

PROPRIÉTÉS DES ALLIAGES FER-NICKEL A HAUTE TENEUR EN NICKEL

LES ANOMALIES DES FERRONICKELS ET LEURS APPLICATIONS

PAR E. JOSSO

CENTRE D'INFORMATION DU NICKEL

47 bis, Avenue Hoche, PARIS-8^e - Téléphone - Mac. 23-60 - 28, Rue des Colonies, BRUXELLES - Téléphone - 339.65

ULTIMHEAT®
UNIVERSITY MUSEUM

PROPRIÉTÉS DES ALLIAGES FER-NICKEL A HAUTE TENEUR EN NICKEL

Les anomalies des ferronickels et leurs applications

par Émile JOSSO

Lauréat de l'Institut

Ingénieur au Service des Recherches de la Société Métallurgique d'Imphy

SOMMAIRE

	Pages
Diagramme d'équilibre à l'état solide.....	—
Densité.....	2
Dilatation.....	4
Instabilité.....	8
Propriétés élastiques.....	10
Propriétés magnétiques.....	15
Propriétés magnéto-mécaniques.....	24
Propriétés électriques.....	26
Propriétés diverses.....	28
Conclusion.....	29
Bibliographie.....	30

INTRODUCTION

Au dire des archéologues, les météorites, alliages en proportions variables de fer et de nickel, ont été les premiers métaux ferreux utilisés par l'homme. Il y a des milliers d'années, les Égyptiens s'en servaient déjà pour façonner des bijoux. Pourtant, la véritable histoire des ferronickels a commencé seulement au milieu du XVIII^e siècle, lorsque Cronsted, qui avait réussi à isoler le nickel de son minerai en 1751, découvrit, trois ans après, la grande affinité existant entre ce nouvel élément et le fer. Une soixantaine d'années plus tard, le Français Berthier mettait en évidence les caractéristiques mécaniques exceptionnelles du fer météorique et soulignait l'intérêt de la préparation synthétique de matériaux équivalents. Cette suggestion n'éveilla pas d'écho immédiat et il fallut attendre encore plusieurs dizaines d'années pour voir reconnaître et apprécier l'effet bénéfique d'une addition de nickel sur la résistance mécanique et chimique des aciers.

C'est en France, grâce aux efforts conjugués de Garnier, Marbeau et leurs collaborateurs, qu'eurent lieu, entre 1876 et 1885, les premières tentatives de fabrication des alliages fer-nickel à l'échelle industrielle. Ces dates marquent le début de l'essor prodigieux, auquel s'attachent les noms de Werth, Dumas, Le Châtelier, Osmond, qu'ont connu depuis lors les ferronickels. Le développement exceptionnel dont ils ont bénéficié fut grandement favorisé par la découverte rapide de leurs propriétés aussi singulières qu'inattendues. Bien avant la publication du premier diagramme d'équilibre fer-nickel à l'état solide par Osmond et Cartaud (1), Hopkinson (2) avait constaté, en 1889, que les propriétés magnétiques de ces matériaux étaient fort loin d'obéir à la loi des mélanges. Ch.-Ed. Guillaume, à son tour,

cherchant en collaboration avec J.-R. Benoit, pour des applications métrologiques, un substitut du platine, inoxydable et capable de prendre un beau poli, eut la surprise de recevoir des Aciéries d'Imphy, en 1896, un alliage à 22 % Ni contenant un peu de chrome dont le coefficient de dilatation, une fois et demie supérieur à celui de chacun des constituants, était voisin de celui du laiton.

Poursuivant ses recherches sur un autre ferronickel de même origine, contenant 30 % Ni, il constata que cette fois la dilatabilité, nettement plus faible que celle du fer et du nickel, était devenue proche de celle du platine. L'extrapolation de ses mesures le conduisit à soupçonner l'existence d'alliages encore moins dilatables et l'encouragea à explorer systématiquement le champ d'investigations qui lui était offert. La Société de Commentry-Fourchambault et Decazeville, alors dirigée par Henry Fayol, lui en fournit les moyens sous la forme d'alliages d'études, aux compositions régulièrement échelonnées. La fécondité de cette prospection fut rapidement démontrée par la découverte d'un alliage presque indilatable (3) qui fut baptisé « Invar » par Marc Thury. De la collaboration de Ch.-Ed. Guillaume et du Laboratoire d'Imphy allaient également naître les ferronickels à dilatation déterminée, puis, quelques années plus tard, « l'Élinvar », alliage à coefficient thermo-élastique quasi nul.

L'impulsion était donnée; les alliages fer-nickel allaient désormais être livrés à une minutieuse prospection et les surprenantes anomalies de leurs propriétés physiques, décelées l'une après l'autre, allaient faire l'objet d'une exploitation systématique.

Le but de cet exposé est de décrire ces anomalies et de préciser succinctement leurs principales applications.

DIAGRAMME D'ÉQUILIBRE A L'ÉTAT SOLIDE

La série des alliages fer-nickel se divise en deux familles de caractères bien distincts (fig. 1) :

1° Alliages irréversibles dont la structure cristalline, à l'état stable à froid, est celle du fer α (système cubique à corps centré). Ils subissent par chauffage la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ du fer lorsqu'ils franchissent la courbe A_c et par refroidissement la transformation inverse $\gamma \rightarrow \alpha$ affectée d'une forte hystérésis lorsqu'ils traversent la courbe A_r . Ils prennent la trempe et sont appelés pour cette raison aciers au nickel.

2° Alliages réversibles qui conservent à l'ambiante la structure cristalline dite austénitique du fer γ (système cubique à faces centrées); ils sont pourvus d'une transformation réversible sans changement de phase qui se traduit par la disparition du magnétisme fort à une température appelée *point de Curie*

et s'accompagne d'une anomalie de toutes les propriétés physiques. La courbe θ_c , représente le diagramme des points de Curie de ces alliages qui sont appelés ferronickels réversibles, ou par abréviation ferronickels. Au-dessous de cette ligne, ils sont ferromagnétiques; au-dessus, ils deviennent paramagnétiques (fig. 1).

La limite séparant les deux groupes est assez imprécise, car les diagrammes d'équilibre proposés par différents expérimentateurs dépendent de la finesse des techniques d'investigation employées et ne concordent pas parfaitement. Bien que divers auteurs aient montré que de petites quantités de phase α peuvent subsister au-delà de 30 % Ni (4), (5), (6), on peut admettre, pour les alliages industriels qui, tous, renferment du manganèse et du carbone, qu'à la température ambiante la frontière se situe entre 27 et 30 % Ni : au-dessous, se placent les aciers au nickel; au-dessus, on a affaire aux ferronickels réversibles.

Les alliages à teneur en Ni voisine de 76 %, composition qui correspond à trois atomes de nickel pour un atome de fer (Ni_3Fe), sont le siège d'une transformation ordre \rightleftharpoons désordre dont l'existence, soupçonnée par Dahl (7) en 1936, fut définitivement démontrée par Leech et Sykes (8) en 1939. Les atomes de fer et de nickel, qui sont en général répartis aux nœuds du réseau cristallin suivant les lois du hasard (état désordonné) tendent, lorsque la température devient inférieure à une certaine valeur dite « critique », à se placer suivant un motif régulièrement reproduit : aux sommets des cubes pour Fe, au centre des faces pour Ni (état ordonné ou surstructure). Cet arrangement atomique s'établit lentement et demande, pour se manifester dans toute son ampleur, des main-

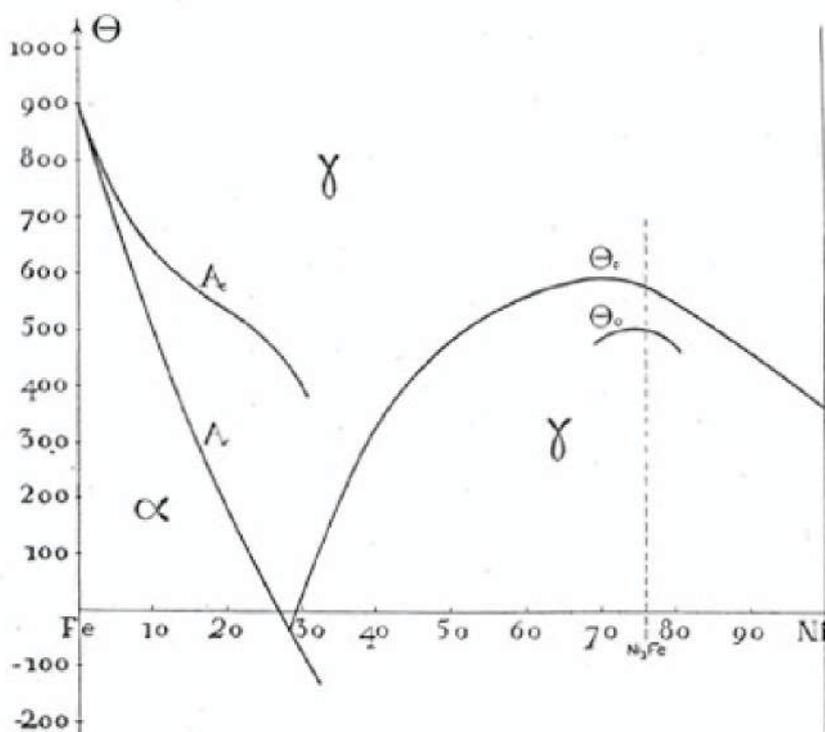


FIG. 1. — Diagramme d'équilibre des alliages fer-nickel à l'état solide; A_c : Transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ au chauffage; A_r : Transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ au refroidissement; θ_c : Point de Curie. θ_c : Transformation ordre \rightleftharpoons désordre.

tiens prolongés en température ou des refroidissements excessivement lents; lorsqu'on chauffe au-dessus de la température critique qui varie suivant la composition, il se détruit presque instantanément et le métal retourne à l'état désordonné. Cette transformation sans changement de phase s'accompagne, au même titre que la transformation magnétique, d'une anomalie de toutes les propriétés physiques. Le Laboratoire d'Imphy a déterminé le diagramme d'équilibre de cette transformation entre 68 et 80 % Ni (9), qui est représenté par la courbe θ_0 sur la figure 1. Au-dessus de cette

ligne, seul l'état désordonné peut exister. Au-dessous, l'état stable est ordonné, mais un refroidissement rapide permet de conserver jusqu'à l'ambiante l'état de désordre; celui-ci se trouve alors hors d'équilibre et il tend à restituer l'arrangement atomique ordonné par simple réchauffage au-dessous de la température critique.

Laissant de côté les aciers au nickel utilisés surtout pour leurs propriétés mécaniques, nous nous attacherons exclusivement à l'étude des ferronickels réversibles, c'est-à-dire des alliages à teneur en nickel égale ou supérieure à 30 %.

DENSITÉ

L'intérêt de la connaissance du volume spécifique ou de son inverse, la densité, ne réside pas exclusivement dans l'importance que revêtent ces caractéristiques du point de vue thermodynamique, mais aussi dans le fait qu'elles interviennent dans le calcul d'un certain nombre d'autres grandeurs physiques. Les alliages fer-nickel n'obéissant pas à la loi des mélanges, il n'est pas possible de calculer leur densité à partir de la composition chimique. La figure 2 reproduit la variation, à 0° C, de la densité en fonction de la teneur en nickel. On y observe un minimum assez accusé vers 37 % Ni (10). Sur la même figure, sont reportés les paramètres de la maille cristalline, mesurés par spectroradiographie à 15° C. Au minimum de densité répond évidemment un maximum du paramètre. Les déterminations de cette constante du réseau par les différents auteurs sont en général très concordantes. Toutefois, en ce qui concerne la branche descendante, de légères divergences ont été enregistrées, dont le maximum d'amplitude se situe vers 75 % Ni. Elles sont à attribuer, sans aucun doute, au fait que

l'histoire thermique des échantillons n'était pas identique et que le degré de surstructure y était fonction du traitement subi. On sait, en effet, que le paramètre de l'état désordonné est légèrement supérieur à celui de l'état ordonné. P. Leech et C. Sykes (8) ont proposé pour cette caractéristique :

État désordonné..... $a = 3,5470 \pm 0,0003 \text{ \AA}$
 État ordonné..... $a = 3,5441 \pm 0,0003 \text{ \AA}$

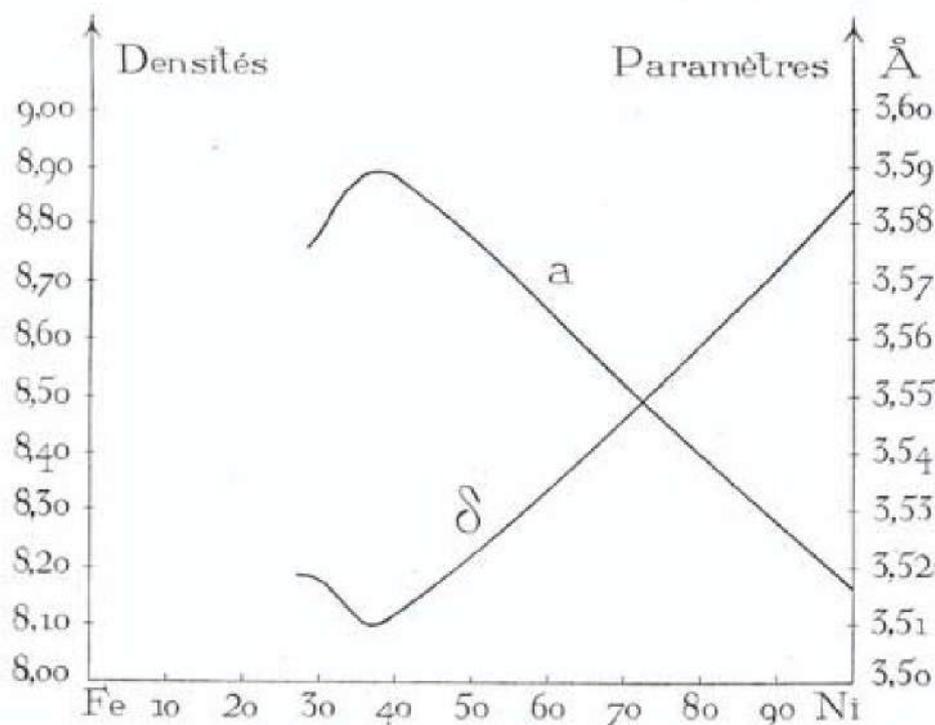


FIG. 2. — Densités et paramètres des alliages fer-nickel; δ : Densités; a : Paramètres.

DILATATION

Nous avons vu comment, grâce à une prospection systématique des propriétés dilatométriques des alliages fer-nickel, Ch.-Ed. Guillaume (3) avait été conduit à la découverte de l'Invar. La figure 3, qui résume ses travaux, montre comment varie le coefficient de dilatation, mesuré à 20° C, en fonction de la teneur en nickel pour des alliages contenant 0,1 % de carbone et la teneur en manganèse nécessaire à assurer leur forgeage, soit environ 0,4 %. A partir de 25 % Ni, la courbe des dilatabilités

L'écroissage produit un effet de même sens que la trempe, mais plus accusé encore, qui peut, si la déformation plastique est suffisamment intense, rendre la dilatabilité négative : en quadrature avec la loi de Boerhave, l'échantillon se raccourcit quand on l'échauffe. Par un étuvage approprié, il est alors possible de relaxer les tensions internes tout en ajustant simultanément le coefficient d'expansion à une valeur presque nulle. Le même résultat peut être obtenu sans traitement mécanique par

substitution d'une petite quantité de cobalt au nickel.

L'étude a été poursuivie et complétée par P. Chevenard (10) qui a tracé la carte des dilatabilités des ferronickels entre - 100° et + 1 000° C. Les résultats de ses travaux, qui ont porté sur des alliages forgés plus pauvres en carbone que ceux de Guillaume, contenant la quantité de manganèse strictement

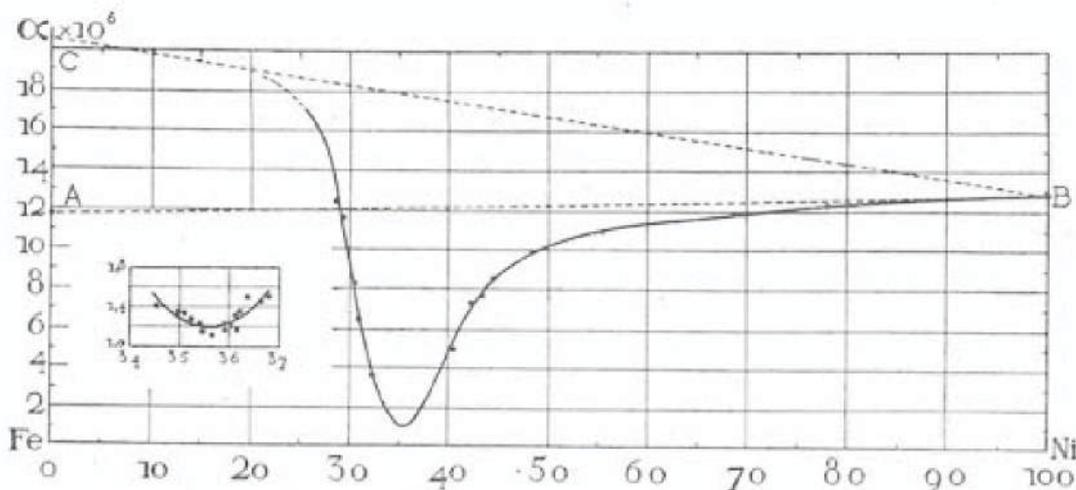


FIG. 3. — Dilatabilité à 20° C des ferronickels réversibles (Ch.-Ed. Guillaume). Détail : points ayant servi à déterminer la position du minimum.

s'abaisse rapidement, passe par un minimum aigu vers 35 % (Invar), puis se relève pour rejoindre asymptotiquement la dilatabilité du nickel pur. Les droites AB et CB représentent les courbes qui seraient suivies, en supposant le fer respectivement à l'état α ou γ , si la règle des mélanges s'appliquait.

On constate, sur la figure 3, que le coefficient de dilatation de l'Invar, quoique très faible, n'est pas rigoureusement nul. Cette caractéristique est, en fait, variable entre certaines limites et dépend de l'histoire thermique et mécanique du métal. Un recuit à haute température suivi de refroidissement lent la relève légèrement, alors qu'une trempe l'abaisse.

nécessaire au corroyage, sont résumés sur la figure 4 sous forme d'isothermes dilatabilité-concentration. Nous ferons abstraction de ce qui se passe pour les teneurs inférieures à 30 % (aciers au nickel), concentrations pour lesquelles le métal peut exister sous deux états stables l'un à froid, l'autre à chaud, caractérisés chacun par un coefficient de dilatation différent, pour porter notre attention sur les *ferronickels réversibles* proprement dits. L'abscisse du minimum qui, à l'ambiante, correspond à la composition de l'Invar, se déplace vers les hautes teneurs en nickel lorsque la température s'élève, en même temps que son ordonnée remonte vers les fortes dilatabilités.

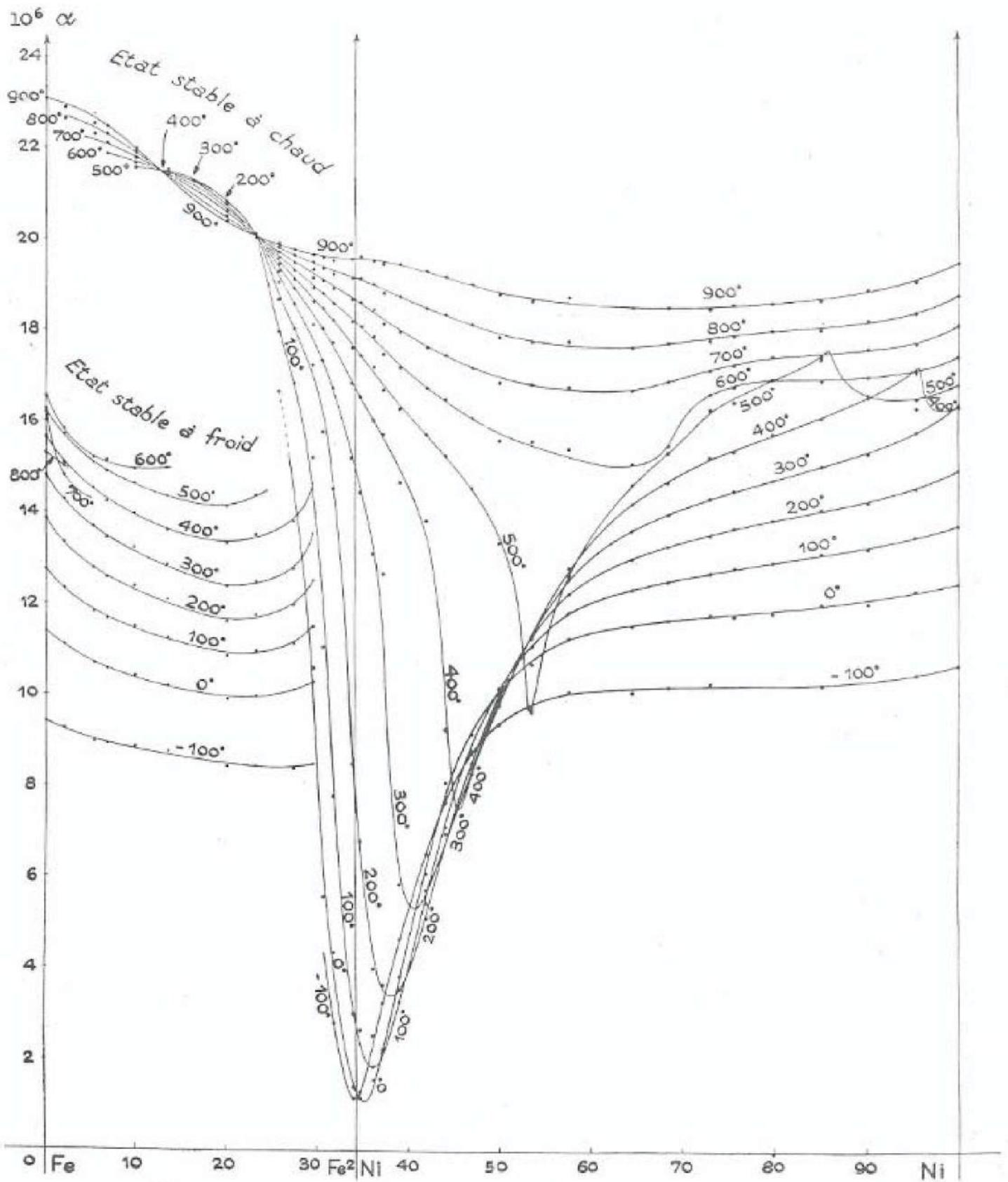


FIG. 4. — Isothermes dilatabilité-concentration (P. Chevenard).

P. Chevenard a proposé l'interprétation suivante de la forme complexe de ce faisceau de courbes. La transformation réversible des austénites fer-nickel ferromagnétiques s'accompagne d'une anomalie de volume dont le signe est négatif pour les teneurs inférieures à 70 %. Au-dessous de cette limite, lorsque la température s'élève, la forme ferromagnétique se transforme progressivement en une forme paramagnétique plus dense et la dilatation normale se trouve partiellement compensée. Pour l'Invar, l'amplitude de l'anomalie est maximum et la compensation est à peu près totale : l'alliage est devenu presque indilatable. Toutefois, cette réaction ne se produit pas avec la même intensité à toutes les températures : elle débute aux basses températures et acquiert sa plus grande activité marquée par un minimum de la dilatabilité dans la région où l'aimantation diminue rapidement; au-delà du point de Curie, elle n'évolue plus que très lentement. Il en résulte, dans le cas particulier de l'Invar, que la compensation quasi totale est limitée à un domaine de températures bien déterminé. C'est ce que montre la figure 5 qui reproduit la variation de la dilatabilité vraie en fonction de la température pour divers ferronickels. Le coefficient de dilatation de l'alliage à 35,4 % (Invar), proche de 2×10^{-6} à -100°C commence par décroître, passe par un minimum un peu supérieur à 1×10^{-6} à l'ambiante pour croître d'abord lentement jusqu'à 100°C , puis très rapidement ensuite. Après disparition du magnétisme, c'est-à-dire au-dessus de 250°C , la dilatabilité devient

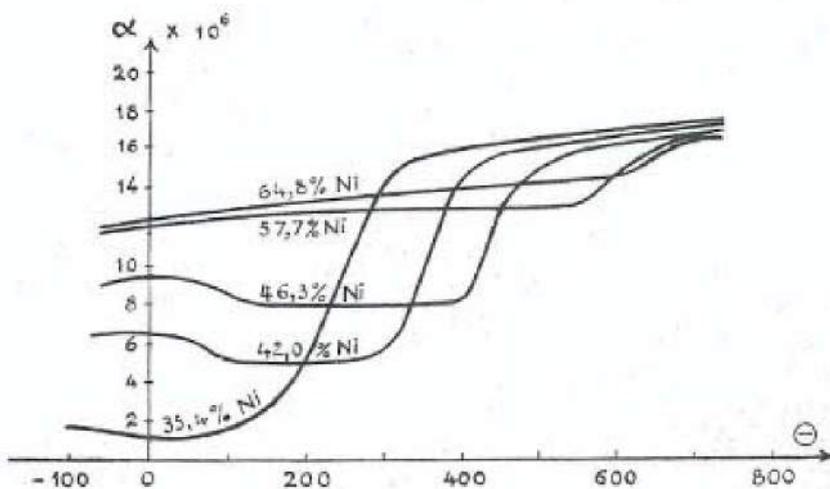


FIG. 5. — Variation du coefficient de dilatation vrai en fonction de la température pour quelques ferronickels (P. Chevenard).

égale, voire même supérieure à celle des produits sidérurgiques usuels. L'Invar ne reste indifférent aux fluctuations de la température que si cette dernière est peu éloignée de l'ambiante.

Si on majore la teneur en nickel, la compensation devient moins active, mais elle s'étale sur un domaine de température plus grand puisque le point de Curie est relevé : l'alliage, un peu plus dilatable que l'Invar à l'ambiante, conserve plus longtemps le bénéfice de sa faible expansion, comme le montrent les courbes relatives aux teneurs de 42,0 et 46,3 % Ni sur la figure 5. C'est ce qui justifie à la fois le décalage du minimum des isothermes vers les hautes teneurs en Ni et sa moindre acuité.

Plus la teneur en nickel augmente, plus l'amplitude de l'anomalie négative diminue. Elle s'annule et change de sens vers 70 % Ni pour devenir d'autant plus fortement positive qu'on se rapproche davantage du nickel pur (fig. 6). Cette inversion de signe explique les maxima observés sur les isothermes de 400° , 500° et 600°C .

Les connaissances actuelles sur la structure de l'atome conduisent à attribuer l'anomalie de dilatation dont il vient d'être question, à l'effet combiné de deux actions opposées subies simultanément par les couches d'électrons *d* de deux atomes voisins (39) :

a) Une interaction d'échange qui consiste en une répulsion; celle-ci est plus grande lorsque les spins adjacents sont parallèles. Lorsque le métal perd son magnétisme, le parallélisme cesse, l'effet de répulsion diminue et il en résulte une contraction. L'interaction est d'autant plus faible que les couches *d* sont plus petites, car leur interpénétration est alors moins importante. C'est pourquoi la répulsion est moindre pour le nickel que pour le fer et le cobalt.

b) Un couplage ferromagnétique par l'intermédiaire des électrons de conduction, qui exerce un effet d'attraction; celui-ci disparaît quand le métal devient paramagnétique, ce qui se traduit par une expansion.

Pour les alliages riches en fer, tel l'Invar, c'est le premier effet qui l'emporte : la disparition du ferromagnétisme s'accompagne d'une contraction qui compense partiellement la dilatation normale. Lorsque la concentration en nickel augmente, l'effet répulsif diminue de sorte que, pour les alliages très riches en nickel, le second effet devient prépondérant : la transformation magnétique est alors associée à une expansion qui se superpose à la dilatation normale.

Le cobalt ayant une couche *d* plus grande que celle du nickel, la substitution d'une petite quantité de cobalt au nickel a pour effet d'abaisser encore la dilatabilité de l'Invar, comme cela a été signalé plus haut. Les autres éléments majorent le coefficient d'expansion des ferronickels peu dilatables. Parmi les plus actifs figurent le carbone, le chrome, le manganèse. C'est dire que les alliages de la famille de l'Invar doivent être préparés avec un très grand souci de pureté.

Applications des ferronickels à dilatabilité spéciale.

L'Invar a reçu d'innombrables applications en métrologie et dans l'industrie des appareils de précision : balanciers, tiges pour thermostats, pièces de régulateurs, fils et rubans pour mesures géodésiques, etc. On lui préfère parfois l'alliage à 38-40 % Ni, lorsqu'on consent un sacrifice sur le coefficient à l'ambiante pour pouvoir bénéficier de la faible dilatabilité dans un domaine de températures plus étendu. D'autres compositions remarquables ont également trouvé d'intéressantes applications : l'alliage à 42 % Ni, recouvert d'une couche de cuivre, est employé, sous le nom de « Copperclad », pour faire les passages de courant soudés au verre dans la fabrication des ampoules d'éclairage ; celui à 48 % Ni dont la courbe d'expansion est voisine de celle du platine a été choisi, sous le nom de Platinite, comme substitut de ce dernier dans les soudures aux verres de plomb, tel le cristal ; dans les ferronickels additionnés de cobalt, on a

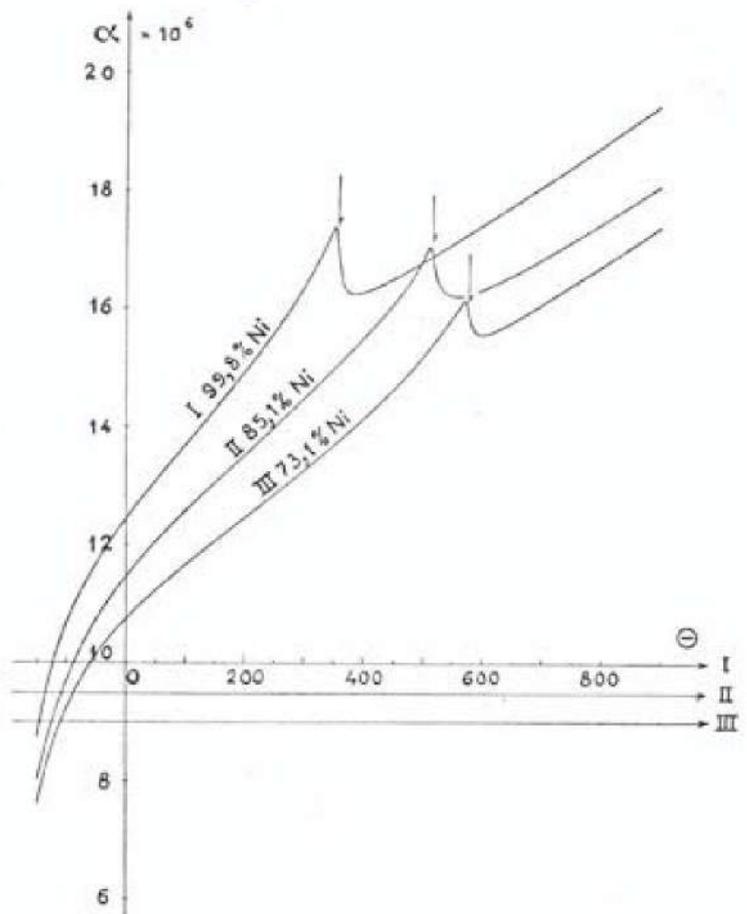


FIG. 6. — Variation du coefficient de dilatation vrai en fonction de la température pour quelques ferronickels et pour le nickel (P. Chevonard).

réussi à faire coïncider la dilatation de l'alliage avec celle des verres utilisés dans les tubes électroniques, dans un intervalle de température assez étendu, pour conduire à des soudures étanches et stables, effectuées sur des cylindres dont le diamètre atteint plusieurs décimètres.

Le ferronickel à 58 % Ni, dont la dilatation à l'ambiante est la même que celle de l'acier, sert en métrologie à la construction de règles graduées réfractaires à l'oxydation et susceptibles d'un beau poli pour machines à pointer de haute précision ; les mesures sont ainsi rendues indépendantes de la température, puisque les variations de longueur de la règle de référence compensent exactement celles du bâti en acier. Enfin, en associant, par une soudure à plat, une lame mince d'alliage ferronickel faiblement dilatable à une lame d'un

métal à forte dilatation, on constitue des bilames qui s'incurvent sous l'effet des changements de température, organes dont les applications sont multiples : thermomètres,

appareils de régulation thermostatique, dispositifs de sécurité, avertisseurs d'incendie, régulateurs automatiques de carburation pour automobiles, feux clignotants, etc...

INSTABILITÉ

Ch.-Ed. Guillaume avait mis au point l'Invar en vue de la confection de règles étalons. Pour cette application, ce n'est pas assez que les dimensions soient indépendantes de la température, il faut encore qu'elles restent

constantes au cours du temps. Or, Ch.-Ed. Guillaume éprouva la déception de constater que ses premières règles en Invar ne satisfaisaient pas à cette condition : maintenues à la température ambiante, elles s'allongeaient spontanément suivant une loi

logarithmique du temps. Il eut la patience d'observer, pendant vingt-sept ans, le comportement de l'une d'entre elles et d'en suivre l'expansion au comparateur du Bureau International des Poids et Mesures : au bout de ce laps de temps, le gain de longueur était de $47,3 \mu\text{m}$ (fig. 7). La solution du problème nouveau soulevé par cette instabilité dimensionnelle ne pouvait évidemment pas être attendue d'un procédé d'investigation aussi lent. Ch.-Ed. Guillaume rechercha le moyen de raccourcir les durées d'observation en activant le phénomène. Il le trouva dans un vieillissement accéléré par étuvage à 100°C : un séjour de quelques dizaines d'heures à cette température provoque les mêmes effets d'expansion qu'un maintien de plusieurs années à l'ambiante. Il proposa en conséquence de définir le comportement du métal par un indice d'instabilité égal par convention à la variation relative de longueur $\frac{\delta L}{L_0}$ observée après cent heures de séjour à 100°C .

Cette méthode de travail, appliquée à l'étude de l'instabilité de nombreux alliages à teneurs en carbone et en nickel échelonnées, a donné les résultats condensés sur la figure 8 (11). Pour une teneur en carbone fixée, l'instabilité, presque nulle pour 25 % Ni, s'accroît en même temps que l'amplitude de l'anomalie

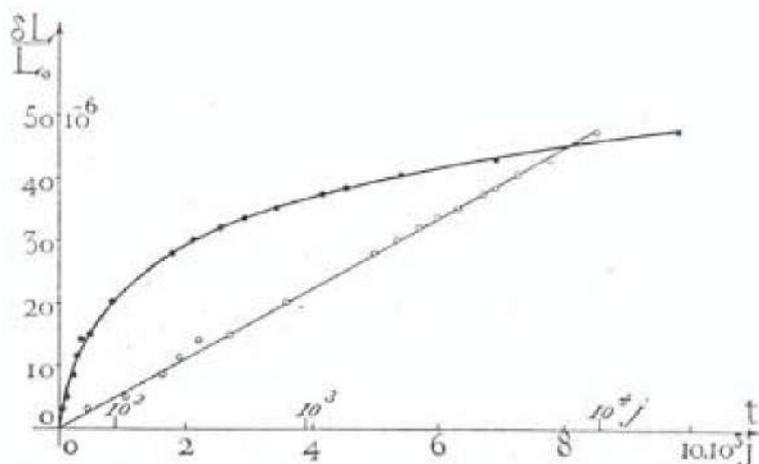


FIG. 7. — Expansion spontanée à l'ambiante d'une barre d'Invar à l'état brut de laminage (Ch.-Ed. Guillaume). Courbe allongement-temps et courbe anamorphosée avec échelle logarithmique.

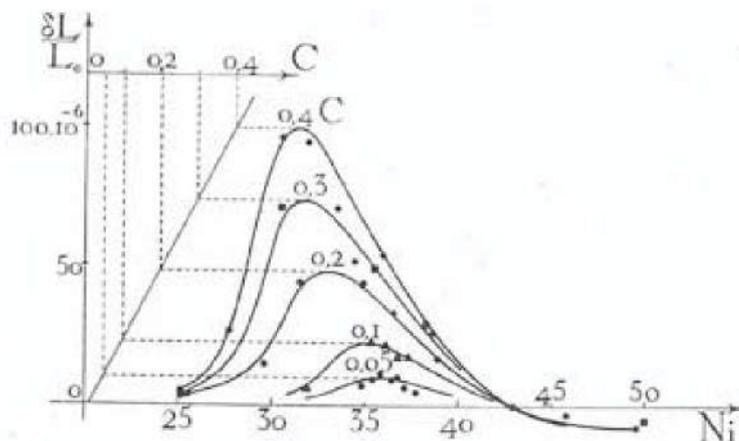


FIG. 8. — Instabilité des ferronickels réversibles en fonction des teneurs en nickel et en carbone (Ch.-Ed. Guillaume).

magnétique, passe par un maximum pour la composition correspondant au minimum de dilatabilité, puis décroît pour s'annuler vers 43 % Ni et devenir négative au-delà de cette limite; de 25 à 43 % Ni le changement de volume est une expansion; les alliages plus riches subissent une contraction. Pour une teneur en nickel donnée, la variation de longueur est sensiblement proportionnelle au pourcentage de carbone. L'instabilité avait initialement été attribuée à un parachèvement de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$, mais cette hypothèse, vite reconnue inexacte, a été définitivement condamnée par les travaux de P. Chevenard et X. Waché (12) sur les lois quantitatives de la diffusion dans les ferronickels. Faisant état de la relation entre l'indice d'instabilité et la teneur en carbone, Ch.-Ed. Guillaume a proposé d'interpréter les phénomènes d'instabilité par un mécanisme lié à une transformation du carbure de fer (cémentite) et conseillé d'y remédier en fixant le carbone sous une forme stable par un élément possédant plus d'affinité pour lui que le fer. Bien que le remède proposé se soit révélé efficace, cette seconde hypothèse a été reconnue à son tour insuffisante, comme l'a montré P. Chevenard (13) qui attribue l'instabilité à la superposition de deux phénomènes : il se produit d'abord une précipitation de cémentite; cette ségrégation de carbure soustrait à la matrice une certaine quantité de fer; le décalage consécutif de la composition vers les hautes teneurs en Ni se répercute sur l'amplitude de la condensation anormale associée à la transformation magnétique; il en résulte une expansion si la concentration en Ni est inférieure à 41,5 %, une contraction dans le cas contraire. Cette théorie est, à notre connaissance, la seule qui, jusqu'à présent, rende compte de l'inversion de signe de l'instabilité lorsque la teneur en Ni vient à dépasser 40 à 43 %.

Quelle que soit l'interprétation admise, un fait n'est pas contesté : l'Invar et les ferro-

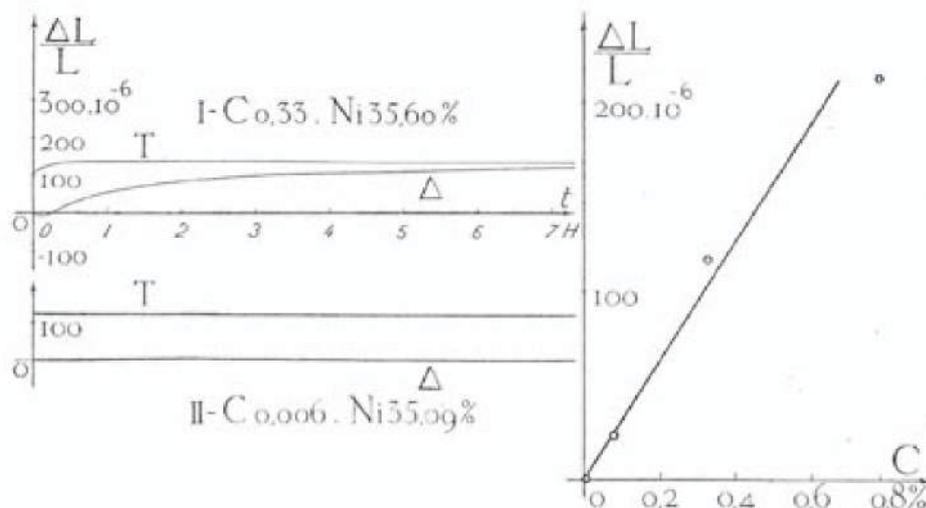


FIG. 9. — Instabilité de l'Invar carburé.

À gauche : Courbes enregistrées au microdilatomètre isotherme.

I. Invar à 0,33 % C } hypertrempés à 1 100° C dans l'huile.

II. Invar à 0,006 % C }

Courbe T : Dilatation directe d'un témoin qui renseigne sur la constance de la température.

Courbe Δ : Variation de longueur $\frac{\Delta L}{L}$ de l'échantillon par maintien à 100° C.

À droite : Relation entre l'indice d'instabilité et la teneur en carbone.

nickels sont d'autant plus stables qu'ils sont plus pauvres en carbone. Jusqu'à ces dernières années, il était difficile de préparer, même au laboratoire, des alliages fer-nickel dont la teneur en carbone fût inférieure à quelques centièmes pour cent. L'institution récente des techniques de fusion et d'élaboration sous vide a rendu possible la préparation d'échantillons presque exempts de carbone. Disposant ainsi de nouveaux matériaux d'études, le Laboratoire d'Imphy a repris la question, il y a quelques années (14). Alors que les matériaux examinés par Ch.-Ed. Guillaume étaient dans un état brut de laminage mal défini, partiellement écroui, partiellement hypertrempé, les échantillons faisant l'objet des nouvelles recherches furent étudiés après hypertrempe à 1 100° C dans l'huile. Dans la partie gauche de la figure 9, sont représentés deux diagrammes relatifs à des éprouvettes dont on a enregistré, au microdilatomètre isotherme Chevenard, la variation de longueur en fonction de la durée de séjour à 100° (courbes Δ). Le premier se rapporte à un Invar exagérément carburé : C = 0,33 %; l'instabilité y est considérable puisque $\frac{\Delta L}{L}$ dépasse 120×10^{-6} au bout de sept heures. Le second concerne un Invar à peu près

exempt de carbone : $C = 0,006 \%$; l'instabilité γ est pratiquement nulle. Dans cette même figure 9, le diagramme de droite traduit la variation de l'indice d'instabilité ramené à une durée de sept heures, en fonction de la teneur en carbone. A égalité de concentration en carbone, cet indice est plus important que dans les alliages de Guillaume, fait prévisible puisque l'hypertrempe est totale et non plus partielle, mais la conclusion reste la même : l'instabilité est une fonction approximativement linéaire de la teneur en carbone.

L'Invar ayant subi un séjour prolongé à 100°C est stabilisé, c'est-à-dire que ses variations de dimensions au cours du temps sont désormais insignifiantes. Mais cette stabilité n'est pas définitivement acquise : le métal redevient apte au vieillissement si on le refroidit rapidement après l'avoir porté à température supérieure à 100°C . C'est ce que montre le tableau I, relatif à des échantillons d'Invar carburé à $0,33 \%$ C, préalablement maintenus soixante heures environ à 100°C , puis portés pendant une heure aux températures indiquées et ensuite refroidis par trempe dans l'eau (14). L'instabilité conférée par chacun de ces traitements fut chiffrée par la grandeur de l'indice $\frac{\delta L}{L_0}$ pour des maintiens de sept heures à 100°C .

TABLEAU I

Températures de trempe ° C	Indices d'instabilité $\frac{\delta L}{L_0}$
115	non mesurable
130	31×10^{-4}
150	42×10^{-4}
160	64×10^{-4}
170	77×10^{-4}
180	87×10^{-4}
200 (extrapolé)	93×10^{-4}
210	102×10^{-4}
220	139×10^{-4}
1 100 (dans l'huile)	123×10^{-4}

Le fait important mis en évidence par ce tableau est que l'instabilité de l'Invar carburé redevient totale après trempe à 220°C et que son aptitude au vieillissement est alors aussi grande que celle procurée par une hypertrempe à $1 100^\circ \text{C}$. Ce « rajeunissement » est donc causé par un phénomène « renversable » dont la température de renversement

complet est de l'ordre de 220°C . Ce phénomène affecte, de manière sensible, l'induction magnétique à saturation. Dans l'alliage à $0,33 \%$ C précédemment étudié, l'état instable est caractérisé par une induction à saturation de 12 210 Gauss, qui passe à 12 400 Gauss après stabilisation prolongée à 100°C et est ramenée à sa valeur initiale après rajeunissement par trempe à 220°C . En revanche, ses répercussions éventuelles sur la conductibilité électrique n'ont pas été décelées.

Dans une étude très approfondie sur le comportement dimensionnel de l'Invar, B. S. Lement, B. L. Averbach et Morris Cohen (15) sont arrivés à des résultats expérimentaux tout à fait voisins. Ils attribuent l'expansion spontanée à une redistribution des atomes de carbone dans des sites privilégiés avec éventuellement formation de zones de Guinier-Preston. Cette interprétation ne paraît pas de nature à fournir une explication du changement de signe de l'instabilité à 43% Ni, alors que la théorie de P. Chevenard, non seulement justifie cette inversion, mais encore permet de prévoir l'accroissement d'induction à saturation de l'Invar au cours de la stabilisation : en effet, l'enrichissement en nickel résultant de la soustraction de fer par précipitation de carbure doit se traduire par un relèvement de la saturation magnétique (voir fig. 17). Le principal écueil auquel se heurte cette dernière théorie est qu'il paraît difficile de rattacher le « rajeunissement » par trempe à 220°C à une remise en solution de la cémentite Fe_3C . Mais cette objection devient sans objet si l'on formule l'hypothèse complémentaire (40) que le carbure précipité ne serait pas une cémentite pure ou complexe, mais un percarbure ayant des propriétés analogues au carbure de Hägg Fe_2C , dont on sait qu'il ne se forme qu'à température relativement basse et qu'il se dissocie spontanément par chauffage (16). En outre, un carbure type Fe_2C rendrait mieux compte quantitativement des variations d'induction à saturation signalées plus haut que le carbure de formule Fe_3C . Toutefois, la preuve directe de l'existence d'un tel percarbure dans l'Invar vieilli n'a pas été apportée jusqu'à présent.

En résumé, si l'interprétation des causes

de l'instabilité est encore sujette à discussion, le moyen d'assurer la constance des dimensions des pièces en Invar écroui ou trempé, est en revanche bien défini. Il consiste en une opération complexe comportant deux étapes distinctes :

1° Un revenu à température suffisante pour

relaxer les tensions internes d'origine mécanique ou thermique, mais assez basse toutefois pour ne pas effacer l'effet bénéfique de la trempe ou de l'écrouissage sur le coefficient de dilatation.

2° Un étuvage vers 100° C ayant pour but de provoquer un vieillissement accéléré.

PROPRIÉTÉS ÉLASTIQUES

Contrairement à la plupart des autres propriétés physiques des ferronickels réversibles, le module d'élasticité semble varier de façon à peu près régulière avec la teneur en Ni entre 30 et 100 % Ni, pourvu qu'il soit mesuré dans des conditions bien identiques, comme le montre le tableau II relatif à des éprouvettes polycristallines recuites, prises à l'état désaimanté.

TABEAU II

Teneurs en Ni %	Modules d'élasticité kg/mm ²
30	14 000
40	15 000
50	17 000
60	18 400
70	19 300
80	20 100
90	20 700
100	21 100

Si les mesures avaient été effectuées à l'état de saturation magnétique, les modules eussent été sensiblement majorés (38). En effet, dans les corps ferromagnétiques, toute sollicitation mécanique superpose normalement à la déformation élastique proprement dite un allongement complémentaire d'origine magnétostrictive dont l'importance dépend du degré d'aimantation et qui devient nul quand la saturation magnétique est atteinte : pour une même tension nominale, la déformation est d'autant plus faible et, par suite, le module d'élasticité d'autant plus élevé que l'aimantation est plus forte. Cet accroissement de module, appelé « Effet- ΔE » suit, en fonction de la teneur en nickel, la même loi que la valeur absolue du

coefficient de magnétostriction. De plus, entre 70 et 80 % Ni, domaine où la transformation ordre-désordre se manifeste avec le plus d'activité, le module d'élasticité se révèle d'autant plus grand que la surstructure est plus parfaite.

Ces singularités des propriétés élastiques, surtout intéressantes du point de vue spéculatif, n'ont pas reçu d'applications jusqu'à présent et ce sont surtout les anomalies de la variation thermique du module qui ont retenu l'attention. Un régleur de La Chaux-de-Fonds, Paul Perret, ayant appris la découverte de l'Invar, avait eu l'idée d'en demander un échantillon à Ch.-Ed. Guillaume pour en confectionner des spiraux. Il fut surpris de constater que les montres ainsi équipées avançaient au chaud. Ch.-Ed. Guillaume, informé de cette singularité, eut immédiatement l'intuition que l'alliage était doué d'une anomalie d'élasticité positive l'emportant sur l'effet négatif normal d'une élévation de température. Choissant comme paramètre le coefficient thermo-élastique, c'est-à-dire la variation relative du module par degré centigrade, il entreprit aussitôt l'étude et en établit la courbe de variation en fonction de la richesse en nickel (fig. 10); cette loi était quasi symétrique de celle représentant la dilatabilité (11).

Le coefficient thermo-élastique atteint son maximum pour environ 35 % Ni et cette composition a parfois été utilisée pour des applications nécessitant une rapide variation positive du module en fonction de la température. Il s'annule pour deux compositions encadrant ce maximum et titrant respectivement 27 et 43 % Ni environ. Des spiraux de montres construits

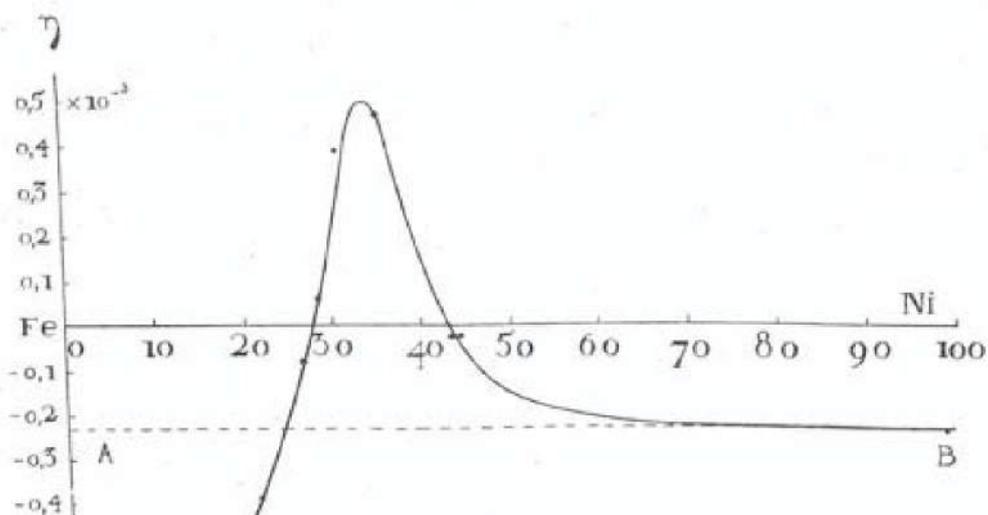


FIG. 10. — Coefficient thermo-élastique à 20° C des ferrouickels réversibles (Ch.-Ed. Guillaume).

avec ces matériaux auraient une marche non affectée par de petites fluctuations de la température ambiante, mais de faibles écarts par rapport aux compositions optima se traduiraient par des dérives prohibitives du coefficient thermo-élastique : en d'autres termes, les chances de réaliser la nuance idéale au cours d'une fabrication industrielle seraient fort limitées et les coulées s'écartant, même très peu, de la teneur visée, seraient inutilisables. Pour cette raison, la fabrication des spiraux en ferrouickel pur, un moment envisagée, fut rapidement abandonnée. C'est alors que Ch.-Ed. Guillaume, en collaboration avec le Laboratoire d'Imphy et P. Chevenard, trouva le moyen de tirer parti de l'anomalie thermo-élastique fortement positive de l'Invar en l'atténuant par dilution au moyen d'une addition de chrome. L'incorporation d'une teneur uniforme de 12 % Cr aux ferrouickels réversibles transforme la courbe de la figure 10, reproduite en 1 sur la figure 11, en la courbe 2 de la même figure. L'alliage à 36 % Ni et 12 % Cr a un coefficient thermo-élastique nul : son module est devenu insensible aux fluctuations de température et, par ailleurs, de petits écarts par rapport à cette composition privilégiée n'affectent que fort peu le coefficient thermo-élastique. La figure 12, em-

pruntée à P. Chevenard, X. Waché et A. Villachon (17), permet de mieux saisir le rôle du chrome qui est double : il fait rétrograder le point de Curie marqué par un coude de la courbe de variation thermique du module et repéré par une flèche, et il réduit simultanément, par effet de dilution, la pente de la courbe module-température au-dessous de ce point. Une addition de 12 % Cr amènerait la courbe à tangenter l'axe

des températures au voisinage de l'ambiante.

Une bonne compensation thermo-élastique ne suffit pas à rendre un matériau apte à la fabrication des spiraux de montres. Celui-ci doit encore être pourvu d'une haute limite élastique, lui permettant de transmettre un couple élevé et l'autorisant à supporter sans déformation permanente les manipulations subies au cours du montage ou du rhabillage des montres ; il lui faut, de plus, se montrer cassant, car les régleurs ont coutume d'éliminer l'excédent de longueur du spiral en le brisant par pliage à angle droit au moyen d'une brucelle. Le gain de rigidité apporté par l'addition de chrome ne suffit pas à conférer au métal les propriétés mécaniques requises, de

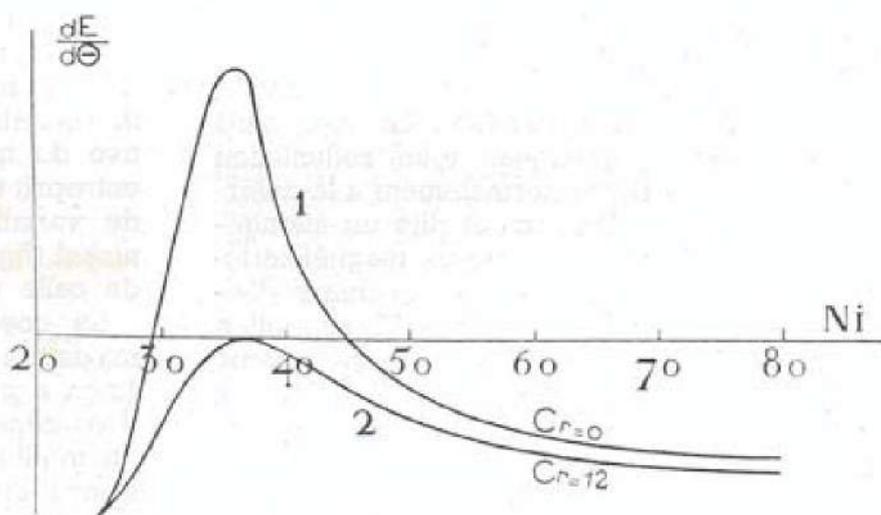


FIG. 11. — Effet d'une addition de chrome sur le coefficient thermo-élastique à 20° C (Ch.-Ed. Guillaume).

sorte que la composition de base a dû être modifiée : le pourcentage de chrome a été abaissé et partiellement remplacé par des additions de carbone et de tungstène. L'alliage répondant à cette formule a été baptisé « Elinvar », matériau à coefficient thermo-élastique quasi nul et à hautes caractéristiques mécaniques.

L'Elinvar et ses dérivés, connus sous le nom de « Métélinvar », qui n'en diffèrent que par la nature des additions durcissantes, sont rendus plus rigides par un mécanisme de durcissement structural, analogue dans son principe à celui qui se manifeste dans certains alliages d'aluminium : les additions, préalablement maintenues en solution solide sursaturée par hypertrempe partielle ou totale, donnent lieu par revenu à la séparation d'un constituant carburé qui précipite sous une forme extrêmement divisée entraînant un accroissement de rigidité considérable ; celui-ci, combiné avec un écrouissage préalable, porte la limite élastique et la ténacité à des valeurs respectivement voisines de 115 et 135 kg/mm². Les modalités de ce traitement revêtent une importance primordiale, car il n'a pas pour effet unique d'améliorer les propriétés mécaniques ; il a également pour but d'ajuster le coefficient thermo-élastique, ainsi que le montre la figure 13. Dans le métal hypertrempe, l'austénite de

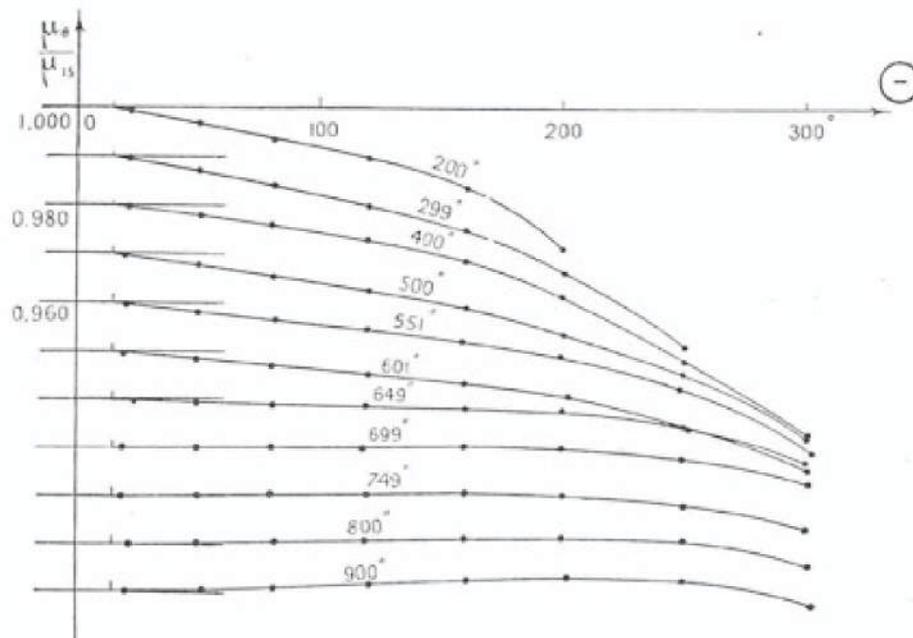


FIG. 13. — Variation thermique du module de Coulomb d'un alliage type Elinvar hypertrempe à 1150° C dans l'eau, trempé, puis revenu 1 h aux températures marquées au droit des courbes (P. Chevenard, X. Waché et A. Villachon).

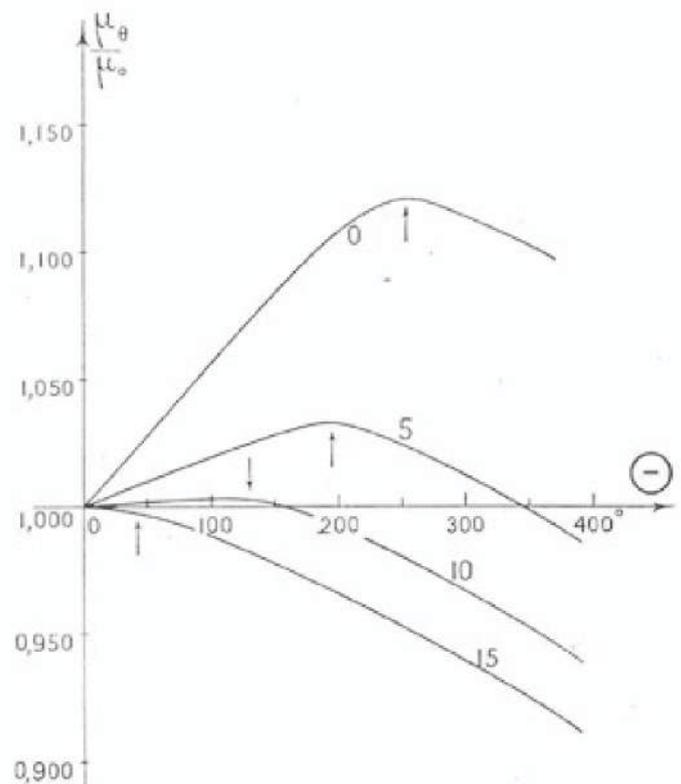


FIG. 12. — Effet de l'addition de proportions croissantes de chrome sur la variation thermique du module de Coulomb d'un ferronickel à 36 % Ni (P. Chevenard, X. Waché et A. Villachon). Les courbes se rapportent à des alliages titrant respectivement 0, 5, 10 et 15 % Cr.

base retient en solution la quasi-totalité des additions, l'anomalie est trop fortement atténuée, il y a surcompensation, et le coefficient thermo-élastique est négatif : le module décroît quand la température s'élève. Il en est encore de même pour les revenus à basse température, insuffisants pour modifier l'état structural du métal. Mais, au fur et à mesure que la température de traitement augmente, une quantité de plus en plus grande de chrome et de tungstène se trouve soustraite à la matrice et précipitée sous forme de carbures ; le durcissement s'accompagne d'une diminution de l'effet de dilution de l'anomalie d'élasticité ; les courbes thermo-élastiques se redressent peu à peu pour devenir finalement faiblement ascen-

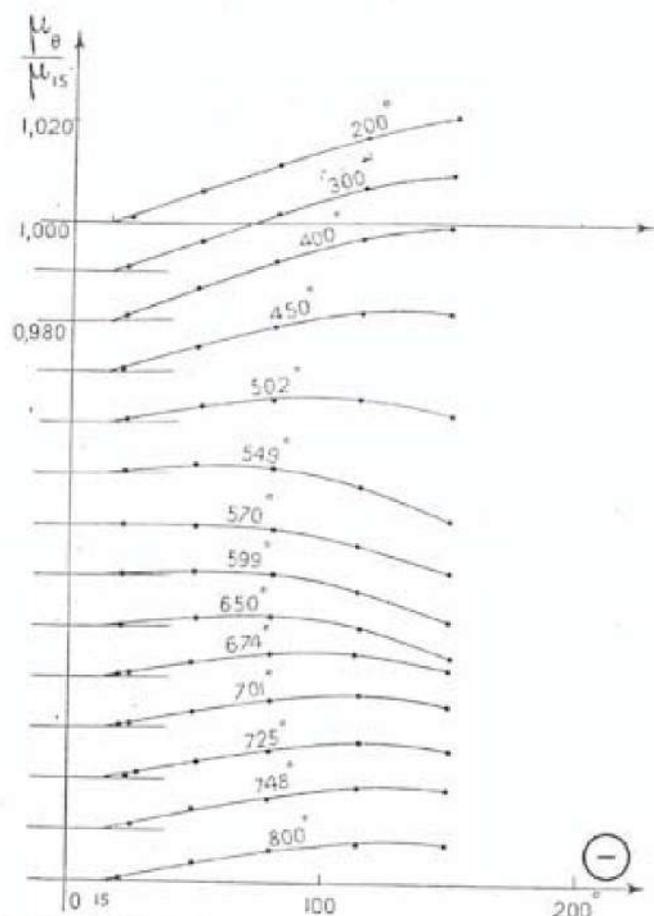


FIG. 14. — Variation thermique du module de Coulomb d'un alliage type Durinval hyperevinté à l'air à partir de 1 000° C, tréfilé, puis revenu 1 h aux températures marquées au droit des courbes (P. Chevenard, X. Waché et A. Villachon).

dantes. Il est nécessaire d'ajuster la température et la durée du traitement pour avoir simultanément la ténacité et la compensation voulues. En fait, dans le cas de la fabrication des spiraux, on cherche généralement à réaliser un coefficient thermo-élastique non rigoureusement nul, mais très légèrement positif, de façon à diminuer l'erreur secondaire.

Si la destination première de l'Élinvar fut la fabrication des spiraux, cet alliage a trouvé de nombreuses autres applications en métrologie et dans les industries de précision. Il sert à former les dispositifs de suspension et de rappel de nombre d'appareils de mesure, des diapasons stabilisateurs de fréquence, des lames vibrantes pour fréquencesmètres, des coquilles pour barographes, etc...

Les idées directrices qui ont guidé la mise au point de l'Élinvar conduisent à envisager de multiples réponses au problème d'un matériau

pour spiraux autocompensateurs : en effet, à tout ferronickel à coefficient thermo-élastique positif (27 à 43 %), on peut faire correspondre une série d'additions abaissant jusqu'à zéro ce coefficient. Mais, dans la plupart des cas, la compensation ne serait réalisée que dans un intervalle de températures très étroit, ce qui ne répondrait pas aux propriétés exigées d'un bon spiral, qui doit avoir une courbe thermo-élastique aplatie coïncidant pratiquement avec l'axe des abscisses dans un large domaine de températures de part et d'autre de l'ambiante.

Néanmoins, l'Élinvar ne constitue pas la seule solution possible; c'est ainsi que le Laboratoire d'Imphy a créé, sous le nom de Durinval, un alliage ayant des propriétés thermo-élastiques équivalentes et une ténacité encore meilleure. Il s'agit essentiellement d'un ferronickel à 42 % Ni additionné de 2 %

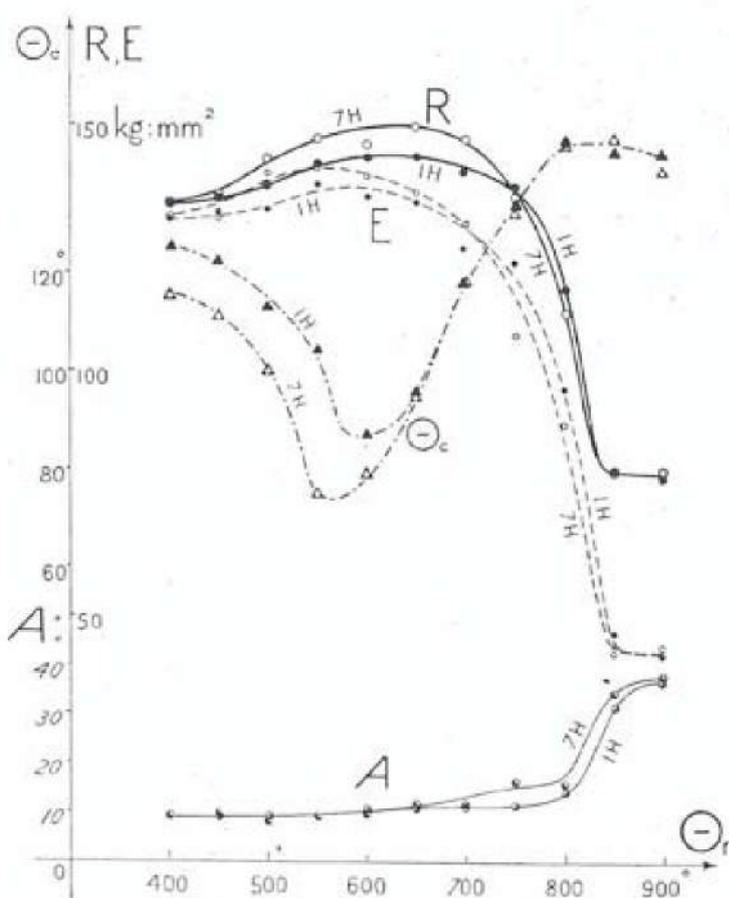


FIG. 15. — Influence de la température de revenu sur les propriétés mécaniques et le point de Curie d'un alliage type Durinval hyperevinté à l'air à partir de 1 000° C, tréfilé et maintenu soit 1 h, soit 7 h aux températures portées en abscisses (P. Chevenard, X. Waché et A. Villachon) : R : Charge de rupture ; E : Limite élastique ; A : Allongement de rupture ; θ_c : Point de Curie.

d'aluminium et 2 % de titane. Soumis au revenu après hypertrempe, il subit le durcissement structural corrélatif de la précipitation d'un complexe Ni-Ti-Al et la modification de structure, traduite par un déplacement du point de Curie, s'accompagne d'une déformation de la courbe module-température (fig. 14 et 15). A l'état hypertrempé, puis écroui, le coefficient thermo-élastique à l'ambiante est fortement positif. Au-dessous de 400° C, le revenu a peu d'influence; de 400° C à 570° C, la précipitation se manifeste simultanément par le durcissement, l'abaissement du coefficient thermo-élastique et la régression du point de Curie. A 570° C, la compensation est pratiquement réalisée : la courbe module-température est confondue avec l'axe des abscisses au voisinage de l'ambiante. Au-dessus de cette

température, se produit la remise en solution du complexe et les propriétés tendent à rejoindre celles de l'état initial hypertrempé. Pour la température de compensation optimum, le gain de rigidité par trempe structurale permet de réaliser, sur des échantillons préalablement écrouis, des ténacités proches de 150 kg/mm².

Diverses autres versions d'alliages auto-compensateurs dérivés de l'Élinvar et du Durinvar ont été proposées. Elles font, bien entendu, appel aux principes exposés ci-dessus : durcissement par précipitation d'une seconde phase finement dispersée et ajustement simultané du coefficient thermo-élastique par déplacement du point de Curie, c'est-à-dire par une répartition appropriée des éléments d'addition entre les constituants de l'agrégat.

PROPRIÉTÉS MAGNÉTIQUES

Bien que la première étude relative à leurs propriétés magnétiques ait été publiée par Hopkinson (2) en 1889 et que, dès cette époque, leurs écarts à la loi des mélanges aient été reconnus, les alliages fer-nickel ne reçurent pas d'applications vraiment industrielles avant 1921. La raison en est que les investigations avaient porté jusqu'alors sur les caractéristiques dans des champs de plus de 10 Oersteds, domaine où les ferro-nickels ne présentent aucune supériorité sur le fer ou le fer-silicium. C'est à Elmen et ses collaborateurs (18) que revient le mérite d'avoir attiré l'attention sur les propriétés exceptionnelles, dans les champs faibles, des nuances comprises entre 30 et 90 % Ni. Les alliages à 78,5 et 45 % Ni furent, en première analyse, considérés comme les plus avantageux pour les emplois dans le domaine de la construction téléphonique. Baptisés respectivement « Permalloy 78,5 » et « Permalloy 45 », ils forment les premiers termes d'une longue série de matériaux magnétiquement doux dont les performances ont été graduellement améliorées par de judicieuses modifications de composition combinées à d'importants perfectionnements dans les techniques d'élabo-

ration et les méthodes de traitement thermique. La figure 16, reproduite d'après Boothby et

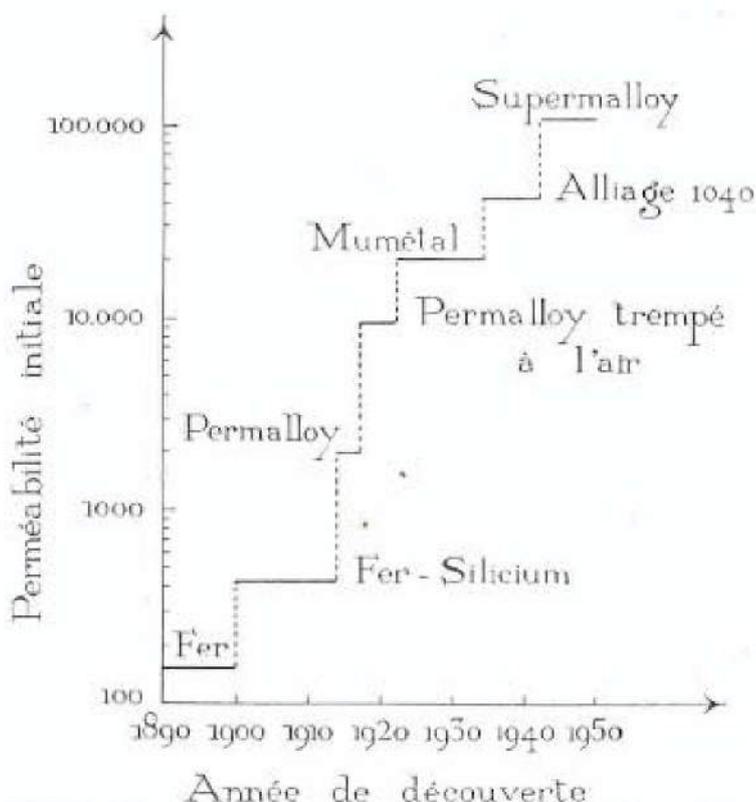


FIG. 16. — Étapes successives de la progression de la qualité des matériaux magnétiquement doux (d'après O. L. Boothby et R. M. Bozorth).

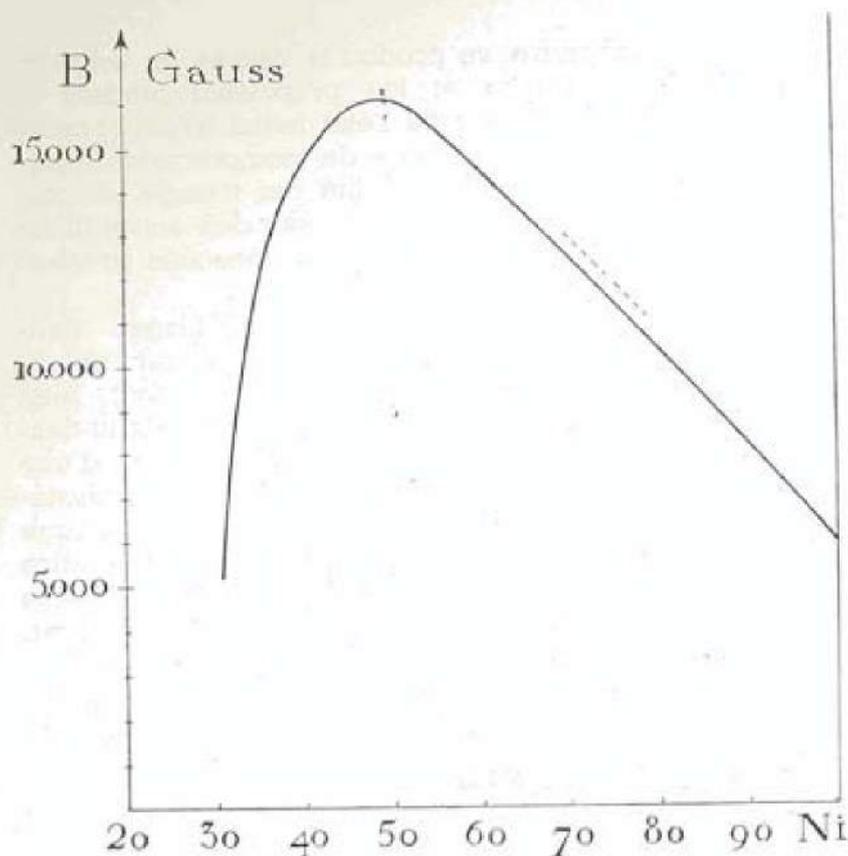


FIG. 17. — Induction à saturation des alliages fer-nickel à 20°C. En traits interrompus : Etat ordonné.

un matériau de choix pour bobines de self-inductance, transformateurs d'intensité, blindages, etc... On lui reproche toutefois sa trop grande conductibilité électrique, génératrice de pertes par courants de Foucault parfois gênantes. L'incorporation d'éléments tels le molybdène, le cuivre, le chrome, le tungstène, permet de remédier à ce défaut en relevant sensiblement la résistivité. Ces additions non magnétiques, en proportions judicieusement calculées, ont pour effet complémentaire d'annuler pratiquement les phénomènes de magnétostriction, ce qui engendre, comme on le verra plus loin, un accroissement de la perméabilité accompagné d'une diminution des pertes hystériques. C'est ainsi qu'ont été mis au point les alliages complexes connus sous les noms de Permalloy au molybdène, Mumétal (addition de Cu et Cr), Mumétal au molybdène (Cu

Bozorth (19), marque les étapes successives de cette progression.

Les figures 17, 18 et 19 qui traduisent respectivement la variation de l'induction à saturation, de la perméabilité initiale et de la perméabilité maximum en fonction de la teneur en nickel justifient les raisons qui ont présidé au choix de la composition des premiers Permalloys. L'alliage à 45-50 % Ni possède simultanément une induction à saturation élevée, atteignant 16 000 Gauss, qui autorise son emploi aux fortes inductions rencontrées dans les transformateurs et les relais, et une perméabilité très supérieure à celle du fer et du fer-silicium, qui le fait préférer à ces matériaux, chaque fois que les pertes magnétiques doivent être maintenues à un niveau très bas. Quant au « Permalloy 78,5 », il présente, après traitement convenable, la perméabilité la plus élevée, ce qui le désigne comme

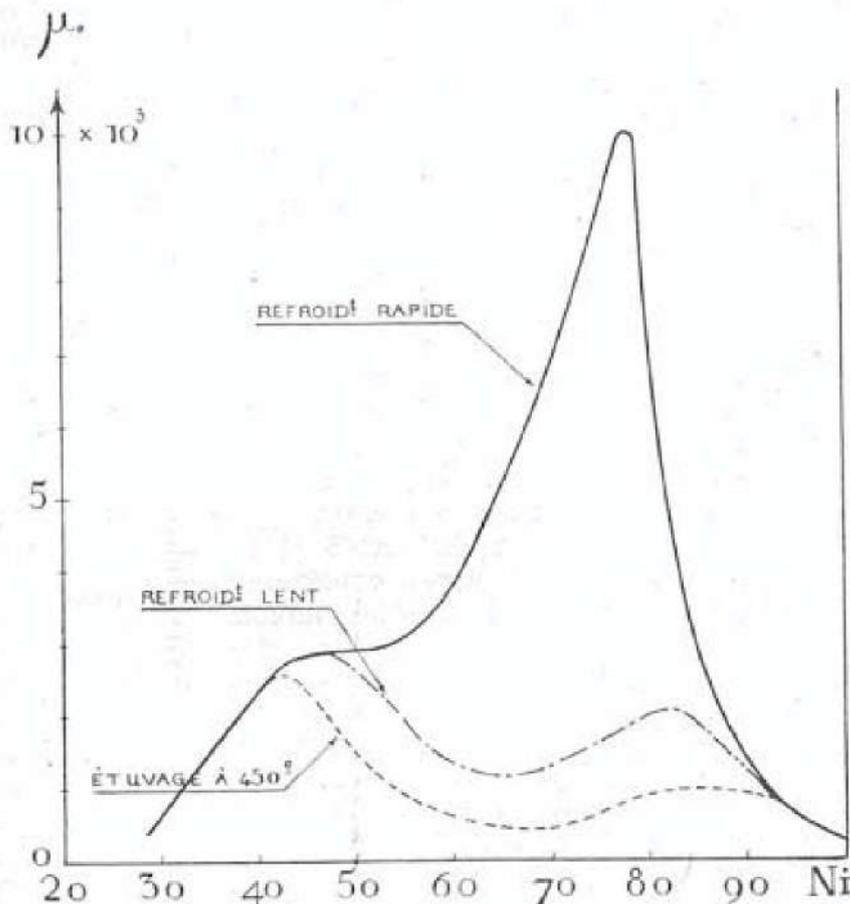


FIG. 18. — Perméabilité initiale des alliages fer-nickel.

téristiques fondamentales des principaux ferronickels magnétiques du commerce, groupées par ordre de grandeur des teneurs en nickel.

Les compositions voisines de 30 % Ni sont caractérisées par un point de Curie peu supérieur à l'ambiante (voir fig. 1). Un échauffement modéré suffit à les faire passer à l'état paramagnétique. La variation thermique progressive, régulière et rigoureusement réversible de leur aimantation (fig. 21) est utilisée dans les dispositifs dérivant un flux magnétique d'autant plus faible que la température est plus élevée, qui compensent la variation thermique du champ créé par un aimant et rendent ainsi indépendantes des fluctuations de température les indications des appareils de mesure qui en sont équipés (Meylan).

Rôle du traitement thermique.

Les matériaux magnétiquement doux ont des propriétés généralement peu satisfaisantes à

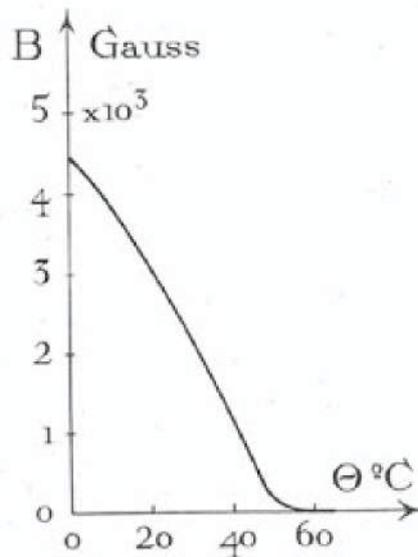


FIG. 21. — Variation de l'induction magnétique en fonction de la température dans un ferronickel à 30 % Ni.

l'état écroui et il est nécessaire de leur faire subir un recuit approprié avant emploi. Dans la majorité des cas, le meilleur ensemble de caractéristiques est obtenu lorsque le métal est exempt de tensions internes, ce qui implique que le traitement soit suivi d'un refroidissement lent. Cette règle ne s'applique pas à bon nombre de ferronickels. Les figures 18 et 19 montrent qu'entre 50 et 85 % Ni environ, un refroidissement rapide assure des performances bien supérieures. L'effet de la vitesse de refroidissement est maximum à peu près pour la composition du « Permalloy 78,5 ». La cause de ce comportement en apparence anormal, qui a longtemps intrigué les chercheurs et qui constitue ce que l'on a appelé le « problème du Permalloy » n'est élucidée que depuis peu d'années. Son identification est le fruit des investigations systématiques entreprises en vue de reconnaître les répercussions de la transformation ordre-désordre sur les propriétés physiques. D'après Kersten (20), la perméabilité initiale μ_0 s'exprime en fonction de

TABEAU III

Caractéristiques des ferronickels à haute perméabilité magnétique.

Les chiffres figurant dans ce tableau représentent des valeurs moyennes. Les caractéristiques magnétiques peuvent varier dans d'appréciables limites d'un échantillon à l'autre.

Groupe	Désignation	Perméabilité initiale	Perméabilité maximum	Induction à saturation Gauss	Champ coercitif Oersteds	Résistivité $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	Densité g/cm^3
35 % Ni	Anhyster B.....	1 000 à 2 000	7 000 à 10 000	9 000	0,3-0,5	60	8,10
48-50 % Ni	Permalloy 45.....	2 500	25 000	16 000	0,3	45	8,17
	Anhyster D.....	1 800-3 000	18 000-40 000	16 000	0,2-0,3	46	8,21
	Radiométal.....	2 000	20 000	16 800	0,4	55	8,30
	Permenorm 4801.....	2 700	19 000	14 000	0,2	58	—
	Hipernik (1).....	4 000	70 000	16 000	0,05	45	8,30
78,5 % Ni	Permalloy 78,5.....	8 000	100 000	10 800	0,05	16	8,80
	Permalloy au Mo.....	20 000	100 000	8 700	0,05	58	8,72
	Mumétal.....	12 000-20 000	70 000-130 000	8 000-9 000	0,02-0,04	42	8,80
	Mumétal au Mo.....	20 000-40 000	80 000-120 000	8 000-9 000	0,02-0,04	58	8,70
	Allinge 1040.....	40 000	100 000	6 000	0,02	56	8,75
	Supermalloy (2).....	100 000	800 000	8 000	0,004	60	8,77

(1) Recuit à 1 200° C dans l'hydrogène très pur.

(2) Matières premières sélectionnées. Recuit à 1 300° C dans l'hydrogène très pur.

l'aimantation à saturation I_s , de la magnétostriction λ et des tensions internes σ_i par la formule :

$$\mu_0 = \frac{8 \pi I_s^2}{9 \lambda \sigma_i}$$

Dans un matériau bien recuit, les tensions internes se ramènent à la seule tension de magnétostriction :

$$\sigma_i = \lambda E \quad (E = \text{module d'élasticité})$$

et, dans ce cas, on a :

$$\mu_0 = \frac{8 \pi I_s^2}{9 \lambda^2 E}$$

Or, la grandeur de la magnétostriction est liée à l'état structural du métal, comme le montrent les mesures reportées dans le tableau IV effectuées au Laboratoire d'Imphy, qui traduisent, pour divers ferronickels, la variation relative $\frac{\lambda_r - \lambda_t}{\lambda_t} \%$ apportée au coefficient de magnétostriction à l'état trempé (λ_t) par un revenu de cent heures à 450° C (λ_r).

Ces chiffres révèlent l'existence d'un effet très prononcé du revenu dans le domaine de la transformation ordre-désordre : lorsqu'il y a surstructure, le coefficient de magnétostriction se trouve fortement majoré. En particulier, dans le cas du « Permalloy 78,5 », nous avons trouvé (21) :

État ordonné ... $\lambda = 4,8 \times 10^{-4}$
État désordonné. $\lambda = 2,0 \times 10^{-4}$

Ces valeurs qui sont en accord avec celles obtenues indépendamment par Goldman (22), montrent que le « Permalloy 78,5 » doit théoriquement posséder une perméabilité initiale environ six fois plus grande lorsqu'il se trouve à

l'état désordonné, ce qui s'accorde assez bien avec les données expérimentales (fig. 18).

TABLEAU IV

Teneurs en Ni %	Variation relative du coefficient de magnétostriction $\frac{\lambda_r - \lambda_t}{\lambda_t} \%$
58,0	+ 0,2
64,5	+ 6,1
69,8	+ 43,6
72,2	+ 61,3
78,5	+ 140,0
80,6	+ 16,2
100	- 4,6

En toute rigueur, la théorie de Kersten néglige l'anisotropie magnétocristalline dont l'effet est de diminuer la perméabilité. Cette simplification n'est pas de nature à fausser l'interprétation, car l'anisotropie magnétocristalline agit, pour le cas présent, dans le même sens que la magnétostriction : McKeehan et Grabbe (23) ont montré qu'elle est plus grande lorsqu'il y a surstructure, ce qui constitue une raison supplémentaire pour que la perméabilité soit plus basse dans cet état.

Les additions, en particulier celles de cuivre ou de molybdène, dont les effets sur le diagramme d'équilibre de la transformation ordre-désordre sont maintenant partiellement connus (24) (fig. 22), modifient à la fois l'aptitude à la mise en ordre et les répercussions du degré d'ordre sur les propriétés physiques, de sorte que le traitement thermique doit être adapté à chaque composition particulière. L'obtention des propriétés optima est subordonnée à la réalisation d'un degré de surstructure déterminé, ajustable par adaptation de la vitesse de refroidissement ou par maintien de durée appropriée à une température inférieure à la température critique de la transformation.

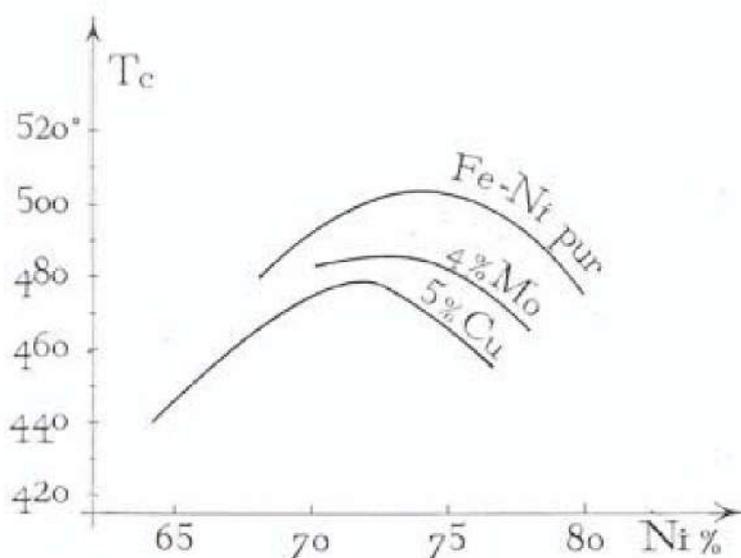


FIG. 22. — Diagramme d'équilibre de la transformation ordre-désordre :
a) Dans les ferronickels purs.
b) Dans les ferronickels à 4 % Mo.
c) Dans les ferronickels à 5 % Cu.

A ces effets physiques s'ajoute éventuellement une action chimique qui dépend de la nature du milieu. Des précautions doivent être prises pour éviter la contamination par l'oxygène et le soufre. L'hydrogène pur bien desséché constitue la meilleure atmosphère; son rôle est double : non seulement il protège le métal contre l'altération, mais encore il l'affine en éliminant une partie des impuretés qu'il contient. Industriellement on a souvent recours au mélange d'hydrogène et d'azote résultant du craquage catalytique du gaz ammoniac.

Anisotropie.

Les importants progrès, accomplis depuis vingt ans dans la connaissance des phénomènes de déformation plastique et de recristallisation, ont permis de tirer un parti nouveau de certains ferronickels en mettant à profit leur grande anisotropie magnétocristalline. On sait, en effet, que les courbes d'aimantation relatives à un monocristal magnétique ont une allure différente suivant la direction cristallographique considérée (fig. 23) : le fer s'aimante facilement suivant l'axe [100], moins aisément suivant l'axe [110], plus difficilement encore suivant l'axe [111]; le nickel a le comportement exactement opposé.

La gamme des ferronickels offre toutes les combinaisons intermédiaires entre ces deux cas extrêmes. C'est ainsi que, pour l'alliage à

50 % Ni dont l'induction à saturation est la plus élevée, la difficulté d'aimantation croît dans l'ordre suivant : arêtes du cube [100], diagonales d'espace [111], diagonales des faces [110]. Préparé dans les conditions usuelles, ce matériau se présente sous forme de rubans ou de bandes constitués d'une multitude de petits cristaux dont les orientations sont en général réparties au hasard. Ses propriétés sont sensiblement identiques dans toutes les directions puisque la distribution des orientations cristallines y est statistiquement la même : le métal paraît isotope par effet de compensation. Elles représentent donc des valeurs moyennes, et l'on conçoit le bénéfice à escompter d'une orientation simultanée des cristaux amenant la direction de facile aimantation à coïncider avec celle du champ magnétisant. Or, il est possible de réaliser cette disposition favorable par une combinaison appropriée de laminages et de recuits comportant notamment une phase d'écroutissage intense où la réduction de section atteint 98,5 % (25), (26) et un traitement thermique à haute température dans l'hydrogène. À l'état écroui, la texture est constituée de la superposition de deux orientations privilégiées qu'on peut décrire comme suit (27) : plan (110) et axe [112] d'une part, plan (112) et axe [111] d'autre part, parallèles à la direction de laminage. Lorsqu'on élève la température, ce type d'anisotropie ne reste stable que jusqu'au début de la recristallisation, où

il fait place à un nouveau type d'orientation plus simple, connu sous la dénomination de « texture cubique » ou « en dés », caractérisé par le fait que tous les cristaux possèdent, à une faible dispersion près, un plan (100) confondu avec le plan de laminage, les directions [100] étant respectivement parallèle et perpendiculaire à la direction de laminage. Un tel matériau, bien que constitué de cristaux innombrables, se comporte comme un cristal unique : si on lui applique un champ magnétique orienté dans le sens de laminage, qui coïncide avec une direction de facile aimantation, il se sature d'un seul coup, avec un coude brusque sur la courbe d'induction, lorsque le champ atteint une valeur déterminée (fig. 24 à gauche). Sa perméabilité est

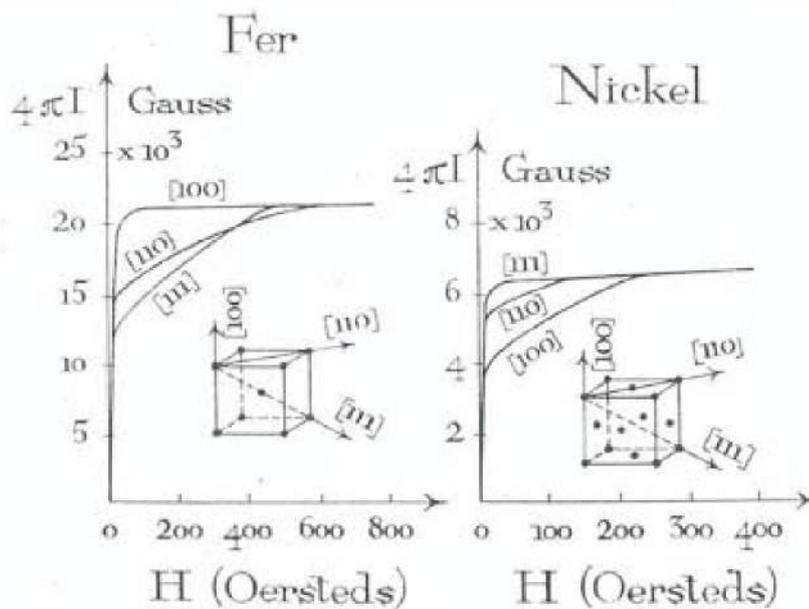


FIG. 23. — Anisotropie magnétique des monocristaux de fer et de nickel.

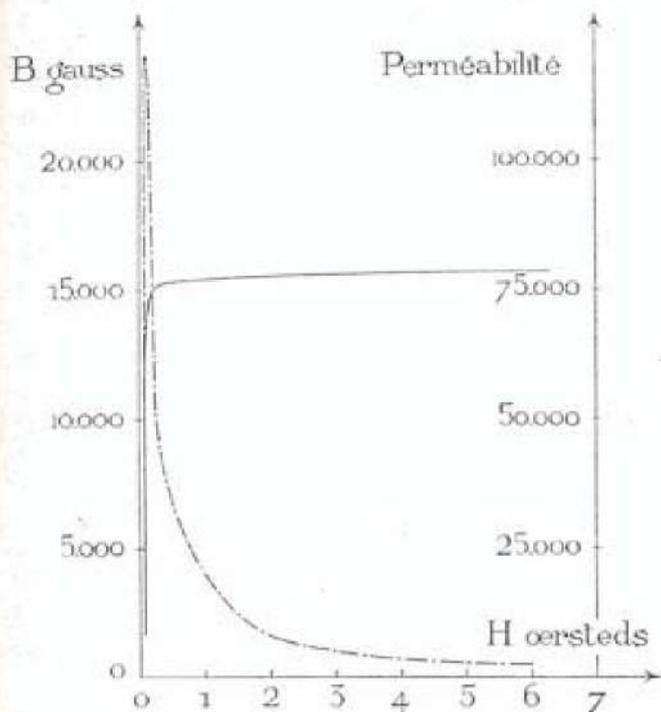
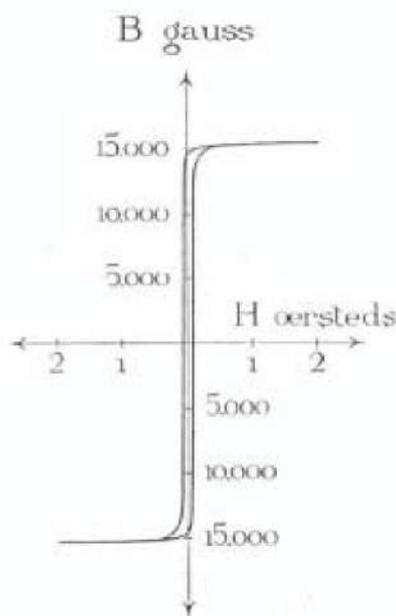


FIG. 24. — Ferronickel à 50 % Ni à cycle d'hystérésis rectangulaire.

A gauche : En traits pleins : courbe d'induction normale; en traits mixtes : courbe de perméabilité.
A droite : Boucle d'hystérésis.

très supérieure à celle qui caractérise la structure isotrope. Si on supprime le champ, il conserve une induction rémanente représentant environ 95 % de la saturation. Sa boucle d'hystérésis présente une forme typique dite « cycle rectangulaire » (fig. 24 à droite) telle que de petites modifications du champ magnétisant engendrent des variations d'induction pratiquement nulles si le point représentatif se déplace sur les branches quasi horizontales, ou au contraire dépassant 26 000 Gauss s'il parcourt les branches quasi verticales. La direction perpendiculaire au sens de laminage, qui est également une direction [100] de facile aimantation jouit des mêmes propriétés. La comparaison des figures 20 et 24 permet d'apprécier l'effet de la texture sur les caractéristiques du ferronickel à 50 % Ni.

L'existence d'une orientation privilégiée se répercute sur toutes les propriétés vectorielles, notamment sur les caractéristiques mécaniques. Entre autres, le module d'élasticité des ferronickels est fortement affecté par l'anisotropie, comme l'a montré P.-J. Bouchet (28). Cette particularité est souvent exploitée pour apprécier le degré de perfection d'une texture, et suivre l'évolution de son



orientation. Sur la figure 25, sont superposés les diagrammes polaires traduisant la relation entre le module d'élasticité et la direction dans un ruban à 50 % Ni ayant subi une réduction de section de 98,5 %, pris d'une part à l'état écroui, d'autre part à l'état recuit. La complexité de la texture d'écroutissage décrite ci-dessus interdit une explication simple de la courbe correspondante, fortement dissymétrique, sur laquelle on observe une dépression traduisant l'existence d'un minimum du module à 45° du sens de laminage. Pour le métal recuit, au contraire, l'interprétation est aisée : les directions parallèle et perpendiculaire au laminage, qui

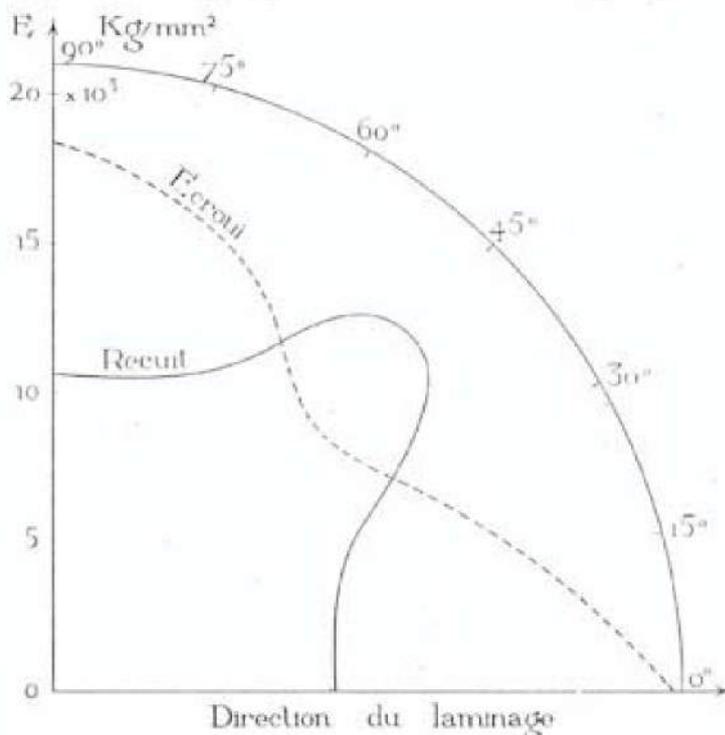


FIG. 25. — Anisotropie du module d'élasticité dans un feuillard en ferronickel à 50 % Ni ayant subi une réduction de section de 98,5 %.

En traits interrompus : État écroui, texture mixte.
En traits pleins : État recuit, texture cubique.

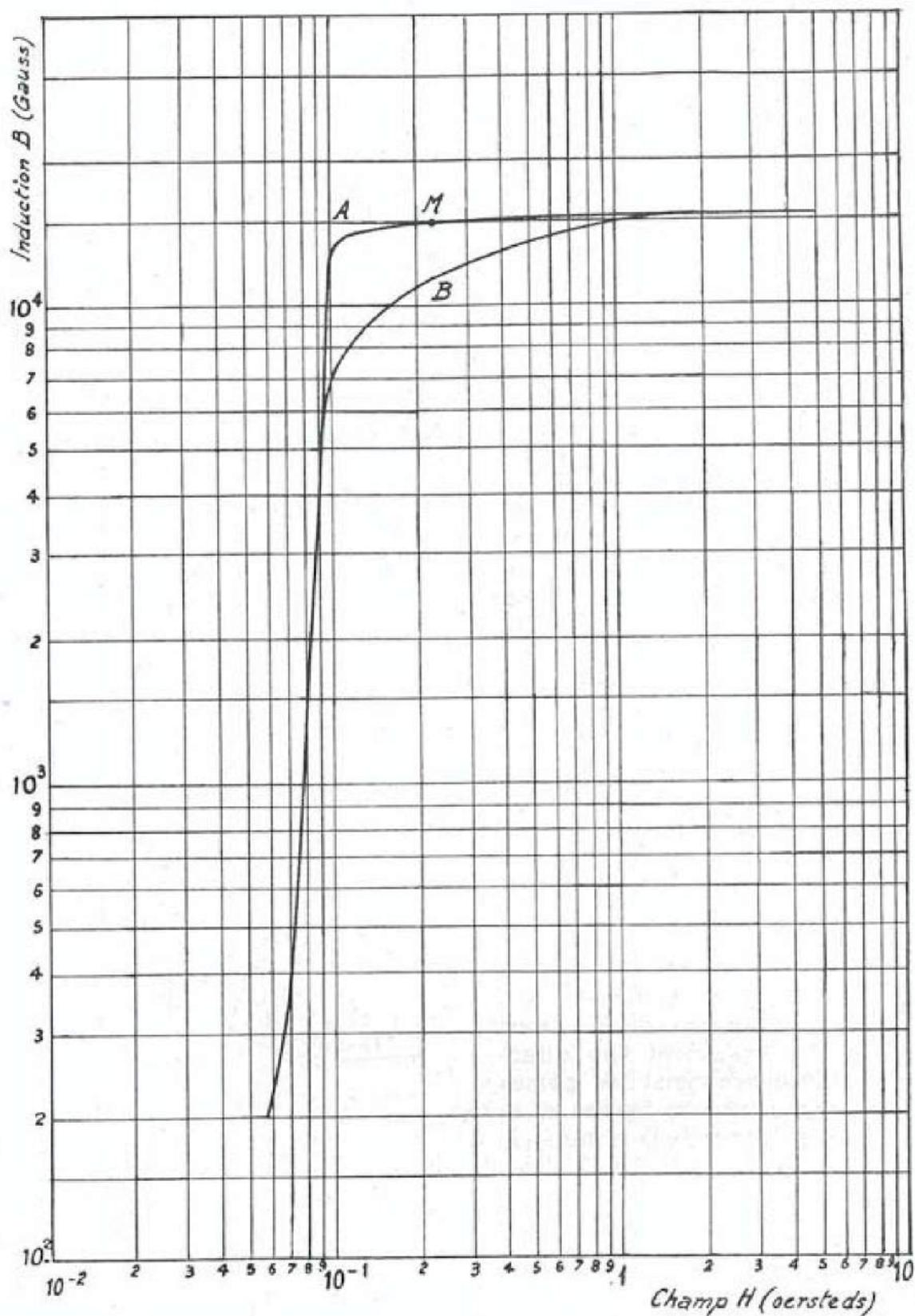


FIG. 26. — Effet d'une tension mécanique sur la courbe d'induction normale d'un ferronickel à cycle d'hystérésis rectangulaire.

A : Courbe relative au noyau non déformé. B : Courbe relative au noyau ovalisé par une charge radiale de 150 g.

Dimensions du noyau : diamètre extérieur 32 mm ; diamètre intérieur : 25 mm ; hauteur : 5 mm.
Bande spiralée de 0,07 mm d'épaisseur.

s'identifient avec les arêtes [100] correspondent à des minima du module qui atteint sa valeur la plus élevée à 45° du laminage, direction qui coïncide avec une diagonale de face [110]. La texture cubique est d'autant plus proche de l'orientation idéale que la courbe est plus symétrique et que l'écart entre maximum et minimum est plus accusé.

Le ferronickel orienté à cycle d'hystérésis rectangulaire trouve son emploi dans la construction des amplificateurs magnétiques, des redresseurs mécaniques, les organes de commande des servo-mécanismes, les circuits-mémoires de machines à calculer.

Lorsqu'un noyau magnétique à texture orientée est soumis à une tension ou une déformation d'origine mécanique, il perd le bénéfice de la saturation brusque et du cycle rectangulaire (fig. 26). Si la contrainte reste du domaine élastique, la déformation de la courbe d'induction cesse, en même temps que la cause perturbatrice et le métal retrouve ses propriétés initiales dès que l'on supprime l'effort appliqué. Mais, si ce dernier est suffisamment grand pour entraîner un écoulement plastique du métal, les caractéristiques sont définitivement altérées. Cette sensibilité constitue le plus souvent une gêne dont on s'affranchit en insérant les noyaux magnétiques dans des boîtiers en matière isolante qui les soustraient aux chocs et les protègent du serrage des fils de bobinage. Mais on peut également en tirer profit pour transformer des phénomènes mécaniques en phénomènes électriques (29). La figure 26 montre que, si un noyau à cycle rectangulaire, soumis par exemple à un champ tel que son induction soit représentée par le point M, est le siège d'une déformation soudaine, il subit une diminution d'induction qui peut se chiffrer par plusieurs milliers de gauss. La variation de flux qui en résulte crée une force électromotrice qui peut être utilisée, soit à la mesure indirecte de la déformation, soit à la commande d'un mécanisme, soit au déclenchement d'un signal.

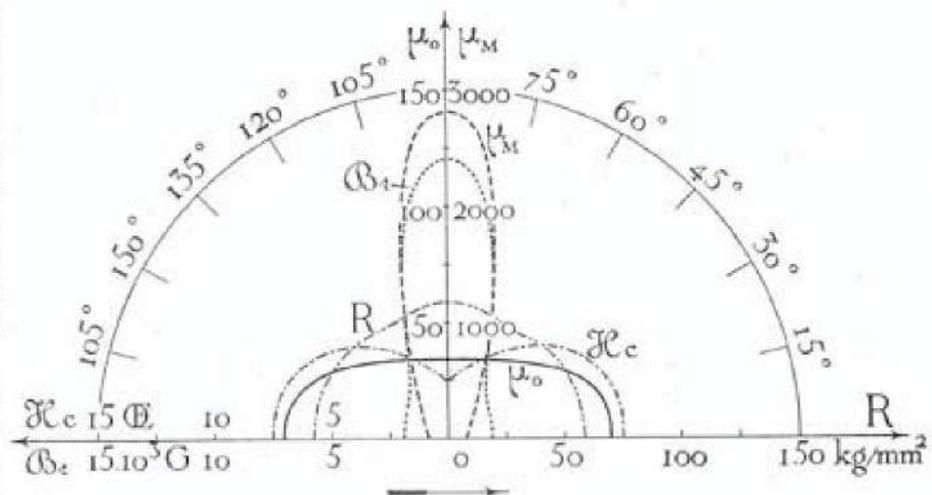


FIG. 27. — Anisotropie magnétique et mécanique d'un feuillard en ferronickel à 40 % Ni. Réduction d'épaisseur par laminage à froid : 99,5 %, recuit à 1 000° C, nouvelle réduction d'épaisseur 90 % (Dahl et Pawlek). La flèche indique le sens du laminage.
 μ_0 : Perméabilité initiale. — μ_M : Perméabilité maximum. — B_r : Induction rémanente. — H_c : Champ coercitif. — R : Résistance à la traction.

Si on écrouit par laminage un ruban à texture cubique, il conserve son orientation cristalline, mais les directions respectivement parallèle et perpendiculaire au sens de laminage ne sont plus équivalentes du point de vue magnétique et mécanique (fig. 27 et 28), bien qu'elles restent cristallographiquement identiques. Cette anomalie est attribuée à une anisotropie « de laminage » qui introduirait une certaine périodicité dans les défauts et dislocations du réseau cristallin et perturberait entièrement l'anisotropie d'origine purement cristalline. Le matériau possède alors, dans le sens de laminage, une induction quasi proportionnelle au champ magnétisant (fig. 28), c'est-à-dire que sa perméabilité est sensible-

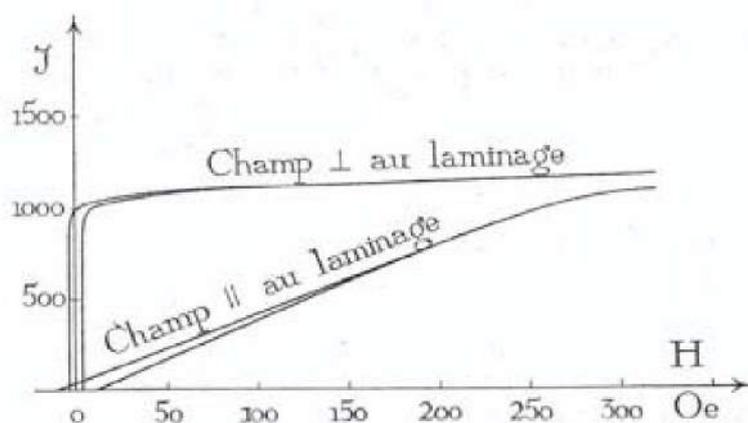


FIG. 28. — Cycles d'hystérésis relevés parallèlement et perpendiculairement au sens de laminage dans un feuillard en ferronickel à 90 % Ni, à texture cubique, écroui par laminage à froid (J. L. Snoek).

tostriction directe des alliages de fer et de nickel sont dus à H. Nagaoka et K. Honda et les plus complets, à A. Schulze (32). La figure 30 reproduit, d'après cet auteur, la variation du coefficient de magnétostriction, mesuré par la variation relative de longueur, en fonction de la teneur en nickel pour différentes grandeurs du champ magnétisant. Pour 30 % Ni, l'effet magnéto-mécanique est pratiquement nul; lorsque le métal s'enrichit en nickel, le coefficient de magnétostriction croît, passe par un maximum pour une teneur de 45-50 % Ni au-delà de laquelle il décroît régulièrement. Il s'annule et change de signe à 81 % Ni. De 30 à 81 % Ni, la magnétostriction est positive, c'est-à-dire que la variation de longueur due à l'action du champ est une expansion. Entre 81 et 100 % Ni, il se produit une contraction : la magnétostriction est dite négative.

Le « Permalloy 78,5 », proche de la composition qui ne subit aucune variation de longueur, possède un coefficient de magnétostriction très réduit qu'il est possible d'abaisser encore, ainsi que nous l'avons vu, par des additions convenables et un traitement approprié. Cet alliage et ses dérivés permettent de constituer des circuits magnétiques à haute perméabilité qui subissent des effets magnétostrictifs très faibles et ne vibrent pratiquement pas sous l'action des champs magnétiques alternatifs.

Les alliages à forte magnétostriction trouvent des applications dans la construction d'appa-

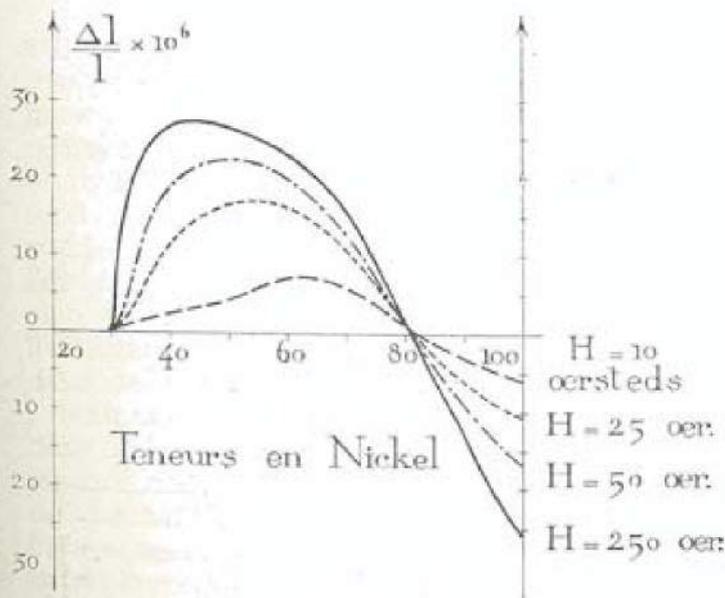


FIG. 30. — Magnétostriction des alliages fer-nickel (A. Schulze).

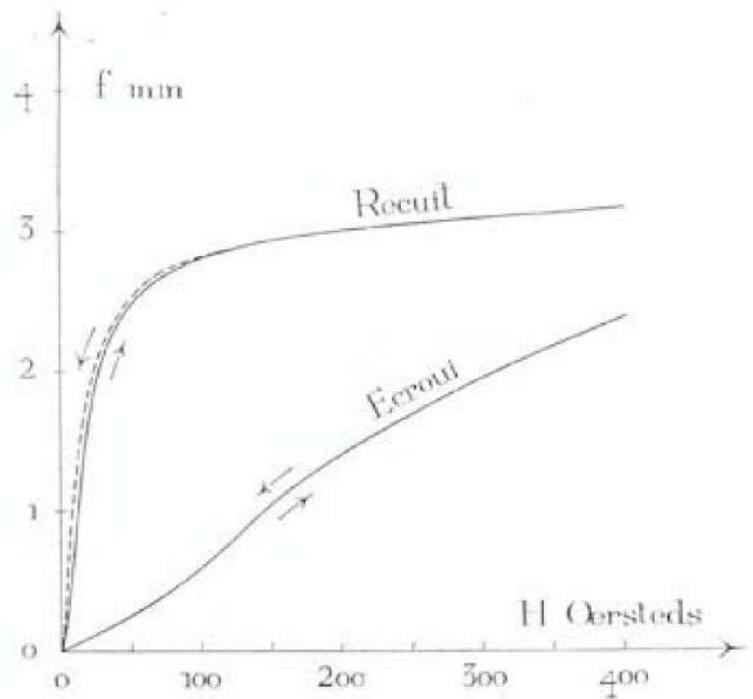


FIG. 31. — variation de la déflexion f en fonction du champ magnétique pour deux bilames à magnétostriction de 200 mm de long et 0,5 mm d'épaisseur constituées d'une lame de nickel et d'une lame de ferronickel à forte magnétostriction positive. L'une des bilames est recuite, l'autre a été conservée à l'état écroui.

reils destinés à transformer les oscillations électriques en vibrations mécaniques (générateurs d'ultra-sons pour sondages sous-marins ou détection de défauts internes dans les matériaux, vibreurs pour accélérer les réactions chimiques, réaliser des mélanges intimes ou des émulsions, créer des phénomènes de cavitation ou précipiter des poussières). Jusqu'à présent, c'est le nickel qui a été utilisé dans la majorité des cas, mais on fait également appel aux ferronickels à fort coefficient positif. H. Devèze (33) a montré récemment que, pour les applications dynamiques, c'est l'Invar qui donne, toutes choses égales d'ailleurs, les amplitudes de vibration les plus grandes et qu'il est supérieur au nickel pur dans le cas d'un barreau oscillant librement, cette supériorité étant plus ou moins accentuée suivant le traitement thermique subi. Lorsque l'application magnétostrictive exige une grande stabilité de fonctionnement, qui suppose un module d'élasticité indépendant de la température, on fait appel à l'Élinvar.

Quelle que soit la composition choisie, l'amplitude des effets mécaniques est toujours faible : un barreau de nickel de 200 mm de longueur se raccourcit seulement de 0,006 mm

quand on l'aimante à saturation. Il est possible d'engendrer des effets mécaniques d'un ordre de grandeur beaucoup plus grand en constituant l'élément actif non plus d'un métal unique, mais de deux lames à coefficients de magnétostriction différents, soudées l'une à l'autre de façon à former un ensemble bimétallique analogue dans son aspect et son mode de réalisation aux bilames thermiques (34). A titre d'exemple une bilame magnétostrictive de 200 mm de longueur et 0,5 mm d'épaisseur totale, formée par l'association d'une lame de nickel et d'une lame de ferronickel à forte magnétostriction positive, présente, à saturation, une déflection de plusieurs millimètres, comme le montre la figure 31 qui traduit la variation de la flèche en fonction du champ pour deux bilames, l'une écrouie, l'autre recuite.

La magnétostriction inverse a été étudiée dans le système fer-nickel surtout en raison de ses répercussions sur les caractéristiques magnétiques : un effort de traction accroît la perméabilité quand la magnétostriction est positive et l'abaisse quand la magnétostriction est négative; une contrainte de compression produit les manifestations opposées. C'est ce phénomène qui est responsable de la grande sensibilité des alliages à cycle rectangulaire vis-à-vis des déformations. La principale application pratique de l'effet Villari réside dans le dynamomètre à magnétostriction, dont le principe consiste à évaluer indirectement la grandeur d'une contrainte par la mesure de la variation de perméabilité qu'elle provoque dans un noyau magnétostrictif généralement en ferronickel.

PROPRIÉTÉS ÉLECTRIQUES

La résistivité des ferronickels a fait l'objet d'une étude approfondie de P. Chevenard (35). La conductibilité électrique de ces alliages est, comme leurs autres propriétés physiques, une fonction réversible de la température. Les courbes « résistivité-température » sont rapidement ascendantes jusqu'à la transformation magnétique. A ce moment, un changement de direction d'autant plus brusque que la teneur en Ni est plus élevée marque le passage à l'état paramagnétique (fig. 32 et 33). Le point de plus forte courbure coïncide expérimentalement avec la température de Curie mesurée par essai thermomagnétique direct.

Le diagramme d'ensemble de la figure 34 représente, pour toute température comprise entre -200°C et $+1000^{\circ}\text{C}$, la variation de résistivité à l'état recuit avec la teneur en nickel entre 30 et 100 % Ni.

Les alliages à 70-72 % Ni, dont la courbe de thermorésistivité est affectée d'une forte pente jusqu'au-delà de

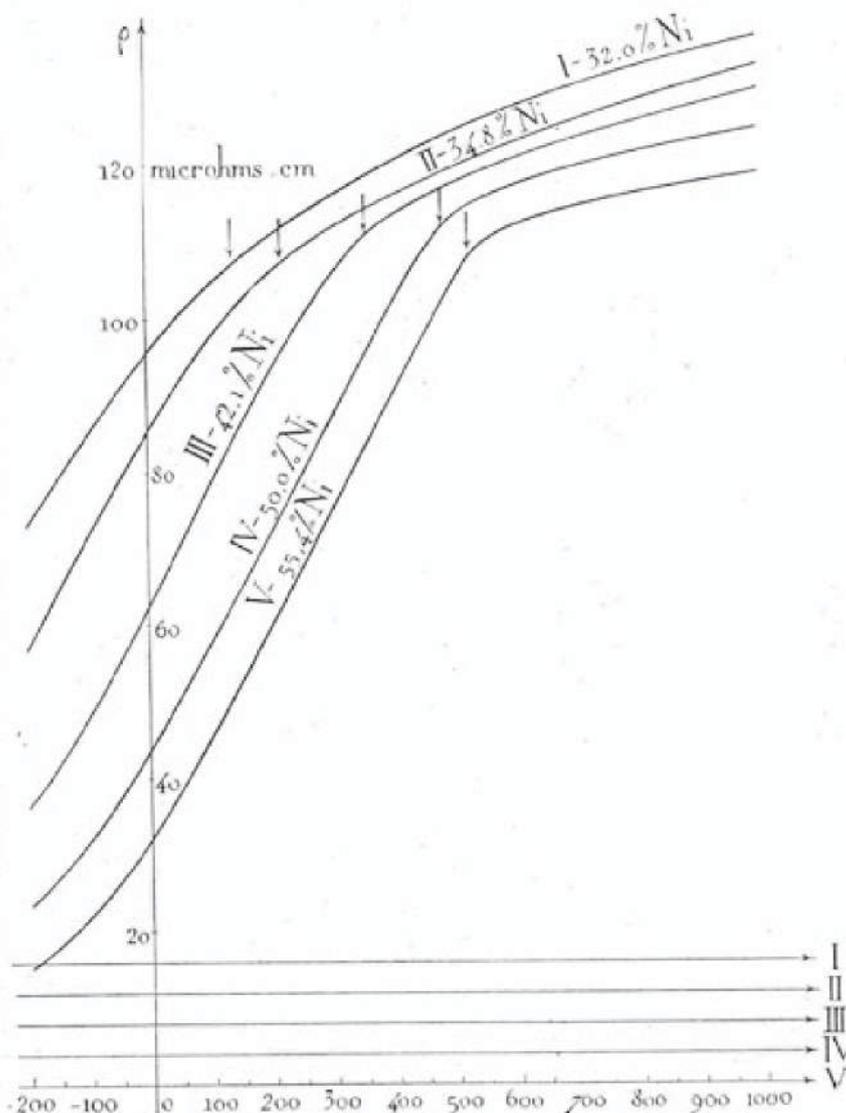


FIG. 32. — Courbes résistivité-température de divers ferronickels réversibles (P. Chevenard).

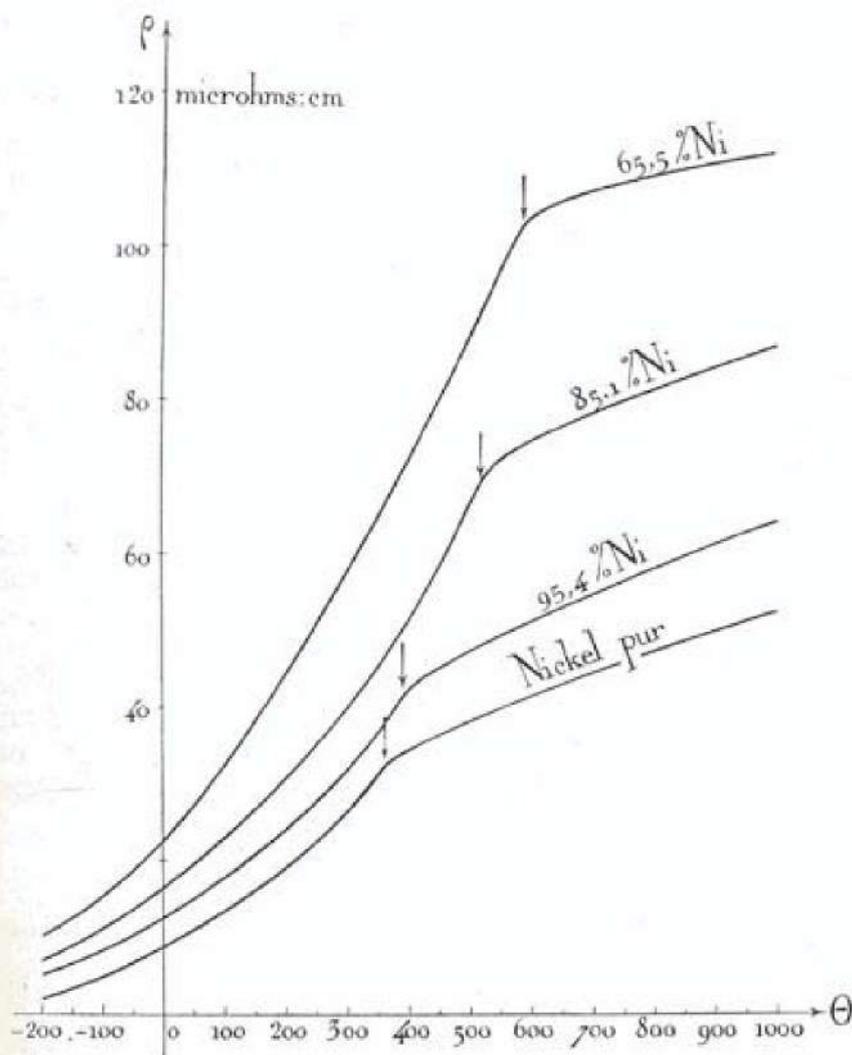


FIG. 33. — Courbes résistivité-température de divers ferronickels réversibles et du nickel pur (P. Chevenard).

550 °C, servent à la fabrication de stabilisateurs d'intensité rustiques et d'un fonctionnement très sûr. Ils constituent des résistances portées à une température d'emploi comprise entre 300 et 500° C; toute surtension électrique tend à provoquer un échauffement accompagné d'un gain de résistivité qui s'oppose à l'accroissement d'intensité; une baisse de tension produirait la réaction inverse. L'effet des fluctuations du réseau se trouve ainsi atténué dans de fortes proportions.

Pour une balance fer-nickel donnée, la grandeur de la résistivité dépend dans une certaine mesure de l'histoire mécanique ou thermique de l'échantillon. En règle générale, c'est l'écroissage qui procure la plus grande résistivité; la trempe vient ensuite; la valeur la plus faible appartient à l'état recuit. Dans ce dernier

cas, la résistivité est d'autant plus basse que le refroidissement est plus lent. On obtient un effet équivalent à celui d'une vitesse de refroidissement excessivement faible, difficile à réaliser en pratique, par maintien prolongé à une température variable entre 400 et 500° C suivant la composition. La figure 35, empruntée à O. Dahl (7), dans laquelle l'état trempé est pris comme référence, montre comment varie, en valeur relative, la résistivité des ferronickels lorsqu'on les soumet soit à un écroissage, soit à un maintien de trente-six heures à 420° C. Le fait que le maximum d'amplitude de cette variation se produit pratiquement à l'aplomb de Ni₃Fe conduit à attribuer à la transformation ordre-désordre les répercussions des traitements thermiques sur la résistivité.

Il a déjà été signalé, lors de l'étude des propriétés magnétiques, que l'addition aux ferronickels d'un troisième métal susceptible d'entrer en solution solide se traduit par un accroissement de résistivité. L'un des éléments les plus efficaces sous ce rapport est le

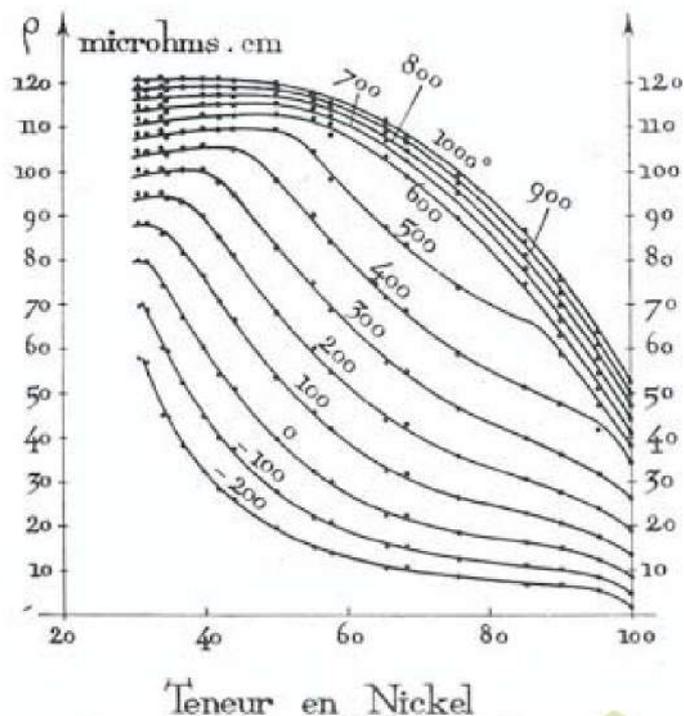


FIG. 34. — Isothermes de la résistivité (P. Chevenard).

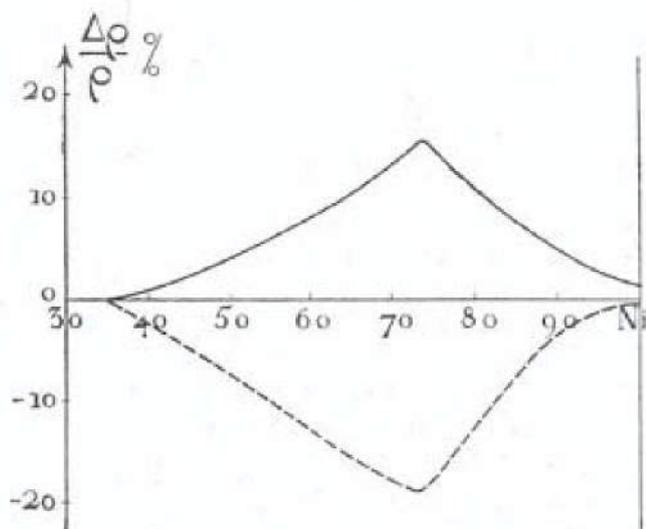


FIG. 35. — Variation relative, par écrouissage ou revenu, de la résistivité des ferronickels trempés (d'après O. Dahl).
En traits pleins : Effet de l'écrouissage.
En traits interrompus : Effet d'un revenu de 36 h à 420° C.

chrome. La figure 36, due à P. Chevenard (36), représente le diagramme dans l'espace de la résistivité dans le système Fe-Ni-Cr. L'incorporation de chrome a pour effet annexe d'abaisser le coefficient thermique de la résistivité, c'est-à-dire de la rendre moins sensible aux fluc-

tuations de température. De plus, il confère à l'alliage une meilleure résistance à l'oxydation à chaud. Ce faisceau de propriétés fait que diverses compositions du système Fe-Ni-Cr, sélectionnées parmi celles qui possèdent la plus forte résistivité, ont été adoptées pour la fabrication de résistances électriques.

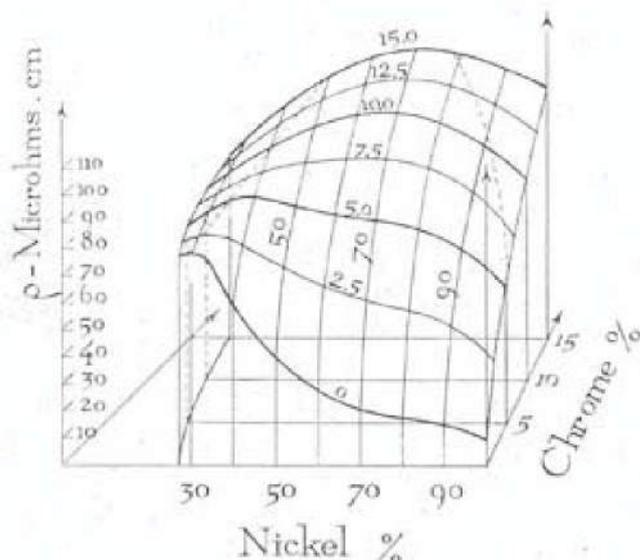


FIG. 36. — Résistivité des alliages ternaires Fe-Ni-Cr (P. Chevenard).

PROPRIÉTÉS DIVERSES

L'addition de nickel au fer augmente sa résistance à l'oxydation. Toutefois, même lorsque la proportion de nickel est élevée, la protection contre l'altération par les agents atmosphériques n'est pas toujours complète. C'est ainsi que l'invar ne peut pas être considéré en toute rigueur comme inoxydable; il tend à être attaqué par la rouille après des durées prolongées d'exposition aux intempéries. La résistance aux produits chimiques, tels les acides dilués et les solutions salines, est également favorisée par la présence du nickel.

L'adjonction d'une certaine quantité de chrome améliore grandement la tenue à la corrosion; c'est pourquoi les alliages ternaires Fe-Ni-Cr ont fourni diverses formules d'al-

liages inoxydables. Nous n'en entreprendrons pas l'examen qui sortirait du cadre de cet exposé limité à l'étude des anomalies des propriétés physiques des ferronickels réversibles et à leurs applications.

Pour une raison identique, nous ne nous étendons pas davantage sur les propriétés mécaniques, qui se révèlent surtout intéressantes pour les alliages à structure alpha, c'est-à-dire pour les aciers au nickel proprement dits. Les ferronickels réversibles, conservant la structure austénitique quelle que soit la vitesse de refroidissement, possèdent une faible limite élastique, un grand allongement de rupture et une forte striction. Ils ne durcissent que par écrouissage quand ils sont purs; certaines additions leur confèrent,

comme on l'a vu, un accroissement de rigidité par « durcissement structural ».

Toutefois, contrairement aux aciers au nickel qui, portés à très basse température, deviennent exagérément fragiles au même titre que les aciers ordinaires, les ferronickels à teneur supérieure à 40 % Ni restent parfaitement ductiles jusqu'à la température de l'air liquide ainsi que l'a montré P. Chevenard (37). Cette propriété a apporté une solution au problème des soupapes de détendeurs pour machines frigorifiques système G. Claude et a permis de faire disparaître les ruptures accidentelles en service des organes de machines fonctionnant à très basse température et soumis à des chocs en cours de marche. Dans la gamme des ferronickels non fragiles à -195°C , on choisit de préférence la nuance à 58 % Ni dont la dilatabilité est voisine de celle de l'acier et de la fonte, qui possède une bonne résistance à l'oxydation et est susceptible de prendre un beau poli. A la température de l'air liquide, les

caractéristiques mécaniques de ce métal à l'état recuit sont (37) :

$E = 40 \text{ kg/mm}^2$;
 $R = 80 \text{ kg/mm}^2$;
 $A = 40 \%$;
Striction = 55 %;
Résilience Frémont $> 45 \text{ kgm/cm}^2$.

Dans les mêmes conditions, la résilience du fer le plus doux tombe à 1 ou 2 kgm/cm^2 .

Si les pièces mécaniques doivent résister à des efforts intenses, il est possible de relever leur limite élastique, sans entraîner de fragilité, par un léger écrouissage, tel que celui qui résulte d'un travail à chaud terminé à la température du rouge sombre; on obtient ainsi, à -190°C :

$E = 65 \text{ kg/mm}^2$;
 $R = 95 \text{ kg/mm}^2$;
 $A = 25 \%$;
Striction : 55 %;
Résilience Frémont : 25 à 30 kgm/cm^2 .

CONCLUSION

L'histoire des ferronickels, famille d'alliages au comportement étrange, providence des physiciens et des métrologistes, nous propose une belle leçon.

Le rôle du hasard fut grand dans la découverte des premières anomalies, mais, par sa clairvoyance, son intuition et son esprit de méthode, Ch.-Ed. Guillaume sut le rendre bref : aussitôt soupçonnées, les singularités dilatométriques firent immédiatement l'objet, de sa part, d'une étude systématique. D'une accumulation de faits à première vue surprenants et sans lien, il sut dégager une doctrine cohérente. Celle-ci, à son tour, fit pressentir l'existence d'autres singularités des propriétés physiques qui furent bientôt confirmées expérimentalement. Le voile était soulevé, les travaux fondamentaux de P. Chevenard, G. W.

Elmen, A. Schulze finirent de dissiper le mystère. En dépit de difficultés inattendues surgies de l'apparition de nouvelles anomalies, telles l'instabilité et la transformation ordre-désordre, les applications industrielles suivirent de près les découvertes des chercheurs.

Depuis plus de soixante ans qu'il fait l'objet d'explorations méthodiques, le système ferronickel n'a certes pas encore livré tous ses secrets, mais ce n'est pas trop s'avancer de dire qu'il figure parmi les mieux connus de la métallurgie. Le génie intuitif d'un savant, l'esprit scientifique et l'opiniâtreté de ses successeurs, ont permis de domestiquer ces alliages au caractère complexe et déroutant, et de faire de ces « monstres de la matière », selon l'expression de Georges Claude, de précieux et fidèles serviteurs.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) F. OSMOND, G. CARTAUD : *Revue de Métallurgie*, vol. 1 (1904), n° 1, pp. 69-79.
- (2) J. HOPKINSON : *Proc. Roy. Soc.*, vol. 47 (1889-1890), pp. 23-24 et 138-139.
- (3) Ch.-Ed. GUILLAUME : *C. R. Acad. Sc.*, t. 124 (1897), pp. 176-179 et 752-755.
- (4) E. A. OWEN, A. H. SULLY : *Philosophical Magazine*, vol. 27 (1939) pp. 614-636.
- (5) A. T. PICKLES, W. SUCKSMITH : *Proc. Roy. Soc.*, vol. 175 (1940), série A, p. 331.
- (6) K. HOSELITZ, W. SUCKSMITH : *Proc. Roy. Soc.*, vol. 181 (1943), série A, p. 303.
- (7) O. DAHL : *Z. f. Metallkunde*, vol. 28 (1936), p. 133.
- (8) P. LEECH, C. SYKES : *Phil. Mag.*, vol. 27 (1939), pp. 742-753.
- (9) E. JOSSO : *C. R. Acad. Sc.*, t. 230 (1950), pp. 1467-1469.
- (10) P. CHEVENARD : *Revue de Métallurgie*, vol. 11 (1914), pp. 841-862;
Alliages de fer, de nickel et de chrome. Travaux et Mémoires du Bureau International des Poids et Mesures, t. 17, 1927. Gauthier-Villars, Paris.
- (11) Ch.-Ed. GUILLAUME : *Revue de Métallurgie*, vol. 25 (1928), pp. 35-43.
- (12) P. CHEVENARD, X. WACHÉ : *Revue de Métallurgie*, vol. 41 (1944), pp. 353-368 et 389-402.
- (13) P. CHEVENARD : *Les phénomènes d'instabilité dans les alliages austénitiques, leurs causes, leurs remèdes*. Congrès de la Société Suisse de Chronométrie, 1946, pp. 249-263.
- (14) E. JOSSO : Résultats non publiés.
- (15) B. S. LEMENT, B. L. AVERBACH, MORRIS COHEN : *Trans. A.S.M.*, vol. 43, 1951, pp. 1072-1097.
- (16) G. HÄGG : *Zeit. Kristallogr.*, vol. 89 (1934), p. 92.
- (17) P. CHEVENARD, X. WACHÉ, A. VILLACHON : *Annales de Chronométrie*, t. 7 (1937), pp. 259-294.
- (18) G. W. ELMEN : Brevet canadien 180.539 (10 avril 1916); H. D. ARNOLD, G. W. ELMEN : *Jl Franklin Inst.*, vol. 195 (1923), pp. 621-623.
- (19) O. L. BOOTHBY, R. M. BOZORTH : *Jl of Applied Physics*, vol. 18 (1947), pp. 173-176.
- (20) M. KERSTEN : *Z. techn. Phys.*, vol. 12 (1931), pp. 665-669.
- (21) E. JOSSO : *Jl de Physique et le Radium*, vol. 12 (1951), pp. 399-401.
- (22) J. E. GOLDMAN : *Phys. Rev.*, vol. 76 (1949), p. 471.
- (23) L. W. McKEEHAN, E. M. GRABBE : *Phys. Rev.*, vol. 55 (1939), p. 505.
- (24) E. JOSSO : *Revue de Métallurgie*, vol. 49 (1952), pp. 727-732.
- (25) O. DAHL, J. PFAFFENBERGER : *Z. Phys. Deutsch.*, vol. 71 (1931), pp. 93-105.
- (26) J. L. SNOEK : *Physica (Pays-Bas)*, vol. 2 (1935), pp. 403-12.
- (27) F. PAWLEK : *Z. für Metallkunde*, vol. 27 (1935), pp. 160-165.
- (28) P. J. BOUCHET : *C. R. Acad. Sc.*, t. 226 (1948), pp. 1168-1171.
- (29) E. JOSSO : Brevet français n° 1.093.007.
- (30) J. F. DILLINGER, R. M. BOZORTH : *Physics*, vol. 6 (1935), pp. 279-284.
- (31) T. MISHIMA : *Ohm.*, vol. 19 (1932), p. 353.
- (32) A. SCHULZE : *Z. für Physik*, vol. 50 (1928), pp. 448-505.
- (33) H. DEVÈZE : Thèse, Paris, 1949.
- (34) E. JOSSO et A. VILLACHON : Brevet français, n° 1.092.547.
- (35) P. CHEVENARD : *Revue du Nickel*, vol. 3 (1932), pp. 55-64.
- (36) P. CHEVENARD : *Revue de Métallurgie*, vol. 25 (1928), pp. 14-34.
- (37) P. CHEVENARD : *Revue de Métallurgie*, vol. 19 (1922), pp. 209-214.
- (38) W. KÖSTER : *Z. für Metallkunde*, vol. 35 (1943), pp. 194-199.
- (39) C. ZENER : *Jl of Metals*, vol. 7, n° 5 (1955), pp. 619-630.
- (40) E. JOSSO : *C. R. Acad. Sc.*, t. 242 (1956), pp. 2148-2150.