LA DURETÉ DES ACIERS AUX BASSES TEMPÉRATURES

PAR

M. F. ROBIN

PREMIÈRE PARTIE

On sait que la *dureté* des corps solides varie avec la *température*. Il est intéressant de connaître, pour les métaux en particulier, les relations qui existent entre ces deux éléments.

Dans une première étude (1) nous avons cherché à déterminer la dureté des métaux à partir de la température ambiante et jusqu'aux températures *élevées*.

Dans le présent travail nous nous occuperons des variations de la dureté des métaux à partir de la température ambiante et jusqu'aux *basses* températures.

Les résultats contenus dans l'étude ci-après complètent par suite ceux que nous avons déjà publiés et l'on pourra constater que nos courbes continuent celles qui avaient été obtenues en partant des températures élevées.

L'intérêt du sujet à envisager nous avait été signalé par M. Breuil, chef de la section des métaux du Laboratoire d'essais du Conservatoire National des Arts et Métiers qui a bien voulu, à diverses reprises, nous assister de ses conseils dans l'exécution de notre travail.

L'outillage perfectionné dont dispose le Laboratoire pour ses nombreux essais journaliers de dureté des métaux nous a permis d'effectuer un grand nombre d'expériences avec la précision indispensable à la discussion des résultats.

Mesure de la dureté et des températures. — La méthode qui nous a servi est la même que celle de nos essais antérieurs, bille de 10 mm., pression 3.000 kg.

Les métaux en blocs carrés de 25 mm. de côté et 4 à 6 cm. de long ont été placés dans les mélanges réfrigérants appropriés. Ceux-ci étaient contenus dans un bac en fer entouré de calorifuge et placé sur l'enclume de la machine Brinell, préalablement recouverte de quelques couches de flanelle.

Avant de procéder à une impression, la bille et son support étaient immergés dans le mélange réfrigérant afin de les porter eux-mêmes à la température de l'opération.

Lorsque nous avons pu juger, à certaines températures, que le réchauffe-

(1) Voir *Revue de Métallurgie*, décembre 1908.

ment des blocs était suffisamment lent pour ne pas nuire à l'exactitude de la mesure, nous avons effectué l'opération à l'air libre en sortant l'échantillon du bain, le plaçant sous la bille refroidie et opérant rapidement.

La température était lue au thermomètre à alcool ou à toluène servant d'agitateur dans le bac contenant le réfrigérant. A la température de -20° environ, nous n'avions pas d'indication pour juger de la température des blocs immergés nous les avons laissés environ $3/4$ heure dans le bain agité, ce que nous avons cru très suffisant pour obtenir l'équilibre de température. Aux températures plus basses, les bains employés entraient en ébullition vive au contact du métal immergé; nous admettions que la température du bain était atteinte par le bloc quand le bouillonnement avait cessé autour de l'échantillon depuis quelque temps.

Températures des essais. — Les trois principales températures auxquelles nous avons effectué les mesures de dureté Brinell sont -20° , -80° et -185° .

La température -20° a été obtenue par le mélange glace et chlorure de calcium agité.

La température -80° a été atteinte par la neige carbonique placée dans l'alcool à la concentration de 95° .

Pour obtenir la plus basse température le liquide que nous avons employé (1) était un mélange d'oxygène et d'azote très riche en azote, et bouillant à la température de -190° (on sait que l'oxygène bout à -182° et l'azote pur à -194°).

Les empreintes que nous avons faites ont eu lieu à -185° environ, le piston armé de la bille était difficile à refroidir et devait être de temps à autre débarrassé de la neige qui se formait sur lui.

Bien avant nous, M. Hadfield avait déjà mesuré la dureté dans l'air liquide de quelques aciers, au cours d'un mémoire sur la résistance à la traction des aciers et de quelques métaux dans l'air liquide (2). MM. Hadfield et Dewar avaient effectué à -182° une série d'essais de traction au sein de l'air liquide.

Ces coûteuses et intéressantes recherches leur avaient permis d'affirmer la croissance très grande de la résistance à la traction et de la dureté de tous les aciers aux basses températures, ce qui était discuté jusque là.

Nous avons étendu ces mesures de dureté à plusieurs séries d'aciers présentant des compositions ou des traitements intéressants, et nous avons contrôlé au microscope les changements de structure possibles par l'effet de ce traitement.

Résultats. — Courbes de dureté.

Conformément aux résultats des expériences de M. Hadfield, nous avons trouvé une croissance de dureté des métaux dans l'air liquide, mais, tandis que

(1) Les expériences à -185° ont été faites à l'usine de la société : « L'air liquide ».

(2) *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1905; Extraits, *Revue de Métallurgie*, février, mai, juillet 1905; *Moniteur scientifique*, mars 1906.

nous pouvions supposer cette augmentation progressive, nous avons dû constater que, croissant doucement à -20° et à -80° , la courbe de dureté se relève brusquement aux environs de cette température pour atteindre un point très élevé, dans l'air liquide, cela pour les aciers et le fer.

L'antimoine brut de coulée s'est aussi durci fortement comme le montre la figure 1, tandis que d'autres métaux, comme Al, Cu, Pb, Sn, Ni, etc., n'ont pas beaucoup augmenté de dureté ; cela en valeur absolue, car si l'on envisage

Fig. 1. — Dureté des métaux : cuivre, antimoine, aluminium, étain, plomb.

l'accroissement proportionnel de dureté rapporté à la dureté à 15° , on trouvera que le plomb comme l'antimoine et le fer ont également doublé de dureté dans l'air liquide.

1° ACIERS AU CARBONE NATURELS ET RECUITS.

Les courbes des aciers au carbone se divisent en 2 séries dont on voit nettement la séparation dans la figure 3 ; les aciers sans cémentite libre, et les aciers à cémentite. Les premiers semblent devoir passer près du point qui représenterait la dureté de la ferrite pure, les seconds semblent se diriger vers une région bien plus élevée ; les métaux de moindre dureté de ces 2 groupes de courbes semblent durcir plus vite dans le froid ; ceux de plus grande dureté ont à $+15^{\circ}$ et à -20° des duretés peu différentes.

Nous n'avons représenté sur cette figure que quelques résultats relatifs à des aciers échelonnés régulièrement dans l'échelle de dureté, les aciers inter-

médianes donnant des courbes analogues et même presque homotétiques des premières.

Les aciers recuits paraissent rarement présenter une ondulation au début de leur courbe, vers -20° ; à part cela, leur allure est la même que celle de

Fig. 2.

Les deux points déterminés par M. Hadfield ont été joints par une ligne droite.

1 = acier à Si 3,05 — C 0,11 — Mn 0,08.

2 = acier Bessemer — C 0,3.

3 = acier C 0,37 — Mn 0,2 — Si 0,38.

4 = acier C 0,04.

(Ces aciers ont été recuits à 1.050° à l'air, puis à 750° au four.)

Fig. 3.

Courbes des aciers au carbone naturel ou recuits.

l'acier naturel comme le montre l'exemple des courbes de l'acier C 1,8 dans la figure 3.

Nous avons représenté à côté des nôtres les résultats de M. Hadfield. Nous avons joint par un trait les duretés à $+15^{\circ}$ et à -182° déterminées par lui, afin de donner une idée de la croissance de la dureté. Ses aciers ont été très fortement recuits, les nôtres sont pour la plupart naturels, on remarquera que comme la figure 3 le fait voir dans l'acier C 1,8, les aciers recuits ont une variation de dureté de $+15$ à -180° plus grande que les aciers naturels, cela

expliquerait la croissance plus grande de la dureté des échantillons de M. Hadfield.

Les aciers que nous avons étudiés n'avaient d'ailleurs pas des compositions analogues aux siens. Ceux que nous avons représentés dans la figure 3 ont donné à l'analyse les résultats suivants :

	C	Mn	Si	P	S
C 2.	2,017	0,28	0,20	0,012	0,017
C 1,8	1,8	0,15	0,15	0,012	0,006
C 1.	1	"	"	"	"
C 0,56.	0,56	0,7	0,07	0,08	0,05 Cr et Tu traces.
C 0,38	0,38	0,36	0,22	0,04	0,038
F 0,04 corroyé.	0,04	0,14	0,11	traces	traces
C 0,12	0,12	0,26	"	0,02	0,033 (1).

2^e ACIERS SPÉCIAUX.

Les courbes des *aciers au Si, Cr, Tu, Mo, et Va* sont représentés dans la figure 4.

Le seul acier au Si industriel que nous avons étudié est l'acier à ressorts, Si 2 à 2 0/0 de Si et 0,5 0/0 de C.

Ses variations de dureté à chaud étaient très faibles, la même constatation a pu être faite aux basses températures, tandis que l'acier étudié par M. Hadfield (fig. 2) a fortement durci.

L'acier au chrome a subi de fortes variations, l'acier au tungstène a moins durci, les aciers à coupe rapide et enfin les aciers au molybdène et au vanadium (2) ont relativement peu varié de dureté en passant de la température ordinaire aux extrêmes froids.

En général, comme pour les aciers au carbone, la variation se traduit par une courbe de concavité tournée vers les duretés croissantes ; mais on remarque que, contrairement aux précédents, certains aciers durcissent fortement dès la température de la neige carbonique.

L'acier C 1 Tu 2 montre dans la figure 4 l'effet du recuit, donnant lieu à la même remarque que l'acier au carbone ; il semble aussi que l'acier recuit doive rejoindre à un moment l'acier naturel, aux températures décroissantes en dessous de celles que nous avons étudiées. Les aciers représentés ont la composition suivante :

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Tu	Mo	Va
Mo 2.	0,8	"	"	"	"	"	"	2	"
Tu 2.	1	"	"	"	"	"	2	"	"
Cr 3 Tu 14	0,5	"	"	"	"	3,00	14	"	"
Va 0,7.	0,8	"	"	"	"	"	"	"	0,7
Tu 6	1,2	"	"	"	"	"	6	"	"
C 1,2 Cr 1,37	1,18	0,305	0,2	0,01	0,012	1,37	"	"	"
C 0,6 Cr 6 Tu 18	0,65	0,2	0,04	0,014	0,018	6,06	1,85	"	"
C 1,5 Cr 2,5.	1,5	"	"	"	"	2,5	"	"	"
C 0,8 Cr 1.	0,8	0,18	0,13	0,004	0,008	0,95	"	"	"

(1) Ces aciers ont été mis à notre disposition, par M. P. Breuil.

(2) Ces aciers ont été mis à notre disposition, par M. L. Guillet.

Fig. 4. — Courbe des aciers spéciaux.
 Mo = acier Mo 2 — naturel.
 a = acier Cr 3 Tu 14 — recuit faible.
 Va = acier Va 0,7 — naturel.
 b = acier C 1,2 Cr 1,37 — naturel.
 c = acier C 0,6 Cr 6 Tu 18 — recuit.
 d = acier C 1,5 Cr 2,5 — recuit.
 f = acier C 0,8 Cr 1 — naturel.

Fig. 5. — Aciers à coupe rapide et aciers au nickel et manganèse.
 Les deux points déterminés par M. Hadfield ont été joints par une ligne droite.
 a = acier C 0,6 Cr 2,88 Tu 18,7 — trempé 1.050° et recuit 750°.
 b = acier C 0,16 Mn 1 Ni 24,5 — trempé.
 c = acier C 0,44 Cr 1,7 Ni 3,5 — trempé.
 1 = acier C 0,8 Mn 0,39 Ni 0,78 — recuit.
 2 = acier C 1,2 Mn 2 Ni 24 — trempé 1.000°.
 3 = acier C 0,6 Mn 5 Ni 14,5 — trempé 1.000°.

Fig. 6. — Courbes des aciers au nickel (l'acier n° 25 est devenu magnétique).

Les *aciers au nickel* non transformés dans l'air liquide ont donné lieu aux mêmes remarques que les aciers précédents (fig. 6). L'acier N 27, polyédrique, de composition

C	0,8
Mn	0,7
Si	0,2
Cr	4
Ni	27

et non magnétique n'a pas changé d'état, sa dureté a relativement peu augmenté à -185° ; l'un des échantillons était recuit, l'autre trempé, ils ont paru se rejoindre en dureté aux basses températures.

L'acier N 25 contenant 0,8 0/0 C, 2 0/0 Cr, et 23 à 24 0/0 Ni environ a durci considérablement et cela brusquement entre -80° et -185° , il est devenu martensitique et très magnétique.

Les deux autres aciers représentés ont approximativement la composition suivante :

L'acier N 16 contient 0,1 0/0 C et 16 0/0 de Ni

L'acier N 3 est à 3 0/0 Ni et 0,3 de carbone.

M. Hadfield a étudié la dureté des aciers au manganèse et au nickel, ce que nous avons représenté dans la figure 5. Quoique les compositions de ces aciers ne fussent pas identiques aux nôtres, on peut s'étonner de la variation plus forte de dureté que trouvait M. Hadfield; nos expériences ont cependant été conduites comme les siennes; l'appareil de mesure seul était différent et peut-être devons-nous rejeter sur cette particularité les différences observées.

3^e ACIERS TREMPÉS.

Les *aciers trempés* augmentent de dureté aux basses températures. Des mesures exactes n'ont pas été possibles pour les aciers très durs, l'essai Brinell ne donne plus aucune précision aux duretés voisines de 700 et supérieures à ce chiffre : la bille cassait d'ailleurs dans ces essais.

Nous avons cependant pu supposer que les aciers trempés très durs croissent encore en dureté, peut-être même beaucoup dans l'air liquide, comme le représente la figure 8.

Des essais sur des fers et aciers extra-doux trempés très fortement nous ont montré que cet état n'influait pas la variation de dureté à froid (fig. 8, partie inférieure).

Effet du traitement par le froid sur les métaux revenus à la température ordinaire.

M. Hadfield avait constaté que, à l'exception des aciers au carbone, nickel, manganèse, de propriétés particulières, la résistance à la traction des aciers ne

variait pas après le traitement par l'air liquide. En cherchant au microscope une transformation possible du métal nous avons été amenés à l'identité apparente de ces aciers avant et après le passage aux basses températures. Cependant en mesurant la dureté par la méthode de la bille au retour de cette opération, nous

Fig. 7. — Aciers naturels ou recuits.

Variation de dureté par le traitement à l'air liquide (le trait interrompu indique le retour de l'air liquide).

avons dû conclure à l'augmentation de dureté de tous nos aciers, trempés, recuits, ou naturels (fig. 7 et 8) sauf quelques exceptions, comme les aciers au molybdène à 2 et 1 0/0 de Mo, l'acier au silicium. Les 3 aciers de moindre dureté de la figure 8 sont les suivants :

	C	Mn	Si	P	S
C 0,7	0,7	0,53	0,34	0,07	0,05
C 0,08	0,082	0,43	"	0,065	"
F ph (puddlé 3 chaudes) .	0,1	0,425	0,04	0,166	0,03

(Les accolades marquées à droite de la figure indiquent les augmentations

de dureté par traitement à l'air liquide d'aciers particuliers. L'influence du vanadium, comme d'ailleurs celle du molybdène semble être de restreindre cet écart.)

Au point de vue scientifique il est intéressant de penser à un effet d'écrouis-

Fig. 8. — Aciers trempés.
Variations de dureté par le traitement à l'air liquide (le trait pointillé indique le retour de l'air liquide).

sage possible sur les aciers, par le fait de la variation brusque de température du métal aux régions où la mobilité de ses particules doit se faire avec difficulté; cependant on ne peut penser à une utilisation industrielle de ce fait, car l'augmentation de dureté est extrêmement faible, la méthode de Brinell étant même peu sensible pour en rendre compte.

Conclusion.

« Le coefficient de dureté des aciers augmente lorsque la température diminue à partir de la température ambiante. »

En général cet accroissement de dureté est d'autant plus rapide que la température est plus basse.

En raison de cette augmentation rapide de dureté, la sensibilité de la méthode diminue aux très basses températures.

La forme rapidement parabolique ou hyperbolique des courbes de dureté des aciers aux températures relativement basses obtenues, rendrait l'étude de ces métaux des plus intéressantes vers -250° dans les gaz liquéfiés tels que l'hydrogène et l'hélium.

Il semble, en effet, qu'on arriverait vers ces très basses températures, à avoir une idée de l'allure finale de ces courbes, et par suite à connaître s'il n'existe pas pour ces métaux une sorte de *point critique* de leur état solide.

DEUXIEME PARTIE

Aciers à austénite.

La méthode d'étude des variations de dureté en fonction de la température, conduit à des constatations intéressantes relativement aux aciers à fer γ . C'est par les mesures de dureté à la rayure que M. Osmond a distingué l'austénite et c'est la mesure de la dureté qui est l'auxiliaire le plus précieux dans les recherches sur la nature et les transformations de cet intéressant constituant.

La méthode de dureté Brinell est toute différente de la méthode sclérométrique puisqu'elle s'intéresse à une région entière d'un acier et non aux divers constituants séparément; cependant elle nous indique des variations générales qui nous préviennent des changements de constitution.

a) *Aciers au nickel*. — La figure 9 représente les variations de dureté de 4 aciers au Ni. Antérieurement les aciers au nickel à haute teneur nous ont permis de constater leur propriété intéressante de varier très peu de dureté aux températures croissantes et de conserver leur dureté très loin au rouge.

L'acier N 27 non magnétique ne s'est pas transformé au refroidissement à l'air liquide quoiqu'un échantillon soit resté 1 heure à cette température (le temps de séjour semble n'avoir guère d'influence sur les transformations).

Au retour à 15° , sa dureté a à peine augmenté; au microscope on a l'aspect représenté figure 10 pour l'acier recuit et figure 11 pour l'acier trempé, ce dernier absolument non magnétique avant traitement, l'est devenu très légèrement après trempe à 950° .

L'acier N 25 recuit fortement présente une courbe très intéressante qu'on peut suivre dans le trajet indiqué par les flèches.

Fig. 9. — Variations de dureté des aciers au nickel.
a = apparition du magnétisme.
d = disparition du magnétisme.
m = action du martelage (l'accroissement indique l'augmentation de dureté par martelage).
r = métal recuit.

Fig. 10. — Acier N 27 recuit à 950° 1 h. avant et après traitement à l'air liquide.
 Attaque Az O₃ H fort. 200 diam.

Le recuit à l'air l'a durci, le traitement à -80° a augmenté sa dureté sans le rendre magnétique, puis l'air liquide l'a transformé comme le montrent les figures 12 et 13. Il présentait auparavant l'aspect de la figure 10, où les polyèdres seraient plus étendus. Sa dureté a passé de 127 à 196, puis la courbe de revenu

Fig. 11. — 200 diam. Acier N 27 trempé 950° après 1 h. de chauffe à 950° , avant et après traitement à l'air liquide. Attaque Az O^3H fort.

Fig. 12. — Acier N 25 recuit. Air liquide. Magnétique. Att. Az O^3H . 200 diam.

Fig. 13. — Acier N 25 magnétique (air liquide) 4.000 diam.

Fig. 13 bis. — 200 diam. Acier N 25 martelé.

l'a ramené vers la dureté du métal recuit aux environs de 600° où le magnétisme a disparu.

L'acier N 27 recuit ne pouvant être transformé par le traitement à froid a été durci par un martelage énergique, sa dureté est passée de 136 à 190, son aspect à celui de la figure 11 ou de la figure 13 bis (relative à l'acier N 25). Il n'est pas devenu magnétique.

Nous pensons être d'accord dans ces constatations avec les essais de M. Osmond et, dans la suite, de plusieurs métallurgistes.

Fig. 14. — Variations de dureté de l'acier C 1,8 trempé à 1150°.

Fig. 15. — Point P_1 . 200 diam. Acier 1,8. Tr. 1150°. Attaque Az O^3H faible.

Fig. 16. — Point P_2 . 200 diam. Acier C 1,8. Tr. 1150°. Air liquide 1 heure. Acide picrique fort.

Les effets analogues se constatent dans l'austénite au manganèse comme l'a montré encore le récent mémoire de M. Maurer (1)

(1) *Revue de Métallurgie*, octobre 1908.

b) *Aciers au carbone*. — Nous avons voulu chercher ces mêmes effets dans l'austénite des aciers au carbone. Les figures 14 et 18 sont relatives aux variations de dureté entre les limites de température — 185° et 420° de deux aciers à 1,8 0/0 et à 2 0/0 de C trempés à haute température après chauffe prolongée.

Les aciers, en petits blocs entaillés en leur milieu étaient trempés à haute température, vers 1.150° , brisés en deux, polis et étudiés vers le centre. Les empreintes ont été faites parallèlement au sens du laminage contrairement à ce que nous avons fait pour les études précédentes.

Surtout pour l'acier C 2, des trempes faites dans des conditions en apparence

Fig. 17. — Point P_2 . 1.000 diam.

semblables ont donné des résultats différents, l'austénite nous a paru toujours rare, d'autant plus rare que la dureté après trempe était plus élevée.

La figure 14 représente un acier C 1,8 austénitique, dont une partie a été revenue, une autre traitée par l'air liquide revenu. La figure 18 représente en A l'acier naturel, en B₁ (fig. 19 et 20) l'acier austénitique dans les meilleures conditions où nous ayons pu l'obtenir; la courbe portant à droite de B₁ est corrélatrice de la transformation de l'austénite en troosto-sorbite; la dureté s'élève dans le retour à 15° , en C₁ où on ne trouve plus que la cémentite et la troosto-sorbite (fig. 25).

L'air liquide ne donne plus de transformations, car il n'y a plus d'austénite, la dureté croît vers 650° et revient à 510 en C₂ peine au-dessus de C₁.

L'acier au point B₁, traité à l'air liquide, se transforme au contraire et possède revenu à 15° en B₂ une dureté beaucoup plus grande.

Dans le revenu vers 400° de l'acier C 2, l'austénite s'est granulée sans paraître présenter aucun passage en martensite. Les variations de la dureté à chaud de ces aciers au C seul ou au Ni, austénitiques et transformés dans l'air liquide ont donné des courbes semblables indiquant une transformation progressive. Au microscope on a pu constater, comme l'ont dit M. Osmond et

récemment MM. Kourbatoff et Maurer, le passage en troostite des aiguilles en fer de lance à partir d'une centaine de degrés, puis la granulation des plages unies environnantes.

Un autre échantillon moins réussi a débuté à la dureté D_1 supérieure à B_1 ; l'air liquide l'a durci à 585 seulement, le laissant loin de B_2 .

Il semble naturel de penser que cette variation de dureté, proportionnelle à la quantité d'austénite formée, vient de la transformation de celle-ci.

Fig. 18. — Variations de dureté de l'acier C_2 trempé à 1450°.

Le microscope résout cependant difficilement la question. M. Osmond a remarqué que le passage au magnétisme de l'austénite de l'acier au carbone est accompagné d'augmentation de dureté (d'où l'hypothèse du composé Fe^3Ni) il a montré que l'austénite se gonfle et durcit sans égaler la dureté de la martensite saturée, cette transformation la rapprochant de la martensite.

Nous sommes arrivé à reconnaître qu'outre cette augmentation de volume du constituant, il était partiellement transformé en martensite. Ces aiguilles sont très difficiles à observer parce que comme pour l'austénite au Ni ou au Mn, il faut une attaque assez énergique qui noircit très vite toutes les régions.

Aux faibles grossissements, l'aspect est le même qu'avant traitement : les figures 15 et 16 ne semblent différer que par le fait d'une attaque plus éner-

gique dans la figure 16; celle-ci a couvert peu à peu les parties blanches de moins en moins attaquables.

La figure 22 montre l'acier à 2 0/0 de C traité, avant le passage à l'air liquide. L'austénite, plus ou moins rare, apparaît entre les fines aiguilles attri-

Fig. 19. — Point B₁, 100 diam. acier C₂.
Tr 1.150° (trempe vive) attaque Az O₃H faible.

Fig. 20. — Poin B₁, 1.000 diam.

Fig. 21. — Point D₂, 200 diam.; acier C₂.
Tr 1.150°, air liquide même aspect qu'avant sauf reliefs plus accusés et taches de rouille.

Fig. 22. — Point D₁, 1.000 diam.; acier C₂.
Tr 1.150° attaque Az O₃H faible 1 minute.

buables à la cémentite en voie de dissolution émanant des filons principaux. Elle est intacte et ne présente pas les cristaux en fers de lance ou en W que donne une trempe à moins haute température, ou une chauffe moins longue.

La figure 23 montre après le traitement, au-dessus de la masse de cémentite centrale, une région triangulaire bosselée ou apparaissent les zigzags dus à la transformation.

La figure 24 à 2.000 diamètres montre dans l'acier C₂ ainsi que la figure 17 pour l'acier C 1,8, ces zigzags accompagnés de leur nervure centrale, et bien analogue à ceux de la figure 13.

c) *Dureté par martelage*. — Nous avons enfin voulu chercher si l'on obtient une transformation semblable par le martelage. L'acier N 27 et l'acier N 25 ont

Fig. 23. — Point B₁, 1.000 diam.; acier C₁, Tr 1.450°, air liquide.

Fig. 24. — Point D₂, 2.000 diam.; acier C₂, Tr 1.450, air liquide attaque acide picrique assez fort.

Fig. 25. — Point C₁, 260 diam.; acier C₁, Tr 1.450°, revenu 410°, attaque Az O³ H faible.

augmenté de dureté dans les mêmes proportions, par martelage; la rayure à l'essai sclérométrique restant cependant à peu près la même.

L'acier N 25 recuit à 900° après sa transformation au froid, avait la dureté 149, le martelage l'a ramené à 204 à peu près à sa dureté précédente.

Ces changements se sont faits sans présenter de magnétisme, ni au microscope, de formes en fer de lance.

La forme micrographique (fig. 13 *bis*) est celle que présentent les slipbands dont une partie subsiste dans le recuit (fig. 10). Cet effet est analogue à celui de la trempe de l'acier N 27 (fig. 11), ce résultat est semblable à celui que représentent les dernières figures du mémoire de M. Maurer.

Nous n'interprétons pas pourtant ce dernier résultat de même; il nous semble bien difficile de conclure à l'existence de lames alternantes de martensite et d'austénite. Tandis que la transformation dans l'air liquide donne une martensite différente du constituant d'où elle est sortie, comme le montrent la rayure et le revenu nettement différents, la variation de dureté de l'ensemble et l'apparition du magnétisme; les slipbands de déformation ne se distinguent du fond à aucun grossissement et leur revenu ne semble pas indiquer la présence de deux éléments différents.

Conclusion.

L'essai de *dureté à froid* sur les *aciers austénitiques* a nettement indiqué la transformation qui a eu lieu dans leur constitution.

Nous avons pu constater au microscope, non seulement la transformation de l'austénite au nickel, très caractéristique comme celle de l'austénite au manganèse, mais encore la modification par l'air liquide de l'*austénite au carbone* dans les aciers contenant très peu d'autres éléments.