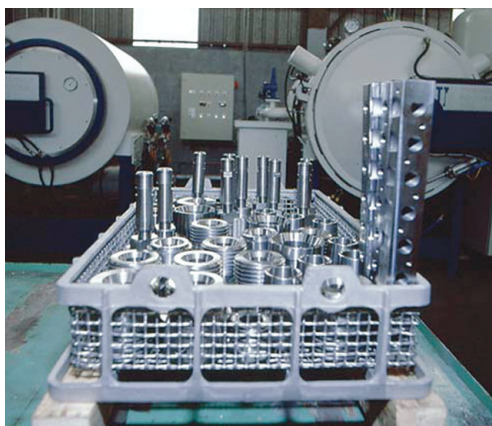


# Le traitement de trempe et revenu (1<sup>ère</sup> partie)

Le traitement dit de « trempe et revenu » est le traitement thermique complet qui doit donner à un acier ses caractéristiques mécaniques optimales en vue de son emploi.

Guy Murry,  
Ingénieur-conseil



Complet, le traitement thermique dit de « trempe et revenu » comporte, comme son appellation l'indique, deux étapes :

- La **trempe** qui passe par deux opérations successives. L'austénitisation est la première des deux, elle est suivie par un refroidissement (souvent réalisé par immersion dans un liquide ce qui lui a donné son nom), dont la rapidité doit empêcher toute précipitation de carbures.
- Le **revenu** qui est un réchauffage contrôlé devant provoquer la précipitation des carbures dans des conditions bien maîtrisées afin de développer le durcissement optimum.

## Le refroidissement dit « trempe »

Après l'austénitisation (qui met en solution solide les carbures trop grossiers engendrés par les traitements antérieurs d'adoucissement), la trempe qui a pour objet d'empêcher la précipitation du carbone au cours du retour (depuis la température d'austénitisation) à la température ambiante doit donc éviter toute formation de perlite ou de bainite. Les diagrammes TRC montrent que cette exigence impose impérativement de faire passer l'acier à l'état martensitique (il pourra subsister de l'austénite résiduelle.). Cette transforma-

tion martensitique peut être provoquée dans tout le volume de la pièce (on parle alors de « trempe dans la masse »), ou bien seulement dans une couche superficielle dont le volume dépend des conditions d'austénitisation (on parle alors de « trempe superficielle »).

### Les conditions de refroidissement

Dans la pratique, la trempe est généralement réalisée par mise en contact de la pièce avec un milieu qui extrait la chaleur contenue dans celle-ci. Ce milieu peut être :

- Gazeux : air, gaz ( $N_2$ , Ar,  $H_2$ , He, etc.).
- Liquide : eau, huiles (l'eau et les huiles peuvent contenir des additifs qui modifient leur pouvoir refroidissant).
- Mixte : brouillard (gaz + liquide atomisé), lit fluidisé (gaz + solide pulvérulent).

Le refroidissement en chaque point d'un volume d'acier dépend :

- Des propriétés thermiques du métal.
- De la géométrie de la pièce (forme, dimensions, etc.).
- De la position du point considéré dans la section de la pièce (en effet le cœur d'une pièce refroidit toujours plus lentement que la couche superficielle).
- Des propriétés thermiques du milieu de trempe et de certaines de ses propriétés physiques (viscosité notamment).
- De la température du milieu de trempe (paramètre très important avec les liquides volatilisables car il conditionne la durée de la période initiale de caléfaction).
- Des conditions dans lesquelles se déroule l'échange thermique entre pièce et milieu de trempe (agitation du milieu de trempe, état de surface de la pièce, etc.).

Cette énumération montre que le praticien va devoir tenir compte d'un très grand nombre de paramètres souvent interdépendants. En fait et compte tenu de la complexité de l'opération, il devra faire appel à son expérience et, si nécessaire, procéder à des essais, l'objectif étant de déterminer quelles seront les valeurs du paramètre caractéristique du refroidissement afin de les confronter à la valeur limite

Tableau 1

Valeurs indicatives de la sévérité de trempe H de divers milieux <sup>(1)</sup>.

correspondant à la loi critique de transformation martensitique (voir figure 1 du précédent chapitre, paru dans le numéro 383 en page 20) de l'acier considéré.

Milieu	Conditions de refroidissement	Sévérité de trempe (mm <sup>-1</sup> )
Eau	Sans circulation, sans agitation	0,035 à 0,039
	Circulation peu intense	0,039 à 0,043
	Circulation modérée	0,047 à 0,051
	Circulation assez intense	0,055 à 0,059
	Circulation intense	0,063 à 0,079
	Circulation très intense	au maximum 0,16
Huile <sup>(2)</sup>	Sans circulation, sans agitation	0,010 à 0,012
	Circulation peu intense	0,012 à 0,014
	Circulation modérée	0,014 à 0,016
	Circulation assez intense	0,016 à 0,020
	Circulation intense	0,020 à 0,030
	Circulation très intense	0,030 à 0,043
Air	calme soufflé	0,0008 0,006 à 0,008
Azote	en four à vide sous 10 bars	0,006
	en chambre froide sous 2 bars	0,015
	en chambre froide sous 5 bars	0,023
Hélium	en four à vide sous 20 bars	0,011

(1) D'après GROSSMANN  
(2) La complexité des huiles de trempe actuelles enlève une part de validité aux valeurs indiquées.

Tableau 2

Ordre de grandeur du paramètre  $\Delta t_{700/300}$  (s) lors du refroidissement à l'eau et à l'huile de ronds en acier de différents diamètres.

Pour comparer l'efficacité des différents milieux de refroidissement, on peut se référer à leur sévérité de trempe H telle qu'elle a été définie par Grossmann (dimension L-1) :

$$H = \alpha / 2\lambda$$

Avec :

- $\alpha$  coefficient d'échange de la chaleur entre la pièce et le milieu de trempe,

- $\lambda$  conductivité thermique du métal.

Le tableau 1 rassemble, à titre indicatif, des valeurs de H correspondant à différents milieux utilisés dans différentes conditions.

Pour aider à estimer ce que seront les conditions de refroidissement d'une pièce des informations relatives à des solides de géométrie simple (cylindre) ont été publiées. Le tableau 2 donne quelques valeurs repères qui en sont tirées.

Pour des barres carrées ou rectangulaires, la norme NF EN 10083-1 (dans son annexe A) propose un abaque qui permet d'estimer ce que seront leurs conditions de refroidissement par rapport à celles de barres rondes. Bien entendu, ces données, dont l'acquisition fait appel à des relations empiriques, ne peuvent pas être considérées comme rigoureusement exactes, ce ne sont que des ordres de grandeur utiles pour dégrossir un problème.

### Ajustement entre trempabilité de l'acier et capacité de refroidissement d'un milieu

Pour que la trempe soit réussie il faut, qu'après austénitisation, le refroidissement ait été réalisé de telle sorte que la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  ne donne que de la martensite (en laissant subsister éventuellement un peu d'austénite résiduelle). Pour ce faire, il faut que le paramètre  $\Delta t_{700/300}$  caractérisant le refroidissement le plus lent du volume de métal qui doit être traité, soit inférieur au paramètre  $\Delta t_{700/300}$  correspondant à la loi critique de transformation martensitique de l'acier considéré, soit  $\Delta t_M$  (voir article paru dans le numéro 382 intitulé *Les aspects métallurgiques du refroidissement après austénitisation*).

Diamètre mm	eau				huile moyenne			
	très agitée		peu agitée		très agitée		peu agitée	
	$\Delta t$ cœur (s)	$\Delta t$ peau (s)	$\Delta t$ cœur (s)	$\Delta t$ peau (s)	$\Delta t$ cœur (s)	$\Delta t$ peau (s)	$\Delta t$ cœur (s)	$\Delta t$ peau (s)
5	0,6	0,3	1,3	0,8	1,9	1,3	6,9	6
10	1,9	0,7	3,9	2	5,3	3	17,1	13,7
20	7,3	1,6	11,4	4,3	14,8	6,6	42	30
30	12,2	2,2	21,3	6,6	27,1	10,1	72	46
40	19,8	3	33,1	8,8	42	13,5	104	62
50	28,7	3,8	47	10,9	58	16,8	140	77
60	39	4,6	62	13	76	19,9	177	92
70	51	5,4	79	15,1	96	23	217	106
80	63	6,1	97	17,1	112	26	258	119
90	77	6,9	116	19	139	29	301	133
100	92	7,7	136	21	163	32	346	146
120	125,7	9,2	180	24,7	214	37	439	170
140	162,5	10,7	229	28,3	269	43	536	194
160	202	12,1	281	32	328	48	639	216
180	246	13,6	337	35	391	53	745	237
200	294	15,1	397	39	457	58	855	258
220	345	16,5	460	42	527	62	968	278

La valeur de ce dernier paramètre peut être estimée :

- À l'aide du diagramme TRC.
- À l'aide de la courbe dureté =  $f(\Delta t_{700/300})$ . A l'extrême droite du plateau de dureté maximale qui apparaît en haut et à gauche du graphique, on trouve le paramètre  $\Delta tM$  correspondant à la loi de refroidissement critique de transformation martensitique
- En prenant en compte une équation empirique de la courbe  $HV = f(\Delta t_{700/300})$ . Dans les limites des compositions suivantes :  
 C % de 0,05 à 0,8      Cr % de 0 à 1,5  
 Mn % de 0,5 à 2,5      Mo % de 0 à 0,5  
 Si % de 0,15 à 0,355      V % de 0 à 0,1  
 Ni % de 0 à 1  
 Nous avons pu écrire :  
 $\Delta tM = (C\%) \exp(2,05 - 0,092/\sqrt{d} + \sum \alpha_e C_e)$   
 Avec  
 $d$  = diamètre moyen (mm) du grain d'austénite  
 $C\%$  = teneur en carbone de l'austénite,  
 $C_e$  = concentration massique (%) de l'élément d'alliage  $e$  en solution solide dans l'austénite  
 $\alpha_e$  = coefficient d'action de l'élément  $e$  soit  
 0,90 pour Mn      1,54 pour Cr  
 0,46 pour Si      0,39 pour Mo  
 0,51 pour Ni      0,46 pour V

Tableau 3

Estimation de la température à laquelle la proportion Q d'austénite n'est pas encore transformée selon le niveau de Ms indiqué ci-dessous (\*).

### L'austénite résiduelle

Il a été dit plus avant (dans le n°382 pages 24 à 27) que la transformation de l'austénite en martensite qui débute à la température  $M_s$ , ne se développe qu'à la faveur d'un abaissement de la température et qu'il était possible qu'après arrêt du refroidissement

à la température ambiante, il subsiste de l'austénite non transformée dite austénite résiduelle (si  $M_f$  est inférieure à 20°C).

Il a été montré que lors d'une transformation martensitique une proportion P (en %) de martensite était formée à une température  $M_p$  telle que :

$$M_p (\text{°C}) = M_s (\text{°C}) - K \times [650 - M_s (\text{°C})]$$

avec

$$K = (1,67 \cdot 10^{-2}) \times P^{0,55} + (3,18 \cdot 10^{-18}) \times P^{8,7}$$

A cette même température  $M_p$  la proportion Q d'austénite non encore transformée est donc :

$$Q = 100 - P$$

Le **tableau 3** donne, en fonction de la température  $M_s$  de l'acier, une estimation de la température à laquelle cette proportion Q d'austénite non encore transformée atteindrait certains niveaux au cours d'un refroidissement non interrompu à la température ambiante.

En complément, la **figure 1** donne un ordre de grandeur des proportions d'austénite résiduelle subsistant après des trempes arrêtées à 20°C ou à -120°C ou à -150°C. On voit qu'après une trempe simple arrêtée à 20°C, il ne subsiste de l'austénite résiduelle que si  $M_s$  est inférieur à 340°C environ (pour un acier non allié ce niveau correspondrait à une teneur en carbone de l'ordre de 0,45%). Selon le niveau de  $M_s$  au-dessous de cette limite, on constate que :

- Si  $250^\circ\text{C} < M_s < 340^\circ\text{C}$ , le traitement par le froid transforme toute l'austénite résiduelle (pour un acier non allié le niveau de 250°C correspondrait à une teneur en carbone de l'ordre de 0,68%).

Q %	Ms = 400°C	Ms = 350°C	Ms = 300°C	Ms = 250°C	Ms = 200°C	Ms = 150°C
100 %	400°C	350°C	300°C	250°C	200°C	150°C
90 %	385°C	332°C	279°C	226°C	173°C	120°C
80 %	378°C	324°C	270°C	215°C	161°C	107°C
70 %	373°C	317°C	262°C	207°C	151°C	96°C
60 %	368°C	312°C	255°C	199°C	143°C	86°C
50 %	364°C	306°C	249°C	192°C	135°C	77°C
40 %	358°C	300°C	241°C	183°C	124°C	66°C
30 %	348°C	287°C	227°C	167°C	106°C	46°C
20 %	325°C	260°C	195°C	130°C	65°C	0°C
15 %	303°C	234°C	165°C	95°C	26°C	-43°C
10 %	271°C	195°C	119°C	43°C	-33°C	-109
5 %	221°C	135°C	50°C	-36°C	-122°C	
4 %	209°C	120°C	32°C	-56°C	-145°C	
3 %	195°C	104°C	13°C	-78°C		
2 %	181°C	87°C	-7°C	-101°C		
1 %	165°C	68°C	-29°C	-126°C		
0 %	148°C	47°C	-53°C			

(\*): aucune température n'est indiquée au dessous de -150°C car, pratiquement, la transformation martensitique cesse en dessous de cette limite.

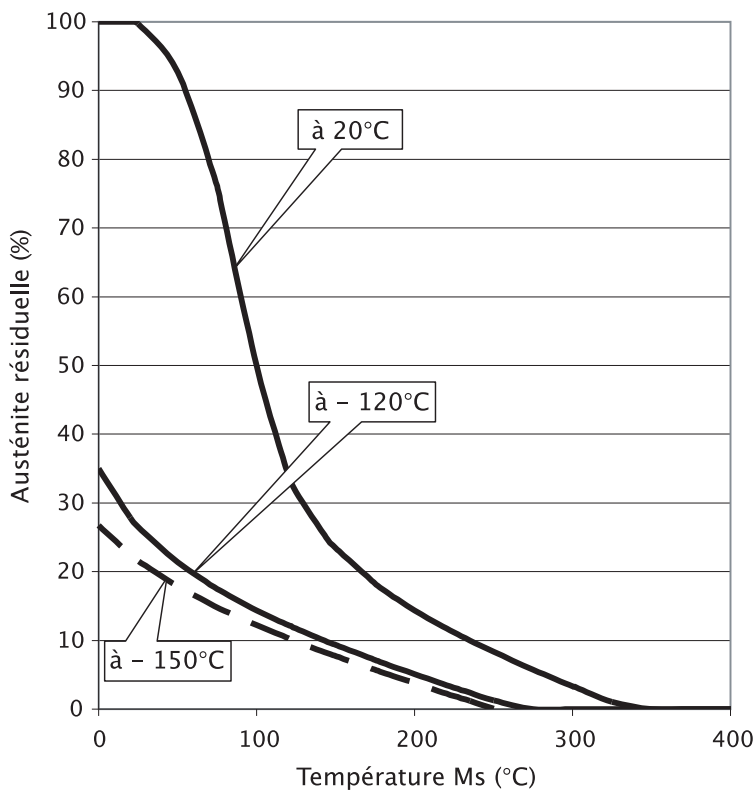


Figure 1

Ordre de grandeur des teneurs en austénite résiduelle après arrêts de la trempe à 20, -120 et -150°C.

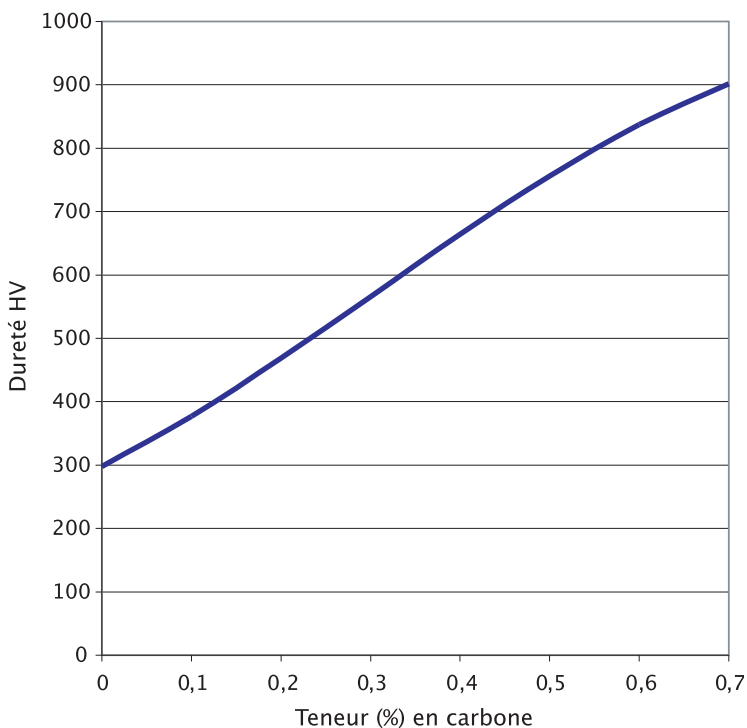


Figure 2

Evolutions de la dureté des martensites en fonction de leur teneur en carbone.

- Si  $M_s$  est inférieur à  $250^\circ\text{C}$ , le traitement par le froid laisse subsister une partie de l'austénite résiduelle et ce, d'autant plus que  $M_s$  est bas. Il est intéressant de noter que les bas niveaux de  $M_s$  sont atteints notamment avec des aciers à haute teneur en carbone, des aciers cémentés, des aciers très alliés.

Au cours du traitement par le froid, la transformation martensitique semble parfois prendre un certain retard, retard qui est rattrapé au cours du maintien qui suit, de telle sorte qu'il semble alors se produire une transformation isotherme dont l'amplitude toutefois reste toujours assez faible (correspondant à la transformation de quelques % d'austénite). Ce phénomène, maximum vers  $-70^\circ\text{C}$ , ne se manifeste plus au-dessous de  $-150^\circ\text{C}$ .

L'efficacité du traitement par le froid peut être diminuée par le phénomène de « stabilisation » de l'austénite résiduelle qui devient partiellement inapte (la transformation ne commence pas dès le début du refroidissement et ne met pas en jeu toute l'austénite résiduelle) ou totalement inapte à se transformer en martensite. Cette « stabilisation » apparaît lorsque le mélange de martensite et d'austénite résiduelle est maintenu un certain temps à une température inférieure à  $M_s$ . Elle est en général considérée comme étant la conséquence d'une migration du carbone vers les défauts de structure de l'austénite et vers les interfaces entre l'austénite et les germes de martensite ce qui gêne le développement de ces derniers. La stabilisation de l'austénite résiduelle est un processus assez complexe qui est :

- d'autant plus rapide que la teneur en carbone est plus élevée,
- d'autant plus rapide que la température de maintien est plus élevée,
- d'autant plus important et rapide que les grains d'austénite sont plus fins (le parcours du carbone est plus limité et la diffusion au joints plus importante),
- d'autant plus important que la teneur en austénite résiduelle est plus faible (une plus forte proportion de martensite peut rejeter plus de carbone vers l'austénite restante).

Pratiquement, si l'on réalise un traitement par le froid justifié par la présence d'austénite résiduelle après trempe, il est indispensable de le réaliser le plus rapidement possible après et avant tout réchauffage, quel qu'il soit.

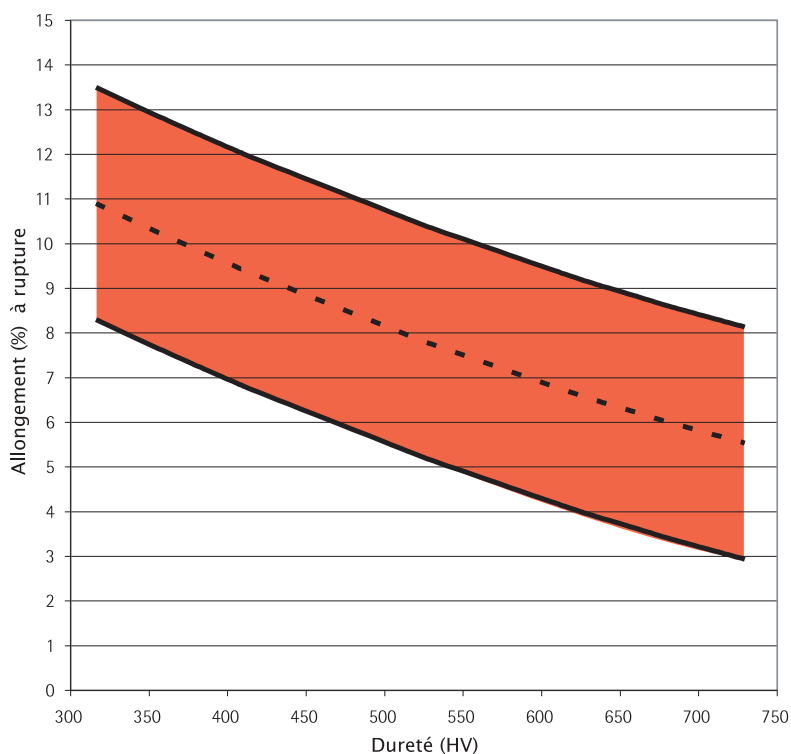


Figure 3

Allongement à rupture d'aciers à l'état martensitique.

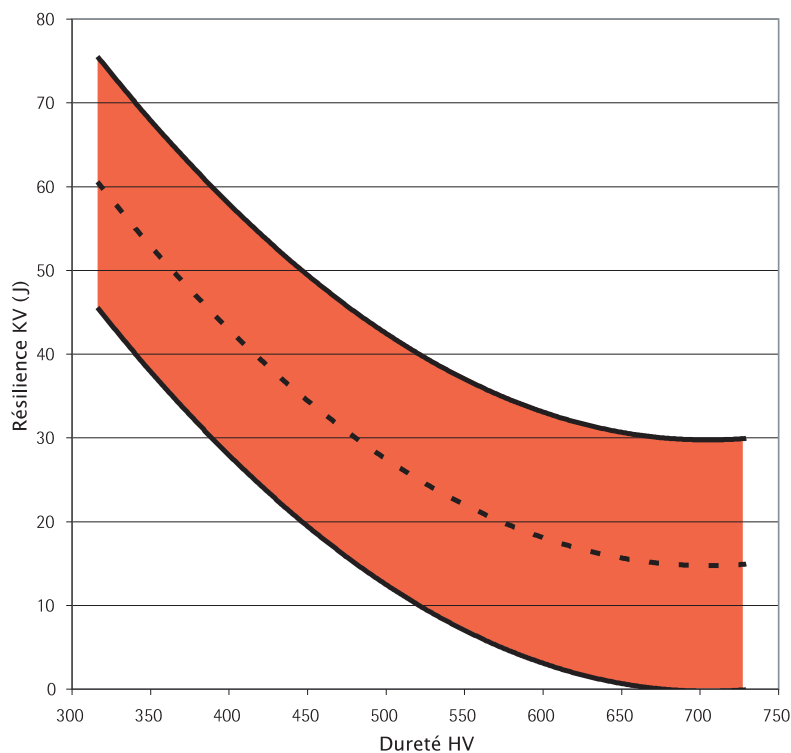


Figure 4

Energie de rupture par choc (J) sur éprouvette Charpy V en aciers à l'état martensitique.

### Les propriétés mécaniques des aciers après trempe

A l'état martensitique, les aciers ont des propriétés particulières. Dans cet état la dureté de chaque acier atteint sa valeur maximale, laquelle ne dépend quasiment que de la teneur en carbone selon la loi décrite par la **figure 2**. Les autres éléments d'alliage susceptibles de modifier la dureté de la martensite n'ont que des effets beaucoup plus faibles. Citons, à titre d'exemple, l'augmentation de cette dureté due à l'addition de 1 % de manganèse ou de nickel. Elle est respectivement de 10 HV et de 3 HV. Ce durcissement maximal obtenu à l'état martensitique s'accompagne d'une fragilisation qui est d'autant plus importante que la teneur en carbone est plus élevée. Cette fragilité est mise en évidence par les **figures 3** et **4** qui, pour des aciers à l'état martensitique, donnent, en fonction de leur dureté, des ordres de grandeur :

- De l'allongement à rupture (**figure 3**). La dispersion des données est ici due aux effets de l'état de surface des éprouvettes et des défauts d'alignement des lignes de traction.
- De la résilience KV (**figure 4**). La dispersion des données est ici due surtout à l'état géométrique des éprouvettes.

A noter que ces ordres de grandeur sont donnés pour des duretés à l'état martensitique évoluant entre 300HV (valeur extrapolée de la dureté des martensites sans carbone) et 750HV (valeur correspondant à la martensite formée entre  $M_s = 335^\circ\text{C}$  et  $M_f = 20^\circ\text{C}$ ). S'il subsiste de l'austénite résiduelle ( $M_f < 20^\circ\text{C}$ ) allongement et résilience sont sensiblement améliorés.

### Les déformations lors de la trempe

Au cours de la trempe d'un acier le refroidissement du métal est plus rapide en peau qu'à cœur de la pièce. il s'établit donc un gradient de température, gradient qui, au cours du refroidissement, croît, passe par un maximum puis décroît (voir exemple à la **figure 5**). Mais, en chaque point de la pièce, des changements de volume apparaissent qui dépendent de la température locale et qui sont dus :

- Au retrait. C'est la contraction proportionnelle au coefficient de dilatation du métal.
- Aux transformations allotropiques. C'est un gonflement dépendant des conditions dans lesquelles se déroule la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Le gradient de température va faire que :
- La dilatation de l'acier n'est pas la même en tous points.



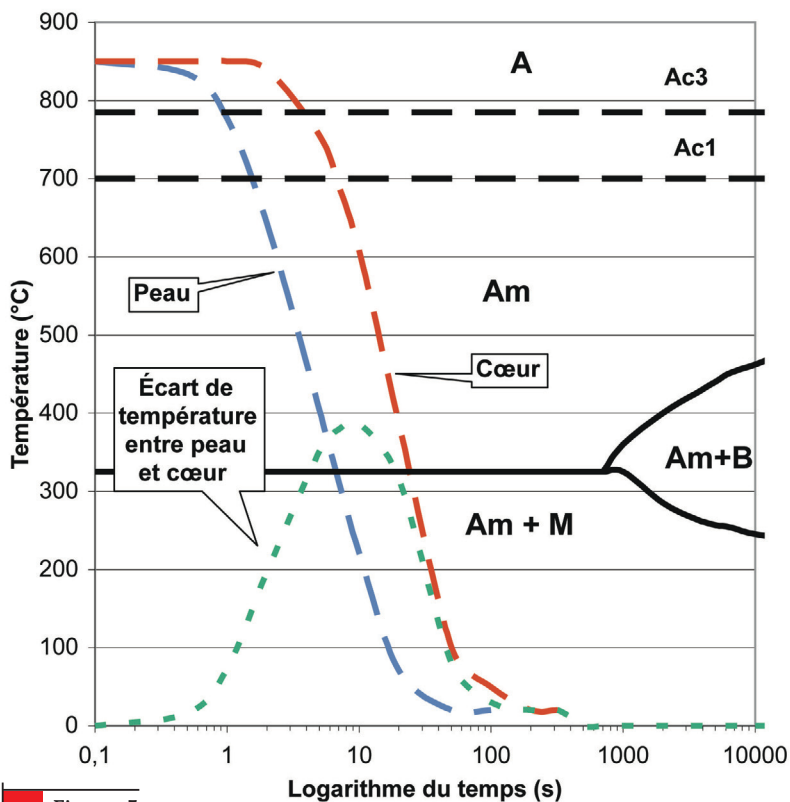


Figure 5

Diagramme TRC d'un acier 35NiCrMo16, lois de refroidissement d'un cylindre de 100 mm de diamètre trempé à l'eau agitée et écart de température entre peau et cœur.

- La transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  se produit à des instants différents dans la section du volume considéré et la dilatation anormale qui l'accompagne ne se manifeste donc pas au même moment en tous points. Par ailleurs, selon la trempabilité du métal, les transformations peuvent conduire à des structures différentes se formant dans des domaines de température différents et induisant des déformations différentes.

Ce défaut de synchronisme des changements de volume engendre des distorsions qui sont responsables :

- De déformations plastiques si la distorsion imposée est supérieure à la déformation élastique que peut accepter le métal, c'est-à-dire si sa limite d'élasticité est faible (ce qui est le cas avec l'austénite).
- De déformations élastiques (et donc de contraintes) lorsque l'acier aura une limite d'élasticité assez élevée (ce qui est le cas à l'état  $\alpha$  à des températures qui ne dépassent pas 500°C environ).

Les conditions d'apparition des déformations sont donc très complexes. A titre d'exemple on va les décrire ici pour une pièce de géométrie simple (un cylindre de 100 mm de diamètre trempé à l'eau agitée) en reportant tout d'abord, sur le diagramme TRC de l'acier considéré

(un acier à forte trempabilité de telle sorte que la transformation soit, en tout point, martensitique) les lois de refroidissement en peau et à cœur (figure 5) puis en prenant en compte les courbes dilatométriques correspondant aux lois de refroidissement à cœur et en peau (figure 6). On met en évidence les différences de longueur dues non seulement aux écarts de température mais aussi aux anomalies de dilatation accompagnant la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  en traçant la courbe qui traduit les différences dimensionnelles qui se créent entre peau et cœur (figure 6). Nous admettons ici, pour simplifier, qu'à l'état austénitique le comportement de l'acier reste totalement plastique alors qu'à l'état martensitique il est totalement élastique. L'examen de cette courbe montre que :

- Dans la première partie du refroidissement (du temps  $t_0$  au temps  $t_a$ ) la peau est plus «courte» que le cœur. Celui-ci imposant sa géométrie provoque donc un «étirement» (longitudinal et tangentiel) de la peau qui va induire un retrait radial (ici c'est le diamètre du cylindre qui diminue) ; toutes ces déformations étant totalement plastiques compte tenu de l'état austénitique de la peau.
- Entre (figure 6) l'instant  $t_a$  (la peau est à la température  $M_s$ ) et l'instant  $t_b$  (la peau est à la température  $M_f$ ) la peau se transforme en martensite tandis que le cœur se contracte sans se transformer. L'écart dimensionnel entre peau et cœur diminue ce qui induit donc un gonflement (plastique selon les hypothèses retenues) de la peau (ici c'est le diamètre du cylindre qui augmente). Mais selon nos hypothèses la peau jusqu'ici plastique s'est adaptée aux dimensions du cœur et il ne subsiste donc pas d'écart dimensionnel entre eux. Ce fait est pris en compte en décalant la partie de la courbe dilatométrique de la peau qui décrit les évolutions dimensionnelles au-delà de l'instant  $t_b$  de telle sorte que, à l'instant  $t_b$ , l'écart entre peau et cœur soit nul (la partie AB et ramenée en A'B').
- Entre (figure 6) l'instant  $t_b$  (la peau est à la température  $M_f$ ) et l'instant  $t_c$  (le cœur est à la température  $M_s$ ) le cœur se contracte beaucoup plus que la peau (de ce fait trop «longue»). L'écart dimensionnel entre peau et cœur se développe et (comme le cœur impose toujours sa géométrie) la peau qui a achevé son refroidissement est mise en compression élastique.
- Entre (figure 6) l'instant  $t_c$  (le cœur est à la température  $M_s$ ) et l'instant  $t_d$  (le cœur est à la température  $M_f$ ), le cœur se transforme en martensite. L'écart dimensionnel entre peau et cœur diminue et la peau est moins comprimée.

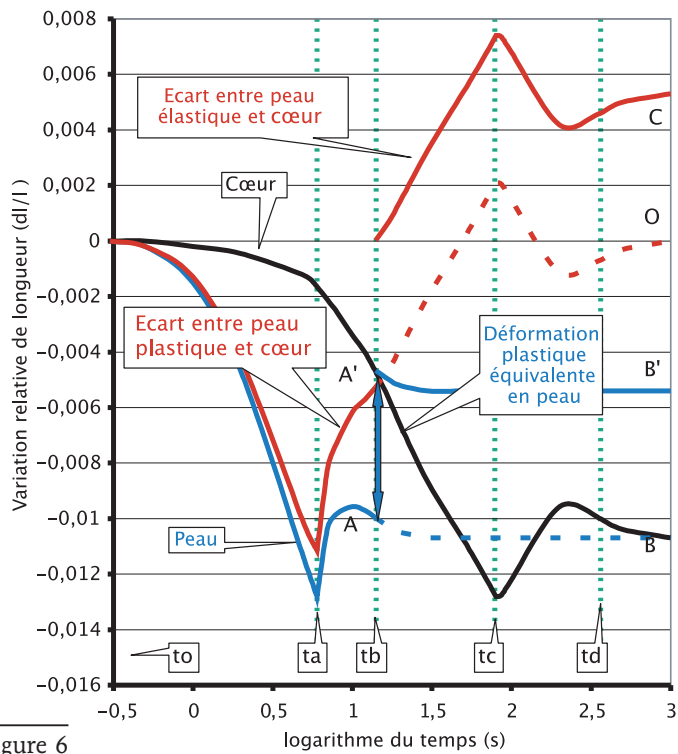


Figure 6

*Evolutions des allongements relatifs au cœur et en peau d'un cylindre de 100 mm de diamètre trempé à l'eau agitée (transformation martensitique en tout point).*

- Au-delà de  $t_d$  (figure 6), le cœur achève son refroidissement en comprimant un peu plus la peau. Ainsi un écart dimensionnel (matérialisé par le segment OC) subsiste qui se traduit par une mise en compression de la peau équilibrée par la mise en traction du cœur. Dans ce cas simple, on peut noter que l'amplitude de la déformation élastique qui subsiste est, en valeur absolue, proportionnelle à celle de la déformation plastique globale ( $OC = AA'$ ).

La description qui vient d'être faite des évolutions dimensionnelles d'un cylindre trempé à l'eau agitée ne doit être considérée que comme une opération pédagogique impliquant des simplifications notamment en ce qui concerne les conditions de transformation et le comportement mécanique des phases en présence. Ainsi si le cœur ne subit que partiellement ou pas du tout la transformation martensitique le décalage temporel des évolutions pourra être sensiblement modifié et les résultats seront très différents.