

PB 24

REVUE FRANÇAISE DE RHEOLOGIE

Bibliothèque

CENTRE NATIONAL DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

**CAHIER
DU GROUPE FRANÇAIS
D'ETUDES DE RHEOLOGIE**

ÉDITIONS DU CENTRE NATIONAL
DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
15 Quai Anatole-France, 15 PARIS (7^e)

1961

TOME VI

PUBLICATION TRIMESTRIELLE

N° 4

CENTRE NATIONAL DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ÉCOLE POLYTECHNIQUE
LABORATOIRE DE Mr. MANDEL

CAHIER
DU GROUPE FRANÇAIS
D'ÉTUDES DE RHEOLOGIE

Abonnement et vente des Cahiers, au Service
de Publications du Centre National de la Recherche
Scientifique. — 15 : Quai Anatole-France — PARIS (7^e)
C. C. P. Paris 9061-11

CAHIERS DU GROUPE FRANÇAIS D'ÉTUDES DE RHÉOLOGIE

Sommaire du N° 4 – 1961

	Pages
- In memoriam, le Doyen J. PERES.....	3
- Une carrière de métallurgiste prématurément brisée.....	5
- Vie de la Commission Nationale de Rhéologie.....	9
- Activités du Groupe.....	13
- Le 4ème Congrès International de Rhéologie.....	15
- Nouvelles Internationales.....	19
- Rhéologie des systèmes polyphasés, par M. MATHIEU.....	21
- Rhéologie et Génie Chimique, par A. KEPES.....	33
- Contribution à la Rhéologie des alliages métalliques par R. JACQUESSON, J. CAISSO, J. de FOUQUET.....	41
- Appareillage.....	67
- Note bibliographique.....	69
- Fiches bibliographiques.....	71
- Erratum.....	81
- Adieux aux lecteurs.....	83

Les opinions exprimées dans ces articles n'engagent que la responsabilité personnelle des auteurs.

Adresser toute la correspondance au Groupe de Rhéologie ou à la rédaction des Cahiers à :

Monsieur le Professeur H. WEISS
OFFICE NATIONAL DES UNIVERSITES ET ECOLES FRANCAISES
96, Boulevard Raspail
PARIS (5ème)

Tél. LITtré 14-41

IN MÉMORIAM :

LE DOYEN J. PÉRÈS

Après le Congrès International de Rhéologie à Oxford, en 1953, il était devenu évident que, pour donner à cette science, en France, le développement qu'elle réclamait, il fallait lui organiser quelque temps de culture en serre.

Le CNRS créa dans son sein la Commission Nationale de Rhéologie. Cette dernière avait besoin d'un Président. Sans hésitation, le Professeur Joseph PERES fut pressenti. Il tenait de hautes fonctions à l'intérieur ; il était toujours prêt à frayer le chemin à des actions d'avant-garde.

Sans être encore submergé, comme il le fut quand il devint Doyen de la Faculté des Sciences de Paris, il comptait déjà, dans ses journées, les heures qu'il pouvait consacrer à chacun de ses collaborateurs. Leur efficacité consistait à lui réserver ce que lui seul pouvait assurer : des directives concises et claires après des synthèses lucides rapidement établies, des démarches écoutées, la protection obtenue par le respect que l'on portait à tout ce qu'il faisait vivre dans son sillage.

Son autorité tenait à la perspicacité qu'on lui connaissait autant qu'à la bonne grâce qu'il mettait jusque dans sa fermeté.

Pendant près de dix ans, il conduisit ainsi nos destinées. Chaque acte de notre histoire porte la marque de son influence, évidente ou discrète comme il savait être lui-même.

Lorsqu'il sentit, après une étape décisive, qu'il devait remettre le décanat de la Faculté des Sciences entre des mains plus jeunes pour continuer la route, il manifesta une intention analogue à l'égard de la Commission Nationale de Rhéologie et suggéra lui-même le nom de son successeur.

Son départ nous attriste profondément. Son adieu fut celui d'un ami.

H. WEISS



UNE CARRIÈRE DE MÉTALLURGISTE PRÉMATUREMENT BRISÉE

La Recherche Métallurgique Française vient de perdre un de ses plus brillants espoirs en la personne de Bernard JAOUL, enlevé dans sa trente-neuvième année par un mal pernicious, dont l'origine n'est pas sans rapport, peut-on le craindre, avec les radiations auxquelles sont exposés, par accident, les chercheurs aventureux de notre époque atomique.

Quelques semaines après le seuil qui a frappé sa famille et douloureusement affecté ses amis et ses collègues, on peut à peine croire à sa disparition, tant il était plein de vitalité et de ressources, lui qui s'intéressait à tout, aussi bien au ski qu'à la mécanique, à la navigation à voile qu'à la métallurgie, à la peinture moderne qu'à la micrographie, passant de l'un à l'autre avec élégance et y trouvant toujours des sources de comparaisons fructueuses.

Mais, si des sujets divers l'intéressaient, la métallurgie l'avait séduit ; c'était son domaine, celui où il bâtissait son oeuvre. Quelle raison l'avait attiré vers les métaux ? Sans doute une certaine tradition familiale n'était-elle pas étrangère à ce choix. Car son père, André JAOUL, avait fait carrière dans la métallurgie, le hasard d'une convalescence (il était grand blessé de la guerre 1914-1918) l'ayant amené près de l'usine du Giffre, où il eut ses premiers contacts avec les ferro-alliages ; il entra ainsi à la Sté d'UGINE, qu'il servit si bien pendant près de 40 ans, et où il fut intimement mêlé au développement de métaux et de procédés nouveaux : le magnésium, l'élaboration du ferrochrome et des aciers par le procédé PERRIN, le filage de l'acier à chaud, par le procédé SE-JOURNET-UGINE. Ce dernier procédé marque tout particulièrement la continuité familiale en ce domaine, car c'est à son sujet que Bernard JAOUL devait faire les applications pratiques les plus remarquables de ses idées sur la déformation plastique des métaux.

La carrière de Bernard JAOUL s'est déroulée tout entière à Paris, où il est né en 1923. Ses goûts pour la mer et pour la technique s'unissaient pour le pousser vers le Génie Maritime : il voulait construire des bateaux. C'est pourquoi il commença par une licence-ès-sciences ; mais, chemin faisant et la guerre se prolongeant (on était en 1944), il collectionna 5 certificats, ce qui était surabondant pour une licence. La guerre finie, il entra enfin à cette Ecole du Génie Maritime, où il acquit le titre d'Ingénieur Civil en 1947.

Mais tant d'années passées à manipuler les mathématiques et la mécanique physique avaient éveillé en lui le goût de la recherche, qui l'écarta de ses projets de jeunesse ; les conseils de M. René PERRIN, à qui la recherche métallurgique doit tant, l'amènèrent au Centre de Recherches Métallurgiques de l'Ecole

des Mines. A peine entré en 1948 dans ce Centre, où il devait rester jusqu'à la fin, il se lança avec ardeur dans l'étude de la déformation plastique des métaux. C'était l'époque héroïque de la "théorie des dislocations" mais, tout en se mettant au courant des constructions, parfois arbitraires, des théoriciens, JAOUL s'attachait à les soumettre au contrôle de l'expérience. Car c'était un remarquable expérimentateur, et qui savait, ce qui est plus rare, passer ses expériences au crible de l'analyse mathématique. Il n'avait pas son pareil pour élaborer avec exactitude la forme analytique d'une courbe enregistrée, courbe de traction ou autre, et pour en tirer la quintessence, tout en contrôlant ses interprétations à l'aide des rayons X et de la micrographie optique ou électronique.

Bernard JAOUL avait d'ailleurs dans la recherche un "style" particulier ; partant en éclaireur sur les pistes que lui ouvrait son esprit rapide, il poussait très vite de l'avant dans plusieurs directions, jusqu'à buter sur des objections ; il y revenait plusieurs fois de suite, comme pour éprouver la solidité des obstacles. Ayant fait ainsi le tour de la question, il savait alors choisir les expériences cruciales et les exécutait avec un soin extrême. Cette rapidité dans l'investigation faisait un contraste curieux avec la minutie, la patience avec laquelle il auscultait et élaborait ses courbes.

L'activité professionnelle de Bernard JAOUL ne se bornait pas à son laboratoire. Curieux d'esprit et soucieux d'application, de construction véritable, il s'intéressait à de multiples questions, rendait service à plusieurs Sociétés comme ingénieur-conseil. C'est ainsi qu'il fut amené à étudier de près le comportement des métaux à chaud au cours du filage ainsi que les problèmes de frottement et d'usure, dans le procédé SEJOURNET-UGINE. Ses calculs dans ce domaine s'avèrent non seulement exacts, mais riches d'enseignements et d'applications, et permirent notamment, conjugués avec des essais délicats, d'améliorer le tracé et le traitement des filières.

Son vieil amour des navires le ramenait aussi parfois sur les bords de la mer, aux Chantiers de l'Atlantique, où il prodiguait ses conseils sur des problèmes de soudure.

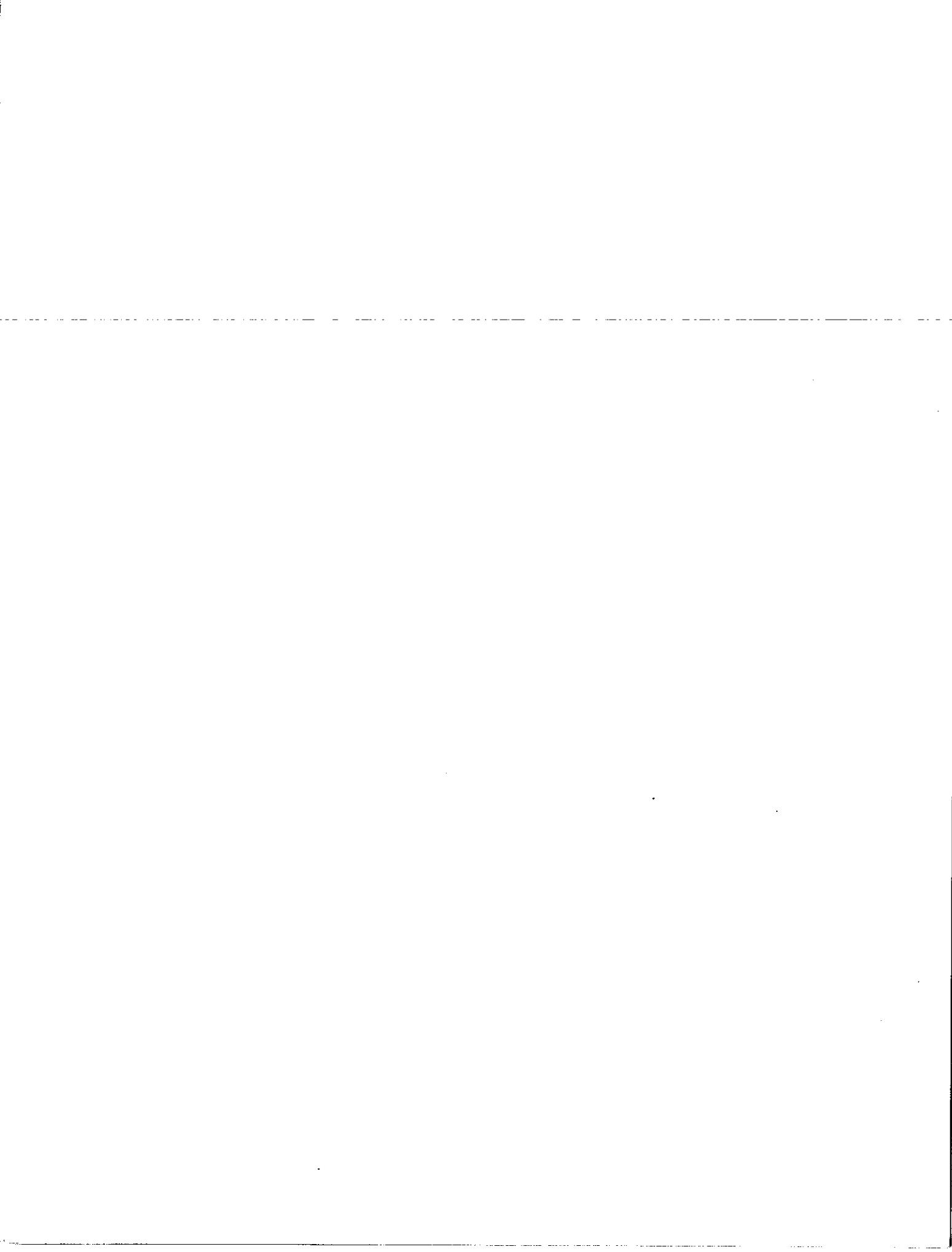
Mais c'est à l'Ecole des Mines de Paris que restait centré le plus gros de ses activités, qui portaient surtout sur la déformation plastique des métaux, sous le double aspect structural et mécanique ; il étudia aussi la cristallisation et divers traitements thermiques.

Au cours de ces années de recherches, il écrivit 50 articles et notes, dont la moitié signée de son seul nom. Plus récemment, il s'était mis à la rédaction d'un gros ouvrage sur la déformation plastique des métaux. A sa mort, cette oeuvre était presque terminée ; on a retrouvé dans ses papiers près de 700 pages rédigées. Il faut peu de choses pour les compléter, et c'est à quoi s'attache une équipe de ses anciens collègues, pour que cette oeuvre ne soit pas perdue, mais puisse être publiée bientôt et constituer un "classique" en la matière, car elle le mérite.

C'est dans cette Ecole des Mines, où il fut successivement nommé Chef de Travaux en 1952, puis chargé de Cours, puis Sous-Directeur du Centre de Re-

cherches Métallurgiques, qu'il aurait dû bientôt recevoir la consécration de sa valeur, car il venait d'être choisi pour succéder comme Professeur de Métallurgie Générale à M. LACOMBE, nommé à d'autres fonctions. La nomination officielle qui aurait été le couronnement d'une belle carrière n'a hélas, pas eu le temps de survenir ; mais le seul fait de sa désignation pour ce poste permet de juger, non seulement sa valeur comme maître et comme chercheur, mais il faut bien le dire, l'amitié ou la sympathie que lui portaient tous ses collègues. Tout ceci ne fait que mieux mesurer le vide qu'il laisse dans le monde métallurgique, non seulement en France mais à l'Etranger, car dans sa spécialité, il était de classe internationale. Nombreux sont les projets d'organisations futures où l'on comptait sur lui. Mais si sur ce plan le vide est immense, combien l'est-il encore plus sur le plan familial ! Nous espérons que ces quelques lignes dédiées à la mémoire de Bernard JAOUÏL permettront à sa famille d'y trouver un reflet des sentiments de sympathie profonde et vraie que cette perte a éveillés chez tous ses collègues et amis.

C. Crussard



LA VIE DE LA COMMISSION NATIONALE DE RHÉOLOGIE (C.N.R.S.)

A la fin de 1961, le Bureau de la Commission Nationale de Rhéologie et son Président, J. Pérès, firent le bilan de l'activité depuis la création.

La commission avait résolu des problèmes de première instance :

- Etablir un lien, entre les chercheurs dispersés, par les travaux du Groupe Français d'Etudes de Rhéologie et la rédaction de ses "Cahiers".

- Contribuer à mettre de l'ordre dans les terminologies disparates ; publier un livre d'Introduction aux connaissances fondamentales.

- Entretenir une liaison avec l'Etranger par la participation aux Congrès, l'organisation du Colloque CNRS de 1960.

Il est devenu progressivement évident que pour participer aux progrès de la rhéologie comme les autres pays, il faut se mettre en mesure de favoriser matériellement les travaux, d'introduire systématiquement la rhéologie dans l'enseignement général des sciences.

Un projet a été longuement médité, élaboré :

- Favoriser d'abord les initiatives spontanées (Marseille, Grenoble, Poitiers, Strasbourg, Mulhouse, Région Parisienne) pour arriver à la réalisation d'Instituts dans lesquels la rhéologie fondamentale serait une part importante de l'activité.

Des centres de recherches rhéologiques devraient être prévus dans le cadre des créations dans les Facultés des Sciences. Une fois les plans acceptés, les délais de construction permettraient de rassembler progressivement le matériel scientifique, de former les hommes de science qui s'y consacraient, et d'abord de les recruter.

Pendant la période transitoire, et sans doute encore après, la Commission Nationale de Rhéologie devrait être mise en mesure de poursuivre une politique de subventions. C'est ainsi que se créeraient peu à peu les cadres, leurs moyens de travail et leurs installations.

Des conversations préliminaires, commencées dès le mois de Janvier 1961 avec notre Président, avec P. Piganiol, avaient abouti à la conclusion que les ressources budgétaires seraient progressivement disponibles.

Le Doyen Pérès passa la main au Professeur Mazet, qui avait décidé d'ouvrir une option "Rhéologie" dans le cadre du 3ème Cycle de Mécanique des Solides dont il venait d'obtenir la création à la Faculté des Sciences de Paris-Orsay.

Lors de la réunion constitutive de la nouvelle Commission Nationale de Rhéologie, il fut décidé de faire une enquête à travers la France, pour identifier les Centres actifs de rhéologie dans notre pays.

Les résultats de cette enquête furent examinés dans la séance du 12 octobre 1962 :

Parmi les divers laboratoires consultés, une quarantaine ont répondu affirmativement ; une proportion importante d'entre eux se trouve située à Paris et dans la région Parisienne, le reste se répartissant entre Grenoble, Marseille, Poitiers, Lyon, Strasbourg, Mulhouse et Mazingarbe. Les principales spécialisations indiquées concernent les mathématiques, la mécanique générale du solide, la viscosimétrie, les hautes pressions, l'état vitreux, la biologie, la pharmacie, la parfumerie, les métaux, les matériaux de construction, les matières plastiques et le caoutchouc.

Malgré la variété des points de vue reflétée par l'énumération précédente, la somme d'activité consacrée aux recherches paraît encore relativement réduite sur le plan national, tant en raison de la dispersion des efforts que de la faiblesse numérique des équipes actuellement engagées.

L'un des moyens de remédier à cette situation étant d'augmenter la diffusion des études d'origine française sur la rhéologie, il a été décidé au cours de la réunion du 11 Mai de transformer les Cahiers de Rhéologie, soit en les condensant en un seul volume paraissant annuellement, soit en les faisant fusionner avec une ou plusieurs revues touchant dès maintenant un plus large secteur, notamment dans le domaine de la Mécanique.

La cessation des Cahiers sous leur forme présente, après ce numéro, résulte de cette décision et correspond à l'achèvement de la phase initiale d'initiation et de prospection franchie par le Groupe de Rhéologie au cours des dernières années. Il ne semble plus que l'accent doive être mis, comme auparavant, sur le développement des liaisons, puisque des courants directs d'échanges et d'informations existent actuellement entre les spécialistes français, mais plutôt sur la diffusion de travaux originaux, plus nombreux, dans tous les milieux scientifiques et techniques intéressés.

D'autre part, le développement de la rhéologie en France reste lié à celui de l'enseignement de cette discipline.

Sur un plan général, certaines possibilités seront peut-être données au Groupe par le Palais de la Découverte ; dans leur réponse à l'enquête précédente, un certain nombre de personnes nous ont offert de participer à ces activités qui exercent une grande influence sur la vocation de beaucoup de jeunes.

Au niveau de l'Enseignement Supérieur, une lacune existait encore à cet égard, malgré l'attention déjà accordée par la Faculté des Sciences de Strasbourg à la rhéologie des hauts polymères. Or, M. le Professeur Mazet, Président de la Commission Nationale, a bien voulu réserver un cycle de 24 conférences consacrées à l'option rhéologie, dans le cadre du 3ème cycle sur la mécanique des solides de la Faculté des Sciences de Paris (Orsay).

Les cours prévus en 1962-1963 sont les suivants :

- 7 Novembre : Introduction à la Connaissance de la Rhéologie. Par Mr. MATHIEU.
- 14 Novembre : Données générales sur la structure et les propriétés rhéologiques des composés macromoléculaires. Par Mr. BUVET.
- 21 Novembre : Modèles linéaires. Modules complexes et opérationnels. Inter-relations entre les fonctions rhéologiques. Par Mr. PERSOZ.
- 5 Décembre : Phénoménologie de la viscoélasticité linéaire des polymères, Par Mr. BUVET.
- 12 Décembre : Propriétés viscoélastiques des élastomères crus. Par Mr. THIRION.
- 19 Décembre : Propriétés viscoléastiques des élastomères vulcanisés. Par Mr. THIRION.
- 9 Janvier : Modèles non linéaires. Par Mr. PERSOZ.
- 16 Janvier : Ecoulement liquide viscoélastique. Par Mr. BOURGOIN.
- 23 et 30 Janvier : Déformation des cristaux ioniques. Par Mr. SAUCIER.
- 6 Février : Lois de la plasticité. Par M. VAUTHIER.
- 13 Février : Quelques problèmes de plasticité. Par Mr. RAVENKOVIC.
- 20 Février : Quelques problèmes de plasticité. Par Mr. LEMAIRE.
- 6 Mars : Contraintes thermiques dans les plaques. Par Mr. ROCHE.
- 13 et 20 Mars : Fluage des métaux. Par Mr. CRUSSARD.
- 27 Mars : Rhéologie des suspensions. Par Mr. PAPADAKIS.
- 24 Avril : Anisotropie et écrouissage des milieux pulvérulents. Par Mr. BIAREZ.
- 15 Mai : Propagation des ondes en milieu plastique. Par Mr. MANDEL.
- 22 Mai : Fatigue sous contrainte alternée. Par Mr. SCHACHTER.
- 29 Mai : Vibrations sous fluage localisé. Par Mr. MAZET.

En soulignant l'importance de ce premier enseignement qui fait désormais une place officielle à la rhéologie, la Commission souhaite finalement une par-

ticipation française aussi fournie que possible au Congrès International de Rhéologie organisé par les Etats-Unis à Providence, en Août 1963.

Une douzaine de membres du groupe se sont proposés jusqu'à présent pour présenter des communications ou des conférences générales. On trouvera par ailleurs, quelques indications sur le programme de cette importante manifestation, dont le succès sera certainement comparable à celui des précédents Congrès Internationaux de Rhéologie successivement tenus à Amsterdam et à Scheveningen (Hollande), Oxford (Angleterre) et Bad-Oeynhausen (Allemagne Fédérale).

ACTIVITÉS DU GROUPE

REUNIONS DIVERSES

Pendant son séjour à Paris, le Professeur R.S. Rivlin de Brown University, Providence (U.S.A.) a prononcé les deux conférences suivantes à l'Institut Henri Poincaré :

1er Juin 1962 : "Non linear continuum mechanics".

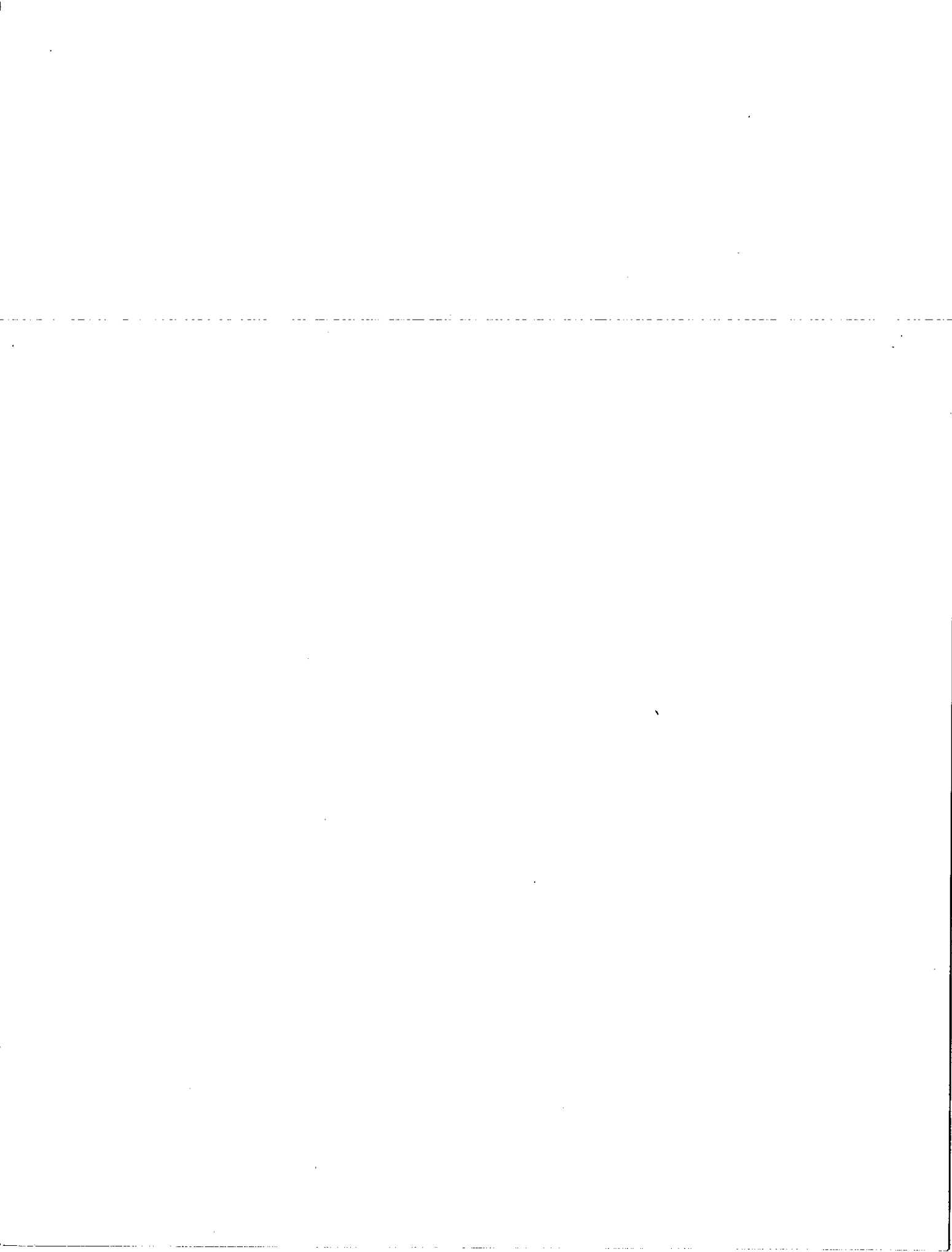
2 Juin 1962 : "Mechanics of Systems of inextensible cords (ideal textiles)".

Une réunion plénière du Groupe de Rhéologie a eu lieu d'autre part le 30 Novembre 1962, à l'Ecole Supérieure de Physique et Chimie Industrielle.

Elle a été consacrée à deux communications inspirées par les recherches effectuées à la Faculté des Sciences de Poitiers sur la Rhéologie des alliages à deux phases :

- Rhéologie d'alliages d'aluminium, par M. Caisso.
- Rhéologie d'alliages ferreux, par M. de Fouquet.

On trouvera plus loin le texte de ces exposés qui donnèrent lieu à d'intéressants échanges de vues.



LE QUATRIÈME CONGRÈS INTERNATIONAL DE RHÉOLOGIE

Vous êtes cordialement invité à participer au Quatrième Congrès International de Rhéologie qui aura lieu aux Etats-Unis, à Brown University, Providence, Rhode Island, du lundi 26 au vendredi 30 août (inclus) 1963.

Le Congrès sera organisé sous le patronage du Comité International de Rhéologie et placé sous la Présidence honoraire du Professeur F.H. Müller de Marbourg / Lahn (Allemagne). L'Association de Rhéologie remplira les fonctions de Comité d'accueil.

Tous les aspects de la Rhéologie seront admis au programme du Congrès. Etant donné l'importance toujours croissante du sujet, un symposium spécial de Biorhéologie placé sous la présidence du Professeur A.L. Copley fera partie intégrante du programme scientifique du Congrès.

Les langues du Congrès seront l'anglais, le français, l'allemand et le russe.

Le programme scientifique du Congrès comprendra un petit nombre de conférences sur des sujets généraux, plusieurs communications par invitation et des contributions volontaires.

Si vous désirez assister au Congrès, vous êtes prié de bien vouloir remplir et retourner le formulaire ci-joint au plus tôt.

Si le formulaire n'est pas renvoyé avant le 1er juin 1963, le Comité d'accueil ne pourra garantir aux participants ni la location de chambres à l'hôtel, ni une invitation à toutes les réceptions.

Communications volontaires

Les participants au Congrès désireux de présenter des communications sont priés de bien vouloir envoyer un résumé de 500 mots environ à l'éditeur, le Professeur E.H. Lee avant le 30 avril 1963. Ils sont également priés de bien vouloir indiquer dans quelle langue ils désirent présenter leur communication.

Vingt minutes seront réservées à la présentation de chaque contribution volontaire et dix minutes à la discussion.

Les conférenciers qui désirent illustrer leur exposé par des clichés ou un film sont priés de faire connaître au Directeur du Comité d'organisation, le Professeur R.S. Rivlin, la dimension des clichés ou du film en question, de même que les conditions particulières que pourraient nécessiter les exigences de leur communication.

Publication

Les communications présentées au Congrès seront publiées dans les Travaux du Congrès, selon le désir des auteurs et les recommandations du Comité de rédaction. Les discussions ne seront pas publiées. Les auteurs qui désirent publier leur conférence dans les Travaux du Congrès sont priés de remettre un manuscrit dactylographié et ne dépassant pas 6 000 mots à l'Editeur, le Professeur E.H. Lee, avant la fin du Congrès, c'est-à-dire avant le 30 août. Les communications qui n'auront pas été remises dans ce délai, ne pourront être publiées que sous forme de résumés. Les manuscrits comportant des diagrammes ou des tables doivent proportionnellement compter moins de 6 000 mots.

L'auteur de toute communication volontaire est libre de la publier ailleurs. Si telle est son intention, sa communication ne sera publiée que sous forme résumée dans les Travaux du Congrès.

Conférences sur des sujets généraux et communications par invitation :

Un programme intéressant de conférences sur des sujets généraux et de communications par invitation est en train de s'organiser. A l'heure présente, les personnalités suivantes ont accepté gracieusement d'apporter leur concours. Les titres des conférences sont encore provisoires.

Conférences sur des sujets généraux :

Professeur R.W. Douglas, Grande-Bretagne :

. La rhéologie des verres

Professeur M. Horio, Japon :

. Les processus de déformation dans les polymères cristallins

Professeur A. Seeger, Allemagne fédérale :

. Déformation plastique et imperfections dans les cristaux

Professeur C.A. Truesdell, U.S.A. :

. Mécanique rationnelle de déformation et d'écoulement

Communications par invitation :

- Dr. J. Biarez, France :
 . Anisotropie géométrique et mécanique des milieux pulvérulents
- Professeur R.C.L. Bosworth, Australie :
 . Distribution spatiale des contraintes produites par cisaillement
- Professeur J.L. Ericksen, U.S.A. :
 . Matériaux orientés
- Dr. Giesekus, Allemagne fédérale :
 . Phénomènes d'écoulement secondaires dans les fluides visco-élastiques généraux
- Dr. H. Janeschitz-Kriegl, Pays-Bas :
 . Aspects fondamentaux de l'extrusion des polymères
- Professeur N. Kamiya, Japon :
 . Rhéologie et écoulement cytoplasmique
- Professeur A.J. Kovacs, France :
 . Manifestations de viscosité de volume dans les systèmes vitreux
- Dr. J. Kubát, Suède
 . Relaxation de contrainte dans les hauts polymères et les métaux
- Professeur J. Lamb, Grande-Bretagne :
 . Relaxation visco-élastique dans les liquides
- Dr. Leaderman, U.S.A. :
 . L'écoulement non-newtonien des systèmes polymériques
- Dr. H. Markovitz, U.S.A. :
 . Mesure de tension normale dans les solutions polymériques
- Dr. S.G. Mason, Canada :
 . La micro-rhéologie des suspensions.
- Professeur J. Meixner, Allemagne fédérale :
 . Relaxation des matériaux et des systèmes
- Professeur M.N.L. Narasimhan, Inde :
 . Ecoulement magnéto-hydro-dynamique non-stationnaire, et autres problèmes d'écoulement non-newtonien
- Professeur A. Peterlin, U.S.A. :
 . Viscosité intrinsèque non-newtonienne des solutions polymériques
- Professeur M. Reiner, Israël :
 . Tensions de second ordre dans l'écoulement des gaz
- Professeur M. Takayanagi, Japon :
 . Comportement visco-élastique des polymères cristallins

L'Académie des Sciences d'U.R.S.S. a été invitée à envoyer une délégalion au Congrès.

Un programme de réceptions est organisé à l'occasion du Congrès.

Dimanche soir 25 août : buffet-souper
Mardi soir 27 août : banquet du Congrès
Jeudi soir 29 août : soirée musicale

Nous espérons que d'autres réunions viendront les compléter.

Programme pour les dames :

Pour les épouses et les familles des participants au Congrès, on a prévu un programme dont les détails seront transmis plus tard aux personnes qui signaleront leur intention de participer au Congrès.

Inscription :

Les droits d'inscription se monteront à 15 dollars U.S.A. pour chacun des participants. Toutefois les épouses et les enfants seront exemptés.

Le versement des droits d'inscription donnera à la personne inscrite le droit d'assister aux réunions scientifiques et de participer aux soirées et réceptions sans frais supplémentaires. Un exemplaire des Travaux du Congrès lui sera également remis à titre gracieux.

Les personnes qui ont l'intention de participer au Congrès sont instamment priées de joindre à l'envoi de la carte ci-jointe le montant des droits d'inscription. Le versement peut toutefois être également fait au Congrès. Il serait préférable d'effectuer ce paiement par virement ou versement postal en dollars U.S.A. Dans le cas où un participant se verrait dans l'impossibilité d'assister au Congrès les droits d'inscription lui seraient remboursés.

NOUVELLES INTERNATIONALES

La Société Britanique de Rhéologie nous informe de la nouvelle composition du Bureau de sa filiale australienne, telle qu'elle résulte de l'Assemblée Générale du 5 Septembre 1962.

Président : M. B. D. Craven (Université de Melbourne)

Tresorier : M. E. R. Ballentyne (CSIRO)

Secrétaire : M. K. R. Hall "

Membres : M. O. Delatycki (ICIANZ)

Professeur H.H. Dunkin (Université de Melbourne)

M. R. E. Price (ICIANZ)



RHÉOLOGIE DES SYSTÈMES POLYPHASÉS

Marcel MATHIEU

Docteur ès-sciences

Cet exposé est le troisième et dernier de la série qui dans le cadre des Séminaires 1958 et 1959 se proposait de faire le point sur les relations qui existent entre les propriétés rhéologiques des matériaux et leur structure intime (Cahiers du groupe français de Rhéologie - Tome IV n°1 p. 5 - 1959, Tome IV n°4 p. 11 - 1960).

Dans les deux premiers exposés, on avait supposé n'avoir affaire qu'à des systèmes constitués d'une seule phase, qu'il s'agisse de liquides ou de matériaux affectant l'état solide, solide élastique, plastique ou plasto-élastique.

En vérité, dans de très nombreux cas, tout ce qui a été décrit à propos de ces systèmes constitués par une seule phase s'étend facilement aux systèmes polyphasés. Dans de tels systèmes, on retrouve sans changements tous les caractères qui ont été analysés : c'est le cas par exemple de matériaux tels que le béton, les alliages métalliques dont les propriétés sont celles de corps solides ne différant en rien de fondamental des caractères reconnus à un solide élastique plastique ou plasto-élastique. Dans ces cas, la connaissance de la texture et de la structure permet de rendre compte des caractéristiques distinctives de ces matériaux. En particulier les caractéristiques élevées peuvent être reliées à l'état des phases en présence constituant le matériau.

De même des systèmes formés par une phase liquide dans laquelle sont dispersées des particules solides ou des gouttelettes liquides ont le plus souvent des propriétés qui ne diffèrent en rien de celles du liquide constituant la phase continue - mises à part les valeurs des caractéristiques.

Dans tous ces cas où les systèmes polyphasés ne se distinguent pas de systèmes monophasés, on peut se rendre compte que, du fait de l'application de contraintes, les relations entre phases restent les mêmes.

Il existe cependant des systèmes ayant un comportement qui leur est propre : il s'agit de systèmes dans lesquels, du fait de l'application des contraintes, il

se produit des modifications profondes dans les textures ou même dans les structures, ou plus exactement dans les relations que les phases ont entre elles.

Dans le second exposé, on a parlé de l'écroutissage d'un métal, de l'étirement du nylon ou d'une feuille de cellophane et montré que toute déformation plastique permanente apportait des modifications de texture et de structure. Dans tous ces cas, cependant, les structures n'étaient pas fondamentalement modifiées. Les altérations ne portaient que sur des caractères qui sont à une échelle plus grande que celle des atomes : elles intéressaient la dimension des domaines cristallins, la distribution des dislocations, l'orientation des grains; la structure profonde, c'est-à-dire l'arrangement des atomes eux-mêmes et les relations de voisinage entre ces atomes n'étaient pas altérés.

Dans les systèmes que nous allons examiner, les structures des phases en présence subissent des changements comparables à ceux qui s'observent au cours de la fusion d'un cristal. Ces systèmes peuvent avoir l'apparence de solutions, tels sont les collodions, les gels et les gelées; mais le plus souvent ce sont ce qu'on désigne par le terme général de "dispersions". On distingue les "suspensions" et les "émulsions". Une suspension est toujours constituée d'une phase solide dispersée dans une phase liquide, tandis qu'une émulsion est formée par la dispersion en fines gouttelettes d'un liquide dans un autre liquide; on peut aussi avoir émulsion d'un gaz en fines bulles dans un liquide ou dans un gel : c'est ce qu'on appelle une mousse.

Il est quelquefois difficile de faire une distinction très nette entre une suspension et une émulsion, car il se présente des phénomènes plus ou moins complexes, tels par exemple celui qui est connu sous le nom de "coacervation".

Dans ces systèmes polyphasés que sont les suspensions et les émulsions, il peut exister des relations soit entre particules et milieu liquide, soit entre particules dispersées. Ces relations définissent les caractères de ce qui constitue le continuum dans le système.

On observe ce phénomène lorsque dans une solution homogène d'un corps B dans un liquide A on ajoute un tiers corps C, partiellement soluble dans A, mais dans lequel B est insoluble.

En général, on observe la précipitation de B insoluble dans C; mais il peut arriver que ce qui se sépare est un précipité liquide formé des trois corps A, B, C, sous forme de fines gouttelettes en équilibre avec la solution dans laquelle on a ajouté C.

Les tensions superficielles des liquides, solution et liquide constituant les gouttelettes sont quasi égales, la tension interfaciale entre solution et gouttelettes est alors quasi nulle, de sorte qu'il n'y a pas coalescence de la phase liquide précipitée.

Il peut enfin arriver que la phase liquide coacervée ne soit pas stable; il s'en sépare alors une phase solide B dispersée dans une solution liquide (A + C).

On observe une telle séparation à partir du coacervat formé par addition d'eau dans une solution acétonique de nitrocellulose. La nitrocellulose se sépare en petits flocons qui restent en suspension dans la solution acétone-eau.

Lorsque ces relations sont modifiées sous l'effet des contraintes extérieures, c'est dans la structure de ce continuum que se produisent des changements plus ou moins profonds et que l'on observe des phénomènes particuliers dans la rhéologie des systèmes.

Disons tout de suite que les trois phénomènes les plus typiques que peuvent présenter les systèmes polyphasés sont : la thixotropie, l'antithixotropie et la dilatançe.

I - LA THIXOTROPIE

La thixotropie a été définie ainsi par la Société de Rhéologie américaine :

"Propriété d'un corps en vertu de laquelle le rapport entre la contrainte de cisaillement et la vitesse de déformation est réduit temporairement par une déformation préalable". Dit d'une manière plus grossière, c'est dire que la viscosité diminue quand on augmente la vitesse de déformation et que ce changement présente un caractère discontinu; c'est le retard que l'on observe dans la chute de viscosité qui distingue la thixotropie de la viscosité anormale appelée encore viscosité de structure.

Ces définitions générales comprennent deux cas qu'il est parfois difficile de distinguer mais que des exemples extrêmes permettent cependant de caractériser.

Il y a le cas de la thixotropie proprement dite qui désigne la transformation réversible isotherme [sol \rightleftharpoons gel], et le cas qu'on a appelé du "faux corps" (false body, en anglais).

Le phénomène de thixotropie le plus typique est celui que présente une suspension d'hydroxyde ferrique dans l'eau ou encore une suspension d'argile dans l'eau.

Ce phénomène peut ainsi se décrire : au repos on a affaire à un gel c'est-à-dire à un système doué de rigidité. Si l'on cherche à agiter, soit avec un agitateur, soit en provoquant un écoulement, le gel devient un liquide ayant toutes les propriétés du liquide constituant le système; si on cesse toute agitation ou si on empêche l'écoulement, progressivement la masse se reprend en gel. On a donc une transformation [sol \rightleftharpoons gel], laquelle est parfaitement réversible.

Se rapprochant du phénomène de thixotropie, on décrit le comportement de systèmes que les Anglais désignent du terme de "false body" autrement dit de "faux corps". L'exemple généralement cité de faux corps est fourni par une suspension de pigments dans une peinture pour bâtiment. Au repos on a également affaire à un gel. Si on agite, on tend vers l'état liquide dont la viscosité décroît avec l'agitation.

La thixotropie proprement dite et le comportement du "faux corps" se distinguent par la manière dont se rétablit l'état de gel à partir du liquide quand on laisse celui-ci en repos. Avec un "faux corps", on observe un accroissement rapide de la viscosité pendant la première minute, après qu'a cessé l'agitation; par contre, l'accroissement devient beaucoup plus lent pendant les cinq minutes

qui suivent. Dans un système thixotrope, la variation de la viscosité est quasi nulle pendant la première minute, après cinq minutes, on n'observe qu'une faible variation; mais l'accroissement devient très grand après vingt cinq minutes. La figure extraite d'un mémoire de Pryce-Jones rend compte de cette différence dans l'établissement du gel à partir de l'état liquide (figure 1). (J. Sc. Inst. 1941 18 p. 39).

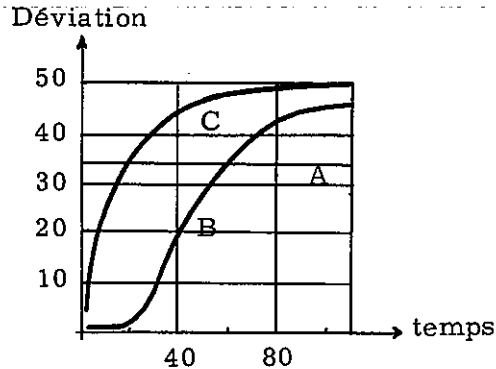


Fig. 1 - A : viscosité
 B : thixotropie
 C : faux corps (d'après Price-Jones).

Deux viscosimètres à cylindres concentriques du type Couette agissent en sens inverse sur le fil de torsion auquel est fixé le miroir. Price-Jones réalise ainsi une mesure différentielle entre les viscosités de deux liquides. En opérant avec un liquide de référence dans l'un des viscosimètres, on peut saisir toutes les différences de comportement du liquide en étude contenu dans l'autre viscosimètre. En particulier, dans l'expérience citée de Pryce-Jones comme référence, on choisit un liquide dont la viscosité reste constante dans le temps et on maintient constantes les sollicitations mécaniques dans les deux viscosimètres. Ainsi on peut suivre le rétablissement d'un gel thixotrope à partir de l'état liquide, à condition toutefois que l'effort de cisaillement imposé au liquide évolutif ne soit pas trop grand, c'est-à-dire, à condition que la vitesse de rotation des viscosimètres soit inférieure à la vitesse critique pour laquelle le gel se rompt.

Ayant pris comme liquide de référence de l'huile de ricin qui possède les caractères d'un liquide newtonien, un liquide newtonien ou non, mais dont la viscosité ne varie pas avec le temps pour une sollicitation constante, donnera avec le viscosimètre différentiel une déviation constante du spot (courbe A). Si, pour une sollicitation qui reste constante, on a affaire à un corps thixotrope vrai, on constate le retard au début de rétablissement du gel (courbe B); avec un faux corps, on n'observe pas un retard aussi grand (courbe C).

Une autre distinction peut être faite entre le faux corps et le gel thixotrope : dans le faux corps, un léger accroissement dans la concentration en phase solide produit une augmentation considérable de la viscosité et dans tout ce qui donne ce caractère de "faux corps". Par contre un gel thixotrope ne change pas de caractère et de propriétés pour de légers accroissements de la concentration; la rigidité de gel et la viscosité à l'état liquide, eux aussi, varient très peu.

On imagine facilement ce qu'est la structure du gel thixotrope. Il est admis que cette structure est faite d'un arrangement des particules solides au sein de la suspension. Les particules sont enchaînées les unes aux autres et forment comme un réseau qui enserre dans ses mailles le liquide de la suspension. Les forces maintenant le réseau et conférant sa rigidité au système sont de faibles liaisons, aisément rompues sous l'effet de l'agitation de la contrainte extérieure appliquée : les particules reprennent alors leur indépendance et le système devient un liquide. Au repos, plus ou moins lentement, les particules se réarrangent en réseau.

Dans l'état de gel on a affaire à un double continuum : d'une part un continuum doué de rigidité qui est le réseau constitué par les particules associées les unes aux autres, d'autre part le liquide immobilisé dans les mailles de ce réseau. Par l'effet des contraintes de cisaillement, le continuum rigide est détruit, les particules solides sont dispersées et le liquide reste le seul continuum.

Dans l'image qui vient d'être décrite, le réseau rigide est formé par les particules associées entre elles par des forces qui s'exercent dans les trois dimensions de l'espace. On a, à propos des argiles et des suspensions de virus, donné une autre image du réseau. Les particules s'associeraient soit en plans par des forces s'exerçant latéralement entre chaque particule dans le cas des argiles (J. Mering Trans. Far. Soc. 1946 42 B 205, General discussion on swelling and shrinking), soit en chaînes dans le cas des molécules de virus à structure linéaire (J.D. Bernal Trans. Far. Soc. 1946 42 B p.1, General discussion on swelling and shrinking). Par les plans ou par les chaînes, le liquide - l'eau en l'occurrence - serait lié et orienté; les plans ainsi déposés, ou les chaînes ainsi alignées possèderaient une certaine puissance d'orientation et de fixation pour les molécules d'eau dans leur voisinage immédiat; cette puissance d'orientation et de fixation s'exercerait progressivement pour des couches de plus en plus éloignées; tout en s'affaiblissant cependant et en étant contrebalancée par l'agitation thermique. On a parlé quelquefois de forces s'exerçant à grande distance à partir de particules argileuses ou de molécules de virus. Il semble qu'il soit plus convenable de parler de puissance d'orientation et de fixation au voisinage immédiat de la particule ou de la molécule et de la propagation dans le milieu de cette puissance d'orientation des couches successives. L'existence de concentration critique pour l'existence de ces gels thixotropes est une preuve en faveur de l'hypothèse de la propagation de l'orientation - bien que l'existence du réseau à trois dimensions fait de l'enchaînement spatial des particules ne peut être compris qu'au-dessus d'une certaine concentration critique également.

Avec cette représentation de la structure du gel, on conçoit aisément que l'action d'une contrainte de cisaillement ou d'une agitation ait pour effet la des-

truction des orientations et des forces qui maintenaient le liquide entre les particules.

Dans ce cas le continuum doué de rigidité est constitué par le liquide lui-même maintenu fixé et orienté par les particules. Il est certain que ces idées sur la structure des gels d'argile et de virus ont encore besoin d'être étayées par des expériences. La connaissance de tels systèmes thixotropes progresserait notablement si l'on se donnait la peine de faire des études de structure et aussi d'étudier comment varient les phénomènes avec la température.

En outre, il serait intéressant de voir si les propriétés du liquide, de l'eau en particulier varient; parmi les propriétés qui pourraient être ainsi examinées sont la congélation, la tension de vapeur et le pouvoir solvant (pour l'étude de cette dernière propriété il faudrait prendre garde à l'effet d'électrolyte!).

Dans le cas du "faux corps", l'image que l'on peut se faire de la structure est beaucoup plus incertaine. D'après Hauser, lorsque le faux corps se gélifie, il y a toujours expulsion d'une certaine quantité de liquide vers la surface, en même temps qu'il y a une sédimentation de la phase solide (figure 2). On remarque facilement cette sédimentation dans un pot de peinture que l'on laisse au repos. La conclusion que l'on peut tirer des observations faites jusqu'ici sur les faux corps est que ces observations sont beaucoup trop fragmentaires. De véritables études seraient à pousser et il est alors probable que ce qui aujourd'hui semble complexe se ramènera à des cas typiques et ne constituera pas un cas particulier.

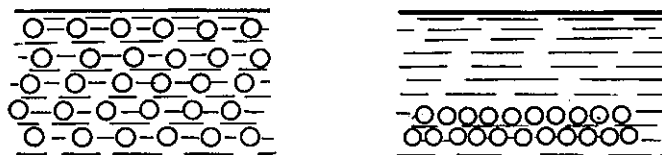


Fig. 2

Une propriété assez particulière est présentée par certains systèmes thixotropiques. Etant à l'état de sol, ils se prennent en gel très rapidement quand ils sont agités rythmiquement et doucement, par exemple en tapotant le récipient sur une surface un peu souple, ou encore en faisant osciller le récipient comme un pendule.

On ne connaît pas d'explication à ce phénomène assez particulier que Freundlich a appelé Rhéopexie. Un exemple de gel rhéopexique est donné par la cire de carnauba sulfonée dissoute à 8% dans de l'eau contenant 0,5% d'acide

tannique. On peut penser que la légère agitation que l'on provoque, agitation qui serait insuffisante pour rompre le gel, contribuerait à aider, en quelque sorte, l'agitation thermique par laquelle se rétablit l'état d'équilibre vers le gel.

II - L'ANTITHIXOTROPIE

La thixotropie ayant été définie d'une manière générale par la décroissance temporaire de la viscosité avec la vitesse de déformation, on peut décrire un système doué d'antithixotropie comme un système dont la viscosité croît temporairement avec la vitesse de déformation. En reprenant les courbes relatives aux modèles rhéologiques (figure 3), la thixotropie serait caractérisée par la courbe 1 et l'antithixotropie par la courbe 2. La droite correspond au cas d'un liquide visqueux de Newton.

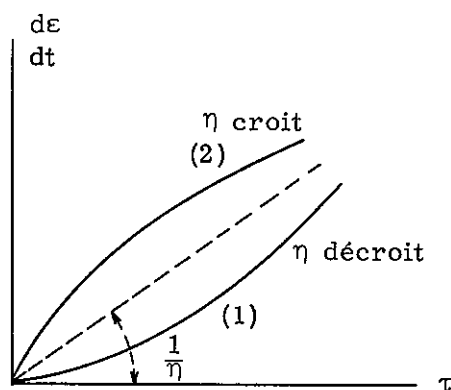


Fig. 3

En vérité, on a vu que la thixotropie est rattachée à des phénomènes intervenant dans la structure complexe d'un gel et d'un sol; l'antithixotropie, rencontrée en particulier dans les pâtes boulangères et avec le beurre, peut être décrite comme un phénomène de durcissement avec le travail mécanique de déformation.

Scott Blair a rappelé qu'il en est de même pour les métaux. Dans ce cas, c'est ce qu'on appelle le "durcissement par écrouissage". Cette étude de l'écrouissage des métaux a été poussée très loin ces dernières années. On est conduit à faire intervenir des défauts particuliers de structure appelés "dislocations" ... Il est peu probable que le comportement du beurre et des pâtes boulangères puisse avoir des causes analogues à celles que l'on admet dans le cas des métaux.

En vérité, on ne sait rien de ce qui se passe dans la structure intime des constituants des pâtes boulangères au cours du pétrissage. Ces pâtes sont des systèmes complexes constitués d'au moins deux constituants : l'amidon et le

gluten enserrant de l'eau. L'amidon et le gluten sont deux polymères, ou même un mélange de polymères, et on ne sait rien ou pas grand chose de leur structure et encore moins de leur comportement vis-à-vis de l'eau; le travail mécanique du pétrissage agit certainement sur ces structures "plastifiées" par l'eau et ce que l'on suit par l'évolution de la consistance mécanique n'est probablement que la progression de la plastification des polymères au détriment de la teneur en "eau libre". Mais là n'est qu'une hypothèse que seules des études poussées permettraient d'éclaircir! Quant au beurre que l'on traite dans la baratte, on sait qu'il s'agit d'une séparation de l'eau des matières grasses, lesquelles s'agglomèrent.

Très probablement, dans tous ces exemples d'antithixotropie, il s'agit davantage d'études à entreprendre que d'affirmations à avancer!

III - LA DILATANCE

On désigne ainsi le comportement de suspensions dans l'eau à de très fortes concentrations, de particules de sable ou de quartz.

De telles suspensions ont une viscosité qui croît très vite avec la vitesse d'écoulement, en particulier avec le degré d'agitation. Le phénomène a été parfois appelé antithixotropie. On a abandonné cette appellation parce qu'il n'a rien de commun avec les cas décrits dans le paragraphe précédent.

Si on exprime la relation entre la vitesse de déformation ou d'écoulement $d\varepsilon/dt$ (en cm/sec) et l'effort de cisaillement τ , un liquide visqueux est caractérisé par une droite. C'est ce qu'on observe avec une suspension de quartz dans l'eau, tant que la concentration reste au-dessous d'une certaine limite. Mais dès que la concentration dépasse cette limite, la viscosité présente une discontinuité quand, par accroissement de l'effort de cisaillement, on tend à accroître la vitesse.

Les courbes de la figure 4 sont extraites d'un mémoire de H. Freundlich et H.L. Röder (Trans. Far. Soc. 1938 34 308).

On peut expliquer le phénomène comme étant la manifestation de l'inertie de particules solides devant une sollicitation mécanique qui agit sur le liquide, lequel offre moins de réaction au déplacement.

Le mécanisme du phénomène est cependant plus complexe que ne le laisse supposer cette explication, car, outre cette variation de la viscosité, on observe un aspect très particulier de la suspension concentrée quand on passe la discontinuité. Au repos, le système a l'apparence d'un liquide; quand on l'agite, l'eau semble complètement absorbée et l'ensemble apparaît comme sec.

On observe un phénomène analogue sur une plage de sable quand la marée s'est retirée; si on marche sur le sable humide, celui-ci apparaît sec là où s'opère la pression du pied, alors que sous l'effet d'un léger grattage avec le doigt, l'humidité est évidente.

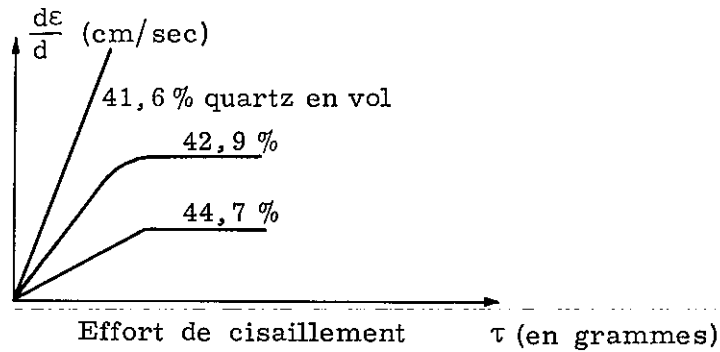


Fig.4

L'explication des phénomènes est donnée par la figure 5 qui représente la structure du système hétérogène constitué par les particules et l'eau.

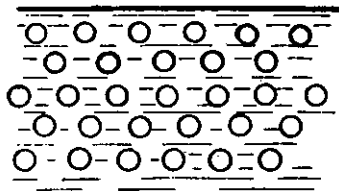


Fig.5a - Au repos structure ordonnée.

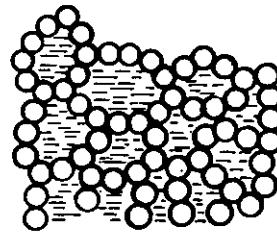


Fig.5b - Avec agitation structure désordonnée.

Au repos (figure 5 a) les particules solides tendent à s'entasser avec le plus d'économie d'espace possible, rejetant le liquide. Le système étant soumis à un effort mécanique, une pression en particulier, il y a introduction de désordre dans l'assemblage des particules solides, d'où accroissement du volume occupé par ces particules et formation de vides que le liquide emplit aussitôt (figure 5 b).

Par contre, une légère agitation provoque la dispersion des particules dans le sein du liquide, donc une liquéfaction de l'ensemble (figure 5 a).

L'ensemble solide rigide occupe un volume supérieur quand il est comprimé; c'est pourquoi on a donné le nom de "dilatance" au phénomène.

La dilatance est observée avec des solutions d'amidon, des suspensions de particules de mica finement pulvérisé.

Le phénomène de dilatance étant représenté par le schéma de la figure 5, on ne peut pas dire qu'il y ait une modification dans le continuum qui caractérise le système : ce continuum reste l'eau liquide. Cependant lorsque sous l'effet des contraintes, l'arrangement des particules passe d'un état ordonné à un état désordonné, la masse d'eau qui assurait le caractère continu du système à l'état de repos se trouve fragmentée dans les vides créés dans l'assemblage des particules solides. Il ne faut pas oublier que ces particules se trouvent à une concentration relativement élevée; on peut alors dire que cet assemblage désordonné et lacunaire constitue le continuum, bien qu'il n'ait en soi aucune rigidité, comme en avait le réseau formé par les particules constituant le gel thixotrope au repos.

Les gels thixotropes sont obtenus avec des particules très petites de substances lyophiles; en général ce sont des suspensions de faibles concentrations (2% en poids) qui présentent les phénomènes les plus nets.

Les propriétés de dilatance sont celles de suspensions fortement concentrées (40 à 50% en volume). Les particules sont en général de relativement grandes dimensions et possèdent un très faible caractère lyophile.

Remarque relative aux systèmes complexes

On a quelquefois cherché à appliquer aux systèmes complexes qui viennent d'être mentionnés les méthodes expérimentales qui avaient fait leurs preuves avec les substances homogènes. On a également tenté de faire entrer ces systèmes dans les cas types définis par le British Rheologist Club. Ce fut en vain. La raison profonde en est simple.

On a bien précisé que, pour ces cas types, on fait l'hypothèse implicite que la structure du corps n'est pas modifiée d'une manière essentielle par la déformation mécanique, conséquence de l'action des efforts extérieurs.

On a insisté sur le fait que cette hypothèse est loin d'être valable dans la plupart des cas où l'on a affaire à des systèmes complexes.

Le plus souvent, dans ces cas, le premier résultat de l'action mécanique extérieure est de modifier les relations entre les différents constituants et de bouleverser plus ou moins les structures. On a vu que ce bouleversement contribue en général à faire passer, d'un constituant à un autre, les caractères de milieu continu auxquels se rapportent les propriétés mécaniques du système.

Par exemple, le phénomène de thixotropie tel que celui qui caractérise une suspension d'hydroxyde ferrique consiste dans la transformation réversible d'une structure de gel en une structure de liquide. On ne peut pas parler des caractères rhéologiques d'une suspension d'hydroxyde ferrique sans considérer au moins trois types de phénomènes : les propriétés de rigidité du gel initial, la transfor-

mation réversible de structure, enfin les propriétés d'écoulement d'une suspension ayant la nature d'un liquide. Ces phénomènes se ramènent d'une manière très simple aux changements que l'on observe dans le continuum constituant le système.

La manifestation de la dilatance est corrélative d'une transformation réversible ordre-désordre dans l'assemblage des particules au sein du liquide.

Enfin, il faut dire que de nombreux cas présentent des particularités qu'il est difficile de faire entrer dans les cadres qui ont été définis. Le plus souvent, ces cas nécessitent des études plus complètes et plus approfondies. Car les observations signalées ne correspondent qu'à des expériences fragmentaires, trop particulières et pour lesquels les examens de structures n'ont pas été considérés avec assez de soin : c'est probablement le cas des faux corps, et à peu près certainement celui des systèmes dits antithixotropes.

24 janvier 1962.



RHÉOLOGIE & GÉNIE CHIMIQUE

A. KEPES

La Rhéologie a pour objet l'étude des phénomènes qui accompagnent la déformation des corps matériels. Il faut y distinguer deux grands chapitres correspondant à deux préoccupations entièrement distinctes. La Rhéologie phénoménologique (ou descriptive) décrit à l'aide de variables appropriées, les phénomènes observables. La Rhéologie interprétative (ou physique) a au contraire pour tâche d'expliquer, moyennant des hypothèses convenables formulées sur les schémas moléculaires et les interactions, la nature et les mécanismes des phénomènes en jeu.

Le Génie Chimique s'intéresse exclusivement à l'aspect phénoménologique de la Rhéologie. Il lui pose, de plus en plus fréquemment, des questions pressantes. Ces problèmes révèlent généralement à l'examen une complexité quasi inextricable ; leur mise en équation directe par le Rhéologue est absolument exclue.

Est-ce avouer une impuissance totale de la Rhéologie à venir en aide aux constructeurs et aux exploitants des Industries Chimiques ? Non pas.

En effet, un usage rationnel de l'analyse rhéologique permet de circonscrire les problèmes avec une exactitude suffisante pour prévoir le déroulement des événements, et, par conséquent, d'intervenir avec efficacité.

En quoi consiste l'analyse rhéologique ? C'est d'abord l'inventaire méthodique de tous les facteurs jouant un rôle actif dans le problème envisagé.

On choisira d'abord les variables nécessaires à la description des faits.

Ensuite vient la subdivision dans l'espace et dans le temps du domaine souvent complexe où les faits se déroulent, en régions élémentaires simples, entourées de parois réelles ou imaginaires.

C'est à ce moment qu'intervient l'étude du milieu et des phénomènes rhéologiques dont il est le siège. Souvent, une étude quantitative est possible, une fois une région et un moment représentatifs isolés.

Finalement, une démarche synthétique, généralement appuyée sur une série

d'approximations, permettra de reconstituer une vue cohérente de l'ensemble.

Variables et Paramètres

Les variables classiques seront avantageusement divisées en plusieurs catégories.

Variables ponctuelles "statiques" (ce mot indique ici la nature du paramètre, qui peut évidemment être fonction du temps et de l'espace). :

- densité,
- pression hydrostatique
- température
- contrainte
- déformation
- conductibilité thermique

- Variables ponctuelles "dynamiques" :
 - vitesses
 - accélérations

- Variables non ponctuelles statiques :
 - masses
 - volumes
 - niveaux
 - forme géométrique

- Variables non-ponctuelles dynamiques :
 - débits
 - section (quelquefois)

Il faut maintenant ajouter les paramètres rhéologiques du milieu (ils sont généralement fonction des variables ponctuelles) :

- coefficient de viscosité
- module d'élasticité
- limite élastique
- charge de rupture
- allongement à la rupture
- coefficient de friction
- tension superficielle

Quelquefois, il est nécessaire de faire intervenir une moyenne locale, prise sur un volume limité. Ainsi par exemple, pour calculer une poussée d'Archimède dans une suspension en train de se décanter, la densité qui compte est la moyenne étendue au volume déplacé.

Parmi toutes les variables, il faudra par la suite choisir les variables indépendantes pour traiter le problème relatif à une région définie. Les autres seront fonctions de celles-ci. La variable indépendante est celle qui est imposée par

les conditions mêmes de l'expérience ; souvent les conditions initiales et les conditions limites.

Subdivision en régions et en périodes.

Le raisonnement scientifique ne pourra s'exercer efficacement que sur un domaine géométrique bien délimité. Lorsque des changements considérables interviennent dans le milieu au cours des opérations, il faudra aussi délimiter la période de temps durant laquelle ces changements sont suffisamment faibles pour que les conditions essentielles aux déductions ne soient pas trop modifiées. Une question fondamentale qui se pose au départ est celle-ci : l'opération envisagée constitue-t-elle un ensemble de régimes permanents ? Si oui, la variable temps se trouve éliminée et le problème est considérablement simplifié. (extrusion, réacteurs chimiques continus, écoulement permanent, etc.). Mais au départ, il y a toujours une période de régime transitoire ; en outre certaines opérations constituent, par leur nature même, d'un bout à l'autre, un régime transitoire (broyage, moulage par injection, décantation ou essorage, réactions discontinues, cristallisation, polymérisation, malaxage). Dans ce cas, la subdivision en plusieurs périodes partielles est indispensable et l'évolution du système durant chaque étape sera envisagée séparément.

Milieu rhéologique

Le milieu déformable constituant le système doit être examiné avec une attention particulière.

Il peut être constitué par une seule phase (matériellement homogène) ou par plusieurs. Dans ce deuxième cas (hétérogénéité), avant même d'examiner la nature de chaque phase, il faut analyser leur structure d'ensemble. Généralement, l'une d'elles est continue :

Solide dans gaz : lit fluidisé, broyage à sec.

Liquide dans gaz : brouillard

Gaz dans liquide : mousse

Solide dans liquide : suspension, pâte

Liquide dans liquide: émulsion

La forme des particules liquides en suspension dans l'air ou un autre liquide est sphérique dans un milieu au repos, par suite de la tension interfaciale. Il n'en est plus de même lorsqu'il est soumis à une tension de cisaillement (écoulement, agitation) : les particules s'allongent d'abord en prenant la forme d'un ellipsoïde, puis si la tension augmente encore, au delà d'un certain degré d'allongement une striction se produit au milieu et la rupture intervient, avec séparation en deux particules (dispersion par agitation).

On remarquera que le milieu, isotrope au repos, devient anisotrope en écoulement par déformation, selon les lignes de cisaillement, des sphérules.

Dans le cas d'une suspension, la forme des particules joue un rôle même

en milieu macroscopiquement isotrope. Des polyédres aux angles plus ou moins vifs (broyats), avec la possibilité d'accrochage plus ou moins efficace qui en est la conséquence, ou le tassement plus ou moins important lors d'une décantation ; avec un coefficient de frottement solide entre particules, vont réagir d'une manière très différente de celle des sphères.

Mais souvent, le milieu est anisotrope. Cristallisations, précipitations, polymérisations, aboutissent généralement à des particules allongées ou incurvées, fibreuses ou lamellaires. Un tel système est alors beaucoup plus complexe quant à ses réactions rhéologiques. Il le devient encore plus lorsque, comme c'est souvent le cas, ces particules sont des solides déformables dans les conditions expérimentales. Dans un champ d'écoulement linéaire, de telles particules entraînées en un mouvement rotatif, sont soumises à des sollicitations alternées traction-flambage, changeant à chaque quart de tour. Elles sont ainsi alternativement tendues puis repliées : à l'énergie perdue dans les déformations du solide, s'ajoute celle provoquée par les micro-écoulements et cet effet peut augmenter sensiblement la viscosité apparente du fluide. Cette augmentation sera néanmoins inférieure à celle provoquée par des bâtonnets rigides de mêmes dimensions.

Il faudra quelquefois tenir compte aussi de la tendance que peuvent avoir les particules à s'agglomérer, en retenant éventuellement plus ou moins de liquide dans leurs mailles. Leur gonflement par la phase liquide peut également modifier sensiblement leur comportement ; au delà d'une certaine limite il aboutit à la gélification.

Pour comprendre comment le système rhéologique envisagé va réagir dans les conditions expérimentales, il est donc nécessaire d'étudier d'abord chaque phase isolément. Dans la plupart des problèmes, une phase fluide joue un rôle prépondérant.

Lorsque celle-ci est un solvant classique ou un mélange de solvants, ses propriétés restent simples du point de vue rhéologique : c'est un liquide à faible viscosité, approximativement newtonienne. Les échanges thermiques sont rapides en son sein, principalement par courants de convection. L'étude de son écoulement ne pose pas de problème difficile. En écoulement rapide seulement, il faut envisager les deux phénomènes pouvant influencer très sérieusement sur son comportement : la cavitation (agitation rapide) et le décollement avec glissement le long de parois lisses auxquelles il adhère mal. Dans ce dernier cas, la perte de charge dans un tuyau peut diminuer de plusieurs fois (eau dans tuyaux polyéthylène par exemple).

Le problème se complique pour les fluides visqueux ou très visqueux : tels les solutions de haut-polymères ou les plastiques fondus. Ces corps ne se comportent généralement pas comme des fluides newtoniens, même aux gradients de vitesse faibles. En outre, les échanges thermiques se font lentement en leur sein (conductibilité surtout), et comme le dégagement thermique peut devenir important aux gradients élevés, l'inhomogénéité de température vient compliquer encore le schéma. La rigidité peut être prépondérante aux faibles contraintes : la substance se comporte comme un solide élastique (gels). La partie centrale, dans un tuyau, se déplacera en bloc sans se mélanger avec le reste.

Autre propriété rhéologique couramment rencontrée dans certaines branches des industries chimiques (peintures, polymères) : la thixotropie. La viscosité diminue avec l'agitation, mais retrouve sa valeur d'origine après un repos plus ou moins prolongé. Ce sont des systèmes à plusieurs phases qui présentent généralement cette propriété : des structures instables se forment, par exemple par association de particules gélifiées. L'effet peut être considérable et gêner le départ de l'écoulement du fluide.

Conditions aux limites : échanges

Des réactions endo-ou exothermiques peuvent prendre naissance au sein du fluide. Tel est le cas général lors de réactions chimiques ; mais la dissolution, le mouillage, le gonflement, la gélification etc., s'accompagnent également d'effet thermique.

Pour maintenir les conditions thermiques requises par l'opération, il est alors nécessaire d'apporter ou d'évacuer des calories. Ceci se fera habituellement à travers les parois de l'appareillage. Outre la conductibilité de ces parois, il faut tenir compte de l'agitation mécanique et de la conductibilité thermique du fluide en contact. Quand la paroi est mobile, elle peut fournir une énergie calorifique non négligeable au fluide : c'est le cas dans une extrudeuse par exemple, où la vis travaille non seulement contre la viscosité du fluide, mais aussi par frottement de glissement contre celui-ci. A l'extrême on arrive à l'exemple du mélangeur interne utilisé dans l'industrie des plastiques pour mélanger divers polymères ou incorporer des charges : la masse est amenée à la fusion par l'énergie mécanique fournie par la vis, et ce malgré que les parois soient refroidies par circulation d'eau. L'énergie est fournie par deux mécanismes distincts : frottement solide contre le produit, et surtout déformation permanente continue de celui-ci, à l'état solide.

Un cas d'échanges complexes à travers une paroi se présente lors de l'étirage de filaments à partir de solutions.

Il y a départ de solvant, d'où échange thermique et échange de matière.

La paroi n'est pas indéformable : c'est la surface même du filament, dont la section change au fur et à mesure du départ de solvant d'une part, et de l'étirage simultané d'autre part. Les phénomènes endo-et exothermiques s'enchevêtrent ; les propriétés rhéologiques du fil, après sa sortie de la filière, changent centimètre par centimètres ; l'étude d'un tel système est néanmoins possible moyennant certaines hypothèses qui amèneront bon nombre de paramètres dans les formules ; mais il ne faut pas oublier que la forme d'une fonction, même avec des paramètres non chiffrés, amène toujours de précieux renseignements à celui qui sait la lire.

Les échanges peuvent enfin avoir lieu à travers des membranes semi-perméables : départ de gaz dissous ou de solvants modifieront plus ou moins les caractéristiques rhéologiques du fluide maintenu à l'intérieur de l'appareil.

Empâtage

Examinons ce qui se passera lorsqu'on mettra en suspension une grande concentration de particules solides dans un fluide.

Si l'on a une masse de liquide supérieure à celle qui est nécessaire pour remplir les interstices laissés par la poudre non tassée, l'ensemble se comportera comme un fluide (on admet que les densités sont semblables ou les particules assez fines pour se maintenir en suspension pendant la durée de l'expérience). Lorsque le liquide est en quantité suffisante pour remplir les creux de la poudre, tassée à la compacité maximum (par vibrations par exemple), mais insuffisante pour la poudre non tassée (pour des particules sphériques, la forme tassée rappelle le système hexagonal compact, la non tassée le système cubique), on a un système dilatant. Il se comportera au repos comme un fluide, car les particules mouillées glisseront dans les creux disponibles ; mais soumises à une contrainte rapide, les particules prennent contact, roulent les unes sur les autres, et cherchent à prendre un volume total supérieur à celui dont les creux peuvent être remplis par le liquide. Alors, si la tension superficielle et la viscosité du liquide sont assez grandes, le système bloque brutalement et se comporte comme un solide élastique. (suspension de PVC dans un plastifiant).

Si le liquide est peu visqueux, une partie de la suspension sortira du liquide et l'air remplacera ce dernier. (sable mouillé). Ce phénomène peut se produire au bout d'un certain temps dans une suspension concentrée où les particules se gonflent au détriment de la phase liquide. Il devient plus accentué quand le coefficient de friction entre particules est élevé ou que la forme de leur surface favorise l'accrochage.

Injection dans un moule

On nous a demandé si l'injection d'un polymère dans un moule pouvait être étudiée par la Rhéologie et si des modèles de moules transparents pourraient faciliter cette étude.

Ce cas est très complexe. Le plastique fondu sort du pot par un canal étroit où il est soumis à un gradient de vitesse très élevé. Cette vitesse n'est pas constante. Le produit arrive dans un moule froid (où en tout cas à faible température par rapport au polymère fondu) ; il gèle sur les parois. Les passages sont rétrécis et s'ils ne se bouchent pas, c'est parce que la chaleur dégagée par l'écoulement visqueux maintient le fluide en fusion. La pression augmente et modifie considérablement les propriétés du fluide. Sa viscosité croît, les gradients de température deviennent énormes et varient le long du trajet. L'orientation des molécules rend le produit grossièrement anisotrope. Aucune variable n'est connue en fonction de l'espace et du temps, si ce n'est la pression dans le pot. La température du moule s'élève, pendant la cycle, et redescend entre les cycles.

Aucune étude précise ne peut se faire dans des conditions aussi extrêmes. Aucun modèle ne pourra recréer, même de façon approchante, ces conditions.

Si néanmoins on veut absolument observer et on en tirera peut-être quelques bénéfices- il faudra opérer avec un fluide ayant des caractéristiques spéciales appropriées. Comme le moule sera probablement en méthacrylate de méthyle (Altuglas), on ne peut atteindre une température élevée. Un fluide genre diphényle chloré (Pyralène) est intéressant dans ce cas : viscosité très grande à froid, décroissant très vite quand la température monte, permettra de simuler le figeage au contact des parois du moule.

Dans un cas comme celui qui précède, un raisonnement prudent appuyé sur de bonnes connaissances de physique et de rhéologie permettra malgré tout d'orienter les essais, d'en tirer tout le bénéfice possible, d'éviter des tâtonnements trop longs.

Mélange de deux liquides miscibles, de viscosité très différente.

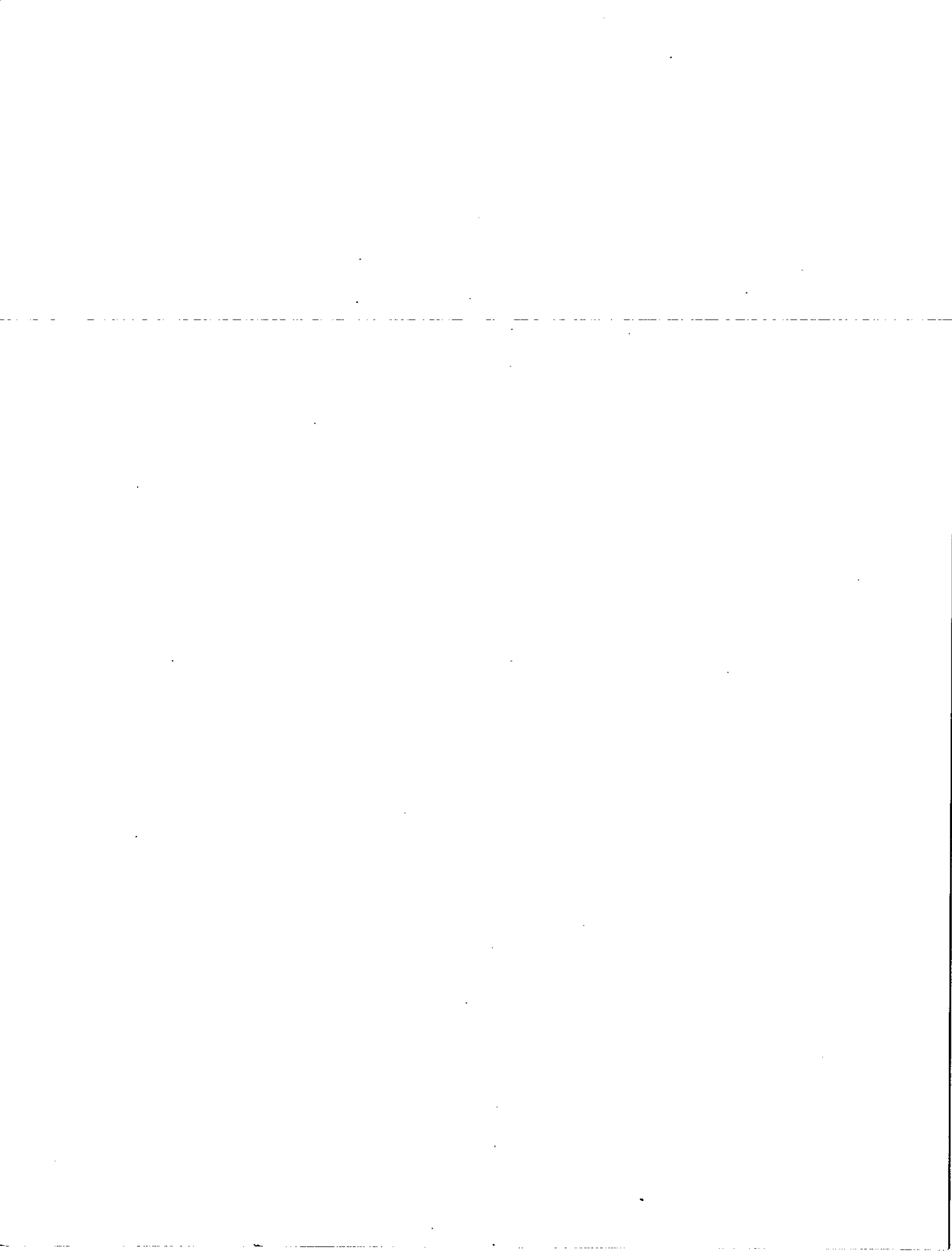
Le mélange se fait par diffusion des molécules. On peut favoriser ce phénomène en augmentant la surface de contact des 2 liquides. L'agitation est surtout utile dans la mesure où elle disperse un des liquides dans l'autre. Or ce n'est pas facile : car au même gradient de vitesse, il correspond des tensions de cisaillement très différentes dans les 2 corps, et à la même tension, des vitesses d'écoulement très différentes. Ainsi, si les pales de l'agitateur se trouvent au départ dans la phase visqueuse, elles tourneront difficilement et entraîneront mal la phase fluide ; si elles se trouvent dans celle-ci, la tension de cisaillement ne sera pas suffisante pour disperser l'autre phase.

La solution la meilleure est alors d'injecter, par une buse étroite, le liquide dans la phase visqueuse en écoulement, de manière à avoir dès le départ une dispersion en fines gouttelettes et une grande interface. L'agitation mécanique n'aura plus alors pour rôle que de favoriser la diffusion naturelle, en réduisant le gradient de concentration au voisinage de l'interface.

CONCLUSIONS

Ce bref exposé n'a pas la prétention d'épuiser un sujet aussi vaste. Il suffit à peine à l'aborder.

Il voudrait seulement persuader que l'application d'un raisonnement méthodique ayant pour point de départ une analyse rhéologique soignée des facteurs en présence, permettra au Génie Chimique d'éviter quelques pièges.



CONTRIBUTION A LA RHÉOLOGIE DES ALLIAGES MÉTALLIQUES

R. JACQUESSON, J. CAISSO, J. de FOUQUET

Faculté de Sciences, Poitiers

Le comportement mécanique d'un métal est profondément affecté par des taux, même très faibles d'éléments étrangers. Sa plasticité peut augmenter de façon spectaculaire au fur et à mesure que sa pureté est plus grande : les cristaux d'un métal pur ou presque, sont toujours très mous.

Inversement, chacun sait qu'avec des éléments d'apport bien choisis, des métaux "mous" peuvent être considérablement durcis = c'est le cas de l'aluminium et du dural par exemple.

Les éléments d'apport ou ceux qu'on n'a pas pu éliminer peuvent former avec les atomes du métal de base des précipités cristallins, de composition et de texture bien définies constituant une phase, au sens physique du terme, ou simplement des amas ou zones, de forme et de composition variables.

La rhéologie de tels alliages est essentiellement fonction du degré de dispersion et de la finesse de ces hétérogénéités de texture, qui perturbent la belle géométrie du réseau cristallin.

La déformation plastique des métaux est conditionnée par des glissements suivant des plans cristallographiques bien définis, glissements provenant du cheminement des dislocations. Des hétérogénéités dans le cristal sont autant d'obstacles aux glissements et de ce fait modifient sa plasticité.

Elles sont d'autant plus efficaces à ce point de vue qu'elles sont plus dispersées, car elles bloquent à chaque instant le déplacement des dislocations qui demandent un effort supplémentaire pour poursuivre leur cheminement, d'où rigidité du métal accrue et plasticité diminuée.

Or, la taille et la répartition de ces hétérogénéités, peuvent évoluer au cours du temps suivant les traitements thermiques ou mécaniques qu'a subis le métal donc aussi les propriétés plastiques.

A la température ambiante, cette évolution peut durer plusieurs semaines : c'est le phénomène du vieillissement, absolument général dans les alliages métalliques, tantôt favorable, tantôt défavorable suivant les cas : favorable pour le

durcissement d'alliages Al-Cu, défavorable quand il provoque la fragilisation d'aciers.

Si les deux exposés qui vont suivre cette introduction sont relatifs à des sujets différents, l'un aux alliages légers, l'autre aux alliages ferreux, ce n'est pas parce que les phénomènes fondamentaux y sont essentiellement différents, mais parce qu'ils s'y manifestent avec un caractère un peu particulier.

Dans les alliages légers, l'éléments d'apport B est placé, en général, en substitution, c'est-à-dire qu'il remplace purement et simplement un atome du métal de base A dans la maille cristalline. Cette texture est plus ou moins stable suivant la température et peut évoluer avec le temps. L'atome B devra donc migrer au milieu d'atomes aussi gros que lui à la recherche de positions ou de sites correspondant à une association A + B stable.

Dans les alliages Fer-Carbone, au contraire, l'atome de carbone, beaucoup plus petit que celui du fer, se place en insertion dans la maille, c'est-à-dire dans les vides inter-atomiques de l'architecture relativement lacunaire du réseau du fer. On comprend que la mobilité du carbone soit plus grande que celle des atomes en substitution, d'où des cinétiques particulières d'évolution.

D'autre part, les concentrations des éléments étrangers sont très différentes : pour les alliages légers, elles sont de l'ordre de quelques %, alors que celles du carbone ou de l'azote dans le fer sont de l'ordre de 1/100 et souvent plus faibles.

D'ailleurs, dans l'exposé sur les alliages légers, sont étudiés des phénomènes (effet Portevin, bande de Luders) qui se rencontrent dans tous les alliages, quelle que soit leur nature et réciproquement, le vieillissement qui sera spécialement décrit dans les aciers à bas carbone, se manifeste également dans les alliages légers.

Quant à la loi fondamentale toujours présente, c'est la recherche de l'équilibre thermodynamique : le métal évolue, modifie sa texture, réagit aux agents extérieurs de manière à être à chaque instant, au plus près de sa configuration la plus stable.

Les modifications rhéologiques ne sont que les manifestations de cette évolution ; elles peuvent être d'un grand secours pour l'interpréter ; la mécanique et la physique du métal doivent être réunies dans une association à bénéfice réciproque.

Voici deux exemples de cette symbiose.

QUELQUES ASPECTS DE LA RHEOLOGIE DES ALLIAGES CAS PARTICULIER DE LA TRACTION EN PHASE PLASTIQUE.

Il n'est évidemment pas dans la possibilité de cet article de traiter dans sa généralité, la rhéologie des alliages : ils seront ici considérés sous leur aspect de solution solide, au sein de laquelle une 2^e phase intermétallique est susceptible de précipiter. Les anomalies dans le comportement rhéologique de ces alliages sont très nombreuses et nous avons eu l'occasion, au Laboratoire de Métallurgie de Poitiers, d'étudier certaines de leurs manifestations au cours de la traction : bandes de LUDERS et phénomène de PORTEVIN-LE-CHATELIER.

En réalité, le terme d' "anomalies" est impropre, étant donné que ces phénomènes sont parfaitement prévisibles et parfaitement reproductibles ; ils se traduisent par le déplacement au sein de l'éprouvette d'ondes de déformation plastique, autrement dit, par une déformation hétérogène dans le volume déformé plastiquement.

Nous donnerons quelques aspects expérimentaux des phénomènes observés, puis nous montrerons les liaisons que nous leur avons trouvées avec l'état structural du métal étudié, c'est-à-dire la répartition des phases l'une par rapport à l'autre.

- "ANOMALIES" EN COURS DE TRACTION.

A) Bandes de Lüders

Soit la courbe de traction $\sigma_0 = F(\epsilon_0)$ (fig. 1) enregistrée pour un métal polycristallin ductile avec $\sigma_0 = \frac{F}{S_0}$ et $\epsilon_0 = \frac{\Delta l}{l_0}$. On sait que le point C, qui correspond à l'apparition d'une striction sur la partie utile de l'éprouvette, n'a pas de signification physique particulière pour les valeurs des contraintes ; cependant dès que

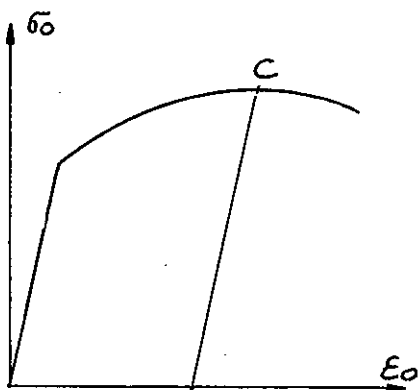


Fig. 1

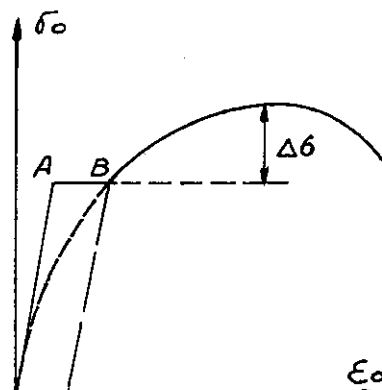


Fig. 2

cette striction est apparue, on ne peut plus parler de déformation uniforme tout au long de l'éprouvette, puisque la déformation se localise dans la zone de striction.

Si l'on suppose le volume constant dans une déformation plastique, on montre que la condition $\left(\frac{d\sigma_0}{d\varepsilon_0}\right)_C = 0$ au point C est équivalent à :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_0} = \sigma \quad (I)$$

(où σ est la contrainte vraie F/S).

Tant que $\frac{d\sigma}{d\varepsilon_0} > \sigma$ le processus de déformation plastique est stable et la déformation homogène ; par contre, si $\frac{d\sigma}{d\varepsilon_0} \leq \sigma$, on se trouve dans un domaine d'instabilité mécanique, instabilité rendant possible une déformation hétérogène.

Les courbes de traction de certains alliages métalliques, dans certaines conditions de traitements thermiques que nous préciserons ultérieurement, c'est-à-dire dans certains états structuraux bien déterminés, présentent un palier horizontal dès que la limite élastique est dépassée.

Expérimentalement, la longueur $\Delta\varepsilon$ du palier et la valeur de la contrainte σ au palier augmentent avec la vitesse de déformation ε_0 . Tout au long de ce palier horizontal, la condition (I) d'hétérogénéité des déformations se trouve vérifiée. Et en effet, c'est dans ces conditions que naissent et se propagent les ondes de déformation plastique connues sous le nom de "bandes de Lüders" (1), mais déjà étudiées avant Lüders par Piobert (2).

Ce sont de véritables fronts de déformation plastique délimitant une zone écrouie dans une matrice qui ne l'est pas encore.

Au point A, l'éprouvette de traction commence à se déformer à une extrémité (sous les mordaches de fixation ou aux congés de raccordement), puis de proche en proche jusqu'à l'autre extrémité. La déformation plastique amorcée en un point se propage et uniformise l'écrouissage dans tout le volume à la valeur $\Delta\varepsilon$.

A la sortie du palier AB, les conditions de contraintes ainsi que l'état structural du métal ont changé et on retrouve alors la courbe de traction normale avec une consolidation $\Delta\varepsilon$ plus ou moins prononcée jusqu'à la striction. Ces courbes sont fréquentes sur les aciers doux vieillis après trempe, sur les alliages légers à forte teneur en élément d'addition (par exemple, Al + 5 % Mg, Al + 4 % Cu).

Il peut même arriver que toute la déformation plastique, jusqu'à la rupture, se fasse par bandes de Lüders. La figure 3 montre l'aspect d'une éprouvette de vadium déformée par traction. L'écrouissage dans la partie déformée de l'éprouvette est mis en évidence par les clichés de rayons X, ainsi que les mesures de dureté correspondantes (3).

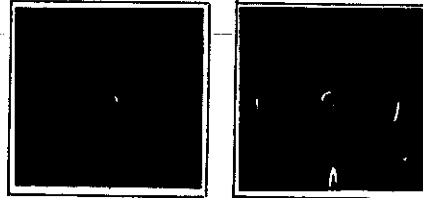
La longueur $\Delta\varepsilon$ du palier, qui n'est autre que l'écrouissage produit par la bande est caractéristique du métal de l'éprouvette.

B) Phénomène Portevin-Le-Chatelier - Bandes de Portevin.

On doit rapprocher de ces observations des bandes de Lüders, les expérien-



Bande de Lüders dans le Vanadium



Diagrammes de D.S.

Région A

$H_{1/200} = 100$

Région B

$H_{1/200} = 120$

La variation d'épaisseur indique un écrouissage de 3%

Fig. 3

ces de traction que nous avons réalisées sur une machine de rigidité nulle. La force appliquée à l'éprouvette n'est pas mesurée par la déformation d'un dynamomètre (lame ou ressort d'une certaine rigidité), mais par un poids, linéairement variable avec le temps, et suspendu à l'éprouvette sans intermédiaire.

La force de traction augmente donc au cours d'un essai, suivant une loi $\frac{d\sigma}{dt} = Cte$ mais ne peut jamais diminuer, même si l'éprouvette s'allonge brusquement. Il n'y a pas de relaxation possible comme dans les machines de traction classiques.

Sur une telle machine, certains alliages, comme les alliages légers entre 0° et $150^\circ C$ les aciers doux vers $200^\circ C$ les aciers inoxydables vers $700^\circ C$ présentent des courbes de tractions formées de paliers horizontaux répétés. Sur chaque palier, la condition d'instabilité (I) est réalisée et effectivement, on peut voir, on peut même filmer, des bandes qui se déplacent rapidement le long de l'éprouvette : c'est le phénomène de Portevin-Le-Chatelier.

Pour distinguer ces bandes répétées des "bandes de Lüders" qui n'apparaissent qu'à la sortie de la limite élastique, nous les appellerons "bandes de Portevin".

Les figures 4 et 5 donnent l'aspect des courbes obtenues et la propagation filmée d'une bande de Portevin au cours d'un palier.

C) Explication des bandes de déformation par les hétérogénéités.

Dans ces deux cas de propagation de bandes de déformation, la déformation plastique devient hétérogène parce qu'une instabilité mécanique est apparue au sein de l'éprouvette. Elle peut s'expliquer macroscopiquement de la façon suivante : l'é-

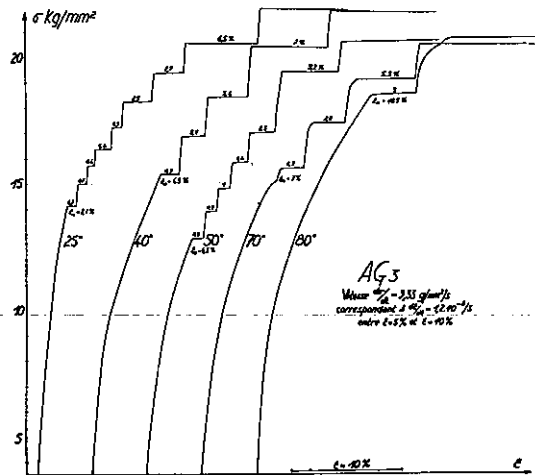


Fig. 4



Fig. 5

prouvette étudiée, tout en ayant une limite élastique moyenne σ_e , peut contenir des régions où la limite élastique vraie est inférieure à σ_e ; de telles hétérogénéités peuvent avoir un volume extrêmement réduit et une forme absolument quelconque.

Le simple fait de leur présence au sein du métal en cours de traction suffit, en effet, pour provoquer des concentrations de contraintes qui peuvent être considérables (4). Par exemple, un trou circulaire dans une plaque plane soumise à une tension uniforme σ_0 , occasionne l'apparition de contraintes trois fois plus fortes aux deux points du trou situés à $\frac{\pi}{2}$ de la direction de l'effort appliqué. On peut dans ce cas particulier, calculer la forme des zones de contraintes de cisaillement maximum: cette zone a la forme d'une croix comme le montre la fig. 6.

Les valeurs que peuvent atteindre cette contrainte de cisaillement maximum sont triples de celle de la contrainte uniforme appliquée sur les bords du trou A

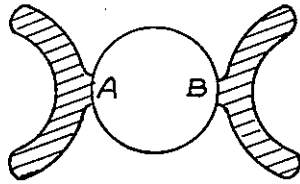


Fig. 6

et B ; mais dès qu'on s'éloigne, la contrainte de cisaillement est très rapidement maximum dans des directions qui font un angle de 50° avec l'axe de traction. C'est bien ainsi que se présentent les bandes de Lüders dans une éprouvette comprenant un trou transversal dans sa partie utile (fig.7). On retrouve sur les bandes de Lüders un angle voisin de 50° .

Dans le cas des bandes de Portevin, l'angle mesuré n'est jamais de 50° mais voisine autour de 60° : la raison de cette différence n'est pas de nature physique mais découle de l'insuffisance des critères de déformation plastique classiques.

On peut donc affirmer que la déformation par déplacement d'ondes de déformation plastique (Lüders ou Portevin) est due à la présence au sein de l'éprouvette d'hétérogénéités qui ne sont pas nécessairement visibles microscopiquement.

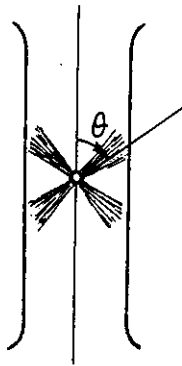


Fig. 7

Cette explication macroscopique est déjà un pas vers l'introduction de l'état structural puisque la forme et la répartition de ces hétérogénéités, dues à la présence de la 2ème phase, sont deux facteurs très importants définissant justement cet état structural.

D) Comparaison entre bandes de Lüders et bandes de Portevin.

1° - Les "bandes de Lüders" désignant celles qui se propagent pendant le palier élastique, supposent un "vieillissement" de l'éprouvette antérieur à la traction; ce vieillissement se fait en général par pré-précipitation et est accéléré par un écrouissage même léger.

- la longueur du palier $\Delta \varepsilon$, pour un état donné, est proportionnelle à la vitesse de traction $\dot{\varepsilon}$.

- la contrainte atteinte sur le palier croît avec $\dot{\varepsilon}$.

- la vitesse de propagation, mesurée par cinématographie, reste faible (de l'ordre du 1/10 mm/s).

- les bandes de Lüders n'existent que dans un certain intervalle de températures.

2° - Les "bandes de Portevin" apparaissent au cours de paliers répétés tout au long de la courbe plastique. Elles supposent un vieillissement au cours même de l'écrouissage, sans qu'on puisse préciser avec certitude ce qui se passe au sein du métal. Elles n'apparaissent qu'après un certain écrouissage ε_m dont la valeur est liée à l'état structural au moment de la traction.

- la valeur de la contrainte pour une déformation donnée décroît lorsque la vitesse $\dot{\varepsilon}$ croît.

- leur vitesse de propagation est beaucoup plus rapide (de l'ordre de plusieurs m/s).

E) Influence de la rigidité de la machine -

Si on appelle K_0 la rigidité de l'ensemble de traction (barres, mordaches, éprouvette), $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de traction, $\Delta \varepsilon$ l'écrouissage produit par le passage d'une bande, v la vitesse de déplacement de la bande et l le chemin parcouru par elle, la chute de contrainte du fait du passage de cette bande est :

$$\Delta F = l K_0 (\Delta \varepsilon - v_A / v) \quad (II)$$

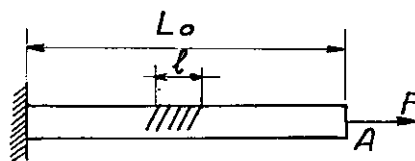


Fig. 8

1° - Si $K_0 = 0$, machine de rigidité nulle, on aura toujours $F = 0$ et une courbe à paliers (fig. 9, courbe A).

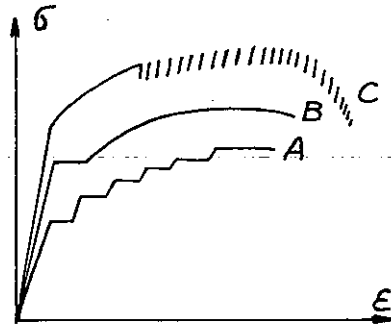


Fig. 9

2° - Si $K_0 \neq 0$, il y a 2 cas à distinguer :

a)
$$-\Delta \varepsilon = \frac{v_A}{v} = L_0 \frac{\dot{\varepsilon}}{v}$$

on a alors un état stationnaire dans lequel une bande parcourt l'éprouvette à la vitesse

$$v = \frac{L_0}{\Delta \varepsilon} \cdot \dot{\varepsilon}$$

C'est le cas de la bande de Lüders (fig. 9), courbe B ; tout se passe alors comme si l'éprouvette avait une rigidité nulle.

b)
$$-\Delta \varepsilon > L_0 \frac{\dot{\varepsilon}}{v}$$

On a alors une relaxation de l'éprouvette avec apparition des crochets répétés de Portevin-Le-Chatelier (fig. 9), courbe C.

F) Anomalies sur la résistance mécanique - instabilité mécanique -

On peut caractériser la résistance mécanique d'un alliage par sa charge de rupture R (kg/mm²), atteinte au maximum de la courbe de traction. Le comportement normal d'un alliage métallique veut que la charge de rupture décroisse si la température croît ou si la vitesse décroît.

Il se trouve que dans les intervalles de température (T_a , T_d), où le phénomène de Portevin existe, ces variations sont inversées :

R croît lorsque la température croît ou lorsque la vitesse décroît. (fig. 10).

Cette anomalie accompagne sans exception l'apparition des crochets sur les courbes : elle avait déjà été remarquée par BOULANGER (5) qui enregistrait des

courbes hachurées chaque fois que la contrainte pour un allongement donné était une fonction décroissante de la vitesse.

Nous retrouvons la déformation plastique par ondes de déformation comme manifestation d'instabilité mécanique.

Un modèle analogue a été proposé par DAVIDENKOV (6) pour expliquer, à partir de cette instabilité mécanique, l'apparition des crochets : une machine de traction étant schématisée par la fig. 11, où la vitesse de B n'est autre que la vitesse conventionnelle de traction v_0 , si F est la force de résistance à la déformation de l'éprouvette, l'équation du mouvement de M est :

$$\ddot{m}x = -kx + F \quad (\text{III})$$

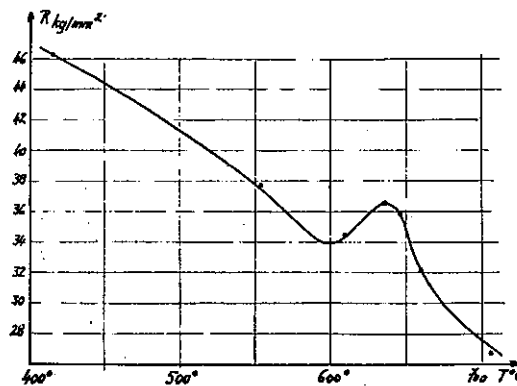


Fig. 10

Si maintenant on considère, un tapis roulant se déplaçant à une vitesse constante v_0 , (fig. 12) sur lequel se meut une masse m maintenue par un ressort de rigidité k , l'équation du mouvement de la masse M , en appelant F la force de frottement, n'est autre que l'équation (III).

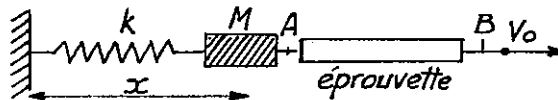


Fig. 11

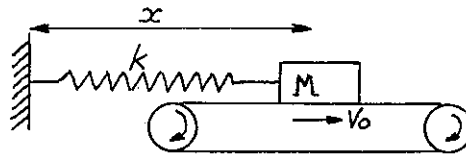


Fig. 12

L'analogie entre les diverses variables est la suivante :

- v_0 représente la vitesse du tapis et la vitesse de B (vitesse de traction)
- \dot{x} représente la vitesse de la masselote et la vitesse de A.
- $(v_0 - \dot{x})$ représente la vitesse relative de la masselote par rapport au tapis et la vitesse de déformation vraie de l'éprouvette AB.
- F , fonction de $(v_0 - \dot{x})$, représente le frottement et la résistance mécanique.

Dans tous les cas où la fonction $F(v_0 - \dot{x})$ passe par un minimum, l'équation (III) donne un mouvement de relaxation : pour les alliages en cours de traction, ce sont justement les cas d'instabilité où la charge de rupture est une fonction décroissante de la vitesse de déformation.

- II -

INFLUENCE DE L'ETAT STRUCTURAL SUR LE COMPORTEMENT DES ALLIAGES AU COURS DE LA TRACTION

Nous avons vu que des critères mécaniques pouvaient nous permettre de prévoir l'existence d'une déformation hétérogène par bandes : anomalies sur la charge de rupture, rigidités relatives de l'ensemble de traction et de l'éprouvette de traction, instabilité mécanique due à la présence d'hétérogénéités. En fait, ces critères dépendent essentiellement de l'état structural du métal étudié.

Des essais portant sur des alliages en substitution (comme Al-Mg, Al-Ag, acier inoxydable), et en insertion (comme Fe-C), sur des alliages susceptibles de vieillissement (comme Al-Cu, Al-Ag), comme sur des alliages sans vieillissement (Al-Mg), montrent avec évidence que leur état structural est bien le paramètre principal.

A) Les alliages qui ne vieillissent pas possèdent, en règle générale, des courbes hachurées dans une domaine donné de température et ceci quel que soit le

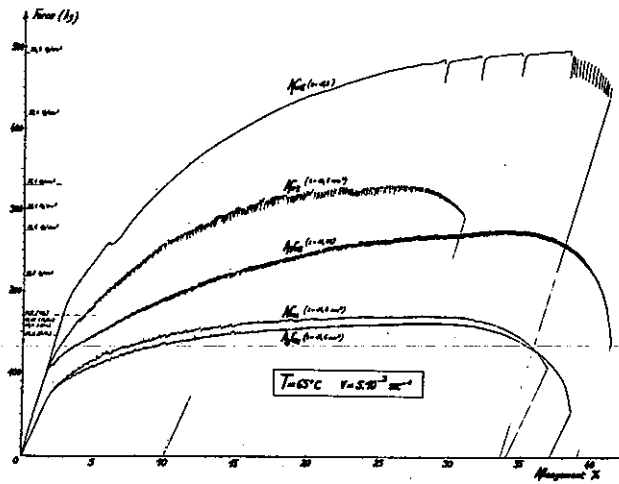


Fig. 13

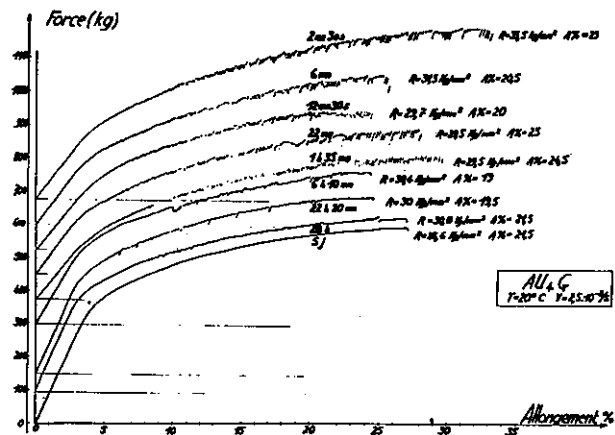


Fig. 14

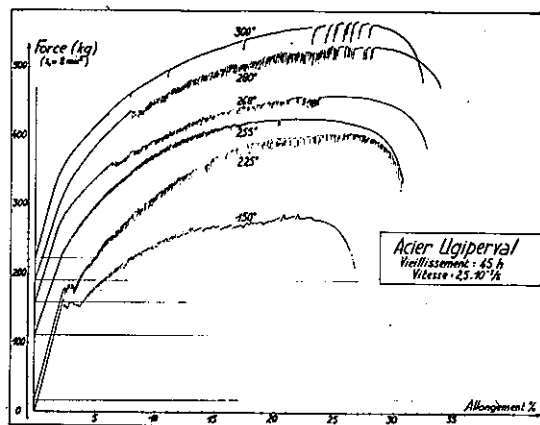


Fig. 15

temps de vieillissement ; la figure 13 en est un exemple sur des alliages d'Aluminium à diverses teneurs en magnésium.

Ce comportement a été étudié en détail par l'un de nous (7) (8). Du point de vue structural, ces alliages se trouvent toujours être des solutions uniques comme le révèle une étude, publiée par ailleurs, par microscopie électronique (9).

B) Le comportement des alliages susceptibles de vieillissement est plus complexe. Nos observations ont porté dans ce cas sur des alliages légers et sur des aciers à bas carbone et nous avons remarqué que l'effet Portevin n'existait que dans la 1^o phase du vieillissement pour les alliages légers (fig. 14 sur l'Aluminium à 4 % de Cuivre), alors qu'il existait toujours dans le cas des aciers (fig. 15).

Nous nous attacherons plus spécialement ici au cas de l'alliage léger d'Aluminium à 12 % d'Ag, pour lequel une étude poussée a été conduite au Laboratoire par des méthodes diverses simultanément : courbes de traction, courbes de dureté, rayons X, micrographies optique et électronique (10). Nous verrons plus tard le cas des aciers à bas carbone.

La microscopie électronique par coupes minces nous a permis de suivre l'évolution de l'alliage Al - 12 % Ag dans le temps : nous avons, pour diverses températures de vieillissement, étudié la répartition de la 2^o phase en cours de précipitation.

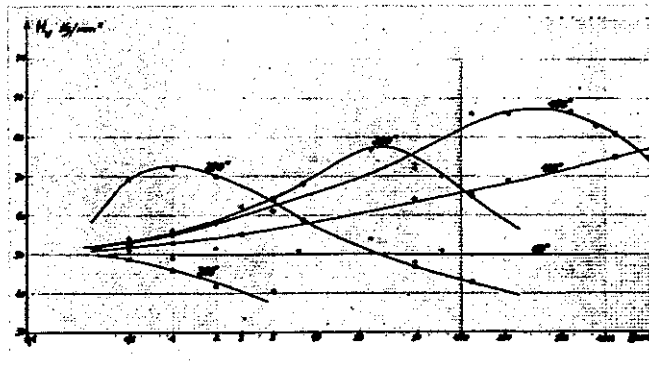


Fig. 16

Lorsque la précipitation est totale, cette 2^o phase est la combinaison γ -Ag₂Al, hexagonal ($c/a = 1,59$) ; son apparition ne se fait pas directement, mais après déformation, dissolution ou évolution d'une série de phases intermédiaires : d'abord des amas d'atomes (zones de Guinier-Preston), pour lesquels on parlera de pré-précipitation (leur taille est de l'ordre de 50 à 100 Å et elles n'ont pas de structure propre), puis les précipités γ -Ag₂Al qui ont la même composition que la phase γ_c définitive, mais des paramètres qui évoluent progressivement de telle façon que c/a passe de 1,63 à 1,59 (11).

Elles ont la forme de plaquettes dont la taille peut atteindre le micron.

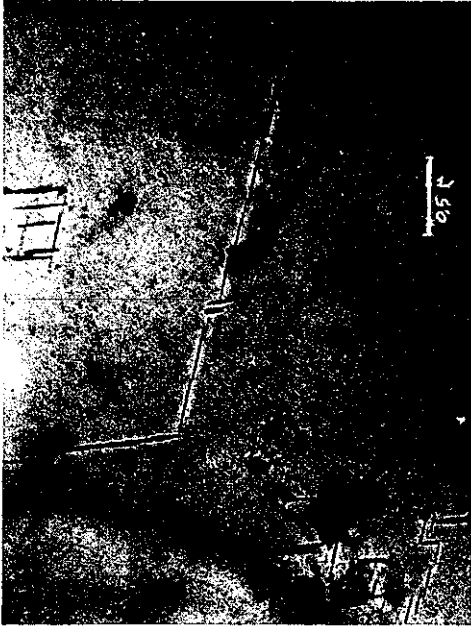


Fig. 18



Fig. 20



Fig. 17



Fig. 19

La figure 16 représente l'évolution de la dureté de cet alliage vieilli à diverses températures. Nous pouvons ainsi résumer les résultats obtenus :

Les courbes de traction sont hachurées pour les éprouvettes correspondantes aux parties croissantes des courbes de dureté. Ainsi pour un vieillissement à 150°C elles sont hachurées jusqu'à 720 h. de maintien à cette température ; les 2 micrographies électroniques des figures 17 et 18 montrent que l'alliage contient un grand nombre de zones de Guinier-Preston, avec apparition d'une petite quantité de plaquettes γ à 720 h.

Si le vieillissement se fait à 270°C, les hachures disparaissent des courbes de traction à partir de 2 h de vieillissement environ. La micrographie de la figure 19, correspondant à une courbe de traction hachurée, présente déjà beaucoup de plaquettes γ , mais les zones de Guinier ne sont pas toutes dissoutes, tandis que la figure 20 est prise sur une éprouvette ne présentant plus l'effet Portevin : il n'y a plus de zones mais uniquement des précipités γ .

On voit donc que l'écoulement plastique discontinu est à relier, dans ce cas, à la présence au sein de la solution solide, de zones de Guinier-Preston. On se rappelle que dans ce cas le durcissement croît avec la température : on doit donc conclure que les zones gênent le déplacement des dislocations avec d'autant plus d'efficacité que la température est plus forte.

Il n'en est pas de même des précipités γ qui se laissent très facilement cisailer par les dislocations comme le montre la figure 20 prise après un léger écrouissage : en traversant les plaquettes chaque dislocation laisse un plan de faute qui leur donne l'aspect strié qu'elles ont sur la micrographie.

A notre connaissance, aucune des théories proposées : effet Cottrell (12), effet Suzuki (13), effet Fisher (14) n'explique correctement ces résultats en fonction de la température et de la vitesse. Seule une idée de Kelly et Fine (15), qui étudient justement le cisaillement des zones par les dislocations, fait intervenir indirectement un effet durcissant fonction croissante de la température, et par conséquent, fonction décroissante de la vitesse. Ils trouvent un durcissement où

$$\sigma = \frac{n^{1/3} \cdot \Delta E}{b^2 d}$$

n est le nombre moyen d'atomes ségrégués dans les zones, ΔE l'énergie de réversion d'un atome de soluté (pour passer de la zone en solution), b le vecteur de Burgers et d la distance entre zones.

- III -

RHEOLOGIE DES ALLIAGES FERREUX

Les alliages ferreux constituent pour l'étude de la rhéologie des métaux à deux phases un champ d'application particulièrement vaste.

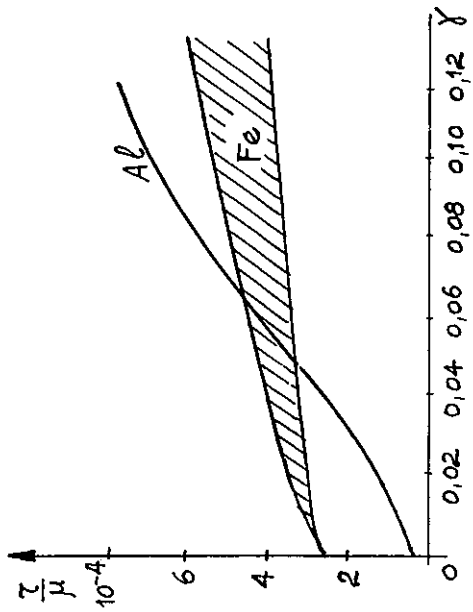


Fig. 21

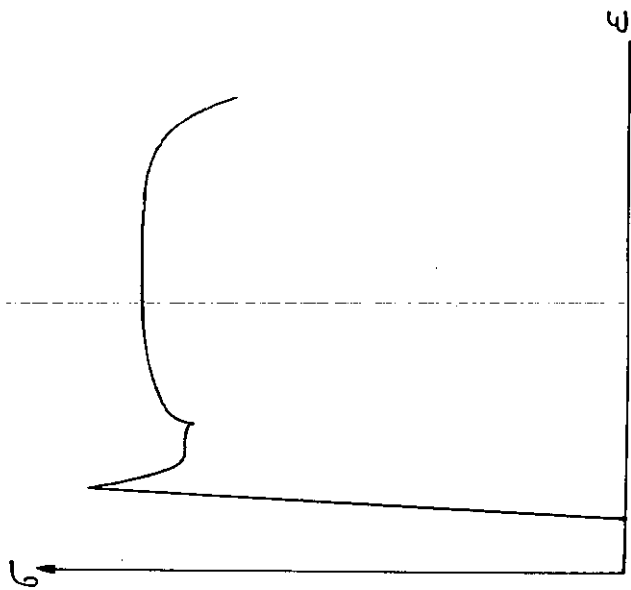


Fig. 22

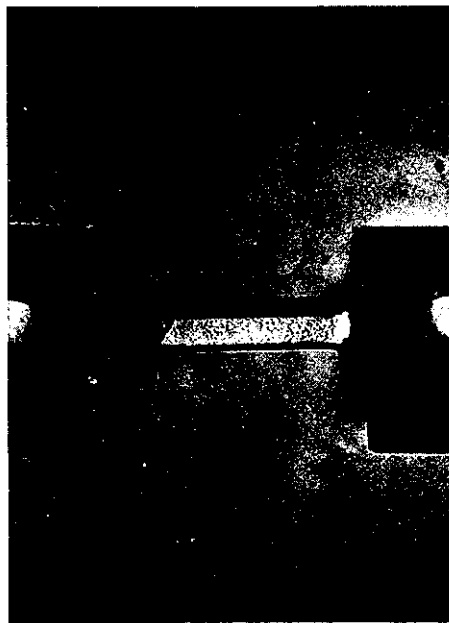


Fig. 23

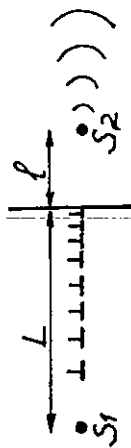


Fig. 24

En effet ces alliages sont le plus souvent caractérisés par la présence au sein d'une matière relativement homogène et ductile, d'une seconde phase généralement très dure et plus ou moins dispersée. La nature, la répartition et la configuration géométrique de cette seconde phase jouent un rôle important dans les mécanismes de la déformation et la détermination des propriétés macroscopiques du métal.

Un exemple est celui des fontes à graphites dans lesquelles une répartition du graphite sous forme de lamelles, d'amas, ou de nodules aura un effet totalement différent sur la malléabilité obtenue. Cependant les structures de ces alliages sont souvent très complexes, la présence de plusieurs éléments d'addition et le mode d'élaboration du métal ayant également un effet sur le comportement mécanique de la matrice elle-même.

Pour aborder cette étude nous envisagerons ici le cas d'alliages plus simples pour lesquels la matrice peut être considérée comme homogène, la seconde phase apparaissant sous forme extrêmement divisée mais n'en modifiant pas moins de façon importante les propriétés mécaniques du métal.

C'est en particulier le cas des alliages fer-carbone et fer azote. Afin de préciser cet effet, nous rappellerons d'abord quelques propriétés fondamentales de la déformation plastique du fer pur.

MECANISMES DE LA DEFORMATION PLASTIQUE DU FER PUR.

Le fer cristallisant dans le système cubique centré jusqu'à 900°C appartient de ce fait à la catégorie des métaux "durs" dont la limite élastique pour un mono-

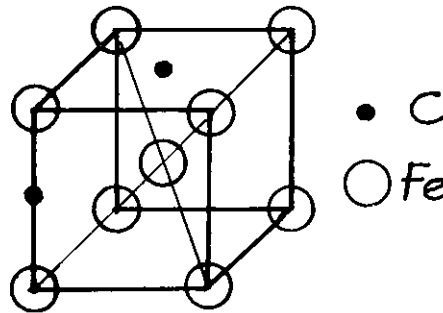


Fig. 25



Fig. 26

cristal se situe au delà de 1 kg mm^2 (16) ; les métaux "mous", tels que l'aluminium ont une limite élastique beaucoup plus faible et inférieure à $0,1 \text{ kg mm}^2$.

La figure (21), donnée par Jaoul (17), montre la différence entre les courbes de traction de monocristaux de fer et d'aluminium à températures équivalentes. Le fer présente une limite élastique bien définie et un taux de consolidation très faible par rapport à l'aluminium.

Un accroissement de la vitesse de déformation et une diminution de la température entraînent pour le fer une augmentation notable de la limite élastique sans modification appréciable de la consolidation (1).

Ces propriétés caractéristiques de la déformation du fer (limite élastique élevée et influence de la vitesse et de la température) sont attribuées au rôle prépondérant dans le fer (et les cubiques centrés en général) de la force de Peierls-Nabarro, ou force liée à la structure, s'opposant au déplacement des dislocations responsables de la plasticité. Le faible taux de consolidation du fer s'explique d'autre part par la multiplicité des systèmes de glissements possibles en zone par rapport à l'axe $\langle 111 \rangle$ de la maille élémentaire. Cette possibilité de glissements multiples se manifeste par la déformation de glissements "en tôle ondulée" et le passage aisé d'un système à un autre (glissements déviés).

La présence de joints de grains dans le fer polycristallin entraîne un accroissement de la limite élastique, sans changement notable de la consolidation (18). Mais lorsque le grain est suffisamment fin, la courbe de traction du fer polycristallin présente à la fin de la partie élastique une discontinuité plus ou moins marquée : chute de la charge, suivie d'un palier (fig.22). Cette discontinuité, appelée limite élastique supérieure (ou Yield point) dépend en fait considérablement des conditions expérimentales et également de la présence d'impuretés dans le fer. Le maintien de la charge à un niveau sensiblement constant le long du palier (limite élastique inférieure) est associé à la propagation sur l'échantillon d'un ou plusieurs fronts de déformation ou bandes de Pöborts-Lüders (fig.23). La limite élastique inférieure varie sensiblement linéairement en fonction de $d^{-1/2}$, d étant le diamètre moyen du grain, suivant la "loi de Petch" : $\sigma_0 = \sigma_i + k d^{-1/2}$; (19)

Cette relation met en évidence deux termes caractéristiques : σ_i équivalent à une force de frottement, et k souvent appelé terme de "déblocage".

Cottrell a donné une première justification théorique de la loi de Petch, fondée sur la théorie des empilements (20). Si L représente la distance sur laquelle s'effectue un empilement de dislocations émises par une source S , et l la distance à une source voisine S' (fig.24), σ_a étant la contrainte appliquée, la contrainte effective en S' sera :

$$\sigma_{s'} = (\sigma_a - \sigma_i) \cdot \left(\frac{L}{l}\right)^{1/2}$$

 (1) Nous ne traiterons pas ici le cas des vitesses très élevées ni des basses températures où les mécanismes sont très différents en raison du mûlage.

La source S' émettra de nouvelles dislocations lorsque σ_s , aura atteint une valeur critique, c'est-à-dire lorsque $\sigma_a = \sigma_0$, d'où $k = \sigma_s \times l$.

Nous verrons que la présence d'éléments d'addition et d'une seconde phase aussi divisée soit-elle, agit de façon extrêmement importante sur la valeur de ces deux termes.

Louat (21) a proposé une théorie sensiblement différente en admettant que les arcs de dislocations courbés par la contrainte appliquée se libèrent pour une valeur critique de celle-ci. La théorie de Louat admet implicitement la présence des impuretés et leur effet fondamental dans la détermination de σ_c .

Crussard (22) a montré récemment que la relation de Petch pouvait être obtenue d'une toute autre façon en écrivant le bilan énergétique entre le travail effectué au palier, une énergie intracrystalline U_i et une énergie de joints U_j . Le travail $\sigma \epsilon_p V$ étant égal à $U_i + U_j$, on en déduit aisément la relation de Petch. Mais la présence d'impuretés et d'une seconde phase affectera également la valeur de $U_i + U_j$.

L'expérience montre effectivement qu'une quantité très faible de carbone ou d'azote suffit à modifier considérablement les caractéristiques de la déformation plastique du fer, en particulier sa limite élastique et son allongement pour cent.

La très faible solubilité de ces éléments dans le fer provoque en effet aux températures usuelles la formation de précipités très fins de différentes natures et de formes géométriques diverses.

Le comportement mécanique des alliages fer-carbone et fer azote est alors déterminé en grande partie par le mode de répartition du carbone et de l'azote au sein du métal.

- Influence du carbone et de l'azote sur la déformation plastique du fer -

Le carbone et l'azote peuvent être présents dans le fer sous différentes formes :

- 1° - atomes en position intersticielle dans le réseau (fig. 25)
- 2° - groupements d'atomes situés en particulier le long des dislocations (fig. 26).
- 3° - précipités (Fe_2C , $Fe_3C...$) dont la configuration (dendrites, plaquettes, ...) dépendent des conditions de précipitation.

A chacune de ces formes, correspondent des caractéristiques mécaniques et des modes de déformation différents.

Les figures (27), (28), (29) montrent quelques exemples de courbes de traction obtenues avec un alliage fer-carbone à 0,014 % de carbone en poids, pour trois états structuraux distincts :

- a) - métal maintenu quelques minutes à 720°C et refroidi rapidement (fig. 27),
- b) - métal écroui de 6 % à l'ambiante (fig. 28),

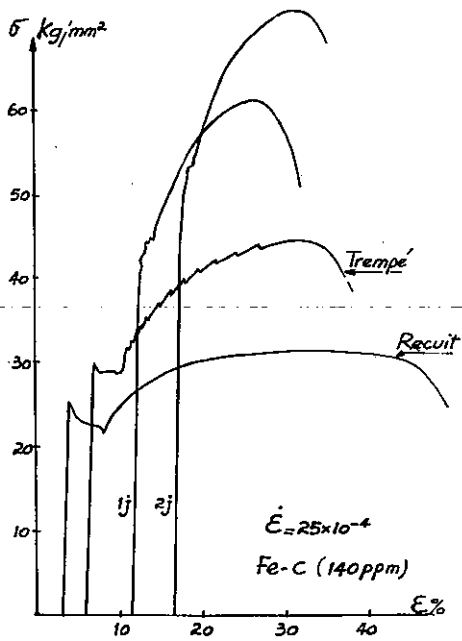


Fig. 27

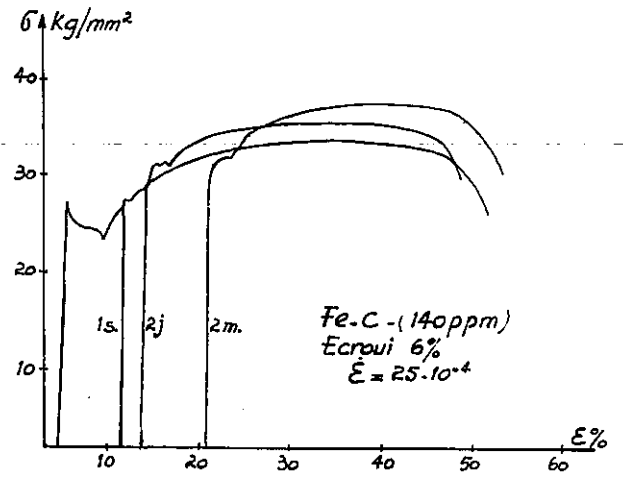


Fig. 28

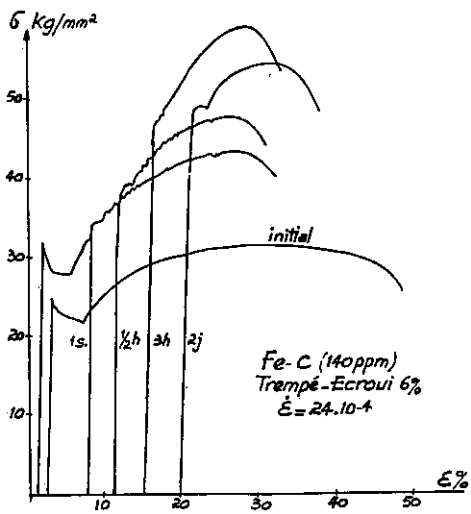


Fig. 29

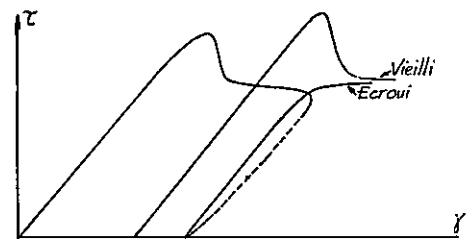
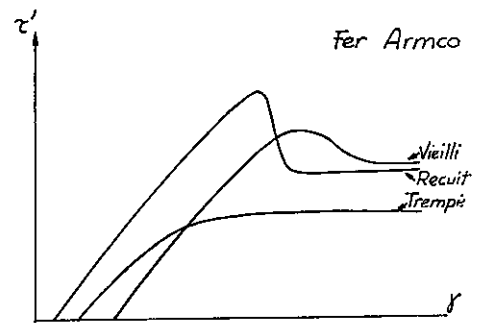


Fig. 30

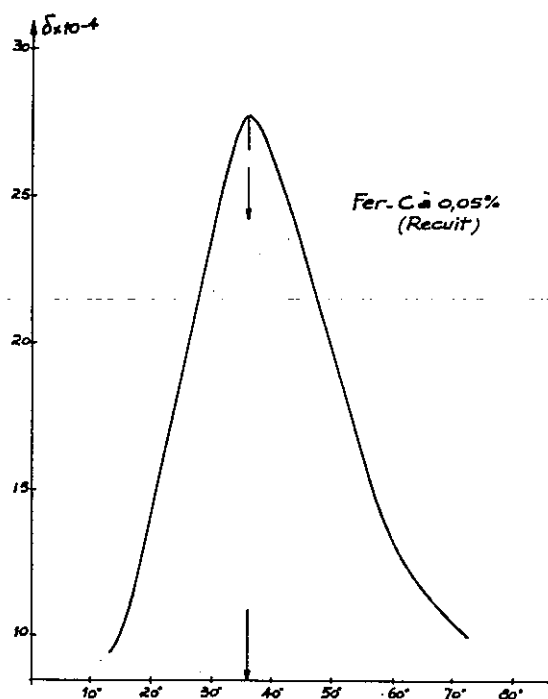


Fig. 30

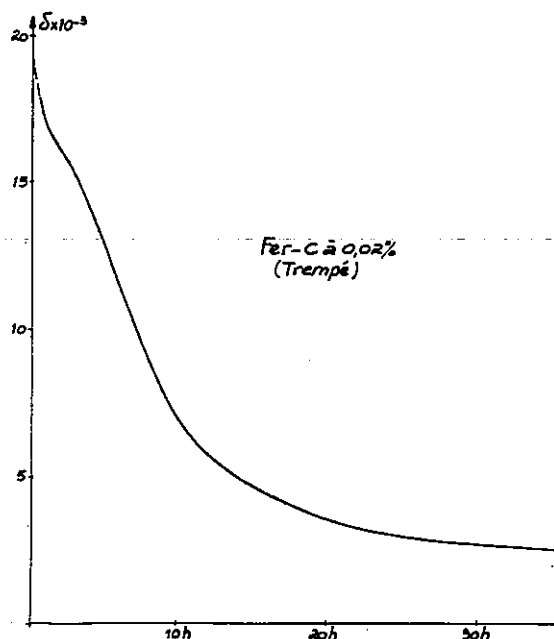


Fig. 31

On observe dans les trois cas une modification importante des caractéristiques mécaniques par rapport au métal initialement recuit, et une évolution dans le temps de ces caractéristiques et de la courbe effort-déformation.

La fig. (30) montre de la même façon l'influence de la structure du métal sur les courbes de torsion continue obtenues avec du fer armco à faible vitesse - (24).

Un autre aspect de l'influence des éléments d'addition et de la formation d'une seconde phase sur le comportement mécanique du fer est l'évolution de la capacité d'amortissement (ou frottement intérieur) des alliages fer carbone et fer azote en fonction de la température. La fig. (31) représente l'évolution de l'amortissement obtenue en oscillations libres à 1 cycle par seconde entre 15 et 80°C avec un fer-carbone à 0,02 %. La présence d'un "pic" d'amortissement à 36°C, ou effet Snoek est due aux sauts des atomes de carbone d'un site à un autre du réseau sous l'effet des sollicitations alternées. La hauteur du pic étant sensiblement proportionnelle à la quantité d'atomes en solution, la mesure de l'amortissement au pic permet de suivre l'évolution de la solubilité en fonction de la température en relation avec la variation des propriétés mécaniques observées. La figure (32) représente l'évolution de l'amortissement à 30°C après refroidissement rapide depuis 720°C, sur un alliage fer-carbone à 0,02 % (26).

Cette méthode et également la mesure de la résistante électrique et l'observation au microscope électronique sur lames minces permettent de caractériser la contribution fondamentale du carbone et de l'azote, soit à l'état dissous (phase unique), soit à l'état de précipités (seconde phase) ou d'amas sur les mécanismes de déformation du métal.

Dans le premier cas (métal refroidi rapidement depuis 720°C), les atomes de carbone ou d'azote en positions interstitielles dans le réseau distordent celui-ci et créent des tensions internes qui freinent le mouvement des dislocations. La force de frottement σ_i de la loi de Petch varie en effet de façon à peu près linéaire en fonction de la concentration totale en carbone et azote dissous (27).

On remarque sur la fig. (27) l'existence aussitôt après trempe de petites discontinuités sur la courbe de traction au-delà du palier élastique. Ces discontinuités sont attribuées à l'effet Snoek c'est-à-dire au réarrangement des atomes dissous au voisinage immédiat des dislocations lors de leur déplacement. Ce même effet provoquerait la réapparition pratiquement immédiate d'une limite élastique supérieure sur le métal trempé écroui.

Au cours d'un maintien isotherme après trempe, entre 20° et 200° C par exemple, la structure du métal évolue et cette évolution appelée vieillissement s'effectue en plusieurs étapes. La répartition de la déformation au voisinage des dislocations entraîne d'abord la formation de "nuages" d'atomes de carbone ou d'azote le long des dislocations selon le mécanisme proposé par Cottrell et Bilby, les atomes dissous ayant tendance à venir se placer dans les régions dilatées du réseau initial (34). Cette diffusion à courte distance intéresse un nombre d'atomes assez faible et provoque l'augmentation simultanée de la limite élastique et de la déformation au palier au cours des premières minutes.

Lorsque les dislocations sont saturées, la diffusion des éléments en sursaturation au sein de la matrice se poursuit et entraîne la formation de précipités très fins dont la nature initiale est encore discutée. Les précipités extrêmement fins au début jouent le rôle d'obstacles par rapport aux dislocations libérées de leurs nuages, d'où une nouvelle augmentation progressive de la limite élastique seule et de la consolidation. Les observations faites au microscope électronique semblent montrer qu'aux températures peu élevées, les précipités se formeraient à la fois dans la matrice et sur les dislocations. Par contre, à température plus élevée, les précipités se formeraient surtout aux joints et sur les dislocations (28 (29)). D'autre part, la nature même des précipités change selon la température.

Pour des températures suffisamment élevées et des temps de maintien suffisamment longs on observe une coalescence des précipités qui entraîne une diminution de la consolidation à la fin du vieillissement. Les mêmes étapes se retrouvent sur le métal trempé écroui (fig. 29) mais l'écrouissage a pour effet d'accélérer considérablement le vieillissement et de favoriser d'autre part la précipitation sur les dislocations, (30) (31) (32) (33).

Différentes théories ont été proposées en vue d'obtenir une expression de la limite élastique et du taux de consolidation en fonction du nombre d'atomes se-

grégés d'une part, de la densité de précipités et du nombre de dislocations d'autre part. Selon Orowan (36), la contrainte T nécessaire pour courber les dislocations entre deux précipités distincts de d serait de la forme $\tau = \tau_0 + \alpha G \frac{b}{d}$, τ_0 étant la contrainte nécessaire pour déplacer une dislocation en l'absence de précipités, α une constante de l'ordre de 1, et G le module de cisaillement de la matrice. Mais la répartition des précipités est loin d'être uniforme et il faudrait distinguer la part des précipités formés sur les dislocations et ceux formés dans la matrice. Il est donc difficile de donner à d une valeur convenable.

Ansel et Lenel admettent que le métal cède lorsque la contrainte due aux empilements de dislocations est suffisante pour déformer plastiquement les précipités (37). Dans ce cas on aurait une limite élastique σ_e de la forme :

$$\sigma_e \sim \sqrt{\frac{GbG^*}{2dc}}$$

où G^* est le module de cisaillement d'un précipité et c une constante liée à la perfection du réseau. Mais on observe en fait peu d'empilements de dislocations et la nature des précipités change selon les conditions de précipitation (température, densité des dislocations).

Il est vraisemblable que les différents mécanismes de blocage des dislocations proposés se superposent, certains prenant peut être une importance prépondérante aux dépens des autres dans un intervalle donné de température ou de vitesse de déformation. Ceci explique pourquoi il est difficile d'obtenir une expression unique de la contrainte en fonction de tel ou tel type de schéma envisagé.

- CONCLUSION - Cette étude très incomplète du comportement mécanique de quelques alliages à deux phases choisis parmi les mieux connus et les plus simples montre la complexité des phénomènes mis en jeu. Aux difficultés consécutives à la présence des joints de grains dans les métaux purs et à la désorientation cristalline, s'ajoute ici l'hétérogénéité du champ des contraintes due à la présence des atomes dissous, d'amas ou de précipités, et à l'interaction entre ceux-ci et les défauts du réseau. Dans certains alliages, la déformation elle-même peut provoquer un changement dans la nature des phases. Une déformation après vieillissement provoque, par exemple, une remise en solution partielle du carbone et de l'azote dans les alliages étudiés ci-dessus. On sait d'autre part que les aciers à 18 % de nickel et 8 % de chrome, ou à 12 % de Mn initialement austénitiques peuvent devenir martensitiques par écrouissage.

Tous ces mécanismes sont à l'origine des difficultés que l'on rencontre à établir une expression mathématique de la plasticité des métaux, le mode de déformation d'un métal étant en fait lié à toute son histoire et étant susceptible d'évoluer, non seulement d'un métal à l'autre, mais pour un métal donné selon sa structure considérée à une échelle extrêmement petite.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) LUDERS - Dingler's Polytechn. Journ. 1854.
- (2) L. HARTMANN - "Distribution des Déformations dans les métaux soumis à des efforts" Ed. Berger-Levrault Paris 1896.
- (3) MONFORT - Thèse d'Ingénieur -Docteur - Poitiers -
- (4) A. NADAI - Plasticity - Ed. Mc Graw Hill - 1931 - p. 86 à 123.
- (5) C. BOULANGER - Rev. Métall. XLVII, 7, 1950, p. 547 à 557.
- (6) N.N. DAVIDENKOV - Cinétique de la formation de hachures sur les courbes de traction - "Physics of Metals".
- (7) J. CAISSO - Rev. Métall. LVI, n° 3, 1959, p. 237 à 246.
- (8) J. CAISSO et J. MICARD - Rev. Métall. LVII, n° 1, 1960, p. 57 à 61.
- (9) M. DESBORDES, M. FUMERON, J. CAISSO - Communication au Congrès de la Sté. Fse de Métallurgie - Février 1963.
- (10) M. FUMERON, E. DEDIEU, J. CAISSO - Communication aux Journées d'Automne de la Sté de Métallurgie - Octobre 1962.
- (11) R.B. NICHOLSON et J. NUTTING, Act. mét. 9, 332 (1961).
- (12) A.H. COTTRELL - Report of Conference on Strength of solids. 1947, Bristol.
- (13) H. SUZUKI - Sci. R.I.T.U. A4, 5, 1952, p. 455 - 463.
- (14) J.C. FISHER - Act. Mét. 2, Janvier 1959, p. 9-10.
- (15) A. KELLY - M.E. FINE Act. Mét. 5, 365, (1957).
- (16) Mac LEAN - Méchan. Properties of Metals - (John Wiley & Sons - 1962).
- (17) B. JAOUL - Journal of the Mec. and Phys.of Solids - 9 - 1 - 1961.
- (18) B. JAOUL - Journal of the Mec. and Phys. of Solids - 9 - 2 - 1961.
- (19) N.J. PETCH - J. Iron Steel Inst. 174, 25 (1953).
- (20) A.H. COTTRELL - Report Conf. on Strength of Solids (1947).
- (21) N. LOUAT - Proc. Phys. Soc. B (1956) - 69 - 454 et (1958) 71, 444.
- (22) C. CRUSSARD - 6° Coll. de Métall. C.E.N. Saclay - (1962).
- (23) P. MAZOT - J. de FOUQUET - Labo de Métall. Poitiers (étude en cours).
- (24) M. LEVASSEUR - J. de FOUQUET - Labo. de Métall. Poitiers (études en cours).
- (25) J.L. SNOEK - Physica 6 - n° 7 - (1939).

- (26) J. de FOUQUET - J.P. VILLAIN - Mém.Sc.Rev.Métallurgie - LIX - n° 4 (1962).
- (27) A. CRAKNELL et N.J. PETCH - Acta Met. 3 - 186 (1955).
- (28) W.C. LESLIE - Act. Métall. 9. II - 1962.
- (29) A.S. KEH et A.H. WRIEDT - Trans. of the AIME 224. 3. 1962.
- (30) DV. WILSON et B. RUSSEL - Acta mét. 7 - 628 - (1959).
- (31) DV. WILSON et B. RUSSEL - Acta mét. 8 - 36 - (1960).
- (32) DV. WILSON et B. RUSSEL - Acta métal. 8 - 468 - (1960).
- (33) J. BELLOT - P. RICHARD - E. HERZOG - Rev. mét. LIX - 6 - 425 - (1962).
- (34) A.H. COTTRELL et B.A. BILBY - Proc. Phy. Soc. A-62 - 49 (1949).
- (35) R.H. DOREMUS - E.F. ROCH - Trans. of the AIME - 218 -591 - (1960).
- (36) E. OROWAN - Symp. on Intern. Stress in Metals and Alloys p. 451 (1948).
- (37) C.S. ANSELL et F. V. LENEL - Act. Met. 8 - 612 - (1960).



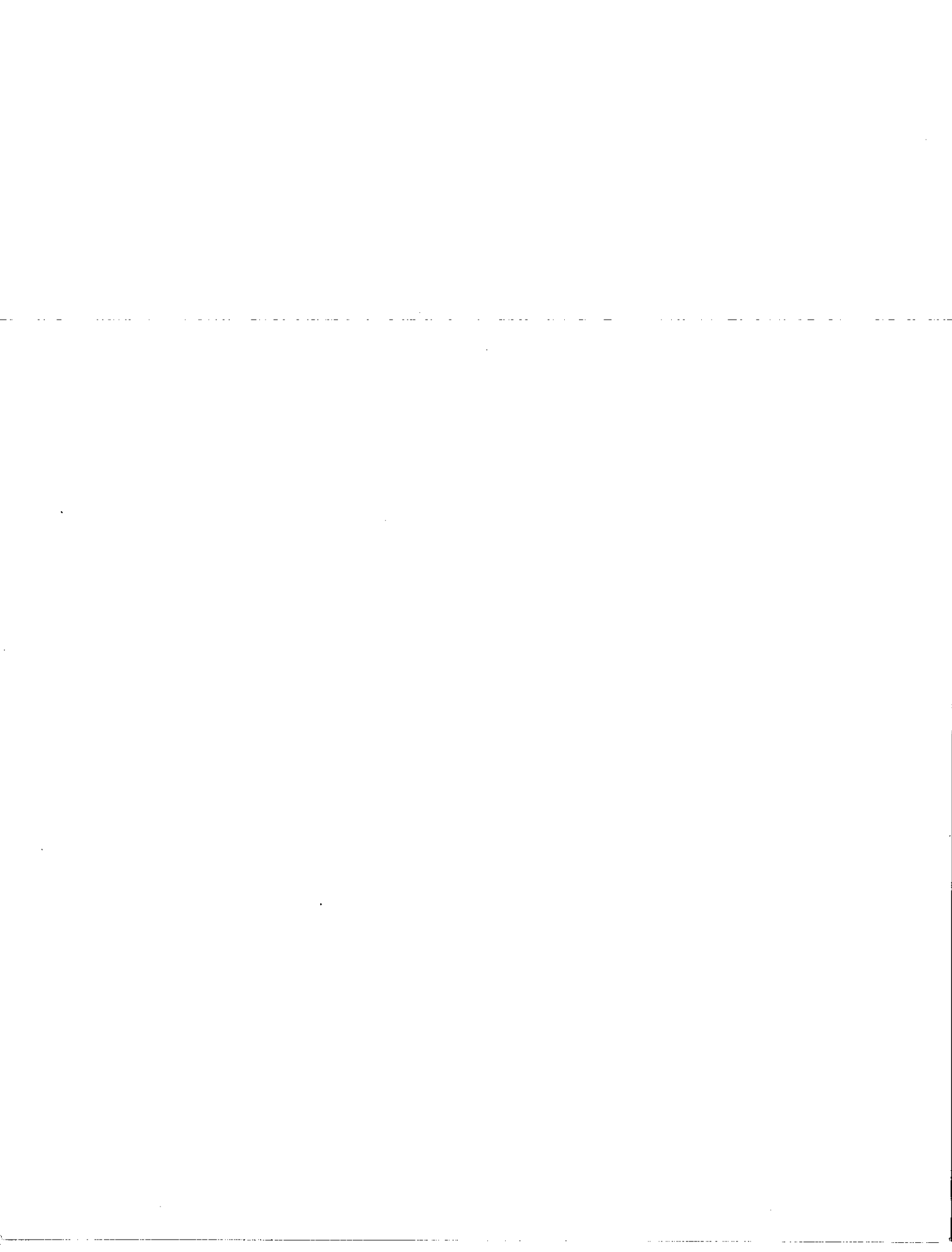
APPAREILLAGE

Le rhéogoniomètre Weissenberg est maintenant fabriqué par la firme Farol Research Engineers Ltd, North Bersted, Bognor Regis, Sussex, Angleterre, et vendu au prix de 1650 £ (accessoires non compris pour l'entraînement en mouvement alternatif, la mesure de la force normale, le fonctionnement à température élevée).

L'appareil est du type cône-plan, il permet d'étudier l'intervalle de viscosité : 0,005 à 10 poises et de température - 30°C à + 400°C, d'opérer en atmosphère inerte et d'effectuer des mesures de relaxation.

Il est livré en 2 versions, avec des moteurs tournant à des vitesses différentes ; l'un à 1500 t/min. ; l'autre à 3000 t/min.

Avec la deuxième version, on peut couvrir un domaine de gradient de vitesse de cisaillement plus étendu, de $1,4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à $18 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$.



NOTE BIBLIOGRAPHIQUE

PHYSIQUE DES EXPLOSIFS SOLIDES

J. BERGER

J. VIARD

Ingénieurs en Chef des Poudres
détachés auprès du Commissariat à l'Énergie Atomique

Préface de Y. ROCARD

Professeur à la Faculté des Sciences de Paris
Directeur du Laboratoire de Physique de l'École normale supérieure
Membre du Comité de l'Énergie Atomique

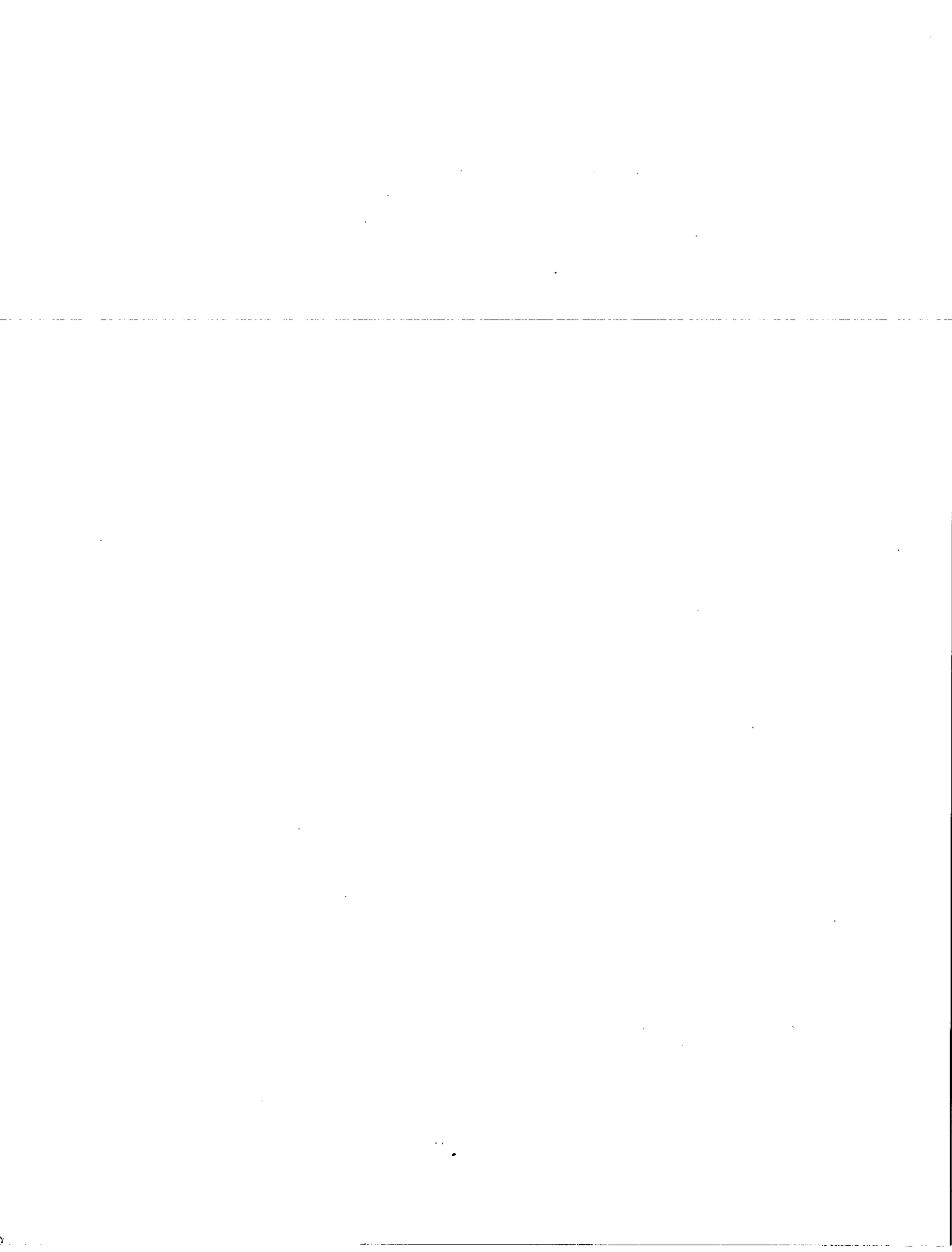
La connaissance des phénomènes explosifs apparaît souvent comme un domaine mystérieux réservé à quelques initiés, sans doute parce que leur étude ne peut se faire, pour des raisons évidentes de sécurité, que dans des laboratoires spécialisés et peu nombreux. Cet ouvrage récemment publié chez DUNOD (1) a pour but de montrer combien cette étude, tributaire de l'amélioration des techniques générales, est liée aux disciplines classiques et surtout d'essayer de faire le point des connaissances actuelles dans un domaine en pleine évolution.

Pour ce faire, les auteurs ont rattaché les théories actuelles sur les chocs et les détonations aux éléments de thermodynamique, de mécanique des fluides ou de physique du solide que tout étudiant en sciences se doit de posséder avant de se spécialiser. Les appareils de mesure particuliers à ce domaine de la recherche ont été traités du point de vue de leur principe bien plus que dans leurs détails de réalisation.

Enfin, une bibliographie très complète permettra de satisfaire les curiosités que certaines omissions volontaires ou non, auraient pu éveiller.

Les ingénieurs, élèves ingénieurs, étudiants désireux de se familiariser avec les techniques de mesure des phénomènes ultra-rapides et d'appliquer leurs connaissances de thermodynamique, de mécanique des fluides, d'électronique, d'optique, à l'étude des ondes de choc et de détonation, tireront le plus grand profit de la lecture de ce livre.

(1) DUNOD - Editeur - 92, rue Bonaparte - PARIS 6ème
344 pages 16 25, avec 135 figures. 1962.
Relié toile sous jaquette 74 NF



FICHES BIBLIOGRAPHIQUES

Y. ADDA, M. BEYELER, A. KIRIANENKO et Mlle F. MAURICE
Détermination des diagrammes d'équilibre par diffusion à l'état solide.

Mémoires Sci. Rev. Metallurg. - N° 9 - Sept. 1961 - p. 716/24

La méthode généralement utilisée pour établir les diagrammes d'équilibre d'alliages binaires, consiste à explorer ces diagrammes par sections verticales, c'est-à-dire en considérant la température comme seule variable. Des études antérieures sur la diffusion en système polyphasé semblaient indiquer que dans certains cas les concentrations aux limites de phases ne correspondaient pas au diagramme d'équilibre. Mais il n'était pas possible alors de savoir avec certitude si ce phénomène était dû à un écart à l'équilibre thermodynamique ou plus simplement aux imprécisions. Il est difficile de prévoir d'une manière précise dans quelles conditions la diffusion à l'état solide conduira à la formation de phases en équilibre thermodynamique. Il est possible que la diffusion à l'état solide conduise à la formation de phases en équilibre si leur germination est facile et leur croissance n'engendre pas de tensions internes importantes.

H. BORCHERS et M. KAINZ

Influence du stockage à froid sur le vieillissement par durcissement structural.

Zeit. für Metallkunde - N° 10 - Octobre 1961 - p. 685/24

Les auteurs ont étudié la manière dont un vieillissement préalable entre -195° et 30°C peut affecter le durcissement ultérieur par dispersion des alliages Al-Zn-Mg, Al-Mg-Si, Pb-Sb, Fe-C et Fe-N. Les essais de durcissement par dispersion sur les Al-Mg-Si ont compris des déterminations de dureté après trempe, après un prévieillissement entre -50°C et $+20^{\circ}\text{C}$. Une maturation courte aux basses températures et à température ambiante accélère et intensifie le vieillissement aux températures élevées. Ce dernier est cependant retardé par une lente maturation à température ambiante. On peut suivre les réactions à basse température au moyen de mesures électroniques.

J. CALVET, H. MARTINOD et Mme C. RENON

Influence des traitements thermiques et des additions sur les caractéristiques mécaniques d'un alliage d'aluminium contenant 6 % de zinc et 2,7 % de magnésium.

(Comm.prés. aux Journ.Métallurg. d'Automne de la Soc. Fse de Métallurgie, Paris, Octobre 1960)

Mémoire Sci.Rev.Métallurg. - n° 11, Nov. 1961 - p. 853/62

Aucun des moyens mis en oeuvre, sauf le revenu à basse température inapplicable industriellement, n'a permis d'obtenir une amélioration importante de l'allongement de rupture des alliages de base Al-Zn-Mg-Cu. Les constructeurs devront s'accommoder de l'allongement inférieur à 14 % habituel dans ces alliages sous forme de tôles. C'est d'ailleurs la valeur que l'on obtient en règle générale dans les alliages d'Al revenus à leur maximum de dureté à température inférieure à 200°C environ. En construction aéronautique, les alliages réfractaires dont l'emploi est maintenant envisagé sont encore plus déficients à ce point de vue à l'état revenu que les AZ5GU.

L. DIJKEMA

Résistance au choc d'objets moulés en polyéthylène.

Kunstst. - Nov. 1961 - 703 - 4 p. -

Au cours du moulage par injection de polyéthylène haute pression, l'écoulement provoque une orientation qui entraîne la fragilité du matériau. Cet inconvénient peut être supprimé par additions de petites quantités de polyéthylène basse pression avec mélangeage intensif.

J.A. DUNSBY

Effet de la durée des caractéristiques de fatigue à température ambiante sur la résistance à la traction de l'alliage d'aluminium Alclad 24S-T

(Rapport PB 152.785, 24 p., 8/8/60)

rés.Light Metals Bull. - n° 18, 30/8/61 - p. 955

On décrit des essais au cours desquels des éprouvettes d'alliages d'Al24S-T ont été maintenues à des températures de 205°C ou 149°C entre 1 h 1/2 et 100 h avant de procéder à des essais de pliage alternés ou à des essais de résistance à la traction. Les propriétés physiques du matériau changent radicalement avec ces traitements et on peut établir une corrélation entre les variations de durées et de températures en utilisant le paramètre de Larson-Miller.

R.J. DURHAM

Propriétés mécaniques d'alliages d'aluminium pour le transport à basse température de gaz liquéfiés.

Aluminium (Allemagne) n° 12 - Décembre 1961 - p. 792/801

L'emploi des gaz liquéfiés, par exemple méthane ou oxygène s'étant accru toujours davantage, quelques alliages d'aluminium se sont révélés être des matériaux convenant bien pour la construction de réservoirs fixes, de citernes ou encore d'installation de liquéfaction. Recherches sur ces alliages concernant leur résistance au fissurage et leurs autres propriétés mécaniques à température ordinaire et à -196°C . Dans le domaine de 10 à 50 mm d'épaisseur, la résistance à la fissuration de tous les alliages examinés est indépendante de l'épaisseur ; 2) les alliages AlMg5 ne présentent une tendance à la fissuration qu'après avoir subi un fort allongement ; 3) la résistance à la traction et l'allongement sont plus élevés à -196°C qu'à $+20^{\circ}\text{C}$. 4) la résistance aux flexions alternées de soudures sur profilés plats en alliage AlMg5 est de 60 à 70 % plus élevée à -196°C qu'à $+20^{\circ}\text{C}$

N.H. FAHEY

Effets des variables dans l'essai Charpy par choc.

Materials Research & Standards - N° 11, Novembre 1961 - p. 872/76

Lorsqu'on compare les valeurs d'essais par choc Charpy de divers chercheurs, on constate souvent des différences du simple au double. L'auteur montre que de nombreuses causes peuvent être à la base de ces différences : installation négligée de la machine d'essai, fixation insuffisante, frottement excessif de pièces mobiles comme l'axe du pendule, l'insuffisance de jeu entre les extrémités de l'éprouvette et les supports latéraux, éprouvettes mal usinées, etc. Il insiste sur la nécessité d'éprouvettes standards précises et bien usinées et sur le soin apporté au montage.

V.M. GLAZOV

Construction de la courbe Solidus par la méthode de mesure de la micro-dureté

Izv.SSRR Tek.M.T. 1961, N° 4 p. 39-42 - 11 réf.

Mise au point d'une méthode par mesure de micro-dureté sur des grains qui ont cristallisé à l'état d'alliages non équilibrés. Exemple sur Al-Cu et Al-Si. Les résultats donnés par cette méthode concordent avec ceux donnés par d'autres méthodes. Construction de la courbe d'équilibre du solidus pour le système Bi-Sb.

W.E. GLOOR

Propriétés et utilisations de polyéthylène haute densité de poids moléculaire très élevé.

Modern Plastics - N° 3 - Novembre 1961 - p. 131/136 à la p. 221

Examen des propriétés suivantes : viscosité, moulage par compression, résistance aux chocs et à l'abrasion, dureté. Utilisations : appareillages mécaniques, engrenages, garnitures de joints, prothèse.

C. GOUX

Etude de la structure et des propriétés des joints de grains à l'aide de bicristaux orientés en aluminium pur. - à suivre.

Mémoires Sci. Rev. Métallurg. n° 9 - Septembre 1961 - p. 661/76

L'influence surprenante de certaines impuretés à l'état de traces fait peser sur les résultats expérimentaux obtenus à l'aide de métaux insuffisamment purifiés une lourde hypothèse et désigne les métaux dits "de zone fondue" comme matériaux de référence indispensables. Les problèmes d'ordre cristallographique ont suscité la préparation de gros cristaux métalliques. Le rôle des états de surface a été mis en évidence : grâce au polissage électrolytique, il est possible d'obtenir des surfaces vierges de tout écrouissage et de toute souillure.

L'étude comprend quatre parties :

- I - Relations d'orientation définissant géométriquement un joint de grains.
- II - Préparation des bicristaux orientés.
- III - Ségrégation intergranulaire des impuretés.
- IV - Structure des joints de grains.

G. HENRY, J. PLATEAU, W. WACHE

Quelques essais relatifs à la rupture à froid et à chaud d'alliages 80 Ni-20 Cr au titane et à l'aluminium. Influence d'une addition de bore.

Mémoires Sci. Rev. Métallurg. - N° 10 - Oct. 1961 - p. 793-807

La présence de bore dans les alliages 80 Ni-20 Cr entraîne pour des échantillons ayant subi un traitement de mise en solution suivi d'un revenu durcissant ; une diminution de l'allongement de rupture à basse température, une amélioration des propriétés à chaud. L'examen au microscope électronique des précipités intergranulaires montre que les carbures du type $M_{23}C_6$ qui précipitent par revenu à 710°C sont plus étendus dans les coulées contenant du bore que dans celles qui n'en contiennent pas. Dans un alliage contenant un précipité intergranulaire : a) à froid, il peut apparaître une fragilité intergranulaire si des fissures s'amorcent sur les précipités, au cours de la déformation ; b) à chaud, les fissures peuvent s'amorcer par rassemblement de lacunes à l'interface précipité-matrice. Dans le cas des alliages étudiés on observe une fragilité intergranulaire à froid qui est bien du type (a) et les fissures à chaud s'amorcent à l'interface précipité matrice (b).

R.H. JOHNSON et R.W.K. HONEYCOMBE

La structure et le traitement thermique de quelques alliages thorium-zirconium.

Journ. of Nuclear Materials - N° 3 - Août/sept. 1961 - p. 295/310

Le durcissement du Th- par du Zr (en solution solide) a été démontré, bien que l'accroissement de la dureté lors du vieillissement de la solution solide sursaturée soit très faible. L'examen micrographique indique qu'il y a en général précipitation discontinue. Parmi les alliages étudiés, les plus prometteurs sont ceux dont la composition correspond à l'extrémité riche en thorium de la solution

solide bêta, existant au-dessus de 1000°C, après que l'alliage ait été soumis à un traitement thermique. La solution solide bêta se transforme par trempe ; le revenu des alliages trempés produit une structure plus stable aux propriétés mécaniques favorables. On a étudié également la transformation isotherme de la solution bêta et on a établi la relation temps-température-transformation pour l'alliage contenant 39 atomes % de Zr. Le produit de transformation est principalement lamellaire ce qui permet de prévoir que sa résistance à la traction sera élevée.

I.R. KRAMER

Etude des effets des films superficiels sur les propriétés mécaniques des métaux.

Rapport 171.150 - 34 p. - Juillet 1960 ; rés. Light Metals Bull. - N° 18 - 30/8/61 - p. 953

On montre que par l'enlèvement de la couche superficielle de monocristaux d'Al, au cours de la déformation, on affecte la résistance mécanique et l'on a constaté un phénomène de dislocation quand on élève rapidement la quantité de métal enlevé pendant la déformation mécanique. Des cristaux d'Al déformés et immergés dans des solutions contenant des surfactants réagissent avec eux pour former des savons métalliques.

J.R. LEWIS

Etude des bérylliures.

J. of Metals - Novembre 1961 - p. 829/32

Les composés intermétalliques de Be et spécialement ceux comportant Zr et certains métaux réfractaires, ont attiré l'attention en raison de leur intéressante combinaison de résistance mécanique à haute température et de résistance à la corrosion. L'auteur étudie en particulier $ZrBe_{13}$ et $NbBe_{12}$. Une réduction du niveau des impuretés réduit sans éliminer la faible ductibilité des bérylliures. Vers 600°C, on constate un changement rapide du module élastique. A 150°C, puis entre 600 et 800°, on constate un changement brusque de dureté. Par chauffage à l'air vers 700°C, il y a rupture brusque dans $ZrBe_{13}$ et à 900°C dans l'air une oxydation complète pour $NbBe_{12}$.

G.S. MISTRA, R.C. RASTOGI et V.P. GUPTA

Rapports entre le poids moléculaire et la viscosité intrinsèque du polystyrène.

Die Makromolekulare Chemie - N° 1 - Décembre 1961 - p. 72-82 -

On a étudié la polymérisation du styrène en utilisant comme démarreur l'acide gamma, gamma'azo-(gamma-cyano-n-valérique) à 100°C en solution dans la diméthylformamide. La vitesse de polymérisation est proportionnelle à la concentration en démarreur et à la puissance 3/2 de la concentration en monomère. On a préparé plusieurs échantillons de polystyrène à faible poids moléculaire (au-dessous de la pression osmotique). On a déterminé leur poids moléculaire,

par la viscosité et par titrage des groupes terminaux pour des échantillons fracturés et non fractionnés.

L. MARDFIN, N. HALSEY et P.J. GRANUM

Recherche sur le fluage de deux alliages d'aluminium forgés.

Rapport PB 161.556, 22 p., Août 1960 - rés. Light Metals Bull. - N° 18 - 30/8/61 - p. 955/56

On a essayé le contrôle du fluage à 205°C de 14 éprouvettes d'alliages d'Al de forge 7075-T6 et 2014-T6. Ce dernier présente une résistance plus élevée au fluage et moins de ductilité. Cependant, une exposition antérieure à une température élevée réduit la résistance au fluage.

H. NIELSEN

Sur la résistance mécanique aux basses températures des alliages aluminium-magnésium de corroyage.

Aluminium (Allemagne) - N° 12 - Décembre 1961 - p. 802/807

L'auteur donne un aperçu de l'influence des basses températures jusqu'à -196°C sur les propriétés mécaniques d'alliages aluminium-magnésium (-manganèse) de corroyage. La résistance à la traction ainsi que la résistance aux charges permanentes augmentent lorsque la température s'abaisse. Par contre l'élévation de la limite d'élasticité est relativement minime. La striction à la rupture augmente tout d'abord, passe par un maximum vers -80°C et diminue ensuite sans tomber au-dessous de 80 % de la valeur à température ordinaire. La résilience dépend peu de la température, il ne se produit notamment pas de chute brusque à basse température.

C. PANSERI, E. Di RUSSO

L'influence du zirconium sur les caractéristiques structurales, mécaniques et technologiques de l'alliage 7075.

Alluminio, Nuova Metallurgia, N° 11, Nov. 1961,

Le 0,15-0,20 % du Zr dans l'alliage 7075 augmente le degré "d'écrouissage critique" ; il s'oppose efficacement à la recristallisation des pièces filées ou forgées dans les traitements thermiques à température élevée, augmente leur résistance mécanique et vraisemblablement leur limite de fatigue. Le Zr ne change pas la plasticité à chaud et n'influence pas les variations des caractéristiques mécaniques qui se vérifient en variant les conditions du traitement thermique. Son action antirecristallisante permet de réduire la teneur du Cr qui, supérieure à 0,2 %, peut provoquer des ségrégations du $CrAl_7$ nuisibles.

L. RENUCCI, J.P. LANGERON et P. LEHR

Etude de la résistivité électrique du zirconium. Application à l'étude de la recristallisation du métal après écrouissage. Influence de la pureté.

Mémoires Sci. Rev. Metallurg. N° 9 - Sept. 1961 - p. 699/715

L'étude de la résistivité électrique à basses températures du Zr a permis d'étudier la restauration et la recristallisation du métal écroui ; en particulier les températures de recristallisation de différentes qualités. Le métal traité par la méthode de la zone fondue recristallise à 270°C, soit à une température très inférieure à celle du métal de départ (450°C). Du point de vue de la pureté, on peut définir, grâce aux mesures de résistivités à basses températures, deux critères : 1°) le premier est la température de recristallisation du métal pour des recuits effectués aux températures supérieures à celles de recristallisation. 2) le second est la valeur absolue de la résistivité résiduelle.

R.D. OLLEMAN et G.C. WOLFER

Nouvel alliage d'aluminium insensible à la rupture par fragilité.

Welding Engr. 44(11), 42-45 - Novembre 1959 ; rés. Light Metals Bull. - N° 18 - 30/8/61 - p. 954

L'alliage d'Al 5083 comportant Mn et Mg est l'un des plus récents et des plus robustes présentant une combinaison remarquable de propriétés pour le matériel destiné aux très basses températures : excellente soudabilité et ductilité et bonne résistance à la corrosion et à la corrosion sous tension. On donne les résultats d'essais sur éprouvettes entaillées ou non ainsi que les essais aux chocs Charpy entre -195°C et 24°C afin d'évaluer la résistance des plaques et des soudures à la rupture par fragilisation.

J.B. RICH, G.P. WALTERS et R.S. BARNES

Les propriétés mécaniques du béryllium hautement irradié.

Journ. of Nuclear Materials - N° 3 - Août/Sept. 1961 - p. 287/94

Des éprouvettes en béryllium compacté à chaud ont été examinées après irradiation par un flux de neutrons rapides de 10 n/cm, à des températures allant de 280 à 480°C. La teneur est relativement faible en hélium (3,7 cm NTP/cm de Be) a produit un accroissement de volume beaucoup plus petit. Le volume n'augmentait pas de façon imperceptible pendant l'irradiation, par contre, un accroissement de volume a eu lieu après chauffage pendant 1/2 heure au-dessus de 800°C. L'étude de la limite élastique et de la charge de rupture démontre que ces 2 grandeurs augmentent d'un facteur supérieur à 2 tandis que l'allongement s'abaisse pratiquement à zéro, à toutes les températures. Une certaine restauration des propriétés mécaniques a lieu après recuit aux températures supérieures à 800°C. On interprète les résultats en fonction de la répartition des bulles de He qui apparaissent soit sur les répliques, soit dans les films minces découpés du métal.

A. RODEYNS

Influence de la formulation des plastisols de chlorure de polyvinyle sur leurs propriétés rhéologiques.

Revue Belge des Matières Plastiques - N° 5 - 1961 - p. 439-45

L'auteur signale que les plastisols, en tant que liquides "non newtoniens" ne peuvent pas être caractérisés par leur viscosités. Leur comportement rhéologique ne peut être déterminé qu'après établissement du graphique représentant la tension de cisaillement en fonction du gradient de vitesse (courbe de consistance). Ces considérations scientifiques se complètent utilement par des données pratiques sur l'influence de la formulation des plastisols sur leurs propriétés rhéologiques.

G. SCHIEMANN, K. SCHUGERL, D.F. FETTING et autres.

Etudes sur les variations de la concentration en matières solides et sur les propriétés rhéologiques des lits fluidisés par les gaz.

Chem. Ing. Tech. - N° 11 - Novembre 1961 - p. 725/738

On étudie, dans des lits de particules fluidisées par des gaz, les répartitions de fréquence et des probabilités de densité de la phase mixte et dimension des bulles et des variations de la pression en fonction de la vitesse des gaz, de la grosseur des particules et de la hauteur du lit fluidisé ; l'étude est effectuée en utilisant comme méthode de mesure : l'absorption des rayons X, des rayons bêta et des rayons lumineux ainsi que l'emploi d'une sonde de pression. On exprime par des équations la variation de la densité moyenne et l'intensité des variations de densité de la phase mixte en fonction de la vitesse des gaz et de la grosseur des particules. Les mesures rhéologiques à l'aide d'un viscosimètre à rotation permet d'établir diverses lois. L'allure irrégulière des courbes d'écoulement de phases mixtes, "instable" est attribuée à la variation de la densité et de la structure de ces phases.

S. SPINNER

Les constantes d'élasticité de quelques cermets en fonction de la température

J. Research Natl. Bur. Standards, 65C : 89-96 (Avr. Juin 1961) rés. Nucl. Sc. Abstr. - N° 15 - 15/8/61 - p. 2574

On a déterminé par la méthode de la résonance dynamique le module de Young et le module de cisaillement comme fonction de la température de 4 types de cermets connus sous le nom "carbure de titane - nickel", ainsi que de Ni et de TiC. Discussion et caractéristique des courbes obtenues et des anomalies qu'elles présentent. Explication du phénomène de l'accroissement de la friction interne par l'hypothèse du glissement visqueux de la limite des grains.

F. STUSSI

Sur le comportement à longue durée des métaux.

Aluminium (Allemagne) N° 12 - Décembre 1961 - p. 783/787

La notion de résistance permanente ne comprend pas seulement la résistance aux sollicitations répétées (fatigue) mais aussi la résistance aux charges

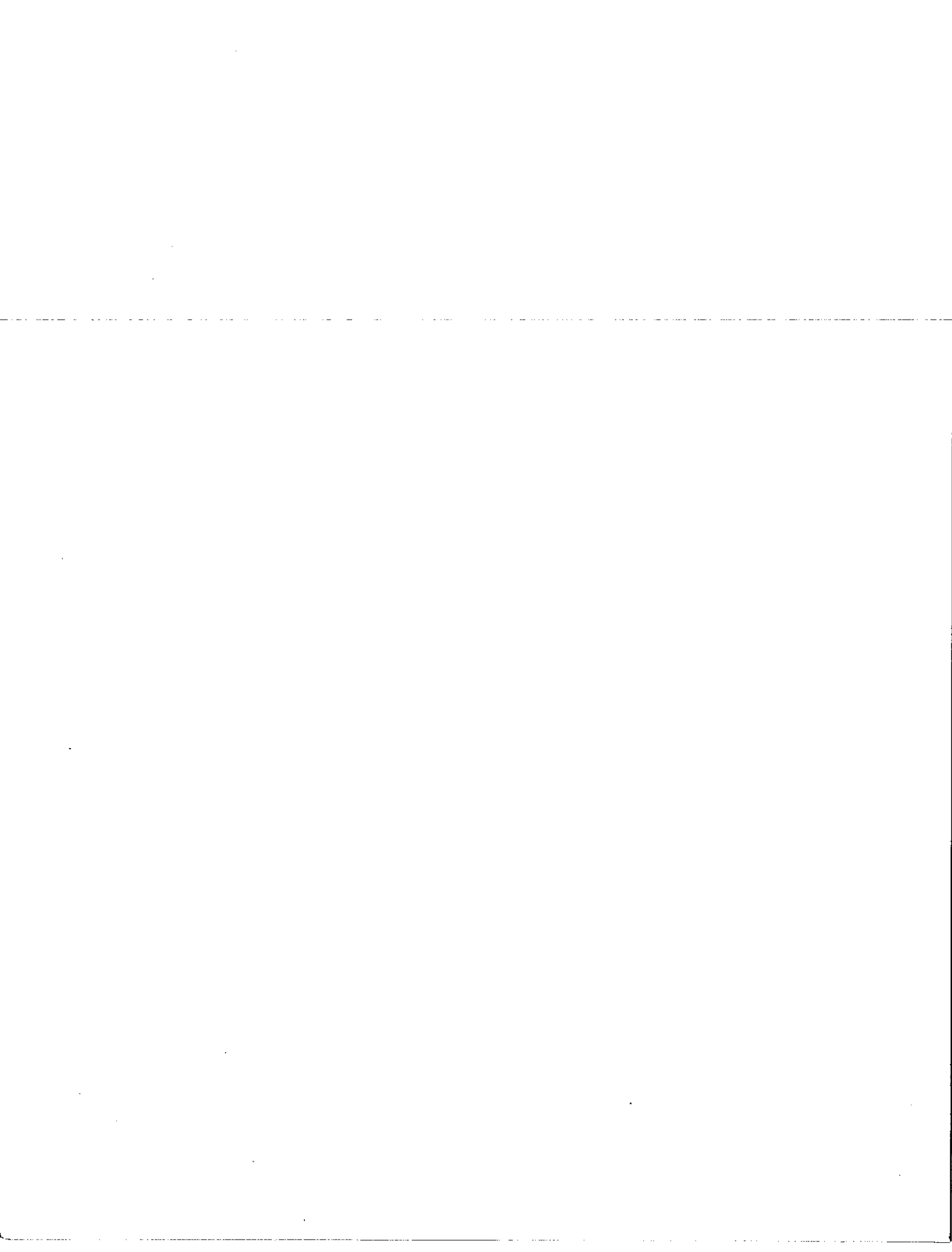
constantes de longue durée et encore d'autres phénomènes analogues, tels que le fluage et la relaxation. Il n'existe pas encore de théorie de la résistance permanente. L'auteur jette les bases d'une théorie où il montre que le comportement à longue durée des métaux utilisés pour la construction peut être défini par une loi homogène qui tient compte de la résistance à la fatigue pour une moyenne constante des contraintes en fonction du nombre des variations de charge; de la résistance aux sollicitations constantes, de la relaxation et du fluage en fonction de la durée de charge.

J. TRIVISONNO, C.S. SMITH.

CONSTANTES ELASTIQUES D'ALLIAGES LITHIUM-MAGNESIUM.

Acta Metallurgica, vol. 9, déc. 1961, p. 1064/71

Les auteurs ont déterminé la constante élastique de monocristaux d'alliage Li-Mg par la technique ultrasonique de pulsation-écho. De faibles corrections pour les variations de dimensions de mailles ont été apportées en utilisant les dérivées par rapport à la pression des constantes élastiques du Li pur et la variation continue de la constante de maille avec la composition. Pour interpréter la constante élastique de cisaillement du Li et pour comprendre l'influence de la composition, on doit faire intervenir de faibles contributions négatives de rigidité provenant de l'énergie de Fermi en plus de la contribution majeure et habituelle de la rigidité électrostatique. Il est alors possible de déduire la variation de chaque contribution avec la composition en partant de la variation totale mesurée pour deux constantes de cisaillement.



ERRATUM

LISTE DES ERREURS DANS L'ARTICLE :

Etude Expérimentale de l'effet des vibrations sur le fluage du plexiglass

Page 43 : Dans tableau I : CHARGE

- deuxième essai, colonne "date de début", troisième chiffre :
lire 72 h (au lieu de 73 h)
- troisième essai, colonne "durée", deuxième chiffre :
lire 45 mn (au lieu de 54 mn)

Dans tableau I : DECHARGE

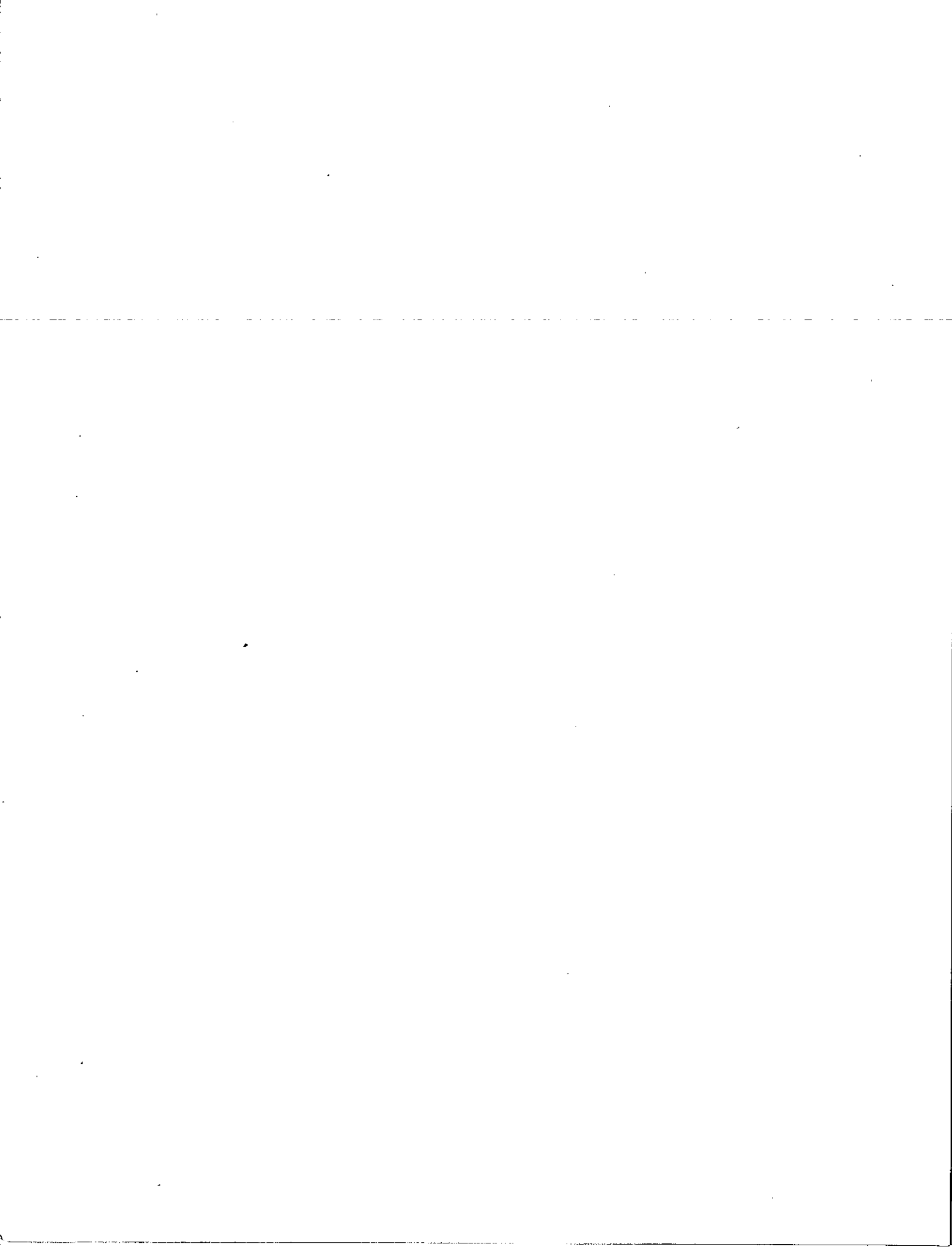
- deuxième essai, colonne "date de fin", troisième chiffre :
lire 1 h 38 (au lieu de 1 h 28)
- deuxième essai, colonne "DUREE totale de l'essai", troisième
chiffre :
lire 55 h (au lieu de 55 jours)

Page 45 et 47 :

- les figures ont été interverties, mais les légendes sont en bonne place. Il faut donc lire la figure de la page 47 avec la légende de la page 45. Il faut lire la figure de la page 45 avec la légende de la page 47.

Page 45 : Légende de la figure 2, courbe III : lire IIIc (au lieu de IIIe)

- En ordonnée lire 0,5 grades (au lieu de 5 grades).



Ce numéro étant le dernier des Cahiers, nous faisons nos adieux à nos lecteurs et remercions tous ceux qui ont bien voulu nous encourager, en particulier les auteurs dont les articles ou les rubriques ont alimenté cette Revue.

IMP. LOUIS-JEAN - GAP

Dépôt légal n° 20 - 1963