



HAL
open science

Etude du traitement d'ausforming

Georges Odin

► **To cite this version:**

Georges Odin. Etude du traitement d'ausforming. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1966. Français. NNT : . tel-00862601

HAL Id: tel-00862601

<https://theses.hal.science/tel-00862601>

Submitted on 17 Sep 2013

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

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

SECONDE THESE
proposée par la Faculté

ETUDE DU TRAITEMENT D'AUSFORMING

SECONDE THESE
proposée par la Faculté

ETUDE DU TRAITEMENT D'AUSFORMING

SCIDEM

AUTEUR ODIN, Georges -

TITRE Etude du traitement
d'Asparming (2^{ème} thèse)

N° DE L'OUVRAGE 3 4200 00724899 6

CLASSIFICATION 531.38 ODI

NOM ET ADRESSE

DATE EMPRUNT

ETUDE DU TRAITEMENT D'AUSFORMING

BRISE E.M.S.E



3 4200 00724899 6

.....

.....

.....

.....

.....

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

	<u>PAGES</u>
<u>INTRODUCTION</u>	1
<u>CHAPITRE I : LE TRAITEMENT "D'AUSFORMING"</u>	5
1,1 - <u>DIFFERENTES PHASES DU TRAITEMENT</u>	5
1,2 - <u>PROPRIETES DES ACIERS "AUSFORMED"</u>	7
1,21 - Caractéristiques de traction à l'ambiante des aciers "ausformed" bruts de trempe	7
1,22 - Résistance au revenu	8
1,23 - Caractéristiques de traction à différentes températures d'essai	8
1,24 - Résilience	8
1,25 - Caractéristiques de fatigue	11
1,3 - <u>INFLUENCE DES DIVERS PARAMETRES DU TRAITEMENT</u>	12
1,31 - Température d'austénitisation	12
1,32 - Température de déformation isotherme	13
1,33 - Importance de la déformation	13
1,34 - Mode de déformation	15
1,35 - Vitesse de refroidissement	16
1,36 - Conditions du revenu	16
1,4 - <u>INFLUENCE DE LA COMPOSITION</u>	21
1,41 - Teneur en carbone	21
1,42 - Teneur en divers autres éléments	23
<u>CHAPITRE II : LES MECANISMES DU DURCISSEMENT INTERVENANT DANS LES ACIERS "AUSFORMED"</u>	25
2,1 - <u>REDUCTION DE LA TAILLE DES PLAQUETTES DE MARTENSITE</u>	25
2,2 - <u>FORMATION DE MACLES DANS LA MARTENSITE</u>	27
2,3 - <u>AUGMENTATION DE LA DENSITE DE DISLOCATIONS</u>	28
2,4 - <u>DISPERSION DE CARBURES</u>	30
2,5 - <u>SYNTHESE DES MECANISMES PROPOSES</u>	31
<u>CONCLUSION</u>	33

I N T R O D U C T I O N

Les besoins de l'industrie moderne en matériaux à hautes performances mécaniques s'accroissent chaque jour : tout particulièrement, la fabrication de pièces tournant à grande vitesse, ou d'équipements pour l'aéronautique et l'astro-nautique, crée une demande de matériaux dont le rapport "poids sur charge de rupture" soit le plus faible possible. Le développement des alliages légers à haute résis-tance a permis de satisfaire une partie de ces besoins. Mais les sidérurgistes se sont attachés à mettre au point divers traitements de durcissement grâce auxquels l'acier puisse rester compétitif pour de telles applications.

On sait en effet que, pour un métal donné, il existe, entre la valeur théorique du cisaillement critique et les valeurs expérimentales habituellement atteintes, une marge importante que l'on peut chercher à combler. L'introduction du concept de dislocation a permis de comprendre l'origine de la faiblesse relative des matériaux usuels, en même temps qu'elle a laissé l'espoir d'atteindre des résis-tances proches de la valeur théorique, puisqu'on a pu fabriquer des "barbes" de fer ayant une limite élastique voisine de 1500 kg/mm^2 (1). Par contre, un monocristal de fer de haute pureté commence à se déformer plastiquement sous une charge de 3 kg/mm^2 (2). La résistance de tout alliage à base de fer est comprise entre ces va-leurs extrêmes qui représentent les charges susceptibles, l'une de créer une dislocation, l'autre de déplacer une dislocation dans les conditions les plus favorables. D'une manière générale on peut donc obtenir des résistances élevées, soit en éliminant les dislocations (cas des "barbes"), soit en empêchant leur mou-vement. Les mécanismes élémentaires de tout durcissement sont donc connus, les dislocations pouvant être ou bien ancrées (par des interstitiels essentiellement), ou bien bloquées contre des obstacles divers (joints de grains, autres dislocations,

précipités, groupes d'atomes étrangers). Les qualités mécaniques de la martensite des aciers sont dues à la combinaison de plusieurs de ces mécanismes élémentaires, ainsi que l'attestent de nombreuses études récentes (3 à 6).

La martensite obtenue après trempe classique est dure mais fragile. Le revenu permet de ramener la ductilité à des valeurs acceptables mais au détriment de la ténacité. L'action des divers facteurs déterminant les caractéristiques mécaniques d'une martensite revenue (température d'austénitisation, composition, température et durée du revenu) est actuellement bien connue (7, 8), et il ne paraît pas possible, à l'aide du traitement classique de trempe et revenu, de dépasser des charges de ruptures de 200 kg/mm^2 si l'on veut conserver une ductilité suffisante.

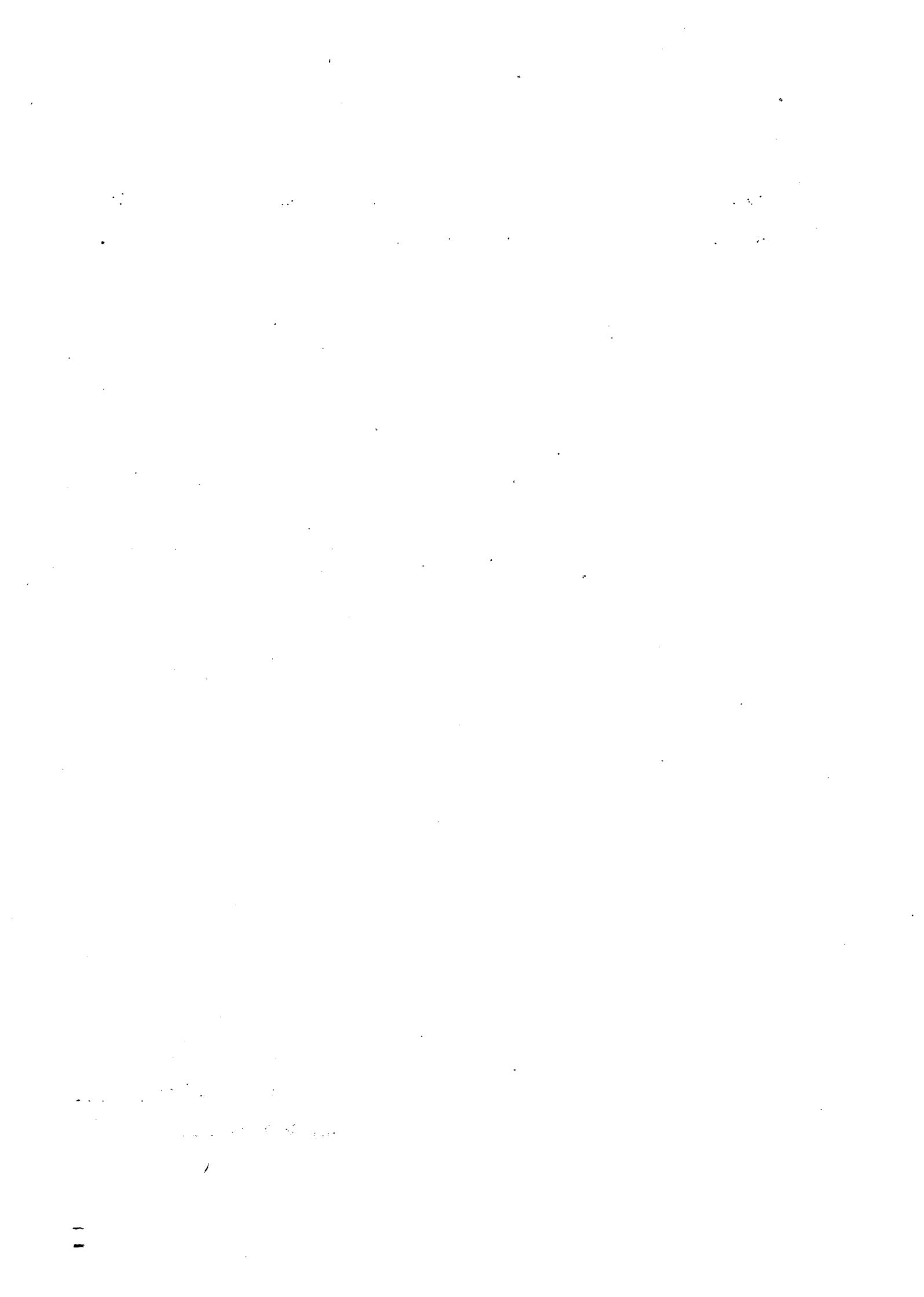
Deux procédés nouveaux permettent de surmonter cette difficulté et d'augmenter sensiblement limite élastique et charge de rupture sans nuire à la ductilité :

- le vieillissement de la martensite dans certains alliages Fe-Ni conduit, grâce à un phénomène de durcissement structural, à des matériaux pouvant présenter une limite élastique de 210 kg/mm^2 avec une réduction de section de 60 %. Ce sont les aciers "maraged" (3, 9).

- l'introduction d'une déformation plastique à divers stades du traitement thermique permet également d'obtenir des produits possédant une haute résistance associée à une bonne ductilité. Ces traitements thermomécaniques peuvent être divisés en deux catégories : d'une part ceux qui sont basés sur une déformation de la martensite suivie ou non de vieillissement (10, 11).

d'autre part, ceux qui utilisent les propriétés de la martensite obtenue à partir d'austénite déformée, désignés sous le nom "d'ausforming". Les propriétés mécaniques remarquables des aciers à trempe martensitique réalisée sur une structure austénitique déformée ont été découvertes par R. HARVEY (12), d'une part, E. LIPS et H. VAN ZULLEN (13) d'autre part, qui ont obtenu des aciers montrant une limite élastique de 280 kg/mm^2 et une réduction de section de 40 %. De nombreux travaux (14 à 17) sont ensuite venus confirmer ces premiers résultats, et ont précisé

l'action des divers facteurs intervenant au cours du traitement d'"ausforming". Un champ d'applications extrêmement vaste semble s'offrir aux aciers "ausformed", d'autant que la compréhension des mécanismes complexes du durcissement, qui est loin d'être parfaite actuellement, devrait permettre d'améliorer encore leurs performances.



CHAPITRE I

LE TRAITEMENT "D'AUSFORMING"

1,1 - DIFFERENTES PHASES DU TRAITEMENT

Les diverses phases du traitement d'"ausforming" sont indiquées sur la courbe de transformation isotherme représentée figure 1. Après austénitisation, l'acier est amené rapidement à une température du domaine où l'austénite est métastable; l'échantillon est alors déformé à température constante puis trempé en martensite.

Pour que l'on dispose d'un temps suffisant pour accomplir la déformation il est nécessaire que l'acier utilisé présente un diagramme TTT tel que le nez de la perlite et celui de la bainite soient nettement distincts. Ceci d'autant plus que la déformation plastique tend à accélérer la décomposition de l'austénite en perlite ou bainite (18). C'est pourquoi les aciers susceptibles du traitement "d'ausforming" contiennent des éléments qui retardent la décomposition de l'austénite, en particulier du chrome (1 à 13 %) : dans certains aciers, en augmentant la teneur en chrome de 1 à 3,5 % on fait passer, par exemple, le temps d'incubation au nez de la perlite de 10 à 10³ secondes.

La température de déformation est choisie inférieure à la température de recristallisation de l'austénite : la déformation appliquée est donc en fait une déformation "à froid", bien qu'elle soit pratiquée à une température supérieure à l'ambiante. Si la réduction de section doit être importante, on procède en général par passes successives avec réchauffage intermédiaire du produit déformé de manière à ce que la température reste bien uniforme tout au long de l'opération.

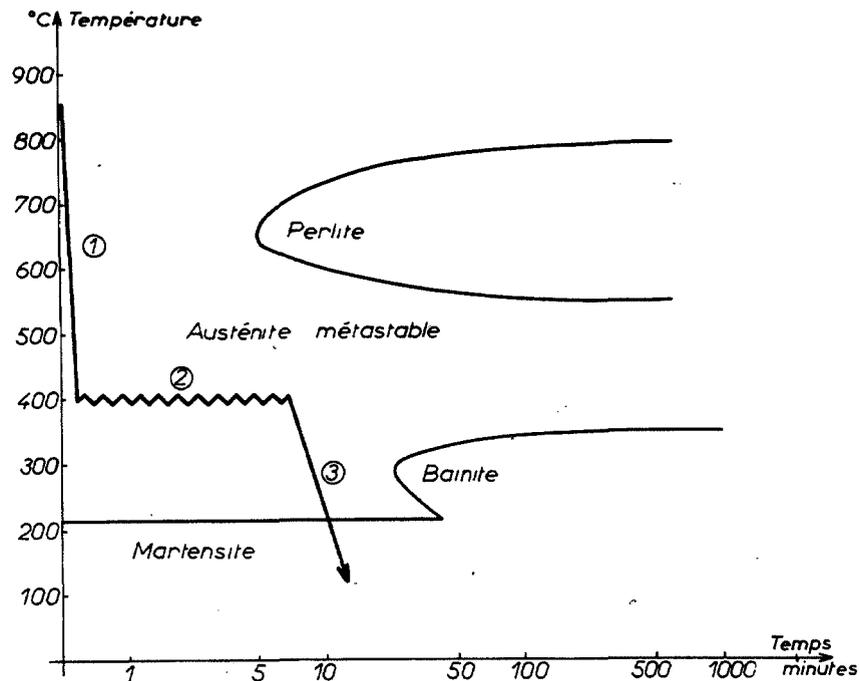


Figure 1 - Différentes phases du traitement "d'ausforming" schématisées dans un diagramme TTT.

- 1) Refroidissement rapide depuis la température d'austénitisation (850°C).
- 2) Déformation à température constante.
- 3) Trempe en martensite.

Le refroidissement final doit être suffisamment rapide pour obtenir la transformation martensitique. Mais il est très souvent impossible d'empêcher une formation partielle de bainite. Remarquons que le traitement d'ausforming présente les avantages de la trempe étagée, limitant les risques de déformation et de tapures à la trempe.

1,2 - PROPRIETES DES ACIERS "AUSFORMED"

1,21 - CARACTERISTIQUES DE TRACTION A L'AMBIANTE DES ACIERS "AUSFORMED" BRUTS DE TREMPE.-

La martensite formée présente une dureté supérieure à celle de la martensite obtenue par trempe classique sur le même acier, à condition que la teneur en carbone soit suffisante (0,3 à 0,5 %). La limite élastique E, la charge de rupture R sont augmentées sans que la réduction de section à la rupture soit abaissée, ainsi que le montrent les résultats du tableau I. Ces résultats sont relatifs à un acier ayant la composition suivante :

Carbone	0,40 %	Chrome	1,45 %
Nickel	4,75 %	Silicium	1,55 %

La température d'austénitisation était de 870°C.

!	! Limite élastique !	! Charge de rupture !	! Réduction de !	! Allongement !
!	! E !	! R !	! section !	! A !
!	! kg/mm ² !	! kg/mm ² !	! Σ !	! % !
!	!	!	! % !	!
! Traitement de !	!	!	!	!
! trempe !	! 175 !	! 220 !	! 11 !	! 1 !
! classique !	!	!	!	!
! Traitement !	!	!	!	!
! d'ausforming !	! 200 !	! 280 !	! 11 !	! 7,5 !
! déformation de !	!	!	!	!
! 75 % à 535°C !	!	!	!	!
!	!	!	!	!

TABLEAU I D'après SCHMATZ (15)

Dans certains cas toutefois, le gain réalisé grâce au traitement "d'ausforming" sur la ténacité se traduit par un abaissement sensible des caractéristiques de ductilité (20).

1,22 - RESISTANCE AU REVENU.-

Comme nous le verrons ci-dessous, les aciers "ausformed" se comportent au revenu d'une manière différente de celle des aciers ayant subi une trempe classique. En particulier on n'observe pas de durcissement secondaire. La charge de rupture et la réduction de section sont peu modifiées pour des températures de revenu suffisamment basses ($< 500^{\circ}\text{C}$). Dans les aciers fortement alliés, la résistance au revenu à haute température est augmentée par le traitement "l'ausforming"(19).

1,23 - CARACTERISTIQUES DE TRACTION A DIFFERENTES TEMPERATURES D'ESSAI.-

Comme le montre par exemple la figure 2, les caractéristiques de traction des aciers "ausformed" restent supérieures à celles des mêmes aciers ayant subi le traitement classique de trempe et revenu, dans une bande étendue de températures d'essai et en particulier à température inférieure à l'ambiante (19-21).

1,24 - RESILIENCE.-

Il semble que, pour des températures de revenu basses ($< 400^{\circ}\text{C}$), la résilience soit peu modifiée par le traitement d'"ausforming" (19, 22, 24).

Par contre, il a été observé sur divers aciers (22, 24) que la résilience est très nettement améliorée par "l'ausforming" après revenu à une température voisine de 600° (figures 3 et 4). Dans le cas d'un acier à 12 % Cr et 0,23 % C, l'examen des faciès de rupture montre que "l'ausforming" produit alors une réduction de la taille des cupules. Il y aurait donc un choix à faire quant à la température de revenu :

- pour des températures inférieures à 400°C , l'acier "ausformed" possède une charge de rupture très supérieure à celle du même acier trempé et revenu, les résiliences étant voisines.

- pour des températures supérieures à 400°C , les charges de rupture sont voisines pour les deux traitements mais la résilience de l'acier "ausformed" est nettement améliorée.

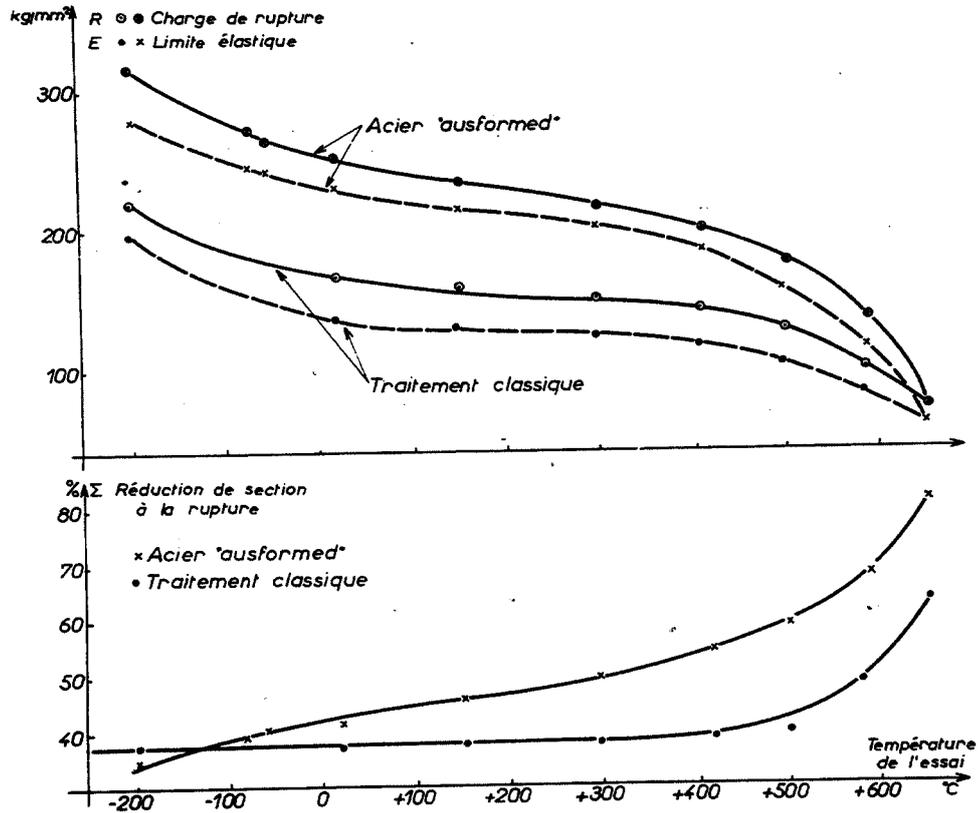


Figure 2 - Comparaison des caractéristiques de traction à différentes températures d'essai pour un acier après traitement "d'ausforming" et traitement classique.

Acier type H 11 : C = 0,40 % , Cr = 5 % ,
Mo = 1,3 % , Si = 1 % , V = 0,5 %.

Traitement "d'ausforming" : déformation de 90 % à 565°C.

Température de revenu 565°C d'après ZACKAY (17) .

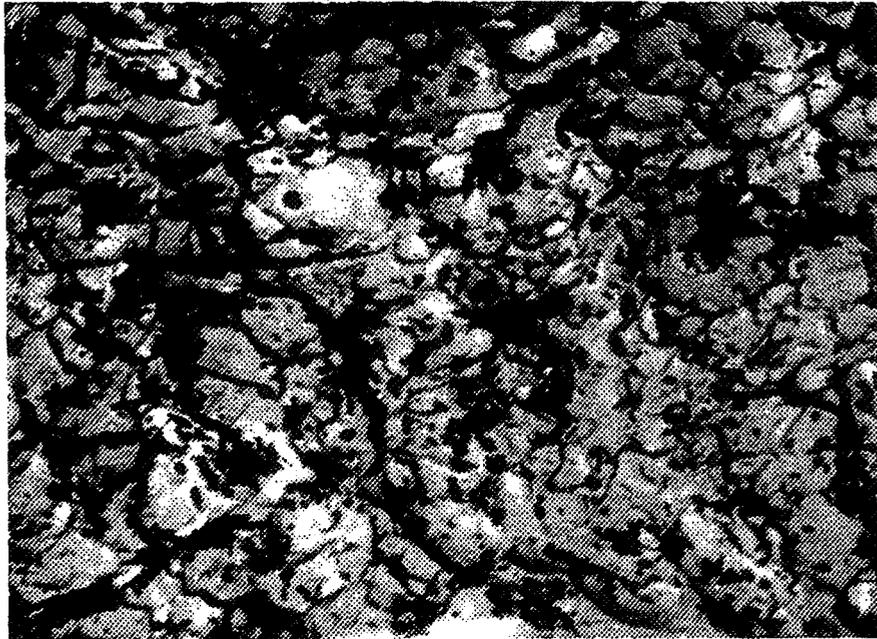


Figure 3 - Microfractographie d'une cassure dans un acier à 12 % Cr après "ausforming". Revenu de 1 h à 600°C
G = 8 000.

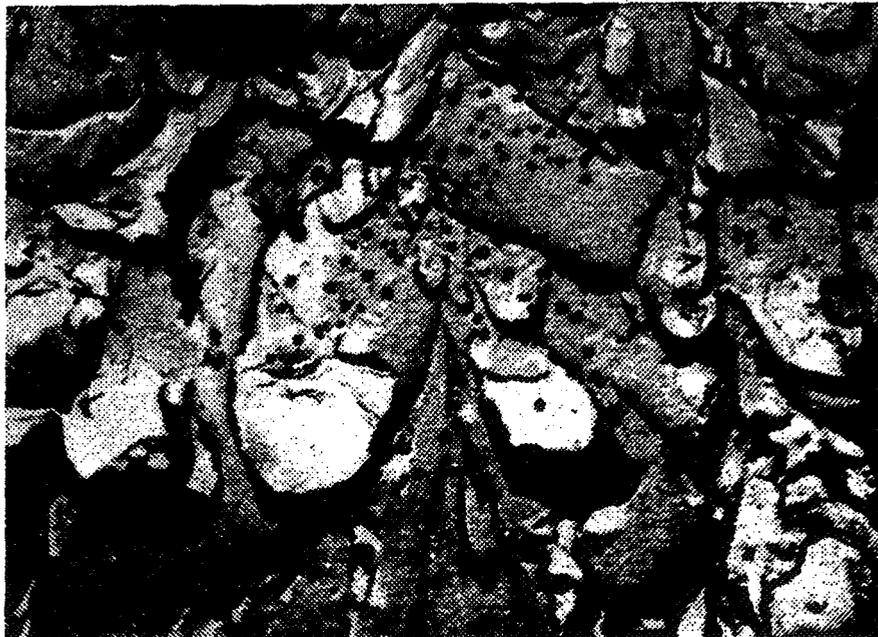


Figure 4 - Microfractographie d'une cassure dans le même acier après traitement classique. Revenu de 1 h à 600°C.
G = 8 000 d'après IRANI (22)

Toutefois, G. BROWN (23) signale par contre que dans un acier à 12 % Cr l'"ausforming" diminue la résistance à un état de contraintes biaxial, même après revenu à 550°C. Dans ce cas le traitement "d'ausforming" entraîne donc une fragilisation.

1,25 - CARACTERISTIQUES DE FATIGUE.-

Tous les essais réalisés jusqu'alors montrent que les aciers "ausformed" présentent une résistance à la fatigue considérablement accrue (17, 19, 25) (figure 5).

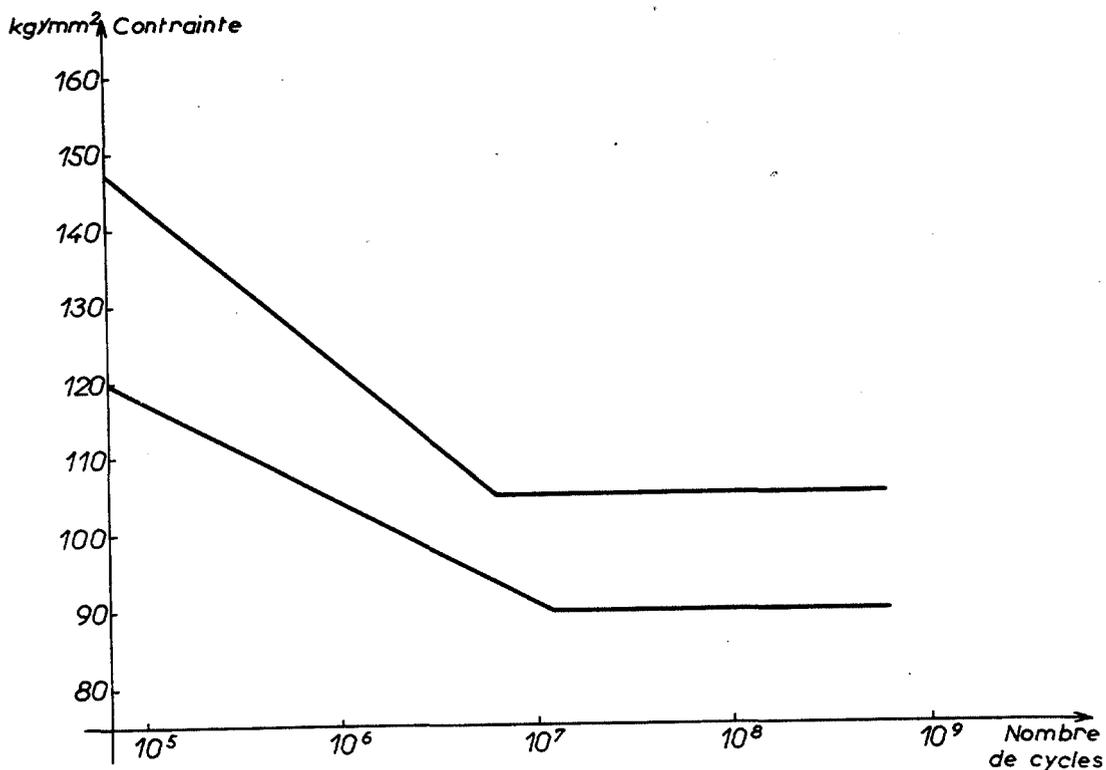


Figure 5 - Courbes de Wöhler d'un acier de type H 11 après traitement "d'ausforming" et traitement classique.
d'après BORIK (25).

Selon F. BORIK, l'examen des ruptures de fatigue montre que "l'ausforming" provoque une grande difficulté de propagation des fissures. Les caractéristiques de fatigue déterminées à l'aide d'éprouvettes entaillées sont également améliorées (25).

1,3 - INFLUENCE DES DIVERS PARAMETRES DU TRAITEMENT

1,31 - TEMPERATURE D'AUSTENITISATION.-

La température d'austénitisation détermine la taille des grains de l'austénite non déformée. Mais la taille des plaquettes de martensite, qui agit sur les propriétés mécaniques, ne dépend pas uniquement de ce facteur puisque l'austénite subit avant la transformation martensitique une déformation importante susceptible de "briser" le grain initial.

Les résultats obtenus quant à l'influence de la température d'austénitisation, sont donc contradictoires, pour des aciers divers :

- selon V. ZACKAY (26), pour un acier contenant 0,30 % C et 3 % Cr, les propriétés mécaniques après "ausforming" sont semblables pour toute température d'austénitisation comprise entre 930°C et 1150°C, ce qui correspond à des grosseurs de grains allant de 6 à 0 dans l'échelle ASTM. Dans ce cas le traitement "d'ausforming" présente l'avantage de laisser une plus grande latitude quant au choix de la température d'austénitisation.

- au contraire, W. DUCKWORTH (27) a montré que, pour des alliages Fe-Ni-Cr-Mo-Si, une augmentation de la température d'austénitisation, de 40°C au-dessus d'Ac₃ à 110°C au-dessus d'Ac₃, provoquait une diminution importante de la charge de rupture après "ausforming". Dans ce cas il faut choisir une température d'austénitisation aussi basse que possible.

1,32 - TEMPERATURE DE DEFORMATION ISOTHERME.

La température de déformation isotherme est déterminée de manière à éviter toute transformation en perlite ou en bainite. Elle est donc la plus souvent comprise dans un intervalle assez étroit autour de 500°C, correspondant à l'"anse" des diagrammes TTT.

Toutes les études effectuées jusqu'alors montrent que les propriétés mécaniques après "ausforming" sont d'autant meilleures que la température choisie dans cet intervalle est plus basse (26, 27, 28). Cette observation conduit donc à penser que le durcissement provoqué par "l'ausforming" est lié, au moins en partie, à un durcissement par écrouissage de l'austénite. Pour un acier dont le point M_S était voisin de l'ambiante, S. FLOREEN (11) a pu proposer la formule empirique suivante :

$$E_A = \Delta E_{\gamma - 275} + E_M$$

E_A limite élastique de l'acier "ausformed" (température de déformation 275°C).

E_M limite élastique de la martensite obtenue par trempe classique.

$E_{\gamma - 275}$ accroissement de limite élastique de l'austénite dû à la déformation à 275°C.

Par suite de la position particulière du point M_S , E_A , E_M et E_{γ} étaient mesurables indépendamment : les résultats expérimentaux étaient en bon accord avec la formule ci-dessus.

Le temps de maintien à la température de déformation, dans la mesure où il est assez court pour ne pas entraîner de transformation en bainite, ne paraît pas avoir d'influence sur le résultat du traitement (29).

1,33 - IMPORTANCE DE LA DEFORMATION.

Comme le montre la figure 6, et comme le laissait supposer la formule empirique de S. FLOREEN, le traitement "d'ausforming" est d'autant plus efficace que la réduction de section qui est imposée au métal au cours de la déformation est plus

importante. Les résultats obtenus jusqu'alors à ce sujet sont bien concordants et indiquent une augmentation moyenne de la charge de rupture après trempe de $0,4 \text{ kg/mm}^2$ par pour cent de déformation (16, 17, 30).

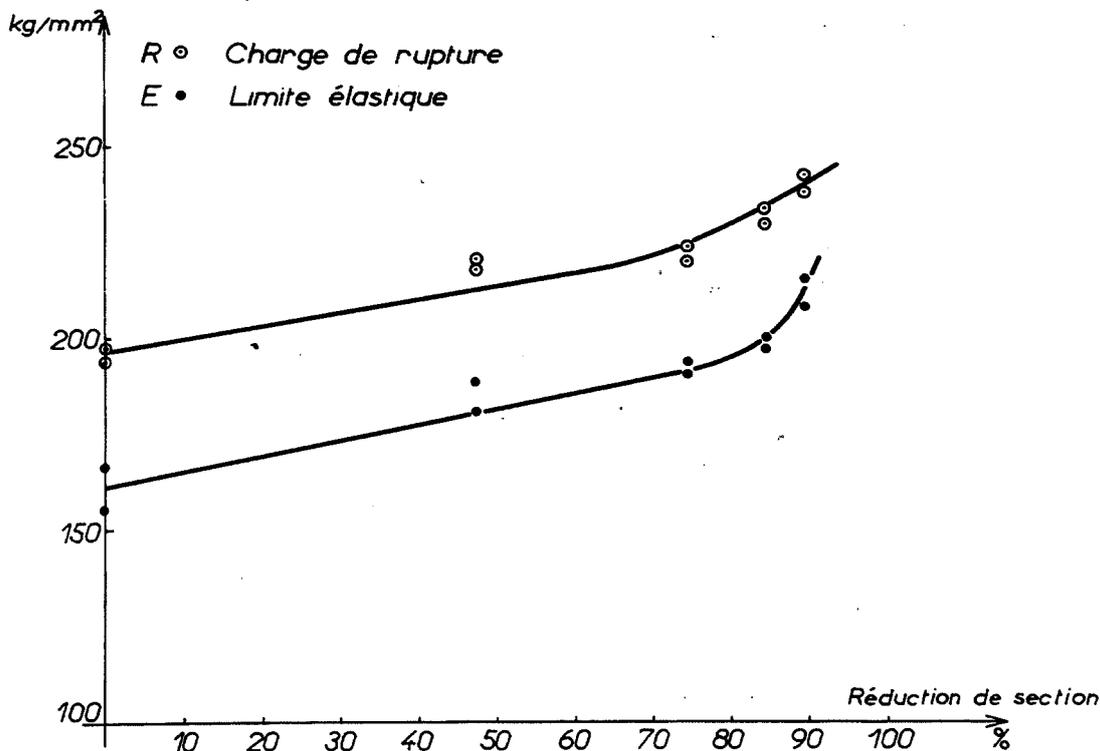


Figure 6 - Influence de l'importance de la déformation de l'austénite métastable sur la limite élastique et la charge de rupture après trempe.

Acier 0,31 % C , 2,21 % Cr , 1,03 % Ni , 1,15 % Mn , 1,59 % Si
Revenu 100°C
d'après SHYNE (16) .

Il n'est toutefois pas toujours souhaitable de réaliser des réductions de section importantes ; en effet cela implique une augmentation de la durée du maintien isotherme susceptible de permettre la décomposition de l'austénite; d'autre part, dans certains aciers, une déformation importante peut accroître la teneur en austénite résiduelle après trempe (31).

Il faut également remarquer que la déformation est encore plus efficace si elle est pratiquée sur un métal qui contient déjà de la martensite, mais en général, il résulte alors du traitement une baisse de ductilité (11, 21, 30).

1,34 - MODE DE DEFORMATION.-

Du fait que l'amélioration des propriétés mécaniques est liée à une déformation plastique importante du métal à l'état austénitique, on pouvait craindre que cela n'entraîne une forte anisotropie. E. KULA (32) a, en effet, pu observer l'existence d'une texture de laminage de l'austénite métastable après déformation : par suite des relations d'orientation existant entre le réseau de la martensite et celui de l'austénite "mère", la martensite d'un acier "ausformed" présente des orientations préférentielles.

Effectivement, les expériences réalisées sur divers aciers (23, 24, 33, 34) ont permis de déceler une certaine anisotropie dont les effets restent heureusement limités. Dans le cas d'une déformation réalisée par laminage, B. BANERJEE (34) a relevé que les propriétés mécaniques en travers étaient améliorées de façon beaucoup plus sensible que les propriétés en long. D'autre part, R. TOTH (33) a montré que, pour un acier à outils contenant 5 % Cr, l'écroutissage de l'austénite étant réalisé par torsion, on observait après trempe une augmentation de 35 % de la résistance à la torsion dans le sens de la torsion d'écroutissage; dans le sens inverse, la résistance était par contre légèrement diminuée.

On a donc pu se demander si l'existence d'orientations préférentielles dans la martensite "ausformed" n'était pas le principal responsable de l'amélioration des propriétés mécaniques. L'expérience décrite ci-dessous, due à W. JUSTUSSON (35), a montré que l'existence d'orientations préférentielles dans la martensite n'était nullement nécessaire et que l'écroutissage de l'austénite était bien le facteur déterminant; on a comparé les propriétés après "ausforming", d'une part pour une barre ronde, d'autre part pour un cube déformé successivement selon ses trois

axes de manière à ce que sa taille ne soit pas modifiée; les résultats du tableau II montrent que les caractéristiques mécaniques dans le cube, alors que la déformation n'était pas susceptible d'y produire des orientations préférentielles pour la martensite "ausformed", sont tout à fait analogues à celles de la barre déformée de manière classique.

Déformation %	Direction des éprouvettes	E kg/mm ²	R kg/mm ²	Σ %
0		115	130	61
94	Barre - l	165	185	58
88	Cube x	172	187	39
	y	158	180	50
	z	166	184	37

TABLEAU II d'après JUSTUSSON (35)

Acier 0,14 % C - 11,9 % Cr

Température de déformation 480°C pour le cube
510°C pour la barre

1,35 - VITESSE DE REFOUILLISSEMENT.

La vitesse du refroidissement après déformation ne semble avoir aucune influence sur les caractéristiques mécaniques des aciers "ausformed". Il suffit qu'elle soit assez grande pour éviter la formation d'une quantité de bainite trop importante. Toutefois, pour certains aciers dont le point M_s est à température élevée, les vitesses de refroidissement faibles peuvent conduire à maintenir à température relativement haute des quantités appréciables de martensite; il se produit alors un revenu au cours même du refroidissement (36).

1,36 - CONDITIONS DE REVENU.

D'une manière générale, la martensite formée à partir d'austénite écrouie conserve après revenu des caractéristiques mécaniques supérieures à celles de la martensite obtenue par trempe classique. Jusqu'à des températures de l'ordre de 500°C,

les caractéristiques de ténacité des aciers "ausformed" sont peu modifiées par le revenu, la ductilité étant par contre légèrement augmentée. Après "ausforming" aucun durcissement secondaire n'est relevé au cours du revenu pour les aciers qui montrent habituellement ce phénomène (15, 36).

Toutefois, par suite essentiellement de leurs différences de composition, les aciers "ausformed" ne se comportent pas tous de manière absolument identique au cours du revenu. La figure 7 montre par exemple, en fonction de la température de revenu, l'évolution comparée après "ausforming" et après trempe classique de la dureté

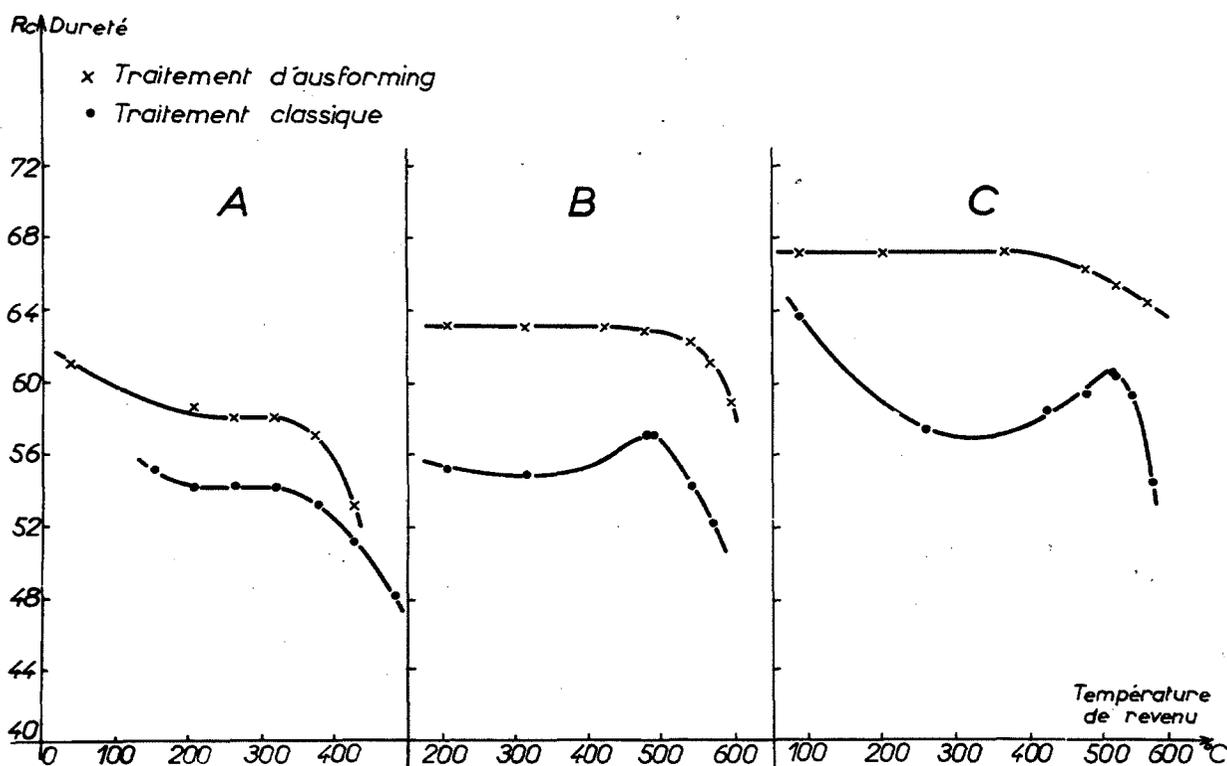


Figure 7 - Dureté de trois aciers "ausformed" en fonction de la température de revenu.

A - 0,40 % C 1,9 % Ni 1,6 % Si 0,96 % Cr
Déformé de 68 % à 600°C

B - 0,40 % C 5 % Cr 1,3 % Mo 0,5 % V
Déformé de 91 % à 600°C

C - 0,55 % C 12 % (Cr, W, Mo, V)
Déformé de 91 % à 600°C

d'après ZACKAY (36)

de trois aciers de compositions différentes. La figure 8 donne pour l'un de ces aciers les variations de la charge de rupture R et de la limite élastique E ; on voit que pour des revenus à température inférieure à 500°C R et E ne varient pas. Pour des températures de revenu supérieures R et E décroissent. Par contre, on voit

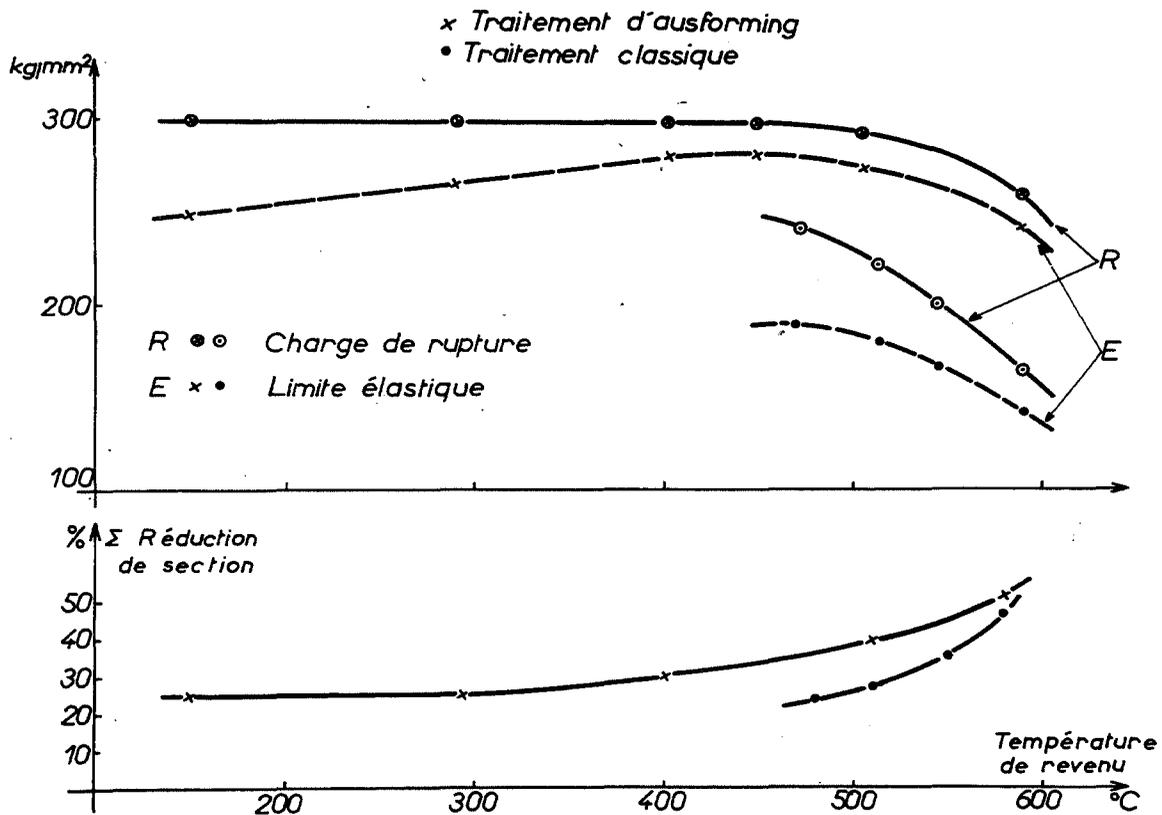


Figure 8 - Variations des caractéristiques de traction d'un acier "ausformed" de type H 11 avec la température de revenu

0,40 % C 5 % Cr 1,3 % Mo 0,5 % V
 Déformé de 91 % à 600°C

d'après ZACKAY (36)

sur la figure 9, que pour un acier "ausformed" de composition différente, il y a un accroissement de E et R pour des températures de revenu comprises entre 300° et 450°C ; cet effet paraît lié à la teneur en silicium (36).

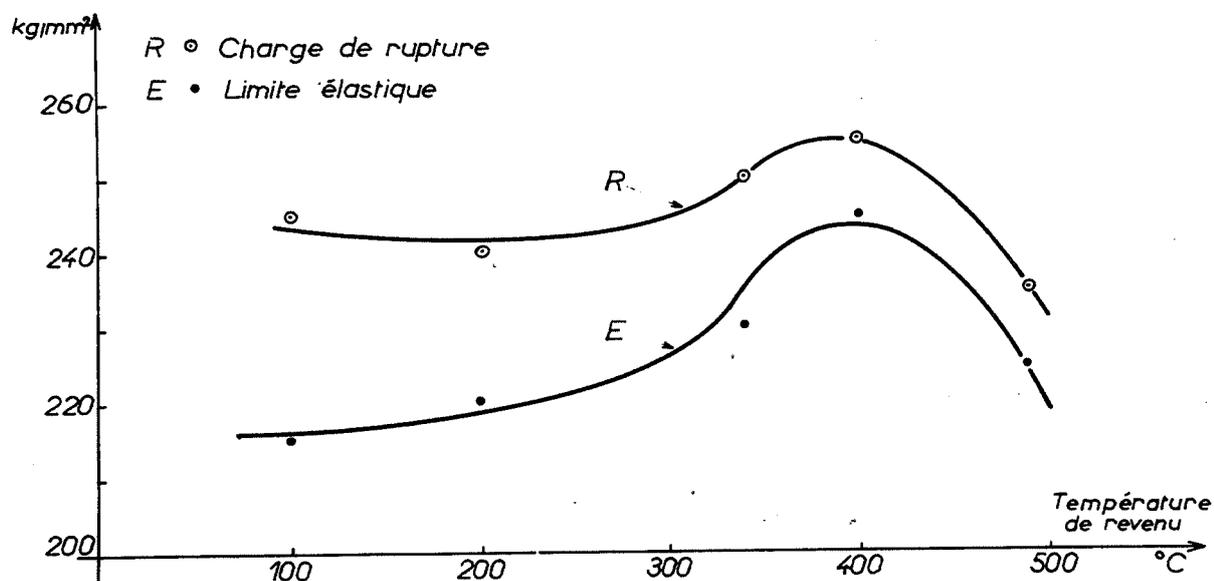


Figure 9 - Variations de la limite élastique et de la charge de rupture d'un autre acier "ausformed" avec la température de revenu.

Acier 0,29 % C 3 % Cr 3 % Si
Déformé 94 % à 510°C

d'après ZACKAY (36)

Plusieurs auteurs ont cherché à identifier au microscope électronique, soit à l'aide de répliques extractives, soit sur des lames minces examinées en transmission, les carbures qui apparaissent pour différentes températures de revenu (22, 34, 35, 37). D'une manière générale, les précipitations de carbures observées sont toujours plus fines et mieux réparties dans les aciers "ausformed" que dans ceux qui ont subi le traitement classique. Plusieurs auteurs (22, 37) pensent d'ailleurs qu'une précipitation de carbures extrêmement fins ($< 30 \text{ \AA}$) intervient au cours même

de la déformation. Par revenu à une température inférieure à celle qui permet une diffusion rapide des éléments d'alliage carburigènes habituellement présents dans les aciers "ausformed" ($<450^{\circ}\text{C}$), on provoque une décomposition de la martensite produisant de la cémentite Fe_3C . "L'ausforming" réduit l'importance de cette décomposition et les plaques de Fe_3C formées sont très dispersées (figures 10 et 11).



Figure 10

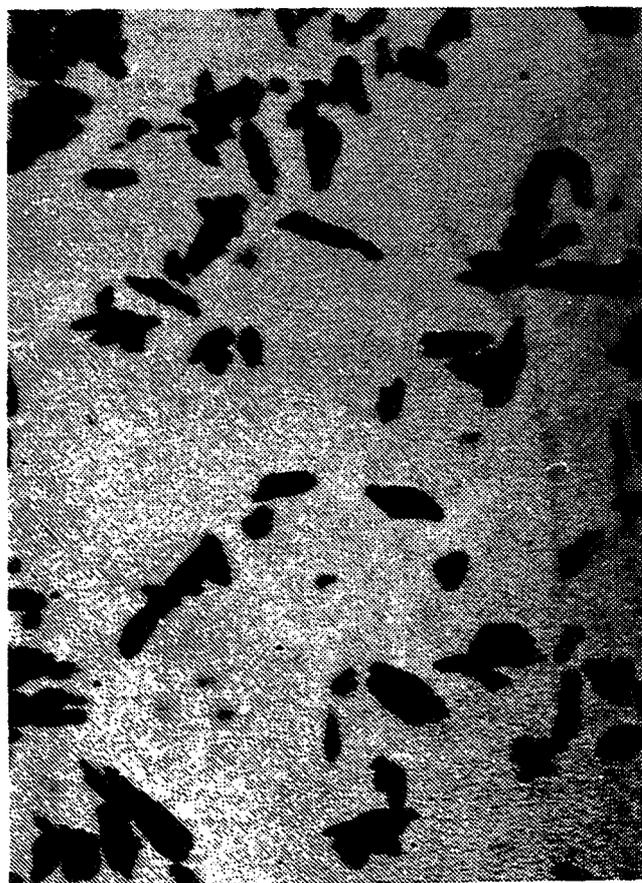


Figure 11

Figures 10 & 11 - Etat de précipitation des carbures après revenu à 430°C .

Répliques extractives $G = 20\ 000$

Acier 0,35 % C 12 % Cr 4 % Ni

Figure 10 : Après trempe classique

Figure 11 : Après "Ausforming"

d'après JUSTUSSON (35)

Pour des températures de revenu plus élevées, la cémentite n'apparaît plus : vers 550°C on observe uniquement des carbures sphériques de type M_7C_3 ou $M_{23}C_6$ aussi bien après "ausforming" qu'après traitement classique; toutefois les précipités sont plus fins et mieux répartis dans l'acier "ausformed". En effet après trempe classique, la précipitation s'amorcerait essentiellement aux "joints" entre plaquettes de martensite : dans l'acier "ausformed" au contraire elle se produirait sur les précipités préexistants.

La résistance au revenu des aciers "ausformed" peut donc être liée:

- soit à la présence de précipités fins et uniformément répartis apparus au cours de la déformation ou dans les tous premiers stades du revenu.

- soit à un accroissement de la solubilité du carbone dû à la présence dans la martensite "ausformed" de défauts "hérités" de l'austénite écrouie (écheveaux de dislocations, fautes d'empilement ..). Ces défauts qui sont des sites préférentiels pour la précipitation de carbures, peuvent en effet se comporter également comme des régions de forte solubilité du carbone (38) : le carbone pourrait donc rester en sursaturation jusqu'à des températures de revenu plus élevées qu'après trempe classique, ce qui aurait pour effet de maintenir les caractéristiques de ténacité à un niveau élevé (35).

1,4 - INFLUENCE DE LA COMPOSITION

1,41 - TENEUR EN CARBONE.-

Il semble que le carbone joue un rôle vital dans l'obtention de caractéristiques mécaniques élevées après "ausforming". Dans des alliages Fe-Ni à 30 % Ni, aucun durcissement consécutif à "l'ausforming" ne serait observé si la teneur en carbone est faible : par contre pour des alliages contenant 0,45 % C, la dureté de la martensite serait nettement accrue par un écrouissage de l'austénite initiale (39).

Pour des aciers "ausformed" contenant 3 % Cr et 1,5 % Ni, la limite élastique et la charge de rupture croissent régulièrement quand la teneur en carbone augmente entre 0,30 % et 0,60 %. La réduction de section décroît avec la teneur en carbone, mais moins rapidement que pour des martensites obtenues par trempe classique (figure 12) (35).

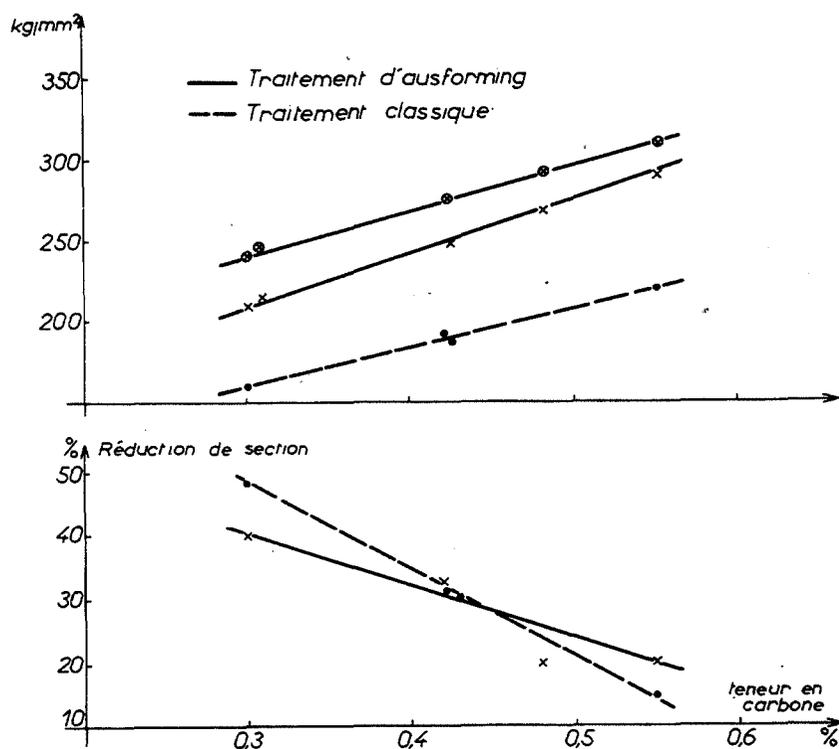


Figure 12 - Caractéristiques de traction d'un acier "ausformed" à 3 % Cr et 1,5 % Ni en fonction de sa teneur en carbone
Déformé de 91 % à 540°C
Revenu à 330°C.

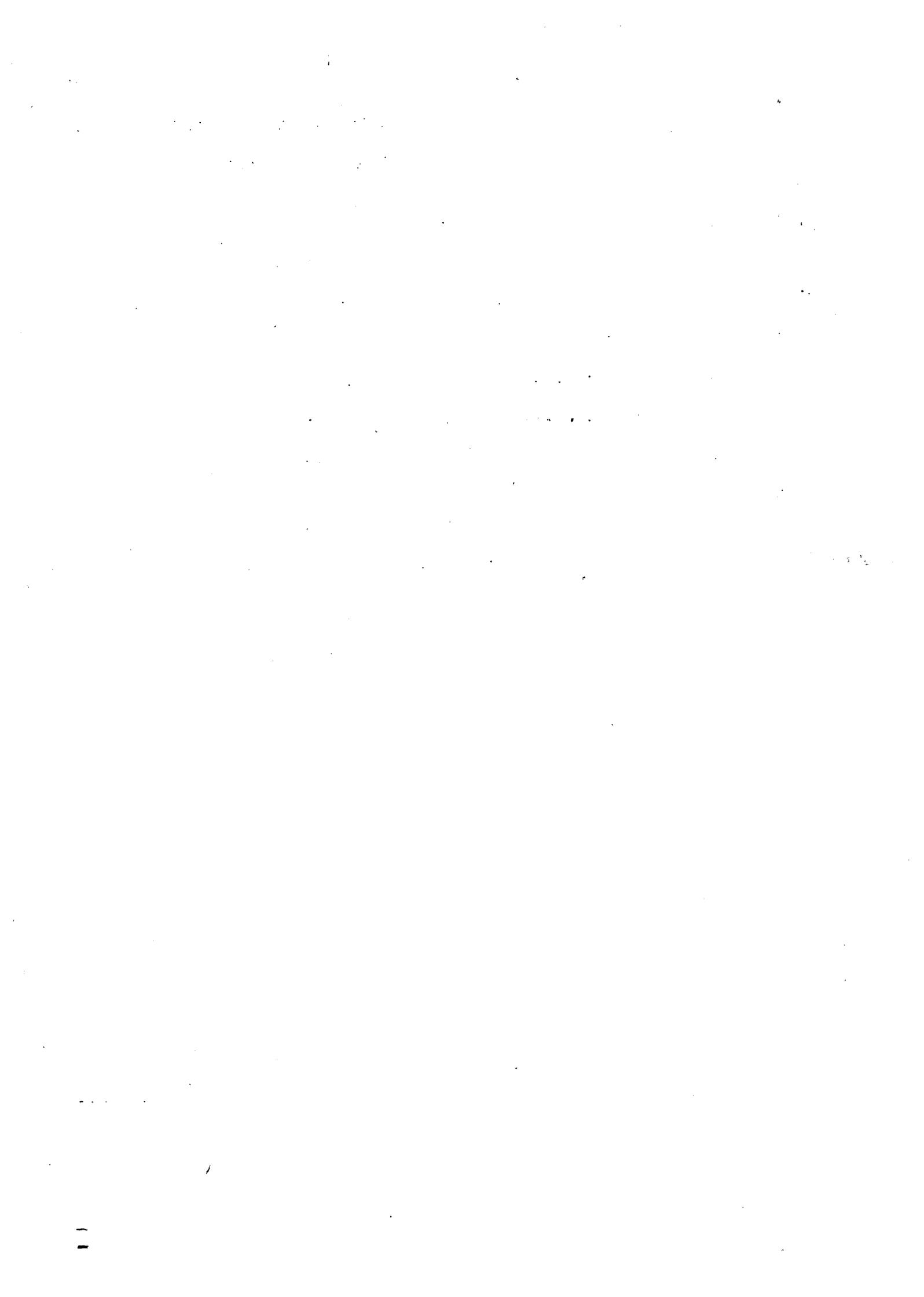
D'après Mac EVILY (37), le facteur déterminant serait le rapport entre la teneur en carbone et la teneur en éléments d'alliage carburigènes : les propriétés mécaniques les meilleures pourraient être développées dans les aciers où teneur en

carbone et teneur en éléments carburigènes sont dans un rapport stoechiométrique, compte tenu de la formule des carbures susceptibles de se former.

1,42 - TENEUR EN DIVERS AUTRES ELEMENTS.-

Par suite de la grande variété de composition des aciers susceptibles d'"ausforming", le rôle précis de chacun des divers éléments d'alliage reste actuellement mal connu.

Les éléments d'alliage choisis doivent, bien entendu, étendre le domaine où l'austénite est métastable. Leur influence peut également s'exercer sur la nature et la cinétique de la précipitation des carbures au cours du revenu, ou éventuellement au cours de la phase de déformation.



CHAPITRE II

LES MECANISMES DU DURCISSEMENT INTERVENANT
DANS LES ACIERS "AUSFORMED"

2,1 - REDUCTION DE LA TAILLE DES PLAQUETTES DE MARTENSITE

C'est le premier mécanisme qui ait été proposé pour rendre compte de l'amélioration des caractéristiques mécaniques obtenues dans les aciers grâce au traitement "d'ausforming". Pendant la phase de déformation, le grain initial d'austénite serait "brisé" ce qui conduirait à une taille plus faible des plaquettes de martensite : cette réduction du "grain" de l'acier "ausformed" serait à l'origine du durcissement observé. Cette hypothèse permet de rendre compte de l'influence de l'importance de la déformation plastique sur l'amélioration des propriétés mécaniques (voir ci-dessus 1,33) (27). La température d'austénitisation qui fixe le grain d'austénite avant déformation, agit peu, en définitive sur la taille finale des plaquettes de martensite.

L'observation au microscope électronique montre la différence de structure des martensites obtenues par trempe classique d'une part et après "ausforming" d'autre part (figures 13 et 14). Des mesures de la longueur des plaquettes de martensite ont été faites par J. SHYNE (16), sur trois aciers à teneur en carbone différentes. Elles sont données ci-dessous au tableau III. On voit que les plaquettes de martensite sont d'autant plus fines que la déformation subie par l'austénite métastable a été plus importante.

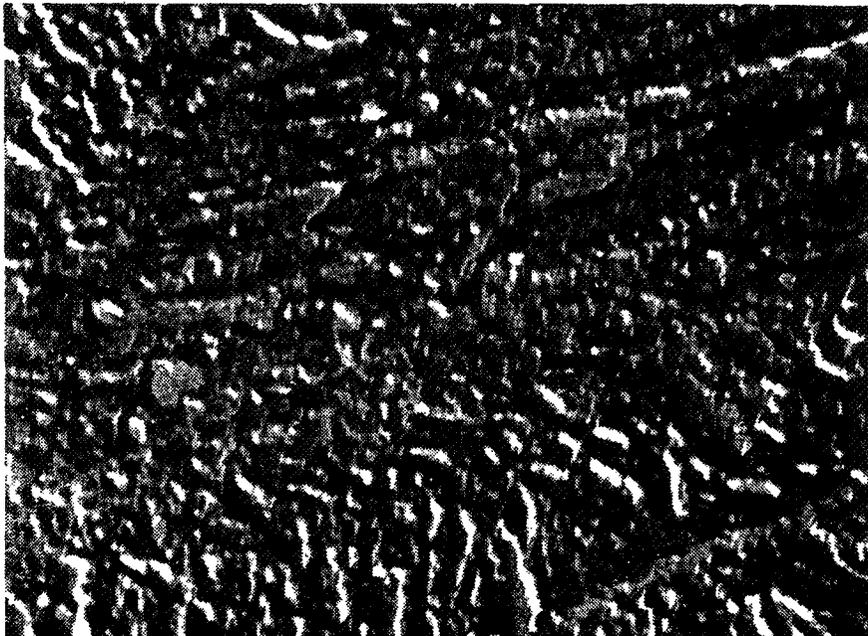


Figure 13 - Après trempe classique à partir de 870°C
G = 6 000 - agrandi à 23 000



Figure 14 - Après ausforming - déformation de 75 % à 515°C
G = 6 000 - agrandi à 23 000

d'après SCHIFFER (15)

Taille des plaquettes de martensite dans un acier à
0,40 % C , 4,75 % Ni , 1,45 % Cr , 1,55 % Si
Attaque au nital. Répliques de parlodin ombrées au chrome
Revenu 1 h à 260°C

Réduction de section %	Longueur des plaquettes μ		
	Acier à 0,31 % C	Acier à 0,41 % C	Acier à 0,47 % C
0	3,2	3,2	2,9
50	2,7	2,6	2,4
75	2,0	2,4	2,3
87	1,9	1,5	2,0
93	1,5	1,4	1,7

TABLEAU III d'après J. SHYNE (16)

Des résultats analogues ont été décrits par J. IRANI (22) qui signale que la largeur des plaquettes est également réduite.

On connaît les expressions proposées par A. STROH (41) et A. COTTRELL (42) permettant de relier la limite élastique σ_y et la charge de rupture par clivage, à la taille des grains. Si $2d$ est le diamètre moyen des grains on a par exemple pour la limite élastique :

$$\sigma_y = \sigma_1 + k_y d^{-\frac{1}{2}}$$

J. SHYNE (16) a montré que, si l'on prend pour $2d$ la longueur des plaquettes de martensite, σ_y variait effectivement de manière linéaire en fonction de $d^{-\frac{1}{2}}$.

2,2 - FORMATION DE MACLES DANS LA MARTENSITE

Selon P. KELLY (43) on pourrait distinguer dans les aciers deux types de martensite :

- la martensite en aiguilles apparaissant principalement dans les aciers à bas carbone. Les aiguilles seraient probablement monocristallines.

- la martensite en plaques apparaissant dans les aciers à fort carbone. Les plaques de martensite peuvent contenir des macles d'habitat $\left\{ \begin{matrix} 225 \\ \gamma \end{matrix} \right\}$ ou $\left\{ \begin{matrix} 259 \\ \gamma \end{matrix} \right\}$. Les

joints de macles constituent des obstacles au mouvement des dislocations : en somme le maclage produit un effet analogue à une réduction de la taille des plaquettes.

La déformation plastique de l'austénite "mère" favoriserait le maclage. Effectivement, J. TAMURA (39) aurait observé de nombreux grains maclés dans des aciers "ausformed".

Dans l'hypothèse où le maclage serait un facteur déterminant de la consolidation des aciers par "ausforming", les paramètres du traitement susceptibles de modifier les propriétés mécaniques seraient l'importance de la réduction de section, ainsi que la température et la vitesse de déformation (27).

2,3 - AUGMENTATION DE LA DENSITE DE DISLOCATIONS

Le rôle du traitement "d'ausforming" serait de produire une martensite "écrouie" contenant un réseau de dislocations hérité de celui de l'austénite déformée. F. SCHALLER (44) a montré que les défauts présents dans la phase austénitique ne se comportaient pas nécessairement au cours de la transformation comme des obstacles au développement des plaquettes de martensite : le plus souvent au contraire les arrangements réguliers de dislocations, et probablement les écheveaux plus complexes, peuvent être retrouvés après transformation dans la phase martensitique.

Dans divers aciers l'examen de lames minces au microscope électronique a d'ailleurs permis de déceler l'existence d'un réseau de dislocations plus dense après "ausforming" qu'après trempe classique (figures 15 et 16) (22, 34, 45). Au cours du revenu le réseau de dislocations se réordonne. Toutefois un revenu à 650°C montre un réseau encore très dense dans l'acier "ausformed" (45).

D'après L. RAYMOND (46) la limite élastique est donnée par la somme de trois termes soit :

$$\sigma_y = A + B + \alpha \mu b \rho^{\frac{1}{2}}$$

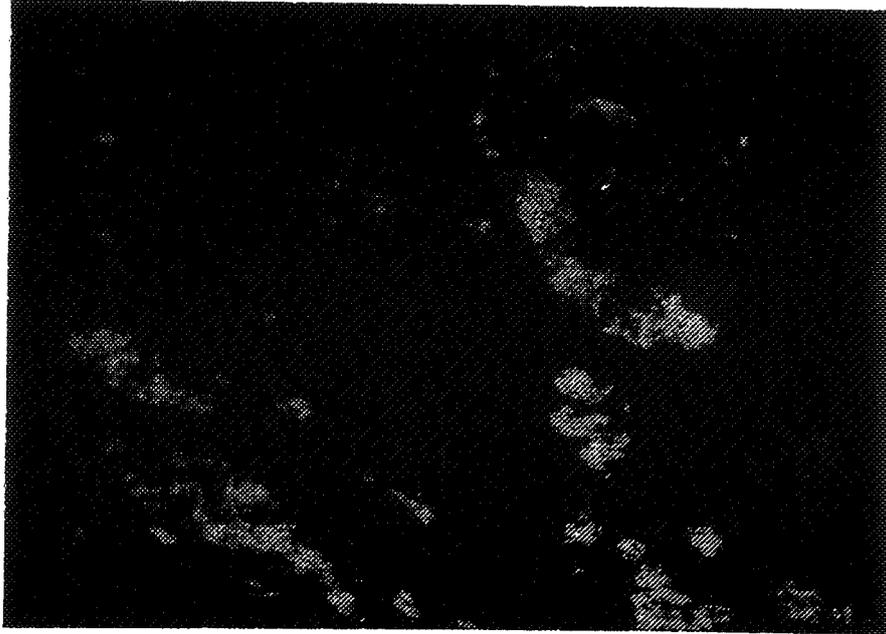


Figure 15 - Après trempe classique
 $G = 60\ 000$
 Densité de dislocations élevée



Figure 16 - Après ausforming
 $G = 75\ 000$
 Densité de dislocations très élevée. Les flèches indiquent des précipités très fins.

Densité de dislocations dans la martensite d'un acier à 12 %
 Pas de revenu - Lames minces examinées en transmission
 d'après IRANI (22) .

A et B sont indépendants de la densité de dislocations.

$$\alpha = 0,3 \text{ à } 0,4$$

$$\mu = 8,25 \times 10^{11} \text{ dynes/cm}^2$$

$$b = 2,48 \text{ \AA}$$

$\rho^{\frac{1}{2}}$ densité de dislocations.

Dans le cas d'un acier au Cr-Mo-V, une déformation de 25 % à 525°C provoque un accroissement de la densité de dislocations $\Delta \rho^{1/2} = 0,32 \times 10^6 \text{ cm}^{-1}$. L'accroissement $\Delta \sigma_y$ calculé est en bon accord avec les valeurs mesurées expérimentalement.

2,4 - DISPERSION DE CARBURES

La déformation plastique créée dans l'austénite métastable de nombreux défauts (dislocations, fautes d'empilement) qui peuvent servir de sites préférentiels pour la précipitation de carbures. Nous avons vu ci-dessus (voir 1,36) qu'une dispersion très fine de carbures est effectivement observée dans de nombreux aciers "ausformed" (22, 34, 37). Ces carbures peuvent d'ailleurs se former au cours même de la déformation (37, 47). D'autres auteurs pensent que les défauts introduits par écrouissage de l'austénite provoquent une concentration locale de carbone et interviennent comme sites préférentiels de précipitation seulement au cours du vieillissement après trempe ou du revenu (38, 48).

Un calcul dû à Marc EVILY (37) montre que le durcissement provoqué par une fine dispersion de carbures pourrait suffire à expliquer l'amélioration des caractéristiques mécaniques des aciers "ausformed". On suppose les carbures de forme sphérique, de résistance infinie et uniformément répartis. Si f est le pourcentage de carbures en volume, λ la distance entre deux carbures, d le diamètre des particules on a :

$$\lambda/d = 0,81 f^{-1/3}$$

La limite élastique σ_y est alors donnée par :

$$\sigma_y = \mu b / \lambda$$

Pour un pourcentage f de carbures donné, σ_y croît très rapidement quand la taille des carbures diminue. Par exemple, pour $f = 0,02 \%$, la limite élastique σ_y est accrue de 30 kg/mm^2 quand le diamètre des carbures précipités passe de 40 \AA à 20 \AA .

2,5 - SYNTHÈSE DES MÉCANISMES PROPOSÉS

En fait il semble bien que l'amélioration des propriétés mécaniques par "l'ausforming" ne puisse être liée à un mécanisme unique (23, 46).

Le traitement thermomécanique est d'ailleurs trop complexe pour que l'on puisse isoler les divers phénomènes résultants. La formation de carbures finement dispersés ne peut être envisagée indépendamment de la densité des dislocations et de leur répartition. Inversement la création d'un réseau de dislocations dense, aux températures relativement élevées auxquelles la déformation est pratiquée, est certainement favorisée par l'"ancrage" dû à la présence de fins précipités de carbures.

Il faut noter d'autre part que les nombreux résultats obtenus depuis 1959 sont bien souvent difficilement comparables. En effet les travaux effectués sont relatifs à des aciers de compositions très variables dont le comportement vis-à-vis de l'ausforming peuvent être très différents.

1911

C O N C L U S I O N

Ces dix dernières années ont vu le développement rapide de plusieurs catégories d'aciers présentant de hautes performances mécaniques, essentiellement une limite élastique élevée alliée à une ductilité acceptable. Ces aciers répondent à une demande accrue de l'industrie moderne pour des matériaux ayant un faible rapport "poids sur charge de rupture".

Deux voies différentes ont fait l'objet d'études développées :

- les aciers "maraged" sont des alliages Fe-Ni à faible teneur en carbone, dont la martensite est susceptible de durcissement structural. Ils peuvent atteindre une limite élastique de 200 kg/mm^2 et sont actuellement utilisés dans diverses fabrications (réservoirs de gaz liquéfiés, construction métallique ...).

- le traitement "d'ausforming" permet d'atteindre des caractéristiques mécaniques encore supérieures. Il peut être appliqué à des aciers ayant une teneur en carbone assez élevée ($> 0,3 \%$) et dont la courbe de transformation isotherme présente un domaine étendu où l'austénite est métastable. On dispose alors d'un intervalle de temps et de température suffisamment large pour "écrouir" l'austénite métastable. La martensite formée à partir de cette austénite écrouie possède des caractéristiques mécaniques nettement améliorées par rapport à la martensite obtenue dans le même acier par trempe classique. La limite élastique peut atteindre des valeurs de 250 kg/mm^2 sans que la ductilité soit notablement diminuée. La résistance au revenu des aciers "ausformed" est également améliorée. Ils présentent d'autre part une résistance à la fatigue remarquable.

Pour la fabrication de certaines pièces de forme simple, les aciers "ausformed" sont dès maintenant utilisés : pour des ressorts à lames de suspension, on a ainsi pu ramener le nombre de lames de 14 à 8 et gagner 30 % du poids sur chaque lame. Toutefois l'application industrielle de "l'ausforming" est contrariée par le fait que le soudage ne peut être pratiqué sans détruire au moins partiellement le bénéfice

du traitement. Les possibilités d'emploi les plus immédiates semblent être dans l'outillage : frappe à froid, perçage, poinçonnage à chaud.

Le mécanisme de l'amélioration des propriétés mécaniques reste actuellement mal connu, d'autant plus que les travaux effectués sur des alliages de compositions très diverses conduisent à des résultats parfois contradictoires. Ce mécanisme est certainement complexe et fait intervenir la réduction de la taille des plaquettes de martensite, l'existence d'une forte densité de dislocations et celle d'une précipitation fine de carbures. On peut espérer qu'une meilleure connaissance des phénomènes conduisant au durcissement permettra d'améliorer encore les performances des aciers "ausformed".

B I B L I O G R A P H I E

- 1 - S.S. BRENNER
Science 128, 1958, 569
- 2 - N.P. ALLEN
J. Iron & Steel Inst. 191, 1959, 1
- 3 - P.M. KELLY & J. NUTTING
Iron & Steel Inst., Spec. Rept 76, 1962, 36
- 4 - G.V. KURDJUMOV
J. Iron & Steel Inst. 195, 1960, 26
- 5 - P.G. WINCHELL & MORRIS COHEN
Trans. A.S.M. 55, 1962, 347
- 6 - A.M. TURKALO & J.R. LOW
Trans. AIME 212, 1958, 750
- 7 - J.W. SANDS & O.O. MILLER
Materials and methods 43, 1956, 94.
- 8 - E.C. BAIN & H.W. PAXTON
Effects of the alloying elements in steel. ASM. 1961, Cleveland
- 9 - A.C. HAYNES & R. BLOWER
Iron & Steel Inst., Spec. Rept 76, 1962, 45
- 10 - E.T. STEPHENSON & MORRIS COHEN
Trans. ASM 54, 1961, 72
- 11 - S. FLOREHEN & G.W. TUFFNELL
Trans. ASM 57, 1964, 301
- 12 - R.F. HARVEY
Iron Age 162, 1951, 70
- 13 - E.M.H. LIPS & H. VAN ZUILEN
Metal Progress 66, 1954, 103
- 14 - R.V. EVANS & H. O'NEILL
J. Iron & Steel Inst. 191, 1959, 34
- 15 - D.J. SCHMATZ & V.F. ZACKAY
Trans. ASM 51, 1959, 476
- 16 - J.C. SHYNE, V.F. ZACKAY & D.J. SCHMATZ
Trans. ASM 52, 1960, 346
- 17 - V.F. ZACKAY & W.M. JUSTUSSON
Communication au Congrès sur les aciers à haute résistance
Harrogate (Yorkshire), mai 1962

- 18 - S. BHATTACHARYYA ° G.L. KEHL
Trans. ASM. 47, 1955, 351
- 19 - V.F. ZACKAY & W.M. JUSTUSSON
Metal Progress 82-6, 1962, 111
- 20 - K. DEIBERT & C. SCHMIDT-KRAYER
Stahl Eisen. 83, 1963, 449
- 21 - Y. HOSOI & K.E. PINNOW
Trans. ASM. 53, 1961, 591
- 22 - J.J. IRANI
Iron & Steel Inst., Spec. Rep^t 93, 1965, 193
- 23 - G.T. BROWN, A.J. THOMAS & J.V. HARDY
JI Iron & Steel Inst. 202, 1964, 660
- 24 - A.J. Mc EVILY & R.H. BUSH
Trans. ASM. 55, 1962, 654
- 25 - F. BORIK, W.M. JUSTUSSON & V.F. ZACKAY
Trans. ASM. 56, 1963, 327
- 26 - V.F. ZACKAY, W.M. JUSTUSSON & D.J. SCHEMATZ
Metal Progress. 80-3, 1961, 68
- 27 - W.E. DUCKWORTH, P.R. TAYLOR & D.A. LEAK
JI Iron & Steel Inst. 202, 1964, 135
- 28 - E.B. KULA & J.M. DHOSI
Trans. ASM 52, 1960, 321
- 29 - P. RAVIZZA
Revue de Métallurgie Mém. Tech. 61, 1964, 577
- 30 - E.B. KULA
Trans. ASM. 53, 1961, 942
- 31 - W.R. WARKE & A.R. ELSEA
Defense Metals Information Center. Memorandum 149 - Columbus 0410, 1962
- 32 - E.B. KULA & S.L. LOPATA
Trans. AIME, 215, 1959, 980
- 33 - R.G. TOTH & N.H. POLAKOWSKI
Trans. ASM 55, 1962, 420
- 34 - B.R. BANERJEE, R.C. WESTGREN, J.M. CAPENOS & E.J. DULIS
Trans ASM. 56, 1963, 629
- 35 - W.M. JUSTUSSON & D.J. SCHEMATZ
Trans. ASM, 55, 1962, 640

- 36 - V.F. ZACKAY, W.H. JUSTUSSON & D.J. SCHMATZ
Strengthenin by martensitic transformations
Scientific Laboratory of Ford Motor Company. Janvier 1961
- 37 - A.J. Mc EVILY, R.H. BUSH, F.W. SCHALLER & D.J. SCHMATZ
Trans. ASM 56, 1963, 753
- 38 - D.V. WILSON
Acta Metallurgica 5, 1957, 293
- 39 - J. TAMURA, H. YOSHINURO, M.I. IRARAKI & M. TAGAYA
Mem. Inst. Sc. and Ind. Research (Osaka University) 19, 1962, 67
Cit  par J. DESMARESCAUX (40).
- 40 - J. DESMARESCAUX
Met. Corr. Ind. 475, 1965, 110
- 41 - A.N. STROH
Advances in Physics 6, 1957, 418
- 42 - A.H. COTTRELL
Trans. AIME 212, 1958, 192
- 43 - P.M. KELLY & J. NUTTING
Jl Iron & Steel Inst. 197, 1961, 199
- 44 - F.W. SCHALLER & D.J. SCHMATZ
Acta Met. 11, 1963, 1193
- 45 - W.W. GERBERICH, C.F. MARTIN & L. RAYMOND
Trans. ASM 57, 1964, 324
- 46 - L. RAYMOND & W.G. REUTHER
Acta Met. 12, 1964, 948
- 47 - K.J. IRVINE, J.D. MURRAY & F.B. PICKERING
Jl Iron & Steel Inst. 196, 1960, 166
- 48 - G.S. ANSELL & A. ARROT
Trans. AIME 277, 1963, 1080

