deux opérations intermédiaires en cours de fabrication.

La figure 3 montre l'influence de l'élévation de la température sur la dureté d'un métal écroui.

Selon la zone de température atteinte, on distinguera deux types de traitement : le traitement de restauration et le traitement de recristallisation.

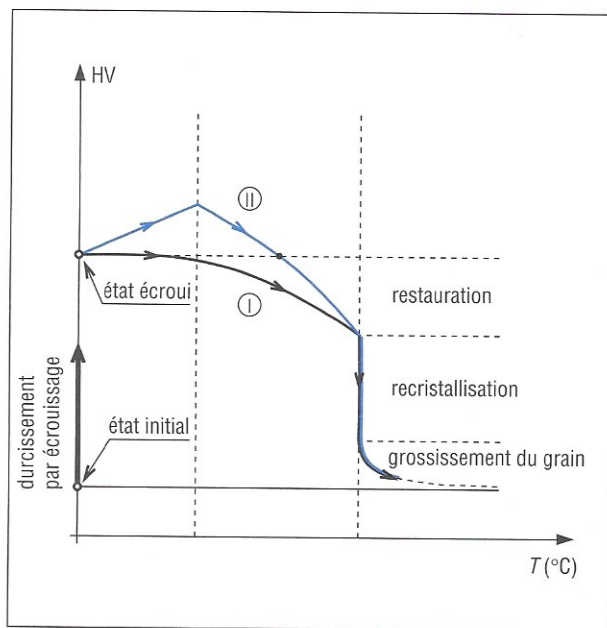


Fig. 3. Influence de la température sur la dureté

2.2.7.1 Traitement de restauration

Effectué en dessous de la température de recristallisation, il permet de restaurer, en partie tout au moins, les propriétés physiques et mécaniques sans modification apparente de la structure. Il n'y a pas formation de nouveaux grains et le processus se déroule régulièrement.

Des processus microphysiques affectent les défauts :

- annihilation partielle des lacunes et des dislocations ;
- réarrangement en parois de certaines dislocations limitant des blocs cristallins faiblement désorientés et quasi parfaits : phénomène de polygonisation.

Ces modifications ne sont détectables qu'en microscopie électronique à transmission ou indirectement (mesures de la résistivité électrique qui accuse une diminution, mesures de la dureté qui suit la même évolution).

2.2.7.2 Traitement de recristallisation

Il est effectué dans la zone de recristallisation située au-dessus d'une température qui dépend de la nuance de l'acier et de son degré d'écroutissage. La structure distordue et écrouie par le travail mécanique à froid est remplacée par une nouvelle structure à grains reformés (fig. 4). Cette transformation est accompagnée d'une diminution importante de R_m , de R_e , de H et d'une augmentation de A % et de K .

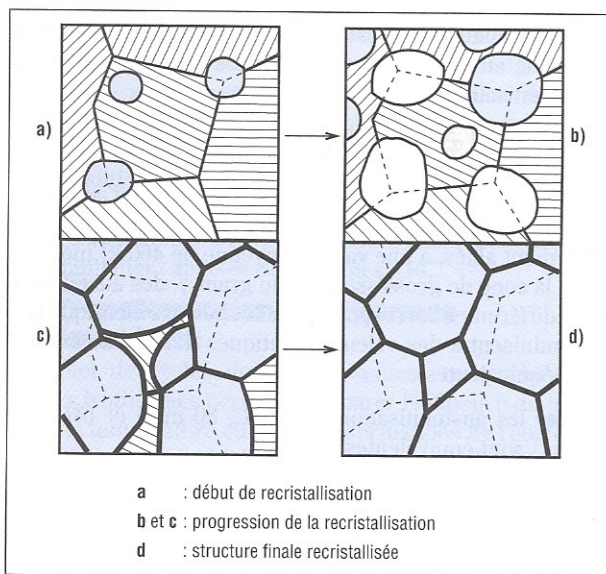


Fig. 4. Recristallisation primaire schématique

Lorsqu'on porte un métal écroui à sa température de recristallisation primaire, il y a germination de nouveaux grains puis croissance jusqu'à contact mutuel :

- la température de recristallisation s'abaisse quand le taux d'écroutissage croît;
- la grosseur du grain diminue, pour une même température de recuit, si le taux de déformation croît;
- la recristallisation ne débute pour une même température qu'à partir d'un taux critique de déformation.

Pour diminuer l'énergie interfaciale totale, il peut y avoir grossissement du grain de recristallisation primaire par migration des joints de grains, les gros grains absorbant en général les petits.

Nota : le diagramme de recristallisation (fig. 5) montre que le grain de recristallisation peut être très gros pour des taux d'écroutissage faibles. Il faut éviter, lors d'un formage à faible déformation, de procéder à une recristallisation.

2.2.8 Traitement de relaxation ou détensionnement

Le refroidissement rapide de fortes sections après austénitisation, la trempe des aciers, les opérations de soudage, d'usinage, de travail à froid sont susceptibles d'engendrer

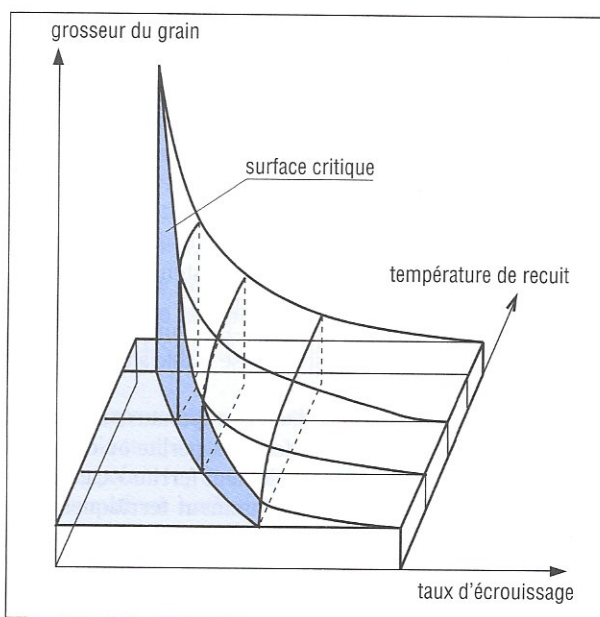


Fig. 5. Diagramme de recristallisation

un état de contraintes résiduelles (celles qui demeurent en l'absence de tout effort extérieur) souvent dommageable pour les pièces ou pour les structures métalliques.

Les contraintes résiduelles sont réduites ou éliminées par traitements thermiques subcritiques dans des zones de température inférieures ou recouvrant celles utilisées pour la recristallisation. Les vitesses de chauffage et de refroidissement doivent être suffisamment faibles pour ne pas introduire de nouvelles contraintes ou même provoquer des fissurations au cours du traitement.

Essentiellement dû à la restauration et au fluage, le phénomène de relaxation ne modifie pratiquement pas les propriétés mécaniques du matériau, contrairement à la recristallisation. En particulier, on peut détensionner en surface une pièce déformée à froid tout en conservant le bénéfice de l'augmentation de dureté due au phénomène mécanique d'écroutissage.

La figure 6 illustre les diverses zones de température utilisées pour les principaux traitements décrits ci-dessus.

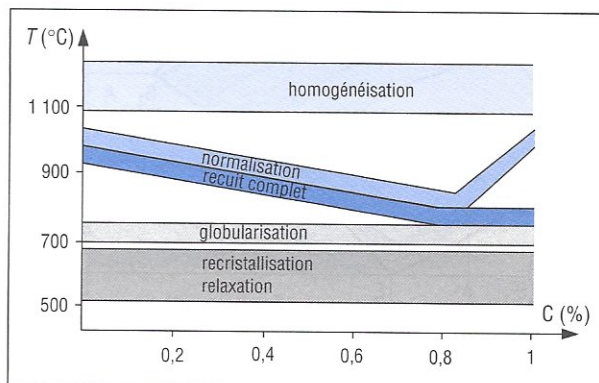


Fig. 6. Zones usuelles des principaux types de traitement

3. TRAITEMENT DE DURCISSEMENT PAR TREMPE

La possibilité de faire subir à un acier un durcissement par trempe est soumise à deux conditions indispensables : métallurgique et thermique.

Condition métallurgique :

- existence d'un domaine austénitique (γ) sur le diagramme d'équilibre, de manière à pouvoir austénitiser l'acier en le portant à une température convenable;
- existence de la transformation ($\gamma \rightarrow \alpha$) sur le diagramme d'équilibre. La ferrite (CC) est la phase stable à température ambiante.

Les aciers correspondants ont, à la température ambiante, à l'état recuit, une constitution ferrite + perlite ou carbures + perlite, c'est-à-dire plus généralement ferrite + carbures.

En contrepartie, les aciers constamment ferritiques (par exemple X6Cr17) ou constamment austénitiques (par exemple X5CrNi18-10) ne peuvent pas subir de durcissement par trempe : les premiers parce qu'ils ne sont pas austénitisables, les seconds parce que la phase CFC est stable à la température ambiante.

Condition thermique : possibilité de refroidir l'acier à une vitesse suffisante à partir de l'état initial austénitique de manière à provoquer la formation des constituants hors d'équilibre recherchés. On appelle trempe l'opération qui consiste à refroidir un alliage plus rapidement qu'à l'air calme. L'expression « trempe à l'air » est incorrecte et le mot trempe n'est absolument pas synonyme de durcissement.

3.1 Austénitisation avant trempe

L'austénitisation est l'opération au cours de laquelle le produit ferreux est porté à une température telle que la constitution devienne austénitique (NF EN 10052).

3.1.1 Paramètres d'austénitisation

Les paramètres d'austénitisation sont (fig. 7) :

- la température d'austénitisation T_a . Pour les aciers hypoeutectoïdes, on choisit en général $T_a = Ac_3 + 25$ à 50 °C;
- la durée d'austénitisation : t_a .

Le temps de maintien est fonction de la massivité de la pièce. L'austénite, solution solide polycristalline CFC, contient en solution la totalité des éléments alliés si l'austénitisation est

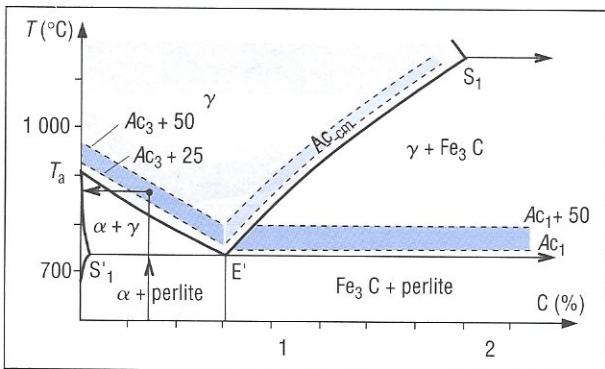


Fig. 7. Bandes d'austénitisation usuelles

complète, ou une partie si l'austénitisation est partielle (existence de phases non dissoutes : très souvent des carbures). Un cas typique d'austénitisation partielle est celui des aciers hypereutectoïdes pour lesquels on choisit souvent $T_a = Ac_1 + 50$ °C (et non $Ac_{cm} + 50$ °C), ce qui conduit à une constitution d'équilibre (γ + carbures) à la température T_a .

L'état austénitisé, à la fin du temps t_a , est caractérisé par :
 - la composition chimique moyenne de l'austénite, qui peut être différente de celle de l'acier si l'austénitisation est partielle (carbures non dissous par exemple) et, de manière plus précise, par l'homogénéité chimique des grains γ . Des phénomènes de ségrégation mineure peuvent exister si t_a est insuffisante;

- la grosseur du grain austénitique \bar{G}_a . Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé, lié au paramètre d'équivalence temps-température d'austénitisation :

$$P_a = \left(\frac{1}{T_a} - \frac{2,3R}{\Delta H_a} \lg t_a \right)^{-1}, \text{ en kelvins (K)}$$

où $R = 8,314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$ et ΔH_a est l'enthalpie d'activation du grossissement du grain austénitique qui, pour les aciers faiblement alliés, a une valeur moyenne de 460 kJ.mol^{-1} .

Dans la zone de grossissement du grain γ , des austénitisations différentes correspondant à des valeurs identiques de P_a conduisent à des valeurs identiques de \bar{G}_a (austénitisations équivalentes).

Exemple : les austénitisations (850 °C, 30 min) et (875 °C, 10 min) sont équivalentes.

La figure 8 donne à titre d'exemple le diagramme d'austénitisation isotherme de l'acier 37Cr4.

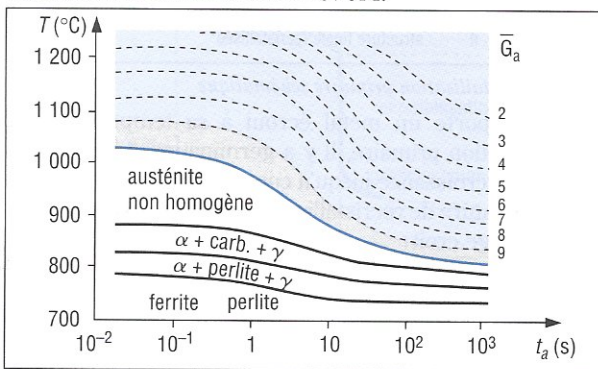


Fig. 8. Austénitisation isotherme de l'acier 37Cr4

3.1.2 Influence des éléments d'alliage sur l'austénitisation

Les éléments d'alliage agissent sur l'austénitisation :

- par leur caractère alphagène ou gammagène (étendue et position du domaine γ et des points Ar_3 , Ar_{cm} et Ar_1) ;
- par leur caractère carburigène ou non carburigène. Les cémentites et carbures alliés sont plus stables et ont une solubilité plus faible que Fe_3C .

La présence d'éléments carburigènes dans un acier agit sur :
 - la composition de la phase γ en fin d'austénitisation, par ralentissement et limitation de la mise en solution des

éléments carburigènes et du carbone; la composition de l'austénite peut ainsi être différente de celle de l'acier;

- la grosseur du grain γ ; la présence de fines dispersions de carbures ou carbonitrides rend plus difficile la migration des joints de grains (augmentation de l'enthalpie d'activation ΔH_a). Au fur et à mesure que T_a s'élève, la solubilité et la cinétique de mise en solution augmentent et l'efficacité diminue. Cependant, les carbures et carbonitrides de V, Ti, et Nb, très stables, permettent le maintien de grains fins à des températures élevées.

Après austénitisation, la pièce subit une trempe par immersion dans un milieu approprié. La température initiale de la pièce juste avant l'immersion est appelée « température de trempe ». Elle peut être différente de la température d'austénitisation. La trempe induit des transformations de l'austénite dans des conditions plus ou moins éloignées de l'équilibre et ne correspondant pas à celles des diagrammes de phases à l'équilibre. Deux types de diagrammes décrivant les transformations de l'austénite dans des conditions hors d'équilibre sont couramment utilisés :

- les diagrammes TTT en conditions isothermes;
- les diagrammes TTT en conditions anisothermes, plus communément appelés diagrammes TRC.

3.2 Transformations isothermes de l'austénite

L'emploi de cycles de refroidissement comportant des paliers isothermes permet de séparer l'influence du temps et de la température sur les transformations de l'austénite. Un échantillon de faibles dimensions est austénitisé puis refroidi très rapidement jusqu'à une température $T_i < A_{c1}$, puis maintenu à cette température. Lors du passage rapide de T_a à T_i , l'austénite ne subit aucune évolution.

Au cours du maintien isotherme à T_i , l'austénite se transforme dans des conditions hors d'équilibre. Des techniques micrographiques et dilatométriques permettent de suivre ces transformations en fonction du temps pour une série de températures de maintien T_i , et de déterminer la nature des constituants formés (fig. 9).

Le document expérimental rassemblant les résultats de l'étude constitue le « diagramme de transformation de l'austénite en conditions isothermes », ou diagramme TTT

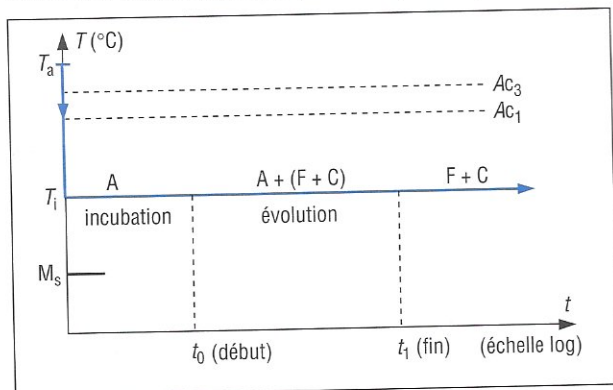


Fig. 9. Schéma de principe de l'étude

isotherme. Il dépend de l'acier étudié et des conditions d'austénitisation imposées.

Les notations suivantes sont utilisées pour désigner les divers constituants présents :

- A : austénite hors d'équilibre; F : ferrite; M : martensite;
- C : carbures formés lors des transformations de l'austénite;
- c : carbures non dissous au cours de l'austénitisation;
- P : perlite; B : bainite.

3.2.1 Types de transformations de l'austénite en conditions isothermes

Il existe deux classes de transformations : avec ou sans diffusion.

3.2.1.1 Transformations avec diffusion

Lorsque la température de maintien T_i est comprise entre celle du point A_{e1} et celle du point M_s défini figure 9, les transformations isothermes de l'austénite conduisent à la formation d'agrégats ferrite-carbures : $A \rightarrow F + C$ mettant donc en jeu des phénomènes de diffusion qui régissent la cinétique de ce type de transformations.

À une température de maintien isotherme T_i déterminée (fig. 10a), la transformation de A débute après un certain temps d'incubation t_0 et est terminée au bout du temps t_1 . Entre t_0 et t_1 , l'austénite se transforme progressivement en (F + C) et les moyens expérimentaux permettent d'évaluer le temps t_y au bout duquel la fraction massique y d'austénite s'est transformée.

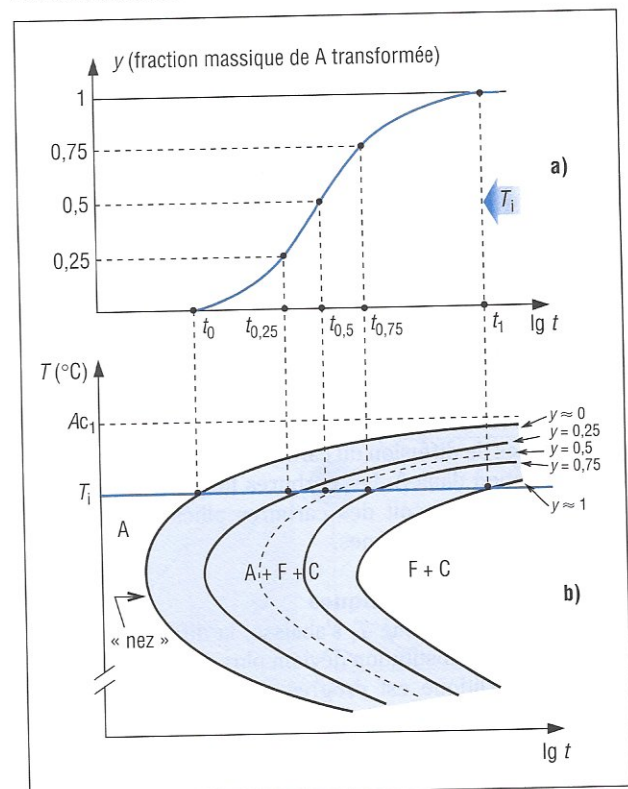


Fig. 10. Tracé schématique d'un diagramme TTT (faisceau d'isoausténitiques)

En faisant varier T_i on détermine :

$t_0(T_i)$: début de transformation de A ($y \approx 0$);

$t_1(T_i)$: fin de transformation de A ($y \approx 1$);

$t_y(T_i)$: fraction massique y de A transformée.

On peut ainsi tracer un faisceau de courbes iso-austénitiques (fig. 10b) définissant pour chaque valeur de T_i la cinétique de la transformation de l'austénite.

Tant que T_i est supérieure au point M_s , cette cinétique est gouvernée par :

– la tendance $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow \alpha(\text{CC})$, d'autant plus grande qu'on s'éloigne de A_1 ;

– la tendance à la formation corrélative de carbures, d'autant plus difficile que T_i est plus basse (diminution des vitesses de diffusion du carbone et des éléments alliés).

Cette cinétique est plus ou moins complexe et, dans les cas les plus simples (domaine perlitique), peut être décrite par une loi du type Johnson-Mehl-Avrami :

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

où y est la fraction massique de A transformée et k et n des coefficients expérimentaux ($n = 1$ correspond à une cinétique du premier ordre). Mais, dans la plupart des cas, les courbes expérimentales ne sont pas interprétables simplement, en particulier dans le domaine de recouvrement des zones perlitique et bainitique.

En fait, dans cette classe de transformations avec diffusion $[A \rightarrow F + C]$, on a mis en évidence deux types distincts, correspondant à deux mécanismes différents de formation de l'agrégat ferrite + carbure (F + C).

Transformation perlitique

Elle intervient pour les températures élevées du domaine des transformations isothermes de l'austénite. L'agrégat (F + C) formé est du type perlitique lamellaire. La phase nucléante est le carbure. La croissance coopérative des lamelles se fait sans relation cristallographique avec la phase mère (A). L'espacement interlamellaire diminue avec la température, conduisant à des microstructures très fines pour des valeurs de T_i situées dans la zone inférieure du domaine perlitique. Il s'ensuit que le constituant formé a une dureté d'autant plus élevée que sa température de formation T_i est plus basse.

La transformation perlitique fait intervenir d'importants phénomènes de diffusion du carbone et des éléments alliés en substitution dans A. Les carbures formés sont soit des cémentites alliées, soit des carbures alliés pour les éléments les plus carburigènes.

Transformations bainitiques

Au fur et à mesure que T_i s'abaisse, la diffusion des éléments alliés en substitution devient plus difficile et la transformation perlitique est progressivement remplacée par une nouvelle transformation, dite bainitique.

Dans la transformation bainitique, la phase nucléante est la ferrite. Elle se forme par cisaillement du réseau de l'austénite par germination selon les plans octaédriques de A, et il existe des relations cristallographiques du type

Kurdjumov et Sachs ($\{111\}_A // \{110\}_F$; $\langle 110 \rangle_A // \langle 111 \rangle_F$). Les carbures (C) formés sont essentiellement des carbures de fer, le carbone étant le seul élément ayant un coefficient de diffusion suffisamment élevé.

On distingue deux types principaux de bainite :

– bainite supérieure : dans la zone supérieure du domaine bainitique, la ferrite se forme en « lattes », les plaquettes de carbures de fer précipitant entre ces lattes à peu près parallèlement à elles (fig. 11a). La présence interlattes de la phase carbure fragile confère à la bainite supérieure de mauvaises caractéristiques de résilience;

– bainite inférieure : dans la zone inférieure du domaine bainitique, la ferrite formée est de plus en plus aciculaire. La température T_i étant relativement basse, la diffusion du carbone devient à son tour difficile. De ce fait, les aiguilles de ferrite sont sursaturées en carbone au moment de leur formation. Les carbures de fer ϵ précipitent à l'intérieur des aiguilles de ferrite sous forme de plaquettes très fines, semi-cohérentes avec la matrice ferritique ($\{001\}_\epsilon // \{011\}_\alpha$) et formant un angle de 55 à 65° avec l'axe de l'aiguille de ferrite (fig. 11b). La présence de ces fins précipités de carbures conduit à un durcissement par précipitation de la matrice ferritique, conférant à la bainite inférieure un excellent compromis entre la limite élastique et la résilience.

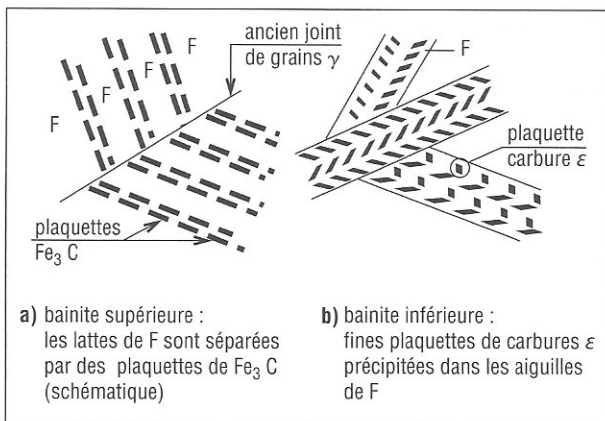


Fig. 11. Microstructures bainitiques

En résumé, il existe donc trois catégories de transformations en conditions isothermes donnant trois types d'agrégats (F + C) de microstructures différentes. Chacune de ces transformations correspond à un faisceau en « C » d'iso-austénitiques. Selon la nuance d'acier, ces divers domaines se recouvrent plus ou moins et dans certains cas ne sont pas séparés (fig. 12). Pour les aciers hypoeutectoïdes, on peut délimiter ainsi très approximativement les trois domaines suivants :

A → P : 750 à 600 °C;

A → B supérieure : 600 (B_s)* à 400 °C (B_f)*;

A → B inférieure : 550 °C à en dessous de M_s .

Nota : on n'a représenté sur la figure 12 que les courbes de début de transformation (t_0) et supposé les trois domaines séparés. B_s : Bainite start, B_f : Bainite finish.

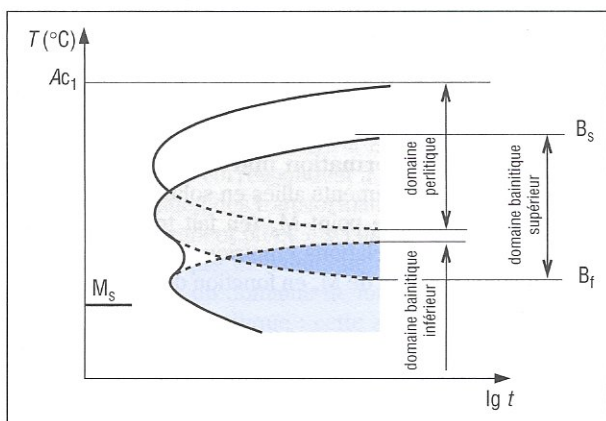


Fig. 12. Les trois domaines de transformations isothermes avec diffusion $A \rightarrow F + C$ (schématique)

3.2.1.2 Transformation sans diffusion ou martensitique

Lorsque la température T_i est inférieure à celle du point M_s (Martensite start) caractéristique de la nuance et des conditions d'austénitisation, la transformation de l'austénite prend un caractère très différent en donnant naissance à un constituant particulier, la martensite (M).

Caractéristiques de la transformation martensitique $A \rightarrow M$

En dessous de M_s , la diffusion du carbone devient très difficile et la transformation martensitique est une transformation sans diffusion. Elle est quasi instantanée et, à chaque température T_i , une fraction déterminée d'austénite se transforme en martensite; un maintien isotherme ne modifie pas le taux d'avancement de la réaction. Les courbes iso-austénitiques sont des parallèles à l'axe des temps (fig. 13).

Pour un refroidissement très rapide de T_a à $T_i < M_s$, l'évolution de la transformation $A \rightarrow M$ est décrite par la relation empirique proposée par Koistinen et Marburger :

$$y = 1 - \exp[-k(M_s - T_i)^n]$$

où y est la fraction massique de A transformée en M, et k

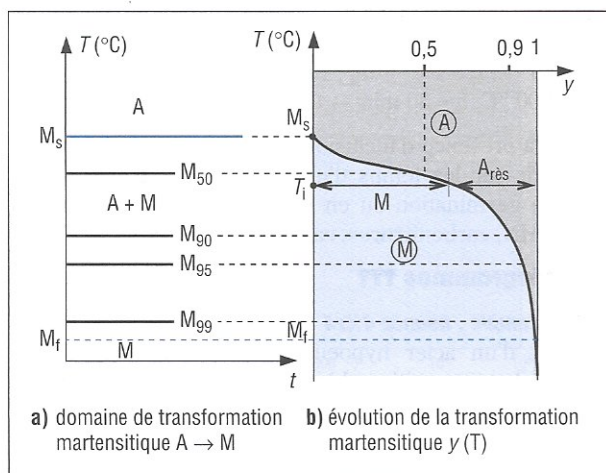


Fig. 13. Transformation martensitique

et n sont des coefficients expérimentaux. Pour les aciers hypoeutectoïdes non alliés et faiblement alliés, $k = 0,011$ (valeur statistique moyenne) et $n = 1$. On peut définir les points M_{50} , M_{90} , M_{95} , etc., pour lesquels les fractions massiques de M formées sont respectivement : 0,5; 0,9; 0,95. Ces points correspondent à $M_s - 65$ °C; $M_s - 210$ °C; $M_s - 270$ °C selon la relation de Koistinen précédente. Le point M_f (Martensite finish), température à laquelle la transformation $A \rightarrow M$ est terminée, ne peut pas être strictement déterminé et il est lié à la sensibilité des méthodes de dosage des phases A ou M; on peut cependant y faire référence par souci de simplification (fig. 13a).

Si la température T_i est telle que $M_s > T_i > M_f$, la transformation martensitique est incomplète. L'austénite non transformée en martensite à T_i est l'austénite résiduelle $A_{rés}$ à cette température. Pour un refroidissement très rapide à partir de T_a jusqu'à $T_i < M_s$, la fraction massique de $A_{rés}$ est d'après Koistinen :

$$y_{A_{rés}} = \exp[-0,011(M_s - T_i)]$$

dans ces conditions (fig. 13b).

Nota : si un maintien isotherme ne fait pas évoluer la transformation $A \rightarrow M$, il peut :

- stabiliser A vis-à-vis d'une transformation en martensite lors d'un refroidissement ultérieur;
- transformer $A_{rés}$ en un autre constituant, par exemple en bainite inférieure;
- conduire à un autorevenu de M, si T_i est suffisamment élevée.

La transformation martensitique devient fortement dépendante du temps si T_i est inférieure à - 100 °C, - 150 °C selon les nuances.

Caractéristiques de la martensite

La martensite est obtenue par cisaillement complexe du réseau de l'austénite, ne mettant donc en jeu que des déplacements des ions inférieurs aux distances interioniques de la structure cristalline. Elle apparaît à l'échelle micrographique sous forme de plaquettes finement maclées ou encore de « lattes » à forte densité de dislocations pour les teneurs en carbone inférieures à 0,6 %. La figure 14a

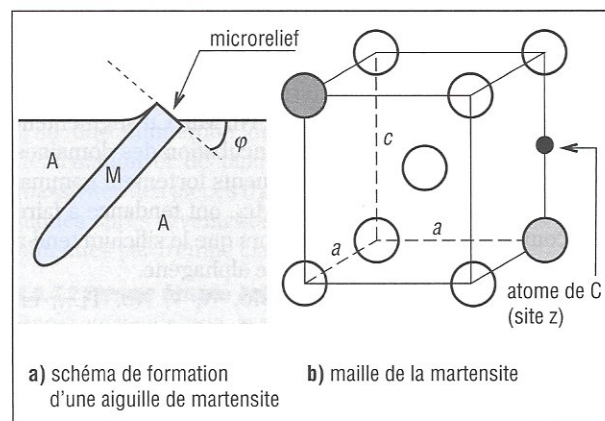


Fig. 14. Martensite

montre la formation schématique d'une plaquette de martensite. Les « germes » de cisaillement sont induits par des concentrations locales de contrainte. La formation d'une plaquette est associée à celle d'un microrelief sur une surface préalablement polie.

La diffusion n'intervenant pas dans la transformation martensitique, la martensite a la même composition que l'austénite initiale, qui peut être différente de celle de l'acier si l'austénitisation est partielle. En particulier, la martensite est sursaturée en carbone par rapport à une ferrite d'équilibre. La martensite a une structure cristalline quadratique ou tétragonale centrée dans laquelle les atomes de carbone en insertion occupent préférentiellement les sites z (fig. 14b). Le rapport de quadraticité c/a dépend essentiellement de la teneur en carbone. Roberts a donné la relation expérimentale suivante :

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045 (\% C).$$

La formation de la martensite correspondant au passage d'une structure CFC à une structure voisine d'une CC, moins compacte, se fait avec augmentation de volume.

La martensite est un constituant de dureté élevée pour les aciers ordinairement utilisés en traitements thermiques. Cette dureté est due à une forte densité de dislocations associée à un cas extrême de durcissement par mise en solution solide d'insertion du carbone. Cette dureté dépend surtout de la teneur en carbone de M ; une martensite à 0,4 % C a une dureté de l'ordre de 60 HRC (≈ 700 HV). À ces duretés élevées sont associées de très faibles résiliences.

3.2.2 Paramètres influençant les transformations isothermes de l'austénite

3.2.2.1 Influence de la composition de l'austénite

L'examen d'un atlas de diagrammes TTT isothermes montre que la composition chimique est un facteur essentiel dans le comportement d'un acier après austénitisation.

Action sur les transformations avec diffusion

En règle générale, les éléments en solution solide dans l'austénite (sauf Co) augmentent les temps d'incubation et repoussent les domaines perlitiques et bainitiques vers la droite. Cette propriété est essentielle et justifie l'emploi des aciers alliés en traitements thermiques.

Les éléments non carburigènes Si, Ni, Mn, Cu augmentent de manière similaire les temps d'incubation des domaines perlitiques et bainitiques. Les éléments fortement gamma-gènes (Ni, Mn), abaissant Ac_1 et Ac_3 , ont tendance à faire se recouvrir les deux domaines alors que le silicium tend à les séparer du fait de son caractère alphasé.

Les éléments carburigènes Cr, Mo, W, V, Nb, Ti..., en même temps alphasé, élèvent Ac_1 et Ac_3 , repoussent les domaines vers la droite et font apparaître les deux « nez » perlitique et bainitique, les deux zones pouvant être séparées par une région de très grande stabilité de A. Le chrome jusqu'à 1 % déplace les deux domaines de manière

similaire ; pour des teneurs plus élevées, il déplace surtout le domaine bainitique. Le molybdène agit à des teneurs plus faibles et agit surtout sur le domaine perlitique en affectant peu la position du domaine bainitique.

Action sur la transformation martensitique

À part Co et Al, les éléments alliés en solution solide dans l'austénite abaissent le point M_s (en fait tout le domaine martensitique). Des relations empiriques ont été établies qui donnent la position de M_s en fonction de la composition de l'austénite initiale :

– relation d'Andrews : aciers faiblement alliés, % C < 0,6, $M_s(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11Si - 7Mo$ où les symboles chimiques représentent les teneurs en % des divers éléments ;

– relation d'Eldis : % C = 0,1/0,8 ; % Si < 1,5 ; % Mn = 0,35/1,80 ; % Mo < 0,9 ; % Cr < 1,5 ; % Ni < 4,5.

$M_s(^{\circ}C) = 531 - 391,2C - 43,3Mn - 21,8Ni - 16,2Cr$.

Ces relations donnent la position de M_s de ± 10 à $\pm 15^{\circ}C$. Il convient de remarquer la forte influence du carbone, une variation de 0,1 % de la teneur de l'austénite en cet élément conduit à un déplacement de M_s d'environ $40^{\circ}C$ (importance des carbures non dissous lors de l'austénitisation).

3.2.2.2 Influence des conditions d'austénitisation

Les conditions d'austénitisation T_a , t_a peuvent influencer la composition chimique, l'homogénéité de A initiale et la grosseur moyenne \bar{G}_a du grain austénitique obtenu.

De manière générale, l'augmentation de la grosseur du grain austénitique conduit à une augmentation des temps d'incubation. Cet effet s'explique en rappelant que les sites de germination préférentielle sont les joints de grains de l'austénite pour les transformations $A \rightarrow F + C$.

L'augmentation de la taille des grains conduisant à une diminution de leur nombre, l'importance des joints de grains, donc le nombre des sites de germination, diminue aussi. L'effet est surtout sensible pour le domaine perlitique, et moins marqué pour le domaine bainitique. La taille du grain a également une influence sur la position du point M_s .

Exemple : pour la nuance C40, le diagramme TTT donne les valeurs suivantes :

$T_a = 850^{\circ}C$, $t_a = 1$ h $\rightarrow \bar{G}_a = 10$, $(t_0)_p = 5$ s à $600^{\circ}C$;

$T_a = 1300^{\circ}C$, $t_a = 30$ min $\rightarrow \bar{G}_a < 1$, $(t_0)_p = 20$ s à $600^{\circ}C$.

Nota : la présence d'inclusions exogènes ou de précipités peut agir sur les temps d'incubation en fournissant des sites de germination ou en freinant le grossissement du grain (AIN, carbonitrures, carbures).

3.2.3 Diagrammes TTT

3.2.3.1 Exemple : nuance 41Cr4

Il s'agit d'un acier hypoeutectoïde faiblement allié au chrome. La composition chimique des échantillons étudiés est toujours indiquée ainsi que les conditions d'austénitisation, ici $T_a = 850^{\circ}C$, $t_a = 30$ min. La grosseur du grain austénitique obtenu correspond à l'indice $\bar{G} = 9$ (environ 3.10^5 grains.mm⁻³). La grosseur du grain austénitique

initial est déterminée par des méthodes spéciales, par exemple la méthode d'oxydation ménagée de Kohn.

Le diagramme (fig. 15) montre les domaines perlitique et bainitique partiellement séparés. Les deux « nez » sont nettement visibles respectivement à environ 625 et 425 °C. Ces températures correspondent à la valeur minimale des temps d'incubation des transformations perlitique et bainitique, respectivement 50 et 7 secondes environ. Les deux domaines perlitique et bainitique sont précédés, jusque vers 475 °C, par un domaine de formation de ferrite properlitique ou probainitique : cette zone correspond à l'intervalle $Ar_3 - Ar_1$, caractéristique des aciers hypoeutectoïdes, mais la formation de ferrite a lieu ici par voie isotherme. Le point M_s , limite supérieure du domaine martensitique, est à 310 °C environ ($M_s = 305$ °C d'après la relation d'Andrews et 300 °C selon la relation d'Eldis). Le domaine bainitique n'a pas été étudié en dessous du point M_s bien qu'il s'y prolonge normalement.

Température 600 °C

Le temps d'incubation est $t_0 = 15$ s pour la formation de ferrite properlitique. La transformation perlitique débute au bout de 50 s. La transformation de l'austénite est terminée après environ 15 min. L'acier est alors constitué de ferrite (F) et de perlite ($F + C = P$), la dureté obtenue étant 30 HRC.

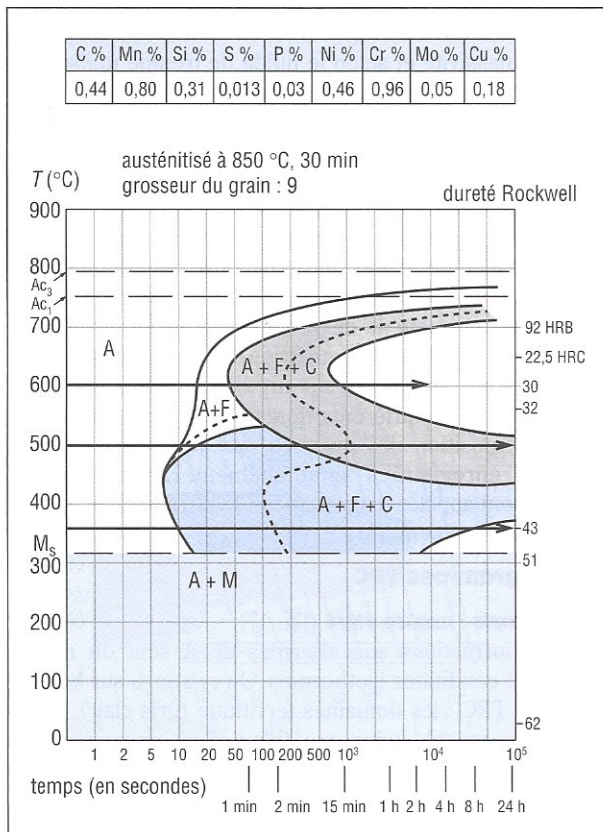


Fig. 15. Diagramme TTT isotherme de l'acier 41Cr4 (42C4) (d'après l'atlas IRSID)

Nota : sur les diagrammes IRSID, la courbe en tirets est l'isoausténitique à 50 % ($\gamma = 0,5$). Ainsi, à 600 °C, 50 % de A sont transformés après 200 s.

Température 500 °C ($B_s \approx 550$ °C)

Le temps d'incubation est $t_0 = 10$ s pour la formation de ferrite probainitique. La formation de bainite débute après 15 s, celle de perlite au bout de 300 s environ. 50 % de A sont transformés après 2500 s. La fin de transformation n'est pas indiquée sur le diagramme ($> 10^5$ s).

Température 350 °C

Le temps d'incubation est $t_0 = 10$ s. Il n'y a plus de F libre. La transformation est purement bainitique. Elle est terminée à $t_1 \approx 3.10^4$ s.

3.2.3.2 Remarques

Pour les aciers hypoeutectoïdes, la transformation de A (du moins pour T_i suffisamment élevée) débute par la formation de ferrite. La courbe de début de transformation du domaine ferritique est asymptote à l'horizontale Ae_3 (remplacée par Ac_3) et la courbe de fin de transformation est asymptote à l'horizontale Ae_1 (remplacée par Ac_1 à cause de la faible hystérésis).

Pour les aciers hypereutectoïdes, la transformation de A commence par une précipitation de carbures, mais la courbe de début de formation de C n'est pas toujours indiquée sur les diagrammes de l'atlas IRSID.

3.2.4 Traitements thermiques isothermes industriels des aciers (NF EN 10052)

3.2.4.1 Trempe étagée martensitique (martempering) (fig. 16)

Après austénitisation, la pièce est portée et maintenue à une température légèrement supérieure à M_s . Le refroidissement doit être suffisamment rapide pour éviter toute transformation de l'austénite avant M_s , ce qui limite ce traitement à des pièces de faibles dimensions et à des nuances dont les temps d'incubation minimaux (« nez ») sont suffisamment élevés.

Le but est d'homogénéiser la température de la pièce avant transformation martensitique : le séjour au-dessus de M_s doit être suffisant mais rester inférieur à t_0 pour éviter un début de transformation bainitique. La transformation $A \rightarrow M$ se fera ensuite à peu près simultanément dans toute la pièce et les gradients thermiques seront faibles, d'où une diminution des contraintes et des risques de déformation et de tapures. En plus de la limitation des massivités des pièces traitables, les caractéristiques mécaniques après revenu sont légèrement inférieures à celles obtenues par trempe classique et revenu.

3.2.4.2 Trempe étagée bainitique (austempering) (fig. 16)

Après austénitisation, la pièce est portée et maintenue à une température légèrement supérieure à M_s . Contrairement au cas du *martempering*, le maintien est suffisant pour que la transformation bainitique ait lieu totalement ou partiellement si t_1 est trop élevé. Dans ce dernier cas, on obtiendra une

structure B + M après retour à la température ambiante. Le traitement parfaitement isotherme réduit au minimum les déformations de trempe. En outre la bainite inférieure a des caractéristiques R_e , K au moins aussi bonnes que celles d'une martensite revenue. La suppression du revenu est également intéressante pour les nuances présentant une haute fragilité de revenu et pour les pièces de faibles dimensions et de formes compliquées.

3.2.4.3 Recuit isotherme (fig. 16)

Après austénitisation, l'acier est porté à $A_{c1} - 25^\circ\text{C}$ et maintenu à cette température : on obtient une structure F + P pour les aciers hypoeutectoïdes.

Dans le cas des aciers de trempabilité élevée, le recuit classique exige des refroidissements très lents. On procède dans ce cas à un recuit isotherme au niveau du « nez » perlitique. Si la dureté est trop élevée, on fait suivre ce traitement par un traitement d'adoucissement.

Il est à noter que le choix d'une température d'austénitisation proche de A_{c3} favorise la formation de perlite globulaire, tandis qu'une température d'austénitisation plus élevée favorise l'obtention de perlite lamellaire. La première est plus indiquée pour le tournage, la seconde pour le fraisage.

3.2.4.4 Austéniformage (ausforming) (fig. 16)

C'est un traitement thermomécanique qui consiste en une déformation intense (forgeage, laminage) en phase austénitique avant transformation martensitique. Cela exige d'utiliser une nuance dont le diagramme présente des domaines perlitique et bainitique séparés par une zone de très grande stabilité de A permettant la réalisation de la déformation. Cet important écrouissage augmente considérablement la densité des dislocations de la phase austénitique conduisant ensuite à une martensite beaucoup plus fine et à des caractéristiques améliorées après revenu (précipitation de carbures très fins). Le gain sur R_e et R_m peut être de 25 à 50 %.

De manière générale, les transformations isothermes sont influencées par l'état de contrainte du matériau. Ainsi, au cours de l'austéniformage, les courbes limites du diagramme TTT se déplacent vers la gauche (diminution de t_0).

3.3 Transformations anisothermes de l'austénite

Des échantillons de faibles dimensions, après austénitisation, sont soumis à des vitesses de refroidissement différentes selon l'échantillon, allant de quelques degrés par heure à plusieurs centaines de degrés par seconde. On peut ainsi simuler approximativement les lois de refroidissement caractérisant les différents endroits d'une pièce selon sa massivité et selon le fluide de trempe utilisé lors d'un refroidissement continu ou anisotherme.

Les transformations de l'austénite au cours du refroidissement continu sont suivies par dilatométrie absolue.

Le dépouillement qualitatif et quantitatif des enregistrements dilatométriques permet, pour chaque loi de refroidissement, de préciser les limites des divers domaines de transformation de A ainsi que le taux de transformation de l'austénite en les divers constituants. Les examens micrographiques permettent de préciser et de confirmer les résultats de l'analyse dilatométrique. Les résultats expérimentaux sont rassemblés sur un diagramme $T(^\circ\text{C})/\lg t$. On y délimite les différents domaines de transformation, avec superposition des diverses lois de refroidissement étudiées, enregistrées simultanément. Les documents obtenus sont appelés diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu).

3.3.1 Diagrammes TRC

3.3.1.1 Exemple : nuance 41Cr4 (fig. 17)

Les transformations anisothermes de A sont du même type qu'en conditions isothermes. On retrouve sur les diagrammes TRC : les domaines ferritique (gris clair), perlitique (gris foncé), bainitique (bleu clair), martensitique (bleu foncé), précédés par le domaine de l'austénite hors d'équilibre en dessous de A_{e1} (remplacé par A_{c1}).

L'évolution de A se lit le long des courbes de refroidissement reportées sur le diagramme (fig. 17).

La courbe 1 correspond à peu près à l'évolution $T(t)$ au

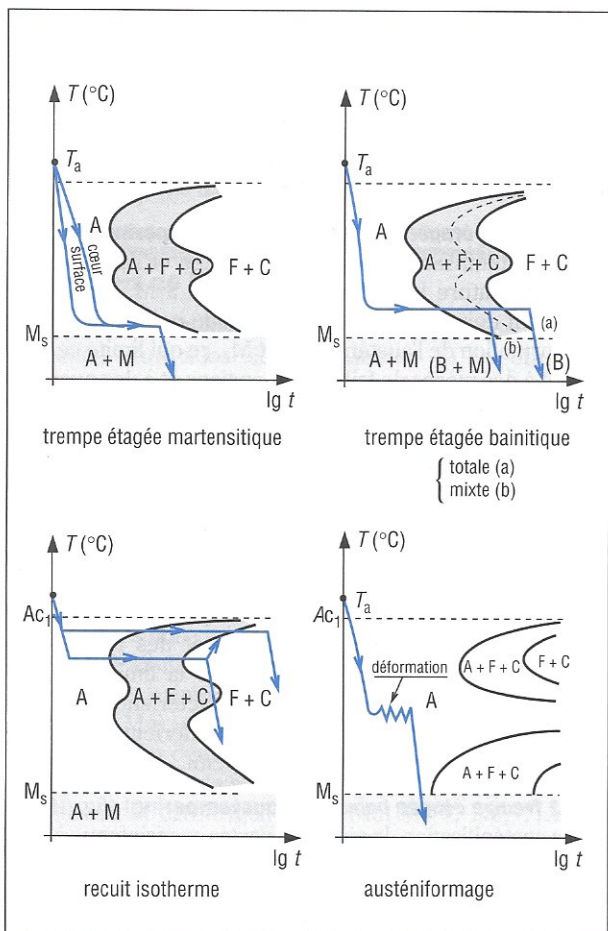


Fig. 16. Traitements thermiques isothermes

centre d'un rond $\varnothing 10$ refroidi à l'eau. La courbe 12 correspond à peu près à l'évolution $T(t)$ à la surface d'un rond de $\varnothing 900$ refroidi à l'air. Le faisceau 1 à 12 représente donc un éventail étendu de conditions de refroidissement.

Les nombres indiqués le long d'une courbe particulière correspondent aux pourcentages massiques du constituant formé dans le domaine qu'on vient de quitter.

Courbe 8 : après un temps d'incubation de 200 s, la transformation de A débute à 675 °C par la formation de 15 % ($y_F = 0,15$) de ferrite properlitique, puis de 20 % de perlite ($y_P = 0,20$). Entre 580 °C, fin du domaine perlitique, et 485 °C, aucune transformation. À cette dernière température, on pénètre dans le domaine bainitique qui s'achève à 360 °C après formation de 40 % de bainite ($y_B = 0,40$). Après un nouveau domaine de stabilité (360 – 285 °C), l'austénite non transformée (25 %) va donner, entre 285 °C (M'_s) et la température ambiante, 25 % de martensite ($y_M = 0,25$). On néglige pour cette nuance la présence éventuelle de $A_{rés}$. L'acier aura à la température ambiante la constitution suivante :

$$y_F = 0,15; y_P = 0,20; y_B = 0,40; y_M = 0,25$$

et sa dureté sera 36 HRC.

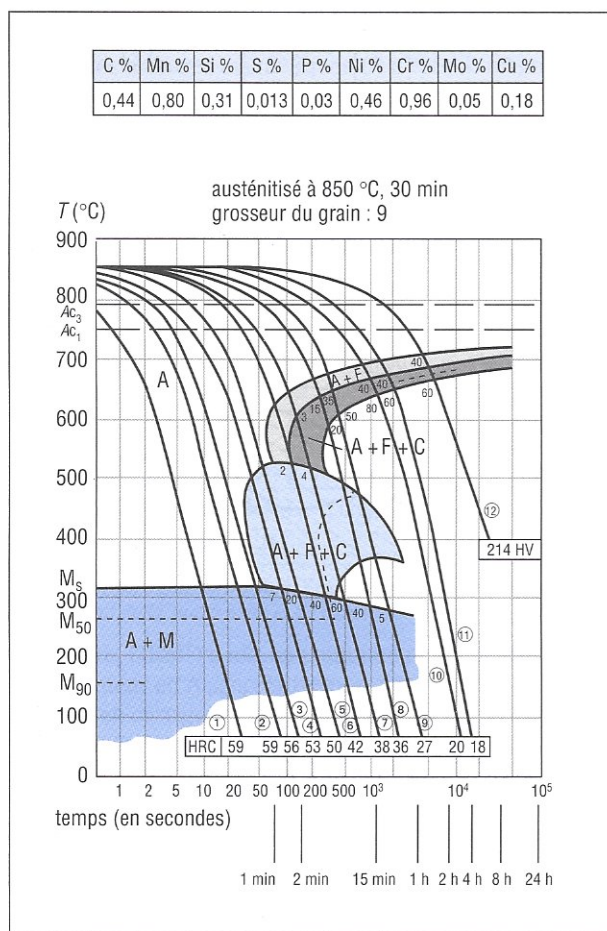


Fig. 17. Diagramme TRC de l'acier 41Cr4 (42C4) (d'après l'atlas IRSID)

Le tableau 2 résume les constitutions obtenues après refroidissement jusqu'à la température ambiante selon les courbes de refroidissement de 1 à 12, en supposant $y_{Arès} = 0$.

Courbes	y_F	y_P	y_B	y_M	HRC
1	0	0	0	1	59
2	0	0	0	1	59
3	0	0	0	1	56
4	0	0	0,07	0,93	53
5	0	0	0,20	0,80	50
6	0,02	0	0,40	0,58	42
7	0,03	0,04	0,60	0,33	38
8	0,15	0,20	0,40	0,25	36
9	0,35	0,50	0,05	0,10	27
10	0,40	0,60	0	0	20
11	0,40	0,60	0	0	18
12	0,40	0,60	0	0	214 HV

Tableau 2. Constitution de l'acier 41Cr4 en fonction de la loi de refroidissement

3.3.1.2 Remarques générales

La ligne en tirets (fig. 17) dans les domaines bainitique et ferrito-perlitique correspond à un taux de transformation de l'austénite de 0,5 (50 %).

Pour un même acier et des conditions d'austénitisation identiques, les débuts de transformation de l'austénite en refroidissement continu sont déplacés vers le bas et vers la droite par rapport aux transformations en conditions isothermes. En effet, un refroidissement continu correspond à une suite de séjours isothermes élémentaires à des températures où les temps d'incubation sont très grands. Si on admet l'additivité des fractions des temps d'incubation (Scheil), il est facile de justifier la propriété énoncée en comparant les diagrammes TTT isothermes et anisothermes d'une même nuance.

S'il y a formation de bainite ou de ferrite-perlite avant la transformation martensitique, la température de début de celle-ci s'abaisse. Tout se passe comme s'il y avait enrichissement de l'austénite en éléments alliés.

Exemple : pour l'acier 41Cr4

$$M_s = 320 \text{ °C pour } 1, 2, 3$$

$$M'_s = 275 \text{ °C pour } 9.$$

Pour certaines applications, il est important de pouvoir représenter une loi de refroidissement par un seul paramètre suffisamment significatif. On emploie en général (fig. 18, page suivante) :

– soit la vitesse de refroidissement instantanée à 700 °C :

$$(V_T)^{700 \text{ °C}} = - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{700 \text{ °C}};$$

– soit l'intervalle de temps nécessaire pour passer de 700 à 300 °C (intervalle moyen dans lequel sont susceptibles d'intervenir les transformations avec diffusion) : $(\Delta t)_{700}^{300}$. Cela revient à caractériser la loi de refroidissement par la vitesse de refroidissement moyenne $\bar{V}_{700}^{300} = 400 / (\Delta t)_{700}^{300}$.

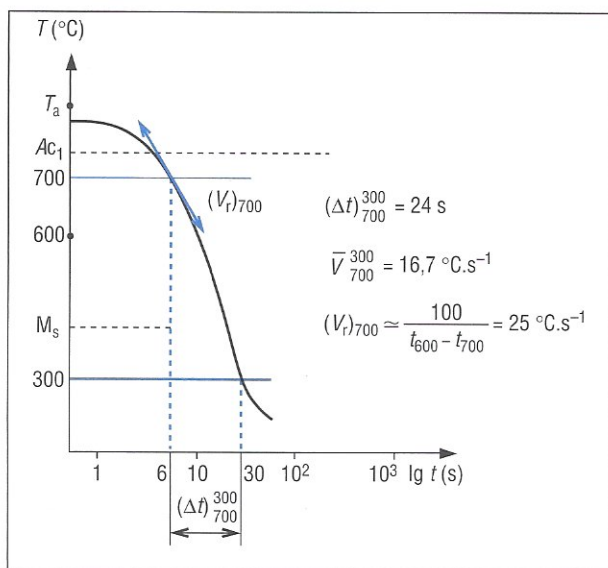


Fig. 18. Paramètres de refroidissement

3.3.1.3 Dilatométrie absolue : méthode de tracé des diagrammes TRC

Les transformations $A \rightarrow M$ et $A \rightarrow F + C$ correspondent, en simplifiant, au passage d'une phase « γ » CFC à des phases « α » CC. Ces transformations se font avec augmentation de volume. Elles se traduiront donc, sur les courbes $\Delta\ell(T)$ d'un échantillon, par des anomalies dilatométriques. Il est à noter que la dilatométrie différentielle n'est pas utilisable dès que les refroidissements sont trop rapides.

Exemple : nuance 41Cr4

- Refroidissements lents : courbe 12 (fig 19),
a-b : dilatation en phase α jusqu'à Ac_1 (b),
b-c : transformations $P \rightarrow \gamma$ et $\alpha \rightarrow \gamma$ jusqu'à Ac_3 (c),
c-d : dilatation en phase γ et fin d'austénitisation en d,
d-e : refroidissement en phase γ (remarquer que $\alpha_\gamma > \alpha_\alpha$),
e-f : transformations $\gamma \rightarrow \alpha$; $\gamma \rightarrow P$ de Ar_3 (e) à Ar_1 (f),
f-g : contraction en phase α .
- Refroidissements rapides : courbe 1 (fig. 19),
a,b,c,d,e : même interprétation,
e-f : transformation martensitique de M_s (e) à M_f (f).
- Refroidissements intermédiaires : courbes 8 (fig. 19),
abcde : même interprétation,
e-f : transformation perlitique et ferritique $A \rightarrow F + P$,
g-h : transformation $A \rightarrow B$ bainitique,
i-f : transformation $A \rightarrow M$ martensitique.

L'interprétation quantitative des enregistrements dilatométriques est basée sur un certain nombre d'hypothèses simplificatrices. On admet que le coefficient de dilatation linéique d'un mélange ($\alpha + \gamma$) est une fonction linéaire de la fraction volumique (ou ici massique) de ces phases :

$$\alpha_{(\alpha+\gamma)} = y\alpha_\gamma + (1-y)\alpha_\alpha$$

- α_α : coefficient linéique de dilatation de F ou M,
- α_γ : coefficient de dilatation linéique de A,
- y : fraction massique d'austénite présente.

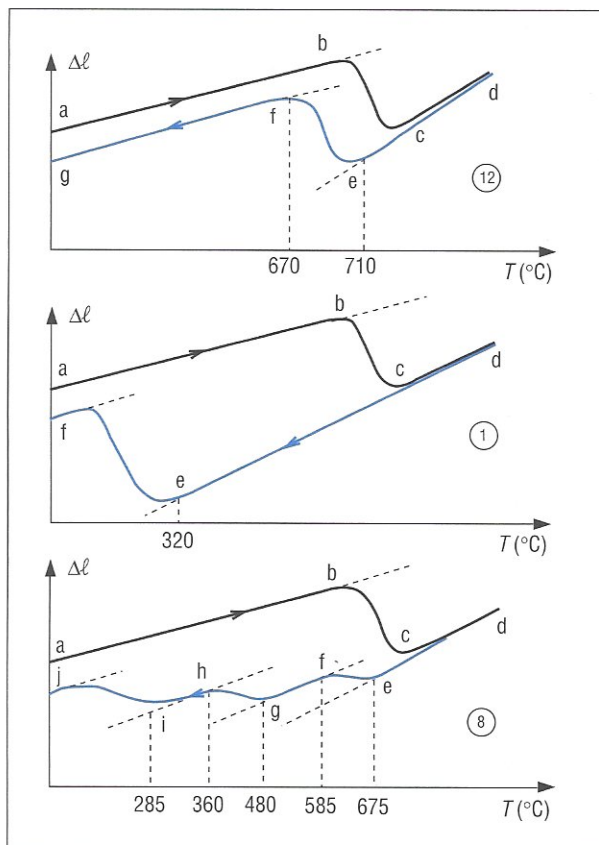


Fig. 19. Courbes dilatométriques en fonction des lois de refroidissement

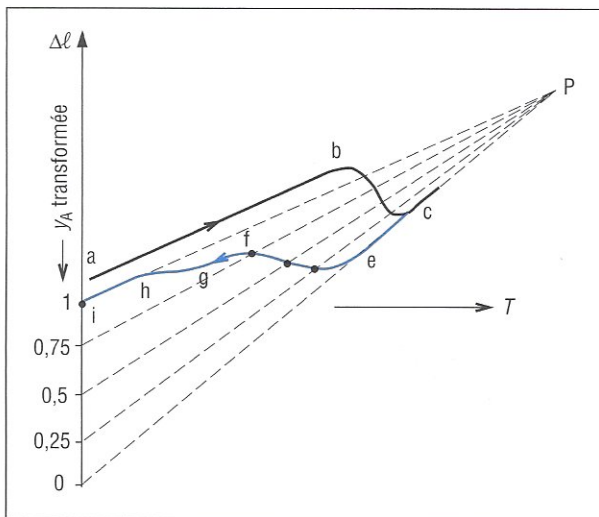


Fig. 20. Exploitation quantitative d'un dilatomogramme

La construction graphique correspondante est donnée (fig. 20) dans le cas où $y_{Arés} = 0$:
iP correspond à l'évolution « moyenne » en phase « α » ;
OP correspond à l'évolution « moyenne » en phase « γ ».
Cette construction n'est évidemment valable qu'en l'absence d'austénite résiduelle à l'ambiante (ih // ab).

3.3.2 Problème de l'austénite résiduelle

Pour les nuances pour lesquelles les teneurs en carbone et en éléments alliés sont suffisamment élevées, le point M_f se trouve nettement en dessous de la température ambiante. Après trempe, il peut alors subsister une quantité d'austénite résiduelle plus ou moins importante.

La présence de $A_{rés}$ peut avoir une influence sur :

- les caractéristiques mécaniques (diminution de R_m , de R_e , de H , etc.);

- la tenue en fatigue : selon les modes de sollicitation, il semble exister un taux d'austénite limite au-dessus duquel il y a dégradation de la limite d'endurance ($\approx 30\%$ en flexion rotative par exemple);

- la stabilité dimensionnelle : la transformation $A_{rés} \rightarrow M$ peut avoir lieu par écrouissage (piste de roulement des roulements à billes par exemple).

On peut diminuer la teneur en austénite résiduelle :

- par traitement par le froid ou cryogénique vers -80°C à -120°C (on se rapproche du point M_f);

- par revenu après trempe.

On peut déterminer la teneur en $A_{rés}$:

- par dilatométrie différentielle ($\alpha_\alpha \neq \alpha_\gamma$);
- par diffractométrie des rayons X (fig. 21);
- par microscopie quantitative;
- par des mesures magnétiques (A n'est pas magnétique).

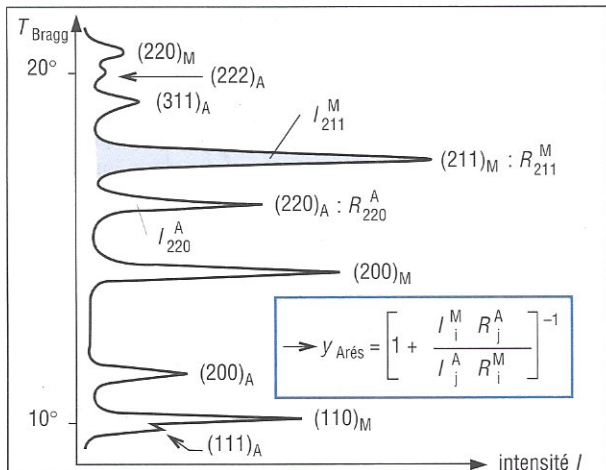


Fig. 21. Spectre de diffraction $X(\lambda \text{ MoK}\alpha)$ d'un acier trempé contenant de la martensite et de l'austénite résiduelle

En outre, l'IRSID a mis au point une méthode d'évaluation de la teneur en $A_{rés}$ après trempe, à partir de la relation de Koistinen corrigée et des données des TRC. La relation de Koistinen n'est valable que pour des refroidissements très rapides à partir de T_a . Pour tenir compte de la stabilisation de A due à des « maintiens » à haute température lors du refroidissement continu, on doit introduire une correction. La fraction massique $y_{Arés}$ à la température T_i est donnée par la relation :

$$y_{Arés} = (1 - Y) \exp [-0,011(M_s^{(c)} - T_i)(1 - \mu)]$$

où $Y = y_F + y_P + y_B$ représente la fraction massique de A transformée avant M_s (ou M'_s);

$\mu = 0,41 [1 - \exp (-0,03(\Delta T_{700}^{300})^{0,6})]$ est le facteur de stabilisation où la loi de refroidissement est représentée par ΔT_{700}^{300} en secondes.

La valeur 0,011 de k est une valeur statistique moyenne valable pour les aciers non alliés et faiblement alliés ainsi que pour les aciers à outils. Cette valeur est toujours ajustable pour une nuance particulière, à partir de la connaissance de M_s et M_{50} ou de M'_s et M_{90} .

Le tableau 3 montre l'application de cette méthode à la nuance 90Mn5 (fig. 22), pour $T_i = 20^\circ\text{C}$.

Courbes	1	2	3	4	5	6
M_s ou M'_s	175	175	175	170	165	160
Δt_{300}^{700} (s)	9	19	32	90	130	170
y_P	0	0	0	0	0,05	0,80
y_B	0	0	0	0,02	0,10	0,05
Y	0	0	0	0,02	0,15	0,85
$y_{Arés}$	0,2	0,2	0,21	0,24	0,23	0,04
y_M	0,8	0,8	0,79	0,74	0,62	0,11

Tableau 3. Calcul de $y_{Arés}$ (méthode IRSID)

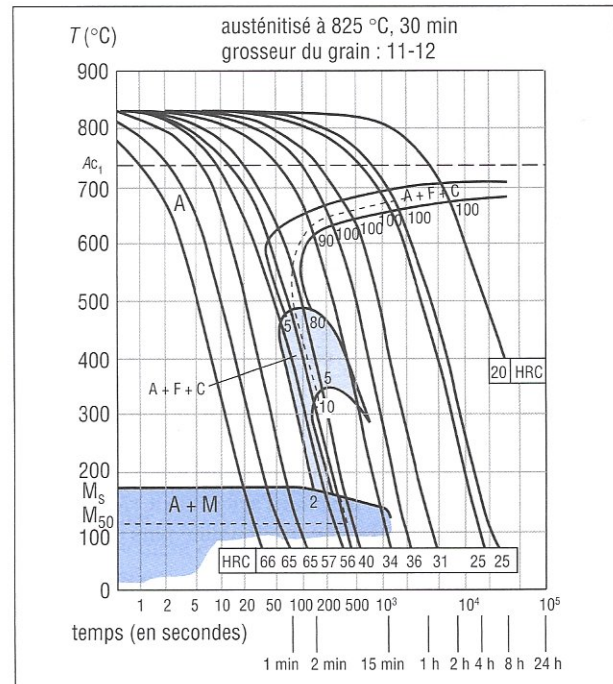


Fig. 22. Diagramme TRC de l'acier 90Mn5 (d'après l'atlas IRSID)

Le problème de l'austénite résiduelle concerne surtout les nuances alliées riches en carbone. Un cas typique et important est celui des couches cémentées correspondant à des nuances eutectoïdes ou hypereutectoïdes. La teneur en austénite résiduelle après trempe dépend fortement des conditions d'austénitisation. Celles-ci influant sur la mise en solution des carbures vont modifier plus ou moins fortement la composition chimique de l'austénite initiale donc en fait la position du point M_s et du point M_f .

Dans une couche cémentée d'un acier 16CrNiMo13 de teneur en carbone 1,28 %, les teneurs en $A_{rés}$ après trempe sont respectivement 0,27 (27 %); 0,55; 0,95 pour des austénitisations à 820, 900 et 1000 °C, de durée 30 min. Ces valeurs de $y_{Arés}$ correspondent à des points M_s situés respectivement à 140, 75 et 25 °C environ. Dans ce cas, les relations d'Andrews et d'Eldis ne sont pas applicables.

3.4 Trempabilité

3.4.1 Définition qualitative

Pour des raisons exposées par la suite, le résultat idéal de toute trempe par refroidissement continu devrait être la transformation intégrale de l'austénite en martensite (en supposant M_f au-dessus de la température du milieu de trempe). Il faudrait donc que A ne subisse aucune transformation avant M_s , c'est-à-dire que la courbe de refroidissement ne pénètre pas dans les zones ferritique, perlitique ou bainitique. Les données contenues dans les diagrammes TRC montrent qu'il sera plus ou moins facile d'obtenir une constitution purement martensitique à partir de l'état austénitisé. La trempabilité caractérise cette plus ou moins grande aptitude.

On peut donner comme définition, au sens large, de la trempabilité d'un acier, son aptitude relative à éviter la formation d'agrégats ferrite + carbures (F + C), lors de refroidissements de plus en plus lents de T_a à M_s .

La trempabilité est donc métallurgiquement définie par le pouvoir de germination de l'austénite initiale vis-à-vis de la ferrite ou des carbures.

Autrement dit, plus le refroidissement qui entraîne la transformation $A \rightarrow F + C$ est lent, plus la trempabilité de l'acier est élevée.

De manière plus directe, plus l'effort technique pour éviter la formation de F, P ou B est grand, moins bonne est la trempabilité.

On obtient une structure purement martensitique à cœur d'un rond de $\varnothing 10$:

- par refroidissement à l'eau pour l'acier 2C60;

- par refroidissement à l'air pour l'acier 36NiCrMo16.

La nuance 36NiCrMo16 a une trempabilité plus élevée que la nuance 2C60.

3.4.2 Facteurs influençant la trempabilité

L'étude des transformations anisothermes de l'austénite permet de préciser les facteurs qui influent sur la trempabilité. De manière générale, tout facteur agissant sur le temps d'incubation de $A \rightarrow F + C$, c'est-à-dire sur les vitesses de germination de F ou C, a une action directe sur la trempabilité :

- la mise en solution d'éléments alliés dans l'austénite (sauf Co), en retardant la germination des carbures, permet d'augmenter la trempabilité. Cela explique le recours aux nuances alliées pour résoudre des problèmes de trempe non traitables à l'aide d'aciers ordinaires. En revanche, la présence de précipités ou d'inclusions peut apporter des sites de germination exogènes et diminuer la

trempabilité. Il est donc apparent qu'un gain de trempabilité est obtenu en ayant recours à des nuances plus alliées et d'une propreté plus grande (élaboration sous vide, ESR); - les conditions d'austénitisation, en fixant la grosseur G_a du grain austénitique et l'homogénéité chimique de A, ont une influence importante sur la trempabilité. Une diminution de G_a améliore la trempabilité mais dégrade la plupart des propriétés mécaniques. On n'emploie donc jamais ce moyen pour augmenter la trempabilité d'un acier.

3.4.3 Courbes de pénétration de trempe

Lors de la trempe d'une pièce, les vitesses de refroidissement varient d'un point à un autre. Pour un milieu de trempe déterminé et une dimension de pièce donnée, on peut attacher à chaque point de la pièce une loi de refroidissement. La différence de trempabilité entre des nuances différentes d'acier se traduit par une différence de pénétration de trempe, notion techniquement importante.

Cette pénétration de trempe peut être quantifiée par mesure de la dureté après traitement, en fonction de la position dans la pièce. Bien qu'elles soient de détermination expérimentale difficile, il est intéressant de commenter la forme des courbes « en U » obtenues sur des pièces cylindriques.

Exemple 1 (fig. 23) : la dureté 55 HRC correspond à une structure 50 % M + 50 % B pour l'acier non allié. Noter la chute brutale de dureté à partir de la surface.

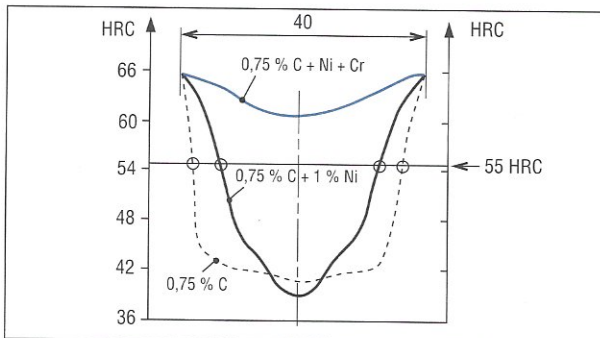


Fig. 23. Influence de l'addition des éléments Ni et Cr pour un acier à 0,7 % sur les courbes de pénétration de trempe

Exemple 2 (fig. 24) : un grain plus gros favorise la pénétration de trempe (critère 55 HRC).

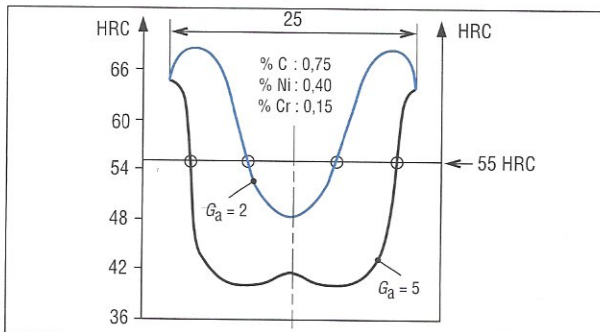


Fig. 24. Influence de la grosseur du grain sur les courbes de pénétration de trempe

Exemple 3 (fig. 25): une teneur en carbone plus élevée conduit à une dureté maximale plus élevée.

La trempabilité, qui dépend essentiellement de la teneur en éléments d'alliage, est moins élevée pour la nuance non alliée que pour la nuance au chrome. La dureté maximale ou capacité de durcissement par trempe, qui est celle de M et qui dépend essentiellement de la teneur en carbone, est plus élevée pour la nuance non alliée que pour la nuance alliée : il ne faut pas confondre les deux notions.

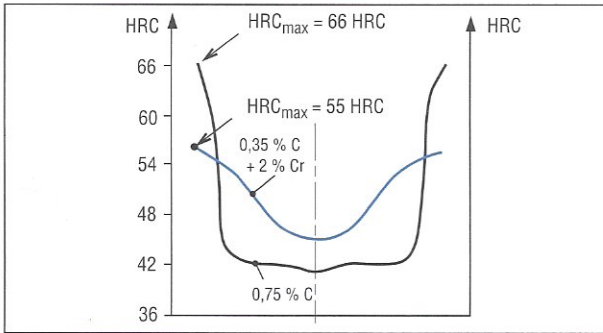


Fig. 25. Influence de la teneur en carbone sur la dureté maximale

3.4.4 Détermination de la trempabilité

Il existe plusieurs moyens pour définir une expression « quantitative » de la trempabilité :

- utilisation des diagrammes TRC;
- utilisation de l'essai Jominy;
- détermination du diamètre critique idéal.

Cette dernière méthode, issue des travaux de Grossmann, est peu répandue en France, nous ne la développerons pas dans ce qui suit.

3.4.4.1 Utilisation des diagrammes TRC

L'exploitation du faisceau des lois de refroidissement permet de déterminer, soit directement, soit le plus souvent par interpolation entre deux courbes voisines, la vitesse minimale de refroidissement à réaliser pour éviter la formation d'agrégats ferrite-carbures (F + C).

Cette vitesse, appelée « vitesse de refroidissement critique martensitique », est mesurée à 700 °C par $(V_r^{700})_1$ ou exprimée par $(\Delta t_{700}^{300})_1$. Elle constitue une expression « quantitative » intéressante de la trempabilité d'un acier austénitisé dans des conditions déterminées.

La figure 26 rassemble schématiquement les données nécessaires pour évaluer la vitesse de refroidissement critique des deux nuances 50CrMo4 et 35NiCr15 (selon l'atlas IRSID). Pour la nuance 50CrMo4, la loi critique correspond à la courbe en tirets, qui ne fait pas partie du faisceau expérimental; dans ce cas on peut utiliser sans inconvénient la courbe de refroidissement située immédiatement à droite et qui n'entraîne que la formation de 1 % de bainite inférieure. La lecture des valeurs sur les courbes originales donne :

$$(V_r^{700})_1 = 35 \text{ °C.s}^{-1} \text{ et } (\Delta t_{700}^{300})_1 = 25 \text{ s}$$

$$\text{ou } (\bar{V}_{700}^{300})_1 = 16 \text{ °C.s}^{-1}.$$

Pour la nuance 35NiCr15, la loi critique appartient au faisceau étudié, la lecture des valeurs sur les courbes originales donne :

$$(V_r^{700})_1 = 0,8 \text{ °C.s}^{-1} \text{ et } (\Delta t_{700}^{300})_1 \approx 1000 \text{ s}$$

$$\text{ou } (\bar{V}_{700}^{300})_1 = 0,4 \text{ °C.s}^{-1}.$$

Il apparaît donc que l'austénite du 35NiCr15 a une trempabilité nettement plus élevée que celle du 50CrMo4. Plus la vitesse critique V_1 est faible, meilleure est la trempabilité. Bien que sa détermination soit approximative du fait des imprécisions expérimentales liées à la détermination des courbes TRC, la vitesse de refroidissement critique martensitique est un bon moyen de classification relative des diverses nuances; elle « intègre » l'effet de composition chimique et de grosseur de grains.

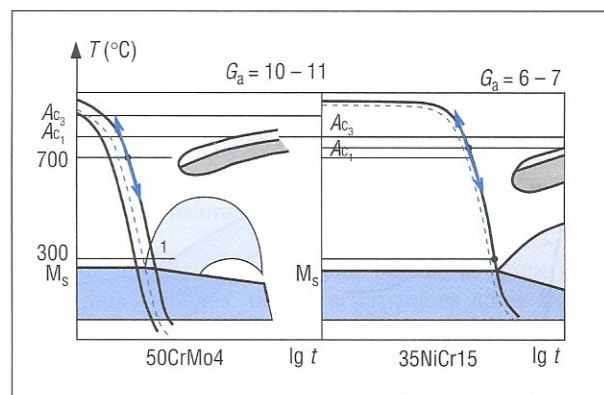


Fig. 26. Vitesses de refroidissement critiques martensitiques

3.4.4.2 Utilisation de l'essai Jominy

L'essai Jominy a pour but l'obtention, en une seule opération sur une éprouvette normalisée, d'indications globales sur la trempabilité d'un acier. Cet essai est décrit dans la norme NF EN ISO 642. Il est mené en trois étapes :

- austénitisation d'une éprouvette usinée dans l'acier à tester et de dimensions normalisées (fig. 27a, page suivante) : la température T_a est fixée dans la norme ou le cas échéant dans le cahier des charges;
- refroidissement en bout par un jet d'eau dans des conditions imposées;
- mesure des duretés sur un méplat réalisé le long d'une génératrice et dont l'usinage doit être conduit afin d'éviter tout revenu par échauffement excessif. Les points de mesure de la dureté sont situés à : 1,5 - 3 - 5 - 7 - 9 - 11 - 13 - 15 mm de l'extrémité arrosée, puis tous les 5 mm. Ils sont désignés par $J_{1,5} - J_3 - J_5 \dots J_x$.

Les résultats d'un essai unique sont présentés graphiquement par la courbe $HRC = f(J_x)$ dite courbe Jominy de l'acier étudié. La figure 27b donne l'exemple des aciers C40, 42CrMo4 et 36NiCrMo16. Le point $J_{1,5}$ est en général celui de dureté maximale (structure M); au fur et à mesure que J_x augmente, les vitesses de refroidissement diminuent ainsi que les duretés (formation de B puis de P + F). Dans les atlas, chaque nuance est représentée par

une bande Jominy. La figure 27c donne l'exemple de l'acier 34CrMo4 selon la norme NF EN 10083-1.

On peut spécifier la trempabilité en employant les notations suivantes :

J45-6/18 : la dureté passe par 45HRC entre J_6 et J_{18} ;

J35/48-15 : dureté comprise entre 35HRC et 48HRC à J_{15} ;

JHV340-490-15 : dureté comprise entre 340 et 490 HV à J_{15} .

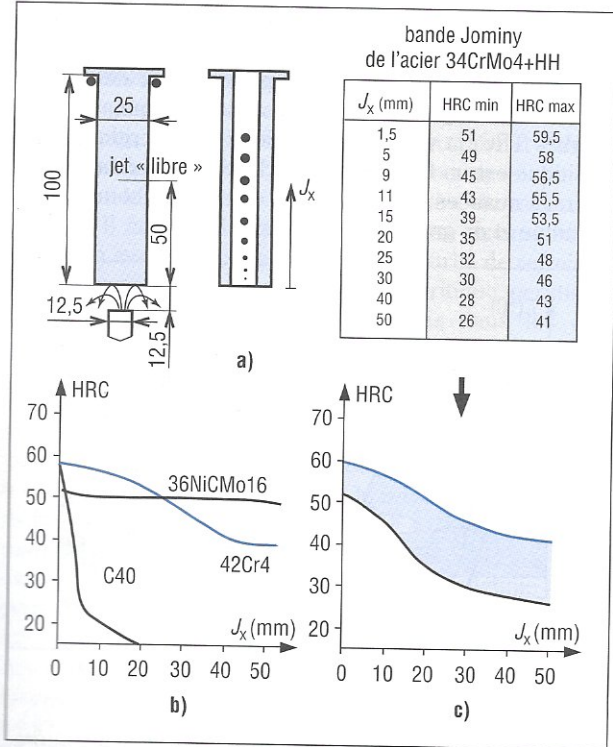


Fig. 27. Essai et courbes Jominy

L'essai décrit ci-dessus n'est pas applicable aux aciers de très faible et très forte trempabilité. Des adaptations particulières ont été mises au point pour ces cas extrêmes, ainsi que pour les couches cémentées.

L'essai Jominy est plus simple à réaliser que le tracé des courbes TRC. Il a le mérite d'être effectué, si on le désire, sur le métal utilisé pour la fabrication envisagée. En revanche, il est moins complet qu'un diagramme TRC, car il ne donne aucune indication sur les structures métallurgiques correspondant aux duretés mesurées.

3.5 Traitement des pièces

3.5.1 Lois de refroidissement

Afin de pouvoir obtenir une constitution martensitique, il faut que la vitesse de refroidissement soit supérieure à la vitesse de refroidissement critique martensitique. Il est évident que cette condition n'est pas forcément réalisée en tous les points d'une pièce. En effet, la loi de refroidissement $T(t)$ en un point d'une pièce dépend de la conductivité thermique λ du métal, de la forme et des dimensions de la pièce, de l'existence de phénomènes exo ou endother-

miques lors des transformations de phases, mais aussi du pouvoir de refroidissement du fluide de trempe caractérisé par le coefficient d'échange h qui dépend également de l'agitation.

L'expérience montre que les pouvoirs de refroidissement des milieux de trempe usuellement utilisés varient dans de larges limites. Grossmann a proposé de caractériser les fluides de trempe par leur sévérité ou drasticité (notée H), quantité égale à $\left(\frac{h}{2\lambda}\right)_{\text{moyen}}$, exprimée en millimètres à la puissance moins un (mm^{-1}) ou en inches (pouces) à la puissance moins un (in^{-1}).

La sévérité dépend fortement de l'agitation du milieu, elle est mesurable à l'aide de drasticimètres.

Nature de l'agitation	Milieu de trempe			
	Eau salée	Eau	Huile	Air
Agitation nulle	2	0,9-1,0	0,25-0,3	0,02
Agitation faible	2-2,2	1,0-1,1	0,30-0,35	—
Agitation modérée	—	1,2-1,3	0,35-0,40	—
Agitation forte	—	1,4-1,5	0,50-0,80	0,05
Agitation violente	5	4	0,80-1,1	—

Tableau 4. Sévérités des divers milieux de trempe (in^{-1}) (CETIM)

Nota : les sévérités sont données en in^{-1} dans le tableau 4, il suffit de les diviser par 25 pour les exprimer en mm^{-1} .

Une sévérité infinie correspond à $h = \infty$, milieu idéal dans lequel la surface du métal atteindrait instantanément la température du milieu de trempe : il y a peu de différences entre un milieu $H = 5$ et $H = \infty$.

L'importance pratique de la connaissance des lois de refroidissement explique l'effort tant théorique qu'expérimental entrepris pour fournir à l'utilisateur des données aussi

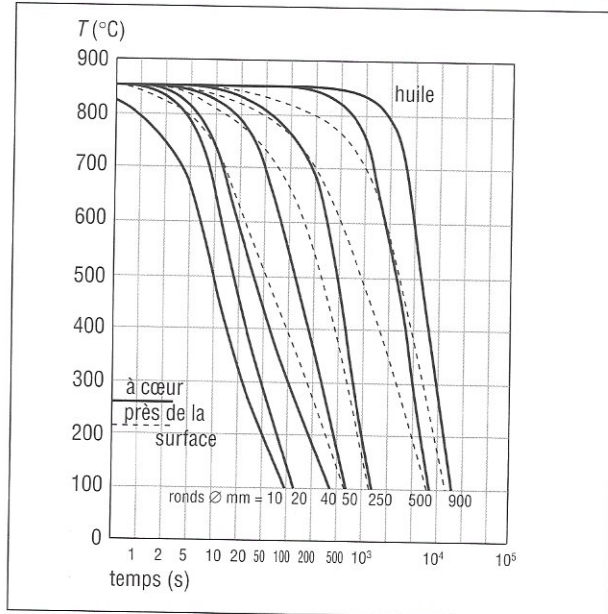


Fig. 28. Courbes de refroidissement dans l'huile de ronds de divers diamètres (d'après l'atlas IRSID)

précises que possibles sur ce problème. Les résultats se présentent sous diverses formes, valables pour toutes les nuances non alliées ou faiblement alliées pour lesquelles les valeurs des conductivités thermiques sont peu différentes ($\lambda \approx 50 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$). Les différences entre les diverses lois de refroidissement selon le milieu proviennent essentiellement des diverses valeurs des coefficients d'échange h .

3.5.1.1 Courbes de refroidissement

Pour des formes simples et divers milieux, elles sont tracées dans les mêmes coordonnées que les courbes TRC. La figure 28 donne l'exemple de lois de refroidissement à l'huile pour des ronds.

3.5.1.2 Relations analytiques ou abaques

Elles donnent $(V_T)_{700^\circ\text{C}}$ ou (Δt_{300}^{700}) pour des formes simples (ronds, plats, joints soudés, etc.) refroidies dans les milieux usuels.

Les résultats expérimentaux sont bien représentés par des relations de la forme :

$$\lg(V_T)_{700^\circ\text{C}} \text{ (ou } \lg(\Delta t_{300}^{700})) = \alpha + \beta \lg d \text{ (ou } e)$$

où d, e : diamètre du rond ou épaisseur du plat;

α, β : coefficients dépendant du milieu de trempe et du point de la pièce considéré.

Parmi les abaques édités, les plus simples sont :

- le nomogramme Creusot-Loire donnant $(V_T)_{700^\circ\text{C}}$;
- l'abaque $\Delta t_{300}^{700} = f(D, H, \frac{r}{R})$ de l'OTUA.

La figure 29 en donne une reproduction sommaire.

À titre d'exemple, nous avons établi, à partir de l'abaque OTUA, les relations suivantes donnant Δt_{300}^{700} au centre de ronds austénitisés à 850°C pour trois milieux classiques :

- eau ($H = 0,04 \text{ mm}^{-1}$) : $\lg \Delta t(s) = 1,568 \lg d(\text{mm}) - 1,012$;
- huile ($H = 0,015 \text{ mm}^{-1}$) : $\lg \Delta t(s) = 1,372 \lg d(\text{mm}) - 0,331$;
- air ($H = 0,0008 \text{ mm}^{-1}$) : $\lg \Delta t(s) = 0,961 \lg d(\text{mm}) + 1,516$.

Exemple : les vitesses moyennes de refroidissement entre 700 et 300°C au centre de ronds de $\varnothing 100$ sont respectivement environ $10^4, 5.10^3$ et $5.10^2^\circ\text{C.h}^{-1}$.

L'exemple donné figure 29 correspond au refroidissement d'un rond de $\varnothing 100$ refroidi à l'huile ($H = 0,015 \text{ mm}^{-1}$) et pour lequel $\Delta t_{300}^{700} \approx 250 \text{ s}$.

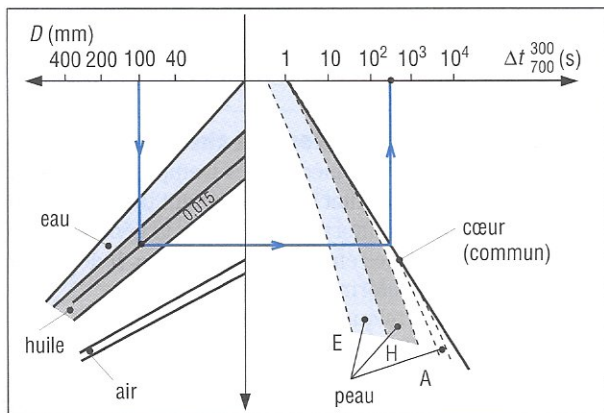


Fig. 29. Schématisation de l'abaque OTUA

3.5.2 Caractéristiques d'une pièce après trempe

La détermination des caractéristiques métallurgiques et mécaniques en tous les points d'une pièce pose des problèmes complexes. On peut les aborder à divers niveaux selon les données disponibles. Seules deux méthodes simples sont décrites ci-après.

3.5.2.1 Exploitation des diagrammes TRC

Utilisation des courbes de refroidissement sur transparents

Leur superposition aux diagrammes TRC permet de déterminer les duretés après trempe et de les relier à la constitution physico-chimique. La figure 30 montre une telle application pour l'acier 30NiCr11 pour des refroidissements à l'huile au centre de ronds de $\varnothing 10, 20, 40$ et 80 :

- rond $\varnothing 10$: 50 HRC; 100 % M;
- rond $\varnothing 20$: 50 HRC; 100 % M;
- rond $\varnothing 40$: 45 HRC; 20 % B, 80 % M;
- rond $\varnothing 80$: 37 HRC; 60 % B, 40 % M.

(On néglige $A_{rés}$ dans ces estimations.)

En procédant ainsi, on peut en principe :

- déterminer le traitement thermique nécessaire avec des caractéristiques après trempe fixées à l'avance pour une pièce de dimensions et de nuance connues; choix du milieu;
- choisir une nuance permettant d'obtenir, pour une pièce et un milieu connus, des caractéristiques après trempe déterminées.

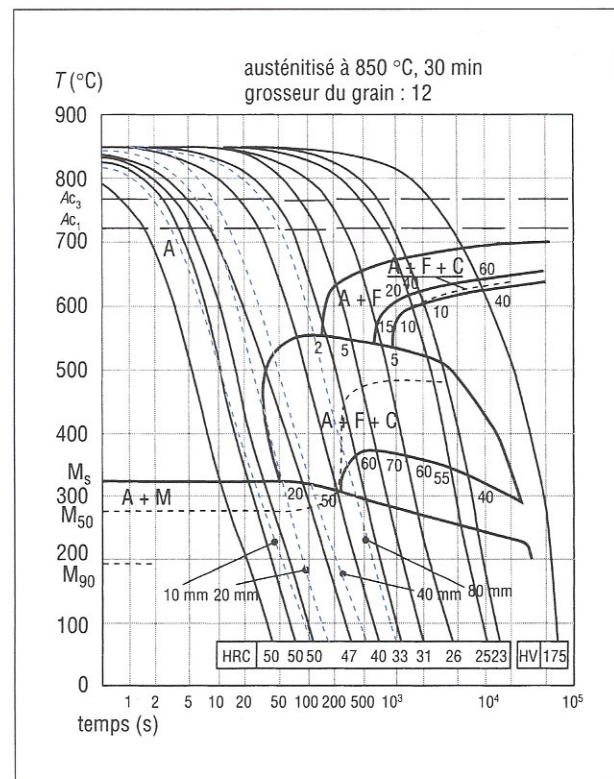


Fig. 30. Diagramme TRC de l'acier 30NiCr11 (d'après l'atlas IRSID)

Cependant, cette méthode se heurte à des difficultés importantes et, bien que constituant un guide précieux, elle n'est qu'indicative :

- non-identité des compositions réelles pour une nuance donnée;
- non-identité des conditions d'austénitisation;
- non-identité des formes des lois de refroidissement sur échantillon dilatométrique et sur pièce;
- intervention des contraintes.

Utilisation des abaques de refroidissement

Il est possible à partir des courbes TRC d'obtenir pour chaque nuance une courbe HV (ou HRC) = $f(\lg \Delta t)$. La figure 31 montre une telle représentation pour la nuance 41Cr4 : le paramètre de refroidissement est Δt_{300}^{700} . L'exploitation de ces courbes conjointement aux abaques de refroidissement (type OTUA) ou des relations analytiques permet de résoudre simplement un certain nombre de problèmes de trempe.

Exemple : déterminer le diamètre maximal de ronds en 41Cr4 présentant une dureté supérieure à 40 HRC à cœur après trempe à l'eau ($H = 1 \text{ in}^{-1}$) et à l'huile ($H = 0,4 \text{ in}^{-1}$).

La figure 31 montre qu'il faut réaliser à cœur une valeur de Δt inférieure à 275 s. L'application des relations données en 2.1.2.2 permet de calculer les diamètres limites pour une trempe à l'eau et à l'huile : respectivement environ 150 et 100 mm. Des diagrammes TRC dans les coordonnées $T - \Delta t_{700}^{300}$ ont été édités pour en faciliter l'exploitation.

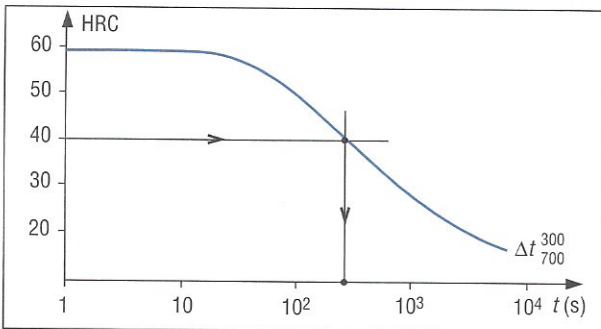


Fig. 31. Courbe HRC = $f(\lg \Delta t_{700}^{300})$ pour la nuance 41Cr4 (d'après l'atlas IRSID)

3.5.2.2 Exploitation des courbes Jominy

La connaissance des courbes Jominy des diverses nuances permet une comparaison rapide de leurs trempabilités relatives.

Des utilisations plus quantitatives sont cependant envisageables. Elles sont basées sur la même hypothèse approchée que celle utilisée dans l'exploitation des diagrammes TRC. Une loi de refroidissement donnée conduit à un résultat identique sur l'éprouvette et sur la pièce. En fait, des écarts dus, par exemple, à des états de contrainte différents, ont été constatés. Cependant, cette hypothèse est souvent suffisante pour conduire à des prévisions valables. L'étude expérimentale du refroidissement de l'éprouvette Jominy a permis d'attacher à chaque valeur de J_x une loi

d'évolution $T_x(t)$ ou une expression du paramètre $\Delta t_{700}^{300}(J_x)$. Par exemple,

- pour $J_x \leq 25 \text{ mm}$: $\lg \Delta t_{700}^{300}(\text{s}) = 1,516 \lg J_x(\text{mm}) + 0,155$;

- pour $J_x > 30 \text{ mm}$: $\Delta t_{700}^{300}(\text{s}) = 564 \lg J_x(\text{mm}) - 613$.

Diverses études ont établi, en fonction de la sévérité du milieu de trempe, des abaques de correspondance entre les points d'une pièce et les points équivalents de l'éprouvette Jominy qui subissent un refroidissement « identique ». Ces abaques proposés par U. R. Wyss se présentent sous forme d'une série de graphes chacun relatif à une sévérité déterminée. La figure 32 illustre l'utilisation de ces derniers pour établir la courbe de pénétration de trempe.

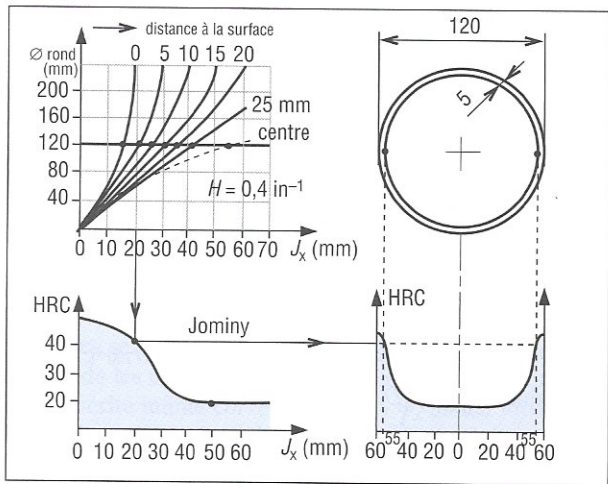


Fig. 32. Utilisation des abaques de correspondance

Afin de généraliser la méthode, de nombreuses tentatives ont été faites pour prévoir la courbe Jominy d'un acier en fonction de sa composition et des conditions d'austénitisation. Par exemple, Just propose la relation suivante valable pour $6,4 < J_x(\text{mm}) < 64$:

$$\text{HRC} = 88\sqrt{\% \text{C}} - 0,0055 J_x^2 \sqrt{\% \text{C}} + 19(\% \text{Cr}) + 6,3(\% \text{Ni}) + 16(\% \text{Mn}) + 35(\% \text{Mo}) + 5(\% \text{Si}) - 0,82G_a - 15,9\sqrt{J_x} + 1,33J_x - 2.$$

Eldis et Tartaglia ont proposé un programme de calcul (HDCALC) permettant d'obtenir des courbes Jominy des aciers faiblement alliés de teneur en carbone inférieure à 0,5 %.

Nota : nous avons établi une version graphique du logiciel précédent, intitulée Jomgraph.

3.5.3 Contraintes de traitement thermique

L'état de contrainte d'une pièce après trempe constitue un aspect important du résultat d'un traitement thermique. Le champ de contraintes internes dépend de la géométrie de la pièce et du milieu de refroidissement utilisé. Il dépend à chaque instant des déformations résultant

- des gradients thermiques instantanés;
- des variations de volume associées aux transformations de phases décrites ci-dessus.

Les gradients dépendent directement de la massivité de la pièce et du milieu de trempe. Le tableau 5 donne les

	Eau	Huile	Air
Surface	$28,4 \cdot 10^4$	$2,6 \cdot 10^4$	$8,5 \cdot 10^2$
R/2	$13,4 \cdot 10^4$	$1,1 \cdot 10^4$	$8,5 \cdot 10^2$
Centre	$1,9 \cdot 10^4$	$1,0 \cdot 10^4$	$8,5 \cdot 10^2$

Tableau 5. Vitesses de refroidissement dans un rond de $\varnothing 100$

valeurs calculées de $(V_r)_{700^\circ\text{C}}$ pour un rond de $\varnothing 100$ exprimées en degrés Celsius par heure ($^\circ\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$).

Il y apparaît qu'un milieu de sévérité plus élevée conduit à une vitesse de refroidissement plus importante en un point donné d'une pièce, mais aussi à une différence instantanée plus importante entre les divers points de la même pièce : établissement de gradients thermiques élevés.

Exemple : un écart de 500°C instantané conduit à une variation relative de longueur d'environ 1,4 % entre 900 et 400°C à l'état austénitique et d'environ 0,8 % entre 600 et 100°C à l'état ferritique.

Les variations relatives de longueur correspondant aux diverses transformations $A \rightarrow F + C$ ou $A \rightarrow M$ sont du même ordre de grandeur, par exemple :

- (1,55 - 0,18(% C)) % pour $A \rightarrow M$;
- (1,55 - 0,48(% C)) % pour $A \rightarrow B_{\text{sup}}$;
- (1,55 - 0,74(% C)) % pour $A \rightarrow B_{\text{inf}}$.

La transformation martensitique conduit à une variation relative de longueur de l'ordre de 1,5 % pour un acier 34CrMo4 et de 1,4 % pour un acier 90Mn5.

En résumé, l'existence de gradients thermiques et la non-simultanéité des transformations de l'austénite en les divers points d'une pièce conduisent à des hétérogénéités de déformation associées à l'établissement d'un champ de contraintes propres dû aux traitements thermiques. Selon le niveau atteint et la nature du métal, la limite élastique peut être dépassée, conduisant à une déformation de la pièce; ou bien la limite de rupture peut être atteinte, conduisant à des ruptures locales (tapures de trempe).

De nombreuses études ont été entreprises pour calculer directement les contraintes propres de traitement ther-

mique après trempe. La complexité des phénomènes n'a pas conduit à un modèle entièrement satisfaisant.

Il est en revanche possible d'étudier expérimentalement l'état des contraintes d'une pièce trempée par des méthodes mécaniques utilisant les jauges de déformation et procédant par enlèvement de matière ou par des méthodes basées sur la diffraction des rayons X ou des neutrons.

La figure 33 montre l'état de contraintes résiduelles après trempe pour des ronds de diamètres décroissants réalisés dans le même acier. La figure fournit également les lois de refroidissement du centre (C) et de la surface de la pièce (S) superposées au diagramme TRC de l'acier. La complexité du problème est évidente.

En conclusion, puisque les risques d'accidents de trempe augmentent avec la sévérité du milieu, la massivité de la pièce et la teneur en carbone, il est nécessaire d'étudier avec soin le choix de la nuance. Les nuances alliées, ayant une trempabilité plus élevée que les nuances non alliées de teneur en carbone équivalente, exigent des sévérités de trempe moins élevées. Leur emploi devrait réduire *a priori* le niveau des contraintes résiduelles; en réalité l'exemple précédent montre que la conclusion n'est pas aussi directe.

4. REVENU APRÈS DURCISSEMENT PAR TREMPÉ

Après trempe anisotherme, une pièce est caractérisée par :
 - son état métallurgique, défini par la connaissance en chaque point des fractions massiques des constituants;
 - son état mécanique, défini par la connaissance du champ des contraintes résiduelles.

Mis à part la martensite qui est le constituant privilégié, l'acier peut contenir de l'austénite résiduelle, de la ferrite, de la perlite, de la bainite inférieure ou supérieure et parfois des carbures non dissous.

4.1 Objectifs et principe du revenu

Après trempe, l'acier présente :

- des caractéristiques de résistance R_e , R_m et HV élevées;
- des caractéristiques de déformabilité A%, Z%, et de ténacité KCV, K_{IC} , relativement faibles.

Le but du traitement de revenu est de « corriger » ces états extrêmes par amélioration des caractéristiques de déformabilité et de ténacité, au détriment des caractéristiques de résistance. Il corrige aussi l'état mécanique par relaxation des contraintes résiduelles.

Le revenu est un traitement thermique subcritique pratiqué après trempe en continu. Il comprend (fig. 34) :

- un réchauffage à la température de revenu $T_R < A_{C1}$;
- un maintien de durée t_R ;
- un refroidissement selon une loi programmée ou non.

Deux catégories de revenu y sont schématisées :

- un revenu classique à haute température suivant immédiatement le traitement de trempe, pratiqué au-dessus de 500°C . Les modifications métallurgiques sont importantes ;

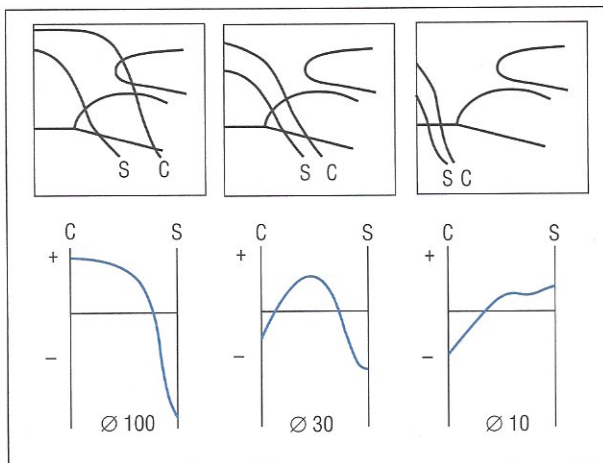


Fig. 33. État de contraintes résiduelles après trempe de ronds d'un même acier et de différents diamètres

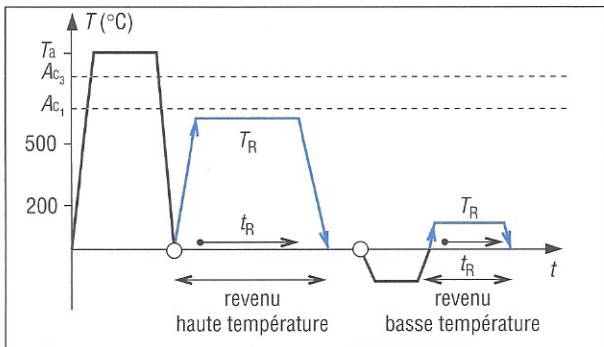


Fig. 34. Traitements de revenu

– un revenu à basse température précédé ici d'un traitement cryogénique, pratiqué en dessous de 200 °C. Les modifications métallurgiques sont peu importantes.

4.2 Transformations métallurgiques

La martensite et l'austénite résiduelle subissent les transformations les plus importantes au cours du revenu. Les bainites, la perlite et la ferrite, plus proches de l'équilibre, ne subissent que des modifications mineures.

4.2.1 Transformations de la martensite

La transformation de la martensite a lieu progressivement. Deux types de phénomènes ont été mis en évidence.

- Des phénomènes de vieillissement interviennent à basse température. Ils dépendent du réarrangement du carbone dans le réseau cristallin de la martensite. Ils sont désignés par A_i , du terme *aging* (vieillessement).
- Des phénomènes de formation de carbures interviennent à plus haute température et sont essentiels au point de vue pratique. Ils sont désignés par T_i , du terme *tempering* (revenu).

4.2.1.1 Étapes de vieillissement

- De – 40 °C à 100 °C : formation d'amas de 2 ou 4 atomes de carbone sur les sites octaédriques du réseau de la martensite et ségrégation du carbone le long des dislocations et aux interfaces (A_1).
- De 20 °C à 100 °C : formation d'amas modulés d'atomes de carbone sur les plans (102) de la martensite (A_2).
- De 60 °C à 80 °C : formation d'une phase ordonnée à longue périodicité et distribution régulière d'atomes de carbone (A_3).

4.2.1.2 Étapes de formation de carbures

Aciers à très faible teneur en éléments carburigènes

- De 100 °C à 200 °C : précipitation des carbures de transition η (Fe_2C) ou ε ($Fe_{2,4}C$) sous forme de particules alignées de diamètre 2 nm (T_1). La quadraticité de la martensite diminue progressivement.
- De 200 °C à 350 °C : transformation de l'austénite résiduelle en agrégats ferrite-carbures (T_2).
- De 250 °C à A_{c1} : formation d'agrégats ferrite-cémentite à partir de la martensite, les carbures de transition η ou ε étant remplacés par des carbures χ (Fe_5C_2) puis par le carbure θ ou cémentite (T_3).

Initialement sous forme de plaquettes d'environ 100 nm, les monocristaux de cémentite deviennent sphériques (sphéroïdisation) puis grossissent par coalescence.

Aciers à teneurs élevées en éléments carburigènes (Cr, Mo, V, W)

Les étapes (T_1), (T_2), (T_3) sont identiques avec une étape supplémentaire.

- De 500 °C à A_{c1} : formation de carbures alliés par remplacement total ou partiel de la cémentite après dissolution de celle-ci ou par germination directe sur les dislocations restantes (T_4).

Les particules des carbures alliés sont plus fines que celles de la cémentite et plus résistantes à la coalescence. Elles retardent l'adoucissement du matériau et, pour des fractions massiques suffisantes, provoquent un durcissement secondaire.

Les diverses microstructures formées par transformation de la martensite constituées de divers agrégats ferrite-carbures sont désignées par le terme « martensite revenue ». Bien que la martensite n'existe plus, la morphologie aciculaire ou en lattes reste celle de la martensite initiale. Ce n'est que pour des revenus très poussés, proches de A_{c1} , et des durées importantes qu'il y a disparition totale de la morphologie initiale et qu'on obtient une dispersion régulière de particules sphériques de carbures dans une matrice ferritique à grains équiaxes.

Cette microstructure très proche de l'équilibre thermodynamique, rarement atteinte dans les revenus industriels classiques, correspond au revenu d'adoucissement maximal.

4.2.2 Transformations de l'austénite

Aciers « classiques »

La plupart des aciers ont des temps d'incubation de transformation de l'austénite en maintien isotherme relativement courts comparés aux durées de revenu.

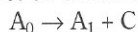
La transformation de l'austénite résiduelle au cours du revenu est alors similaire à celle qui a été décrite à propos des diagrammes TTT. Le revenu peut être assimilé à un maintien isotherme, mais les phénomènes sont identiques dans le cas d'une opération de réchauffage à vitesse lente. L'austénite se transforme en un agrégat ferrite-carbures de type bainitique. La transformation de l'austénite résiduelle a lieu entre 200 °C et 350 °C, après la précipitation des carbures de transition et constitue le stade T_2 du revenu.

Aciers fortement alliés

Certains aciers fortement alliés (aciers à outils ou à roulements) ont des temps d'incubation de transformation isotherme de l'austénite plus longs que les durées de revenu ordinaires. Si leur teneur en carbone est suffisamment élevée et les conditions d'austénitisation sont telles que la majorité des carbures sont dissous, le point M_s de l'austénite peut être inférieur à la température ambiante.

Après trempe, de tels aciers sont entièrement austénitiques : ils sont à l'état hypertrempe.

Les temps d'incubation des transformations de l'austénite en agrégats (F + C) étant trop élevés, les durées de revenu sont insuffisantes pour que celles-là aient lieu. Une transformation différente va permettre à l'austénite de se « rapprocher » de l'équilibre. Elle se manifeste vers 500 à 600 °C par la précipitation de très fines particules de carbures qui a comme conséquence d'appauvrir l'austénite en carbone et en éléments d'alliages :



Le point M_s de l'austénite A_1 est donc plus élevé que celui de l'austénite initiale A_0 . S'il est supérieur à la température ambiante, de la martensite se forme au cours du retour à l'ambiante. Cette martensite est dite « martensite secondaire ». Elle peut être accompagnée d'austénite résiduelle (A_1)_{rés}. Certains aciers peuvent exiger jusqu'à cinq revenus successifs pour ne plus contenir de martensite et d'austénite résiduelle.

4.3 Évolution des propriétés mécaniques

Un acier à l'état revenu est constitué de précipités durs et peu déformables dispersés dans une matrice relativement ductile. La dispersion est caractérisée par la fraction volumique des précipités, leur taille et leur répartition. La matrice est caractérisée par sa composition, la taille des monocristaux, la densité des dislocations, etc.

Pour un acier de composition donnée, le choix de T_R et de t_R permet de « régler » ces caractéristiques microstructurales. Les propriétés mécaniques évoluent ainsi de manière continue entre celles de l'état trempé et celles de l'état d'adoucissement maximal.

L'opération de trempé est rapide et « incontrôlable » une fois amorcée. Le revenu, basé sur les phénomènes de diffusion lents par essence, est une opération parfaitement contrôlable. La figure 35 montre les évolutions de R_m , $R_{p0,2}$, A %, Z % et KCV, mesurés à la température ambiante pour l'acier 2C40 après des revenus isochrones de 1 heure à des températures s'échelonnant jusqu'à A_{c1} .

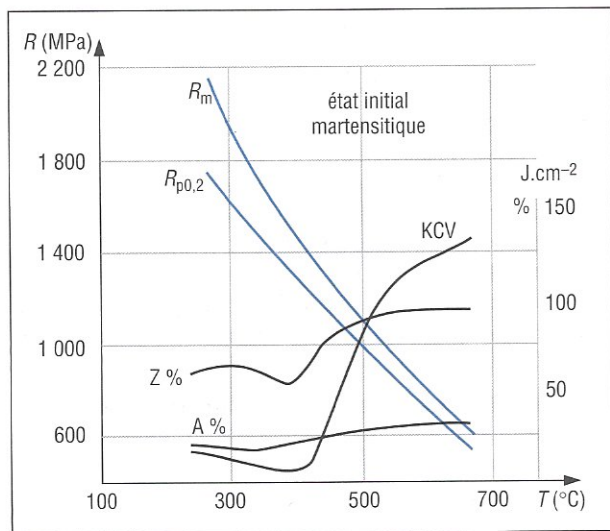


Fig. 35. Propriétés mécaniques après revenu de l'acier 2C40

4.3.1 Influence de la composition de l'acier

Tous les éléments en solution solide augmentent la résistance au revenu

Tous n'ont pas la même « efficacité ». Celle-ci varie avec la température de revenu. Le tableau 6 donne les teneurs de divers éléments nécessaires pour obtenir une augmentation de dureté de 25 points Vickers en prenant le binaire Fe-C comme référence.

Éléments	Mn	Cr	Mo	V	Si	P	Ni
$T_R : 250 \text{ °C}$	2 %	1 %	0,7 %	0,3 %	0,5 %	0,1 %	> 5 %
$T_R : 550 \text{ °C}$	0,4 %	0,3 %	0,1 %	0,04 %	0,5 %	0,1 %	> 5 %

Tableau 6. Efficacités comparées des divers éléments

Ces valeurs donnent quelques indications sur le mode d'action des divers éléments :

a – action liée à l'effet de mise en solution solide qui est important pour le phosphore et le silicium et qui est très faible pour le nickel.

Les éléments carburigènes conduisent au phénomène de durcissement secondaire

b – action sur la stabilité des carbures ou des cémentites alliées : l'efficacité croît de Cr à Mo, à V (trio carburigène classique des aciers de traitement thermique auxquels on peut ajouter le tungstène, le niobium, etc.).

c – action sur la résistance à la coalescence des carbures liée aux faibles valeurs de coefficients de diffusion de certains éléments qui se manifeste pour tous les éléments carburigènes et même pour le moins carburigène d'entre eux, le manganèse.

La figure 36 illustre l'effet du silicium et du molybdène sur l'évolution, en fonction de la température de revenu de la dureté HRC mesurée à la température ambiante. L'effet général d'augmentation de la résistance au revenu se traduit par un déplacement des courbes vers la droite.

L'effet de durcissement secondaire dû au caractère carburigène de Mo se manifeste d'abord par un « rebond » de la courbe pour les faibles teneurs, puis par la présence d'un maximum de dureté pour des teneurs plus élevées.

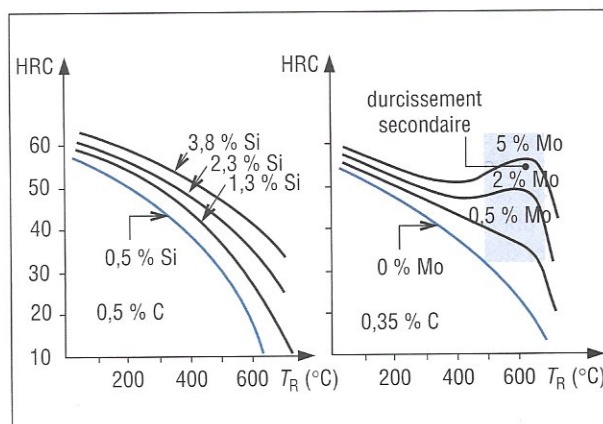


Fig. 36. Influence du silicium et du molybdène sur le comportement au revenu

4.3.2 Influence de la température et de la durée de revenu - Courbes maîtresses

La figure 37 illustre l'évolution de la dureté d'un acier allié au molybdène en fonction de la durée de revenu, pour diverses températures.

L'influence prépondérante de la température est justifiée par le fait que les phénomènes intervenant au cours des diverses étapes du revenu sont contrôlés par la diffusion.

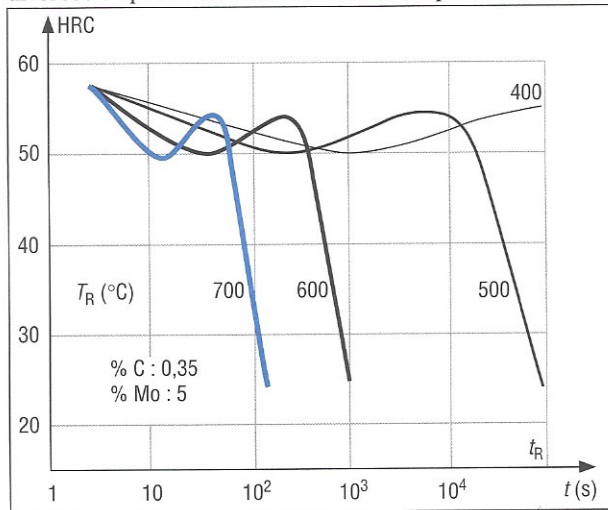


Fig. 37. Influence de la température sur le comportement au revenu d'un acier au Mo

Une opération de revenu est caractérisée par un paramètre d'équivalence temps-température. On utilise couramment :

- le paramètre expérimental d'Holomon et Jaffe :

$$M_R = T_R (c + \lg t_R)$$

où c est compris entre 18 et 20 pour T en kelvins et t en heures ;

- un paramètre d'origine théorique basé sur les lois de la diffusion du même type que le paramètre d'austénitisation :

$$P_R = \left[(T_R)^{-1} - (R/\Delta H_R) \ln t_R \right]^{-1}$$

où ΔH_R est l'enthalpie molaire d'activation, de l'ordre de 420 kJ.mol⁻¹ pour les aciers de traitement thermique usuels dans le domaine de coalescence des carbures.

L'utilisation des paramètres d'équivalence permet de représenter l'évolution d'une propriété déterminée à l'aide de courbes maîtresses de revenu.

On remplace l'ensemble des courbes $[HRC - t_R]_{T_R}$ par une seule courbe $[HRC - M_R$ ou $P_R]$.

La figure 38 donne la courbe maîtresse d'un acier présentant un phénomène de durcissement secondaire.

L'emploi des paramètres d'équivalence permet de définir des revenus équivalents et de prévoir les effets cumulatifs de plusieurs revenus successifs ou d'une élévation lente de température, ou encore les effets sur une pièce traitée de son utilisation à haute température.

4.3.3 Fragilité de revenu réversible

Certains aciers présentent une fragilité de revenu pour des traitements pratiqués dans la zone 450-525 °C. Elle se tra-

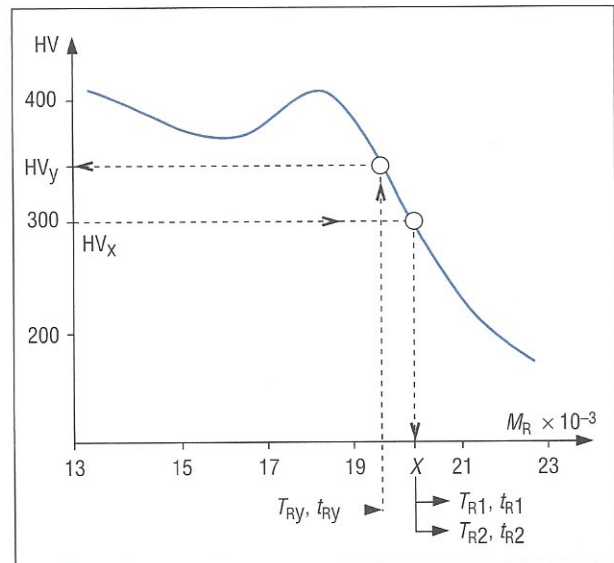


Fig. 38. Courbe maîtresse de revenu

duit par une élévation importante de la température de transition ductile-fragile et par des ruptures intergranulaires, conséquences de la ségrégation aux joints de grains de l'austénite initiale d'éléments tels que P, As, Sb, Sn. Ce type de fragilité est réversible. Elle est supprimée par un revenu ultérieur au-dessus de 550 °C suivi d'un refroidissement rapide. Le molybdène diminue la sensibilité de l'acier à la fragilité de revenu réversible.

5. PRÉVISION DES PROPRIÉTÉS APRÈS TREMPÉ ET REVENU

L'accumulation, sous diverses formes, des données expérimentales concernant la trempabilité des aciers, a permis la mise au point de programmes de calcul pour la prévision des propriétés mécaniques après trempe et revenu.

Deux voies sont utilisées en France :

- à partir des courbes TRC ;
- à partir des courbes HV(Δt) ou des courbes Jominy.

5.1 Utilisation des diagrammes TRC

Maynier et ses collaborateurs (CLI) ont développé une analyse systématique des diagrammes TRC et en ont déduit des courbes de régression qui permettent de prévoir le comportement des aciers en fonction de leur composition, des conditions d'austénitisation, de trempe et de revenu. L'organigramme du mode de calcul est représenté figure 39. Il est intéressant d'en détailler les étapes directement liées aux connaissances physiques développées précédemment.

5.1.1 Caractérisation de l'acier - Vitesses critiques

L'acier est caractérisé par trois vitesses critiques de base :

- V_1 : vitesse de refroidissement critique martensitique ;
- V_2 : vitesse de refroidissement critique bainitique ;
- V_3 : vitesse de refroidissement critique de recuit.

Des relations ont été établies qui expriment ces vitesses

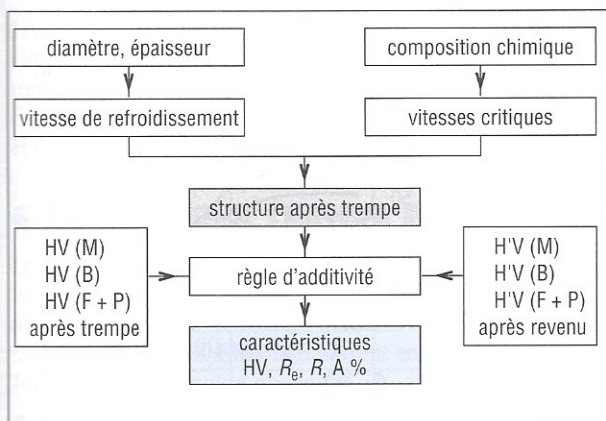


Fig. 39. Organigramme de calcul de prévision des propriétés mécaniques

(°C.h⁻¹) en fonction de la composition et du paramètre d'austénitisation P_a (°C.h). Ainsi :

$$\lg V_1 = 9,81 - (4,62 \% C + 1,05 \% Mn + 0,54 \% Ni + 0,50 \% Cr + 0,66 \% Mo + 0,00183 P_a);$$

$$\lg V_2 = 10,17 - (3,80 \% C + 1,07 \% Mn + 0,70 \% Ni + 0,57 \% Cr + 1,58 \% Mo + 0,0032 P_a).$$

- Si $V_r^{700} > V_1$: la structure est uniquement martensitique.
- Si $V_r^{700} > V_2$: la structure ne contient pas (F + P).
- Si $V_r^{700} < V_3$: la structure ne contient que (F + P).

En fait, le modèle complet comprend dix vitesses critiques :

- $V_1, V_{1(90)}, V_{1(50)}, V_{1(10)}, V_1'$ correspondant respectivement à $y_M = 1; 0,8; 0,5; 0,1$ et 0 (vitesse limite);
- $V_2, V_{2(90)}, V_{2(50)}, V_{3(90)}, V_3$ de signification semblable : $y_{F+P} = 0$ (limite); 0,1; 0,5; 0,9 et 1.

Exemple : pour un acier de composition 0,33 % C - 1,12 % Mn - 0,24 % Ni - 0,11 % Cr - 0,04 % Mo austénitisé 850 °C - 1 h : $V_1 = 220\,000$ °C.h⁻¹ ; $V_{1(90)} = 191\,200$; $V_{1(50)} = 96\,000$; $V_{1(10)} = 40\,500$; $V_1' = 33\,600$; $V_2 = 50\,500$; $V_{2(90)} = 26\,600$; $V_{2(50)} = 11\,400$; $V_{3(90)} = 3\,400$; $V_3 = 2\,600$.

La figure 40 schématise $V_1, V_2, V_3, V_{1(50)}, V_{2(50)}$.

La représentation graphique de l'ensemble des vitesses critiques en fonction des fractions massiques constitue un diagramme de trempabilité généralisée (fig. 41). Cette

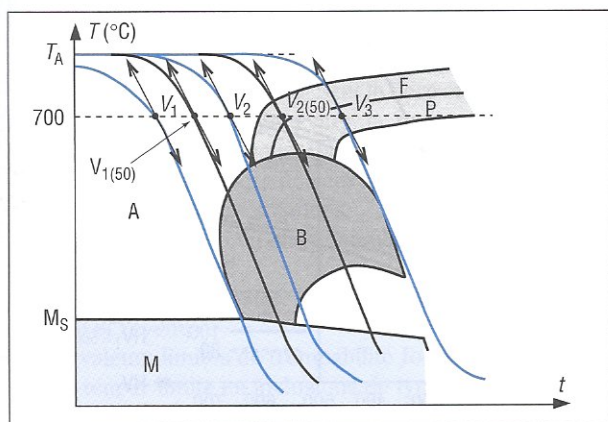


Fig. 40. Vitesses critiques : $V_1, V_{1(50)}, V_2, V_{2(50)}, V_3$

figure montre également un exemple de détermination des fractions massiques des divers constituants pour une vitesse de refroidissement donnée.

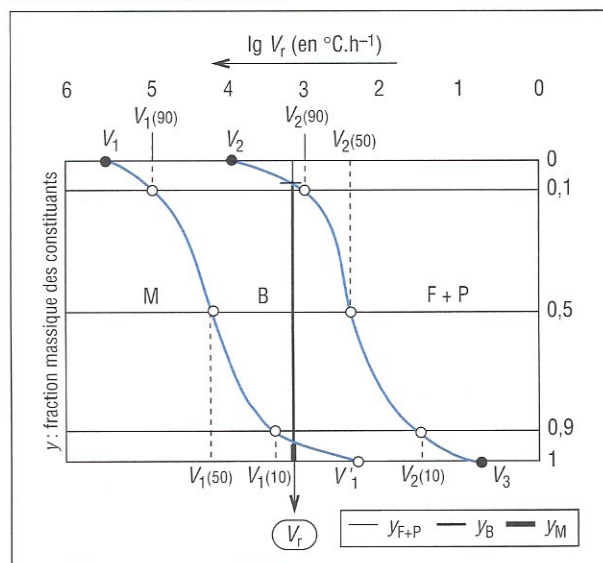


Fig. 41. Diagramme de trempabilité généralisée

5.1.2 Caractérisation des conditions de refroidissement

Des relations ou des abaques ont été établis donnant V_r^{700} °C en différents points de pièces simples (ronds, plats, joints soudés, etc.) en fonction du milieu de trempe.

Exemple : vitesse de refroidissement au centre de ronds (°C.h⁻¹) :

$$\text{eau : } \lg V_r^{700} = -1,91 \lg d(\text{mm}) + 8,08;$$

$$\text{huile : } \lg V_r^{700} = -1,63 \lg d(\text{mm}) + 7,32.$$

5.1.3 Structure et caractéristiques après trempe

La détermination des vitesses critiques et des vitesses de refroidissement permet par interpolation de calculer y_M, y_B, y_{F+P} après trempe. Une règle d'additivité permet d'exprimer la dureté du produit obtenu :

$$HV = y_M HV(M) + y_B HV(B) + y_{F+P} HV(F+P).$$

Les duretés des constituants sont exprimées en fonction de la composition et de la vitesse de refroidissement.

Exemple :

$$HV(M) = 127 + 949 \% C + 27 \% Si + 11 \% Mn + 8 \% Ni + 16 \% Cr + 21 \lg V_r^{700}.$$

La dureté de la martensite dépend surtout de sa teneur en carbone, mais également de la vitesse de refroidissement, cette dernière ayant une action majeure sur sa microstructure (taille des monocristaux, densité des défauts cristallins, etc.).

Dans le cas de l'acier précédent et pour un rond de $\varnothing 100$:

$$\text{au centre : } V_r^{700} = 18\,600; y_M = 0; y_B = 0,73; y_{F+P} = 0,27;$$

$$HV = 273; R_m = 842 \text{ MPa};$$

$$\text{en surface : } V_r^{700} = 284\,300; y_M = 1; y_B = y_{F+P} = 0;$$

$$HV = 575; R_m = 1\,903 \text{ MPa}.$$

5.1.4 Caractéristiques après revenu

Le paramètre de revenu permet de rendre compte de l'évolution au cours du traitement. La forme utilisée :

$$P_R = \left(\frac{1}{T_R} - \frac{2,3R}{\Delta H_R} \lg t_R \right)^{-1} \text{ (en kelvins)}$$

introduit une énergie d'activation ΔH_R égale à 420 kJ.mol⁻¹ pour les aciers contenant plus de 0,04 % Mo et 240 kJ.mol⁻¹ pour les teneurs inférieures.

L'utilisation du modèle est basée sur la constatation expérimentale d'une évolution linéaire de la dureté en fonction de $\frac{1}{P_R}$ au-dessus d'un revenu limite de paramètre critique P_c tel que : $\frac{10^3}{P_c} = 1,365 - [0,205 \% C + 0,233 \% Mo + 0,135 \% V]$.

La zone de revenu explorée est importante pratiquement : elle correspond aux températures supérieures à 450-500 °C, c'est-à-dire aux domaines de formation et de coalescence des carbures. Une règle d'additivité permet d'atteindre les propriétés à partir de la constitution après trempe et des caractéristiques calculées des divers constituants M, B et F + P, « revenus ».

Exemple :

– pour la martensite « revenue »,

$$HV'(M) = -74 - 434 \% C - 368 \% Si + 15 \% Mn + 37 \% Ni$$

$$+ 17 \% Cr - 355 \% Mo - 2235 \% V + 10^3 P_R^{-1} [260 + 616 \% C$$

$$+ 321 \% Si - 21 \% Mn - 35 \% Ni - 11 \% Cr + 352 \% Mo + 2345 \% V];$$

– pour l'acier précédent, en surface d'un rond de $\varnothing 100$ [100 % M] on obtient à une dureté $HV = 278$ ($R_m = 837$ MPa) après un revenu de 2 heures à 650 °C.

Des logiciels très performants exploitant les modèles précédents permettent de prévoir l'ensemble des propriétés mécaniques après trempe et revenu en tous les points d'une pièce. Des limitations existent cependant quant aux nuances d'acier susceptibles d'être « traitées » correctement par ce modèle.

5.2 Utilisation des courbes Jominy ou des courbes HV(Δt)

Il est possible d'effectuer des revenus à diverses températures sur des éprouvettes Jominy et d'utiliser des abaques de correspondance : ceux établis par l'OTUA permettent assez facilement de sélectionner des nuances et des conditions de revenu.

Un exemple schématique est représenté figure 42 : après trempe à l'huile ($H = 0,015$ mm⁻¹), un rond de 100 mm de diamètre aura à cœur une dureté 420 HV pour un revenu à 600 °C et une dureté 540 HV pour un revenu à 500 °C.

En outre, en s'appuyant sur l'interprétation des courbes Jominy avant et après revenu. G. Murry a pu proposer, pour les aciers ne présentant pas de durcissement secondaire, un modèle permettant de quantifier l'évolution des aciers au cours du revenu. Il a obtenu une expression de la dureté

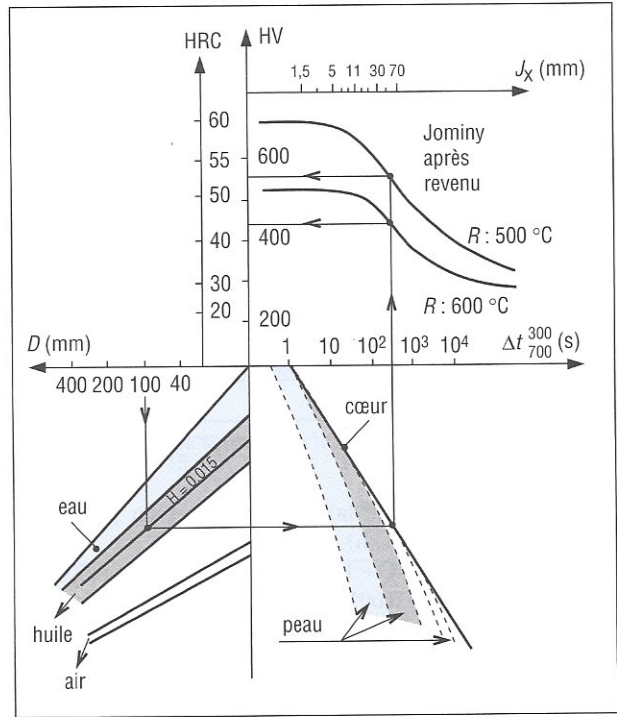


Fig. 42. Utilisation d'un abaque pour la prévision des caractéristiques après revenu

après revenu HV_R en fonction de la dureté après trempe HV_T sous la forme :

$$HV_R = HV_{\max} - (HV_{\max} - HV_{\min}) \exp(-a HV_T^p)$$

HV_{\max} : dureté maximale dépendant de la composition chimique et des conditions de revenu.

HV_{\min} : dureté à l'équilibre structural (calculable).

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

p : $4,33 - 5,05 \cdot 10^{-3} T_{R1}$.

T_{R1} : température de revenu équivalente pour une durée de revenu de 1 heure.

On peut alors tracer une série d'abaques HV_R/HV_T pour chaque température de revenu et des valeurs de HV_{\max} et

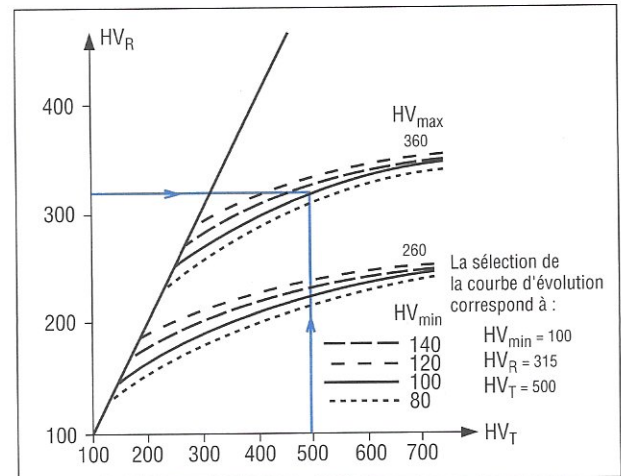


Fig. 43. Abaque $HV_R - HV_T$ pour ($T_R = 1$ h) (schématique)

HV_{min} fixées. Il suffit ensuite de connaître un seul point HV_R/HV_T expérimental ou calculé à partir du revenu de la martensite (cf. modèle de Maynier) pour sélectionner la courbe d'évolution de la nuance étudiée dont la valeur HV_{min} a été préalablement calculée (fig. 43).

6. ACIERS POUR TREMPER ET REVENU

Les normes NF EN 10083-1/-2/-3 définissent les conditions techniques et de livraison des aciers non alliés et alliés pour trempe et revenu destinés à la fabrication des pièces mécaniques. Elles fournissent en annexe les bandes Jominy des différentes nuances.

6.1 Aciers non alliés

Ils font partie des aciers spéciaux non alliés, selon la norme NF EN 10020.

Les nuances retenues par la norme 10083-1/-2 sont : C22, C25, C30, C35, C40, C45, C50, C55, C60.

6.2 Aciers non alliés de teneur en manganèse supérieure à 1 % et aciers alliés dont la teneur en chaque élément est inférieure à 5 %

Ils font partie des aciers spéciaux. Les nuances retenues sont les suivantes (NF EN 10083-1) :

- acier au manganèse : 28Mn6;
- aciers au chrome : 38Cr2 et 38CrS2, 46Cr2 et 46CrS2, 34Cr4 et 34CrS4, 37Cr4 et 37CrS4, 41Cr4 et 41CrS4;
- aciers au chrome-molybdène : 25CrMo4 et 25CrMoS4, 34CrMo4 et 34CrMoS4, 42CrMo4 et 42CrMoS4, 50CrMo4;
- aciers au chrome-nickel-molybdène : 36CrNiMo4, 34CrNiMo6, 30CrNiMo8;
- aciers au nickel-chrome-molybdène : 36NiCrMo16;
- aciers au chrome-vanadium : 51CrV4.

La lettre « S » concerne les nuances à fourchette en soufre spécifiée.

La section NF EN 10083-3 est spécifique des aciers au bore. Elle retient les nuances suivantes :

- aciers au manganèse-bore : 20MnB5, 30MnB5, 38MnB5;
- aciers au manganèse-chrome-bore : 27MnCrB5-2, 33MnCrB5-2, 39MnCrB5-2.

L'élément bore augmente considérablement la trempabilité des aciers en diminuant la vitesse de refroidissement critique martensitique. Le bore agit à des teneurs très faibles allant de 0,000 8 % à 0,005 0 %. Seul le bore en solution solide est efficace. Il faut donc éviter la présence d'éléments capables de le fixer sous forme de précipités comme l'azote. Les aciers au bore doivent donc bénéficier de conditions d'élaboration très soignées.

Les aciers spéciaux non alliés ou alliés se distinguent des aciers de qualité par :

- des valeurs minimales d'énergie de rupture à l'état trempé et revenu;
 - des valeurs limites de trempabilité Jominy;
 - une teneur limite en inclusions de type oxydes;
 - des teneurs maximales plus faibles en P et en S.
- Il existe trois indices de trempabilité :

- indice + H pour les aciers à trempabilité normale spécifiée;
- indice + HH pour les aciers à dispersion réduite de trempabilité vers les valeurs maximales;
- indice + HL pour les aciers à dispersion réduite de trempabilité vers les valeurs minimales.

Les états de livraison ont les symboles suivants : +U non traité, +S traité pour une meilleure aptitude au cisailage, +A adouci, +N normalisé, +QT trempé et revenu.

Exemple : acier EN 10083 42CrMoS4 +HH+A.

Les aciers pour des applications spéciales sont définis dans des normes particulières :

- aciers à roulements pour traitement dans la masse (NF EN ISO 683-17) : 100Cr6, 100CrMnSi4-4, 100CrMnSi6-4, 100CrMnSi6-6, 100CrMo7, 100CrMo7-3, 100CrMo7-4, 100CrMnMoSi8-4-6, 80MoCrV42-16 (résistant à chaud);
- aciers pour ressorts (NF EN 10089) : 38Si7, 46Si7, 56Si7, 55Cr3, 60Cr3, 54SiCr6, 56SiCr7, 61SiCr7, 51CrV4, 45SiCrV6-2, 54SiCrV6, 60SiCrV7, 46SiCrMo6, 50SiCrMo6, 52SiCrNi5, 52CrMoV4, 60CrMo3-1, 60CrMo3-2, 60CrMo3-3;
- aciers pour chaînes (NF A 35-566) : 20Mn4, 20MnCr4;
- aciers pour soupapes (NF EN 10090);
- aciers à outils (NF EN ISO 4957).

6.3 Conclusion

La combinaison de la composition chimique et du traitement thermique permet en général de satisfaire les demandes du bureau d'études. Cependant, il ne faut jamais perdre de vue que d'autres caractéristiques telles que la résistance à la corrosion, à la fatigue, au fluage, etc., liées

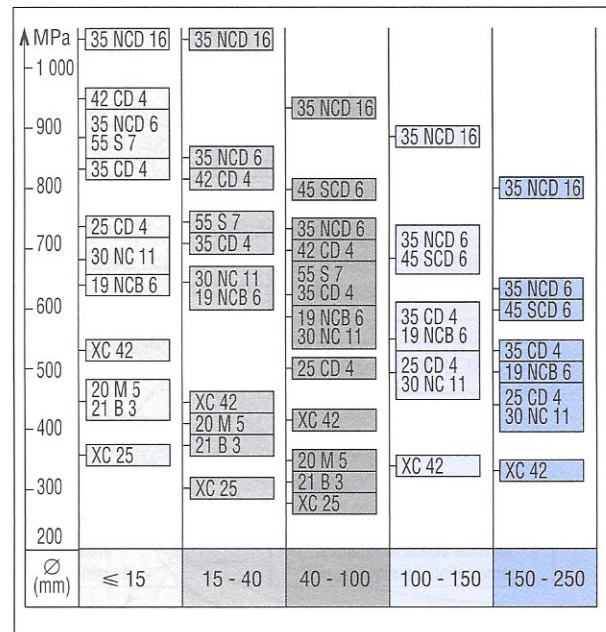


Tableau 7. Valeurs de $R_{p0,2}$ pour diverses nuances après trempe et revenu à 600 °C.1 h (les désignations sont celles de l'ancienne norme NF A 35-551)

aux conditions de service, risquent de limiter sérieusement le choix d'une nuance.

De manière générale, la recherche d'aciers et de traitements thermiques destinés à améliorer les caractéristiques de pièces dont le tracé est mal adapté ou dont l'exécution est défectueuse constitue une solution coûteuse et inefficace.

En outre, il faut être conscient du fait que l'optimum des caractéristiques n'est atteint que si la trempe n'a pas conduit à la formation de B ou de F + P, même si on a pu atteindre la résistance souhaitée par ajustement des conditions de revenu. La présence de F + P ou de bainites supérieures réduit A %, Z % et K ainsi que la limite d'endurance, et cela d'autant plus que la résistance visée après revenu est élevée. L'effet de masse a donc une influence primordiale.

Le tableau 7 page précédente donne les caractéristiques moyennes $R_{p0,2}$ après trempe et revenu 600 °C.1 h pour des barreaux de différents diamètres.

Le choix d'une nuance d'acier, en construction mécanique, procède presque toujours de l'adoption d'un compromis entre des exigences souvent contradictoires, d'ordre technique ou économique. Les traitements thermiques permettent de faire varier les caractéristiques dans de très larges domaines, leur utilisation permet de faciliter le choix de la nuance la mieux adaptée au problème posé. En France, l'Office technique pour l'utilisation de l'acier (OTUA) et le Centre d'étude des industries mécaniques (CETIM) ont porté un intérêt particulier à cette importante question. Le tableau 8 s'inspire directement des publications de ces organismes. Il donne un schéma général conduisant à la détermination d'une nuance en se limitant au cas de sollicitations statiques nécessitant une trempe dans la masse. Une démarche identique, mais plus complexe, est possible dans le cas de sollicitations dynamiques pouvant amener l'utilisateur à l'emploi de traitements superficiels.

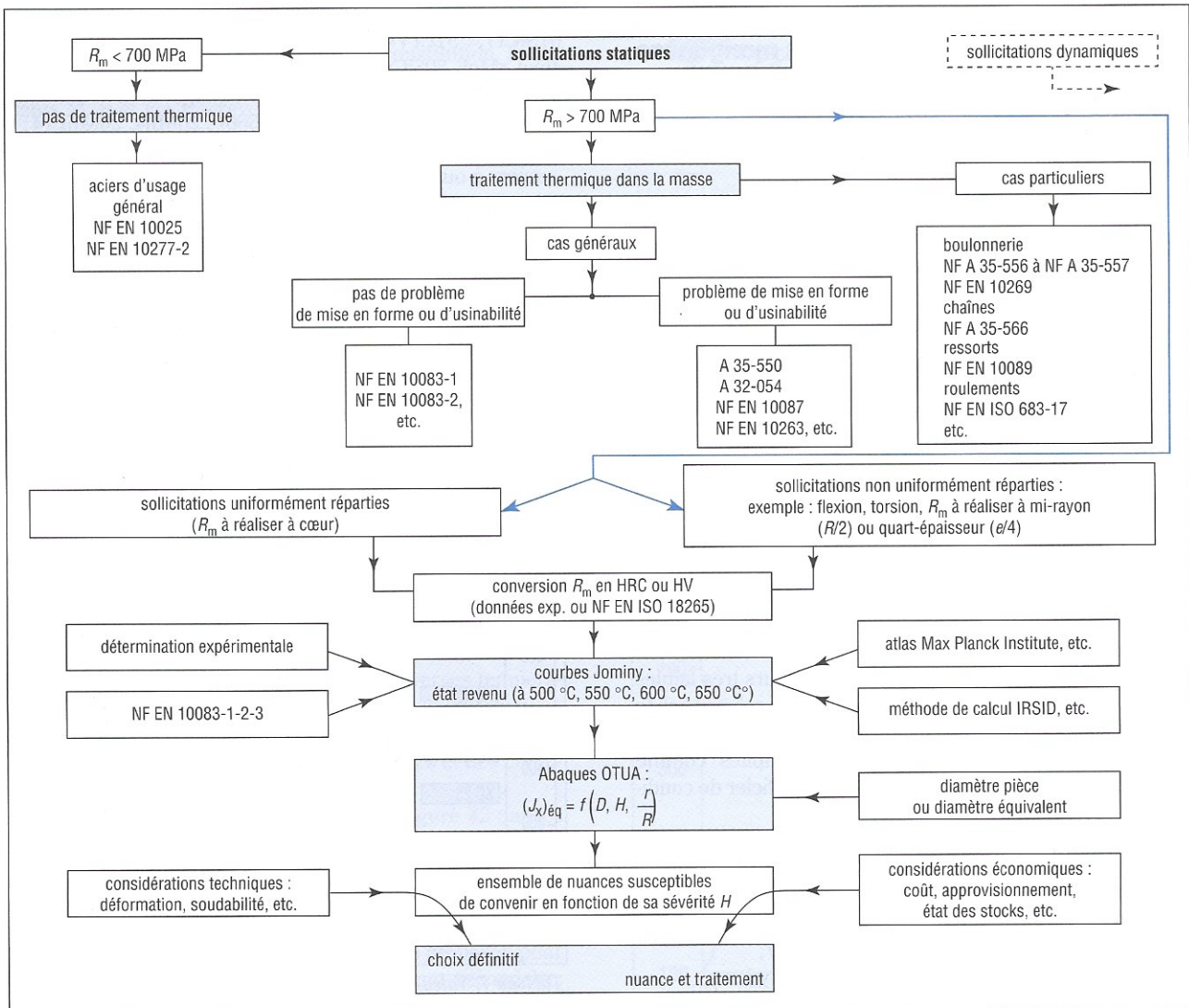


Tableau 8. Choix d'une nuance d'acier