

Classification
 Physics Abstracts
 62.20F

Adoucissement du fer à basse température par alliage avec le cobalt et le platine

P. Lewandowski, P. Chomel et J. P. Cottu

Laboratoire de Physique des Solides (*), I.N.S.A., Département de Physique, avenue de Rangueil, 31077 Toulouse Cedex, France

(Reçu le 15 juillet 1981, révisé le 18 septembre 1981, accepté le 24 septembre 1981)

Résumé. — Des essais de traction et de relaxation de contrainte à basse température ont été effectués sur des solutions diluées de Co et de Pt dans le fer. Ces expériences montrent que l'adoucissement produit par ces substitutionnels est de nature intrinsèque et dépend largement de la nature de l'élément d'addition.

Abstract. — Tensile tests have been carried out on dilute solid solutions of iron with Co and Pt, at low temperature. These experiments show that the softening effect produced by these substitutional elements on iron is intrinsic and depends on the nature of the alloy element.

L'adoucissement du fer, à basse température, par alliage dilué avec un élément de substitution, est un fait maintenant bien établi [1]. L'interprétation, de nature extrinsèque, de cet adoucissement, reposant sur l'existence d'une interaction entre l'élément d'alliage et des impuretés inévitablement présentes dans le métal de base, ne peut être retenue lorsque le fer de base est suffisamment purifié.

Une interprétation, de nature intrinsèque, permet alors de rendre compte de l'adoucissement : elle considère que l'élément d'alliage réduit la forte friction du réseau qui s'oppose au glissement des dislocations de type vis, en facilitant la nucléation de doubles décrochements sur ces dislocations. Cette interprétation est largement admise, et elle est particulièrement bien étayée par nos expériences sur les alliages Fe-Al, Fe-Ni, Fe-Ga et Fe-Ti [2]. Ces expériences ont montré :

- (i) que ces éléments adoucissent le fer à basse température ;
- (ii) que cet adoucissement résulte principalement de la réduction de l'enthalpie libre d'activation de nucléation des doubles décrochements. Cette réduction est croissante avec la teneur en alliage entre 0,2 et 2 % at.
- (iii) que les quatre éléments étudiés paraissent produire le même effet d'adoucissement pour une même concentration.

Ce dernier résultat pouvait sembler surprenant dans la mesure où les quatre éléments ont des effets très différents sur les propriétés de la solution solide de fer α : limite de solubilité, facteur de taille, affinité pour les éléments interstitiels, et même, effet durcissant à température ambiante. Il nous a donc semblé utile de reprendre les mêmes expériences avec des éléments d'alliage métalliques possédant une diversité encore plus grande, et nous avons choisi d'étudier le rôle du cobalt et du platine sur l'adoucissement du fer à basse température.

Le cobalt présente une grande similitude avec le fer : la température de transition des phases α et γ est inchangée dans les alliages Fe-Co jusqu'à plus de 30 % at. Co ; le facteur de taille de la solution solide est très faible. Le durcissement à l'ambiante par alliage est également très faible.

Le platine par contre, fortement gammagène, dilate de façon considérable le réseau cristallin cubique centré de la solution solide Fe-Pt. C'est un des éléments métalliques les plus durcissants à température ambiante.

Nous rapportons ici les résultats des expériences réalisées.

1. Méthodes expérimentales [3], [4]. — Les conditions expérimentales retenues doivent permettre, comme précédemment :

— de préparer des alliages dépourvus d'éléments interstitiels, toujours susceptibles d'entraîner des effets extrinsèques ;

(*) Associé au C.N.R.S.

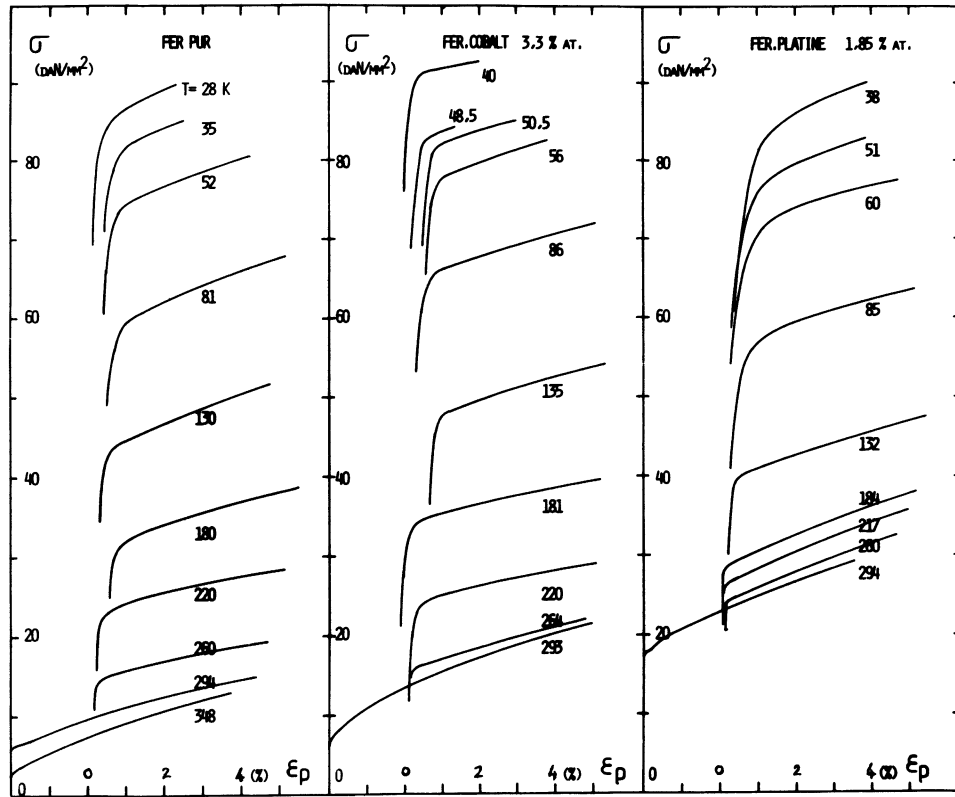


Fig. 1. — Réseaux des courbes de traction du fer pur et des alliages Fe-Co 3,2 % at. et Fe-Pt 1,85 % at.
[Strain-stress curves *versus* temperature for iron and alloys Fe-Co 3.2 % at., Fe-Pt 1.85 % at.]

— de disposer d'échantillons polycristallins, de taille de grain comparable ;
— de déterminer sans ambiguïté les paramètres macroscopiques de la déformation.

Les alliages sont élaborés par fusion en lévitation, sous atmosphère d'hélium purifié, à partir d'un fer de très haute pureté (teneurs en C, N, O, voisines du ppm poids et inférieures au ppm pour les autres éléments). Des éprouvettes de traction de fer et des alliages suivants : 0,78 et 1,85 % at. de platine, 0,76, 3,2 et 6,5 % at. de cobalt, sont préparées. Elles sont polycristallines, à grain fin et homogène d'environ $30 \mu\text{m}$; leur section est de 1 mm^2 et leur longueur utile de 10 mm. La contamination en carbone au cours de la préparation est inférieure à 2 ppm.

Les essais de traction sont réalisés entre 30 et 350 K à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, après une prédéformation de 2 % à la température ambiante, afin de diminuer le risque de rupture prématurée par maclage à basse température. Cette prédéformation contribue également à créer une structure de dislocations *fraîches* semblable dans les différentes éprouvettes. Au cours des essais de traction, on réalise des essais de relaxation de la contrainte

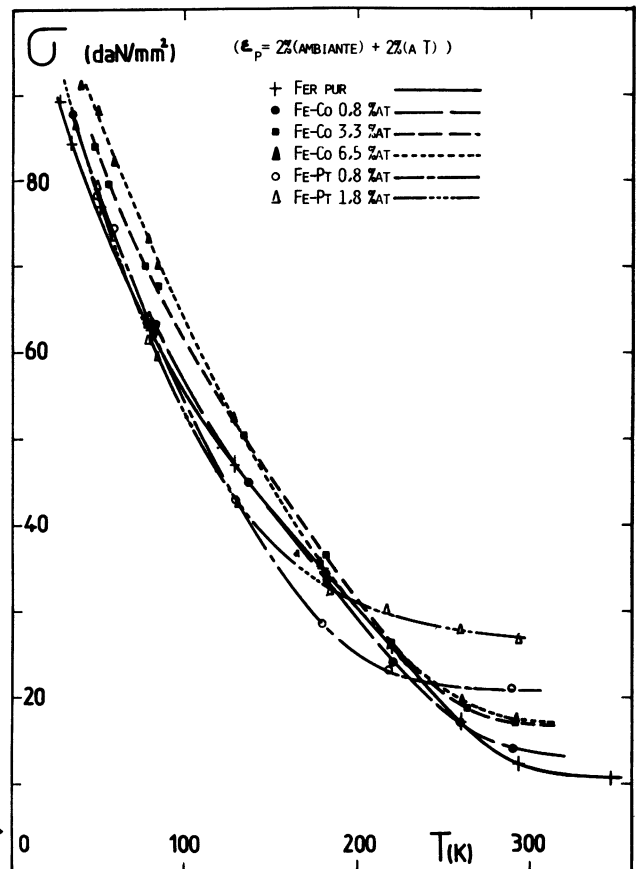


Fig. 2. — Variation de $\sigma(\epsilon_p = 2\%)$ avec la température. ▶
[Flow stress $\sigma(\epsilon_p = 2\%)$ *versus* temperature.]

afin de mesurer le paramètre de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation :

$$\lambda = (\partial\sigma/\partial \text{Log } \dot{\epsilon})_T.$$

Pour tenir compte de l'existence à basse température d'une déformation microplastique, tous les essais de traction sont exploités pour une déformation plastique totale de 4 %, dont 2 % à la température ambiante, et 2 % à la température d'essai. Les valeurs mesurées sont contrôlées par recoupement des essais.

2. Résultats expérimentaux. — L'observation des réseaux de courbes de traction données à titre d'exemple pour le fer pur, Fe-3,3 Co et Fe-1,8 Pt sur la figure 1, montre que la contrainte d'écoulement plastique (C.E.P.) augmente aux températures extrêmes avec la teneur en alliage, et décroît avec cette même teneur croissante dans un domaine de températures intermédiaires (Fig. 2).

La sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, λ , ne dépend pas de la déformation au-delà du domaine de déformation microplastique, et varie avec la température comme l'indique la figure 3a. Croissante avec la température jusqu'à une température T_M , λ décroît ensuite rapidement au-delà, et nous proposons la détermination d'une température T_A par extrapolation linéaire à $\lambda = 0$ de cette partie décroissante de la courbe $\lambda(T)$. Lorsque la température devient supérieure à T_A , la C.E.P. devient quasi indépendante de la température, et de la vitesse de déformation, et la déformation est de caractère athermique. On peut remarquer que l'effet principal de l'élément d'alliage est d'entraîner un décalage de $\lambda(T)$ vers les basses températures, décalage croissant avec la teneur en alliage. Toutefois ce décalage est largement différent selon qu'il s'agit de cobalt ou de platine.

	Fe.Co 0,8	Fe.Co 3,2	Fe.Co 6,5	Fe.Pt 0,8	Fe.Pt 1,8	Fer pur
T_M (K)	190	180	175	130	110	200
T_A (K)	314	306	302	245	230	320

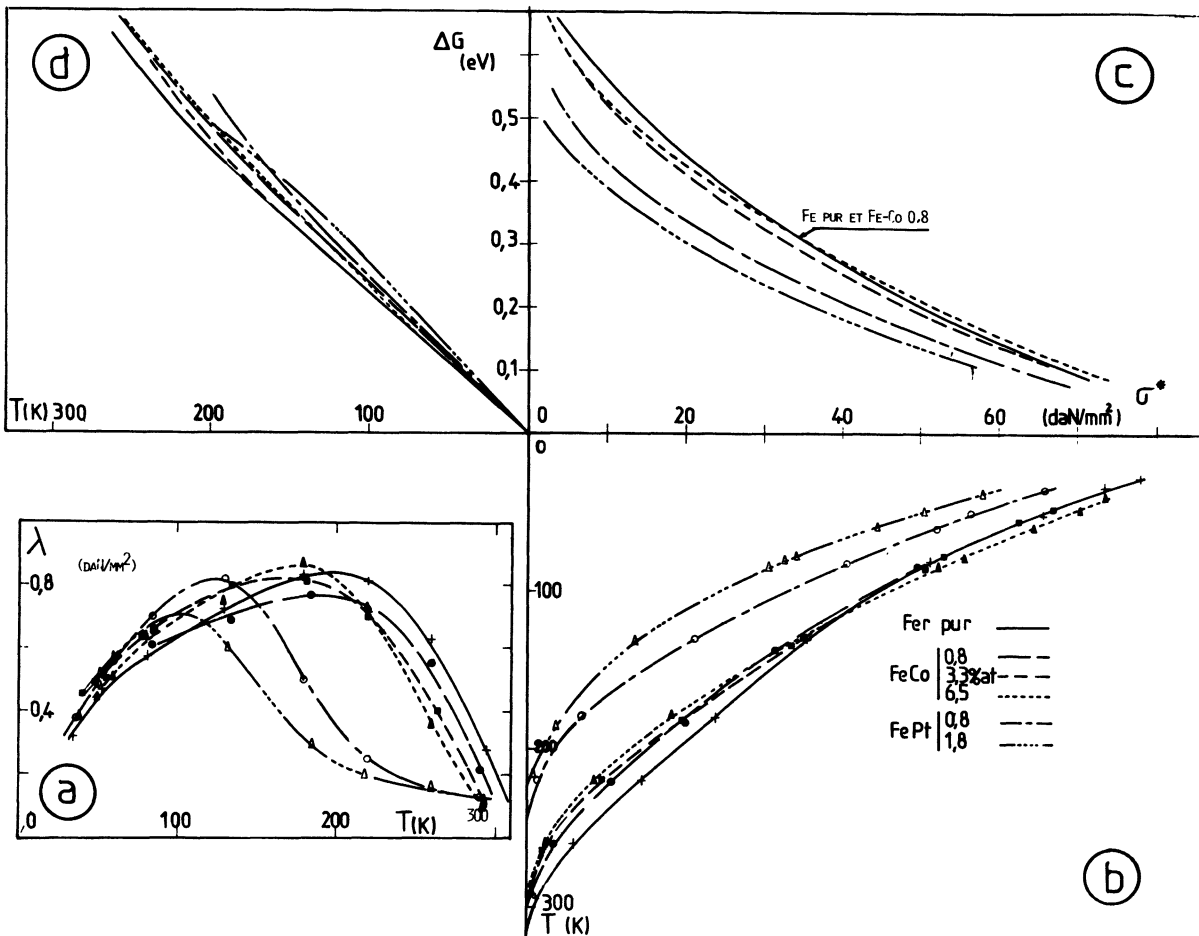


Fig. 3. — Fer pur et alliages : a) $\lambda(T)$; b) $\sigma^*(T)$; c) $\Delta G(\sigma^*)$; d) $\Delta G(T)$.

[Pure iron and alloys : a) $\lambda(T)$; b) $\sigma^*(T)$; c) $\Delta G(\sigma^*)$; d) $\Delta G(T)$.]

La décomposition classique de la C.E.P., $\sigma = \sigma_\mu + \sigma^*$ (où σ_μ est la composante athermique prise égale à $\sigma(T_A)$, et où σ^* est la composante thermique de la C.E.P.), montre que la composante athermique de la C.E.P. croît de façon à peu près linéaire avec la concentration x de l'alliage :

$$d\sigma_\mu/dx = 180 \text{ daN/mm}^2 \text{ (cobalt)}$$

$$d\sigma_\mu/dx = 1\,120 \text{ daN/mm}^2 \text{ (platine)}$$

pour le cobalt, et $d\sigma_\mu/dx = 1\,120 \text{ daN/mm}^2$ pour le platine.

La composante thermique de la C.E.P., σ^* , est abaissée par effet d'alliage dans tout le domaine de température, et cet effet est croissant avec la teneur. Toutefois, pour le seul alliage de concentration élevée, Fe-Co 6,5 %, σ^* n'est abaissée que pour les températures supérieures à 100 K.

Les variations de $\sigma^*(T)$ et de $\lambda(T)$ peuvent être décrites en considérant que la déformation plastique est bien représentée, dans le cadre de la théorie des processus thermiquement activés, par la relation :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \cdot \exp[-\Delta G(\sigma^*)/kT]$$

où $\Delta G(\sigma^*)$ est l'enthalpie libre d'activation apparente du processus. En supposant que le facteur pré-exponentiel $\dot{\varepsilon}_0$ est indépendant de la température et de la contrainte, le volume d'activation de ce processus peut être déduit de λ par la relation $V = kT/\lambda$; et l'intégration de $V(\sigma^*)$ donne l'enthalpie libre d'activation apparente

$$\Delta G(\sigma^*) = \Delta G(\sigma_0^*) - \int_{\sigma_0^*}^{\sigma^*} V \cdot d\sigma^* .$$

On a rassemblé sur la figure 3 les variations de $\sigma^*(T)$, $\Delta G(\sigma^*)$ et $\Delta G(T)$ relatives au fer pur et aux cinq alliages étudiés. On peut alors remarquer que la variation de ΔG est, comme pour le fer pur, linéaire avec la température pour chacun des alliages lorsque la température est inférieure à la température T_M caractéristique de l'alliage. A ces basses températures, la déformation est bien représentée par l'équation d'état déjà mentionnée et

$$\Delta G = \text{Log}(\dot{\varepsilon}_0/\dot{\varepsilon}) kT = CkT .$$

En faisant exception pour l'alliage Fe-Co 6,5 % at., on constate que l'addition de l'élément d'alliage au fer pur se traduit, à σ^* donnée, par une réduction de l'enthalpie libre d'activation $\Delta G(\sigma^*)$, et par un accroissement de la pente C de la partie rectiligne de la courbe $\Delta G(T)$.

L'adoucissement $\Delta\sigma^* = \sigma_{\text{fer}}^* - \sigma_{\text{alliage}}^*$ résulte, à T et $\dot{\varepsilon}$ données, pour une part — la plus importante : $\sim 80\%$ —, de la diminution de l'enthalpie libre d'activation, et pour une faible part de l'accroissement de C .

L'amplitude de l'adoucissement, pour une même teneur, est sensible à la nature de l'élément d'alliage.

Par exemple, à une concentration de 0,8 % at., la valeur maximale de la réduction de σ^* passe de 3,2 daN/mm² pour le cobalt à 17 daN/mm² pour le platine, alors qu'elle est d'environ 11 daN/mm² pour l'aluminium, le nickel, le gallium, le titane [2].

3. Discussion. — Nos observations vont largement au-delà des résultats déjà publiés par d'autres auteurs (pour Fe-Co [1], [5], [6], [7], [8], pour Fe-Pt [1], [8], [9]), en élargissant vers les basses températures le domaine exploré, et surtout en apportant les données manquantes sur la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation.

La pureté élevée du métal de base et des alliages de la présente étude permet de rejeter l'hypothèse d'un adoucissement de type extrinsèque [4], la réduction de σ^* en présence d'alliage ne pouvant être expliquée par un piégeage lié aux quelques ppm d'interstitiels présents dans le métal de base, surtout lorsqu'il s'agit d'éléments tels que le cobalt et le platine [10].

Les présents résultats confirment pour les alliages Fe-Co et Fe-Pt les conclusions déjà apportées par nos expériences antérieures :

— les éléments de substitution adoucissent le fer à basse température ;

— cet adoucissement résulte principalement de la réduction de l'enthalpie libre d'activation de nucléation de doubles décrochements sur les dislocations vis.

L'unicité du comportement du fer et des alliages

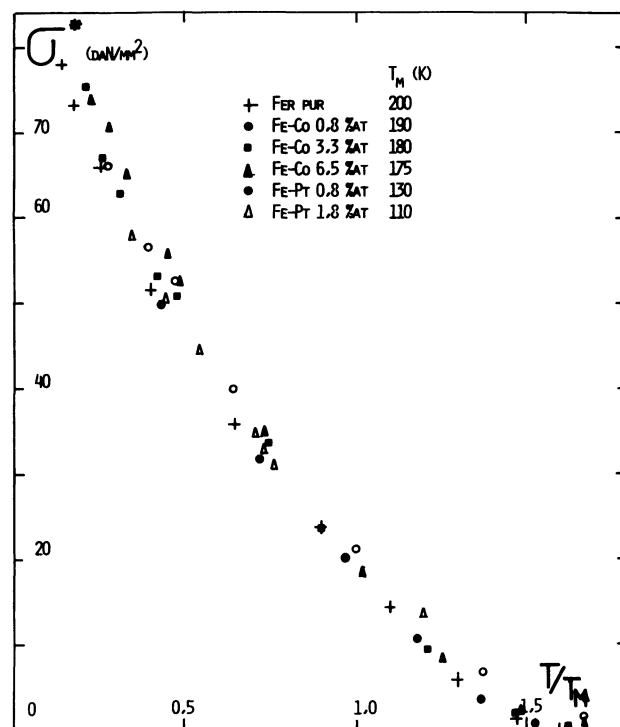


Fig. 4. — Variation de σ^* avec la température réduite T/T_M . [Thermal component of flow stress versus reduced temperature T/T_M .]

doit alors permettre — comme nous l'avons déjà proposé [2] — une rationalisation des résultats au moyen d'un paramètre caractéristique de la déformation à basse température, en l'occurrence la température réduite T/T_M . De fait les valeurs de $\sigma^*(T/T_M)$ pour le fer pur et les alliages, reportées sur la figure 4, se placent assez correctement sur une courbe unique.

Nous pouvons donc étendre au cas du cobalt et du platine notre conclusion établie pour Fe-Al, Fe-Ni, Fe-Ga, Fe-Ti, selon laquelle l'effet d'adoucissement intrinsèque du fer par des atomes de substitution distants de quelques distances interatomiques, résulte d'une modification des potentiels interatomiques, modification telle que les dislocations vis soient moins fortement stabilisées dans les vallées $\langle 111 \rangle$ à basse température, c'est-à-dire d'une évolution de leur structure de cœur par la présence d'atomes substitutionnels.

A cette conclusion peuvent être ajoutées deux remarques complémentaires :

— D'une part, l'effet d'adoucissement présente une intensité sensible à la nature de l'élément d'alliage, comme l'indiquent les variations avec la température de σ^* et de λ des alliages Fe-Co, Fe-Al, Fe-Ni, Fe-Ga, Fe-Ti, Fe-Pt, à une même teneur de 0,8 % at., rapportées sur la figure 5.

— D'autre part, l'addition de cobalt à une teneur de 6,5 % at. entraîne en dessous de 100 K, une élévation de σ^* de l'alliage par rapport au σ^* du fer pur. Cette remarque rejoint une observation de Leslie [1] selon laquelle existerait une concentration critique pour produire le maximum d'adoucissement en solution solide, et cette concentration serait inversement proportionnelle au *pouvoir durcissant* de l'élément d'alliage à haute température.

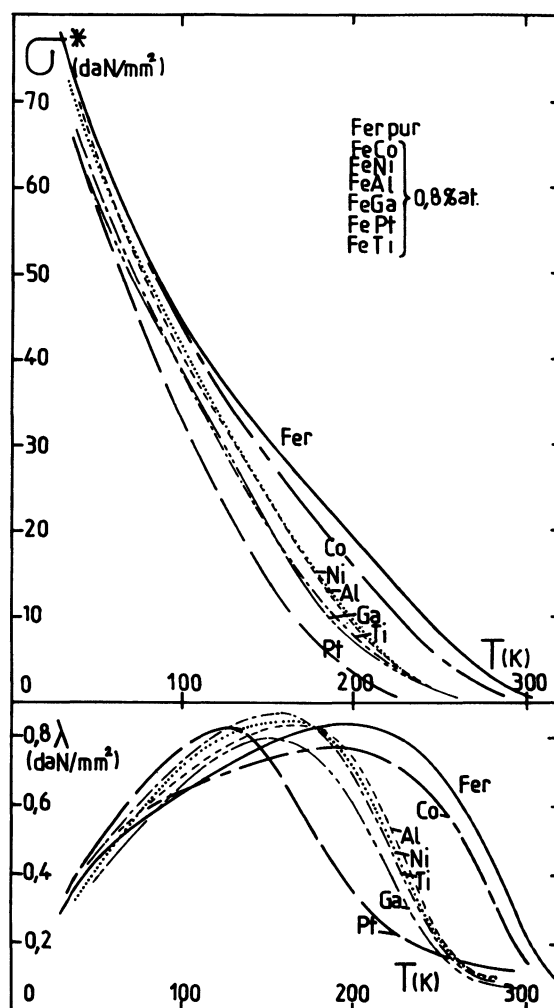


Fig. 5. — Variations de σ^* et de λ avec la température pour les six alliages de même teneur 0,8 % at.

[Variations of σ^* and of λ versus temperature for the six alloys at the same concentration 0,8 % at.]

Bibliographie

- [1] LESLIE, W. C., *Met. Trans.* **3** (1972) 5.
- [2] CHOMEL, P., COTTU, J. P., *Proceedings 5th I.C.S.M.A.* (Pergamon Ed.) 1979, p. 1013.
- [3] PEYRADE, J. P., CHOMEL, P., COTTU, J. P., *Revue Phys. Appl.* **12** (1977) 937.
- [4] CHOMEL, P., Thèse, Université Toulouse (1979).
- [5] NUNES, J., *J. Iron Steel Instit. London* **204** (1966) 371.
- [6] SPITZIG, W. A., *Acta Metall.* **19** (1971) 1143.
- [7] MENESES, P., *Proceedings 4th I.C.S.M.A.* (ENSMIM Ed. Nancy) 1976, p. 296.
- [8] STEPHENS, J. R., *J. Less Com. Met.* **48** (1976) 285.
- [9] KRANZLEIN, H., BURTON, F., *Trans. AIME* **233** (1965) 64.
- [10] HUME-ROTHERY, W., *The structures of alloys of iron* (Pergamon Ed.) 1966, p. 278.