

ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑ.— Διαχωρισμός τῶν φάσεων κατὰ τὴν πῆξιν κράματος ἐντὸς τεχνητοῦ πεδίου ὑψηλῆς βαρύτητος, ὑπὸ *Κ. Κονοφάγου* καὶ *Σ. Παπαμιχαήλ* *. Ἀνεκοινώθη ὑπὸ τοῦ Ἀκαδημαϊκοῦ κ. Κ. Ἀλεξοπούλου.

1. Ἡ βασικὴ ιδέα.

1. 1. Ἡ ἰσορροπία τῶν φάσεων κράματος τινὸς μελετᾶται κλασικῶς συναρτήσῃ τῆς θερμοκρασίας εἰς τὴν ἀτμοσφαιρικὴν πίεσιν. Πολλάκις καὶ εἰς διαφόρους πιέσεις διὰ πρακτικὰς ἐφαρμογὰς.

Πάντως ἡ μελέτη αὕτη γίνεται εἰς τὸ πεδῖον τῆς βαρύτητος τῆς γῆς (ἐπιταχύνσεως g).

1. 2. Ὁ πρῶτος ἐξ ἡμῶν ἔρριψε τὴν ιδέαν ὅτι θὰ ἦτο σημαντικῆς θεωρητικῆς, ἀλλὰ καὶ μεγάλης πρακτικῆς σημασίας ἡ ἔρευνα τῆς συμπεριφορᾶς τῶν φάσεων κράματος εἰς πεδῖον ὑψηλῆς βαρύτητος, ἐπιταχύνσεως $K \cdot g$, ὅπου K ἀπὸ 3.000 μέχρι 25.000 περίπου καὶ γενικώτερον μέχρι τῶν πραγματοποιησίων ὑψηλῶν τιμῶν. Ἰδιαιτέρως διὰ τὰς περιοχὰς θερμοκρασιῶν, ὅπου συνυπάρχει καὶ ὑγρὰ φάσις.

Κατόπιν τούτου προέβημεν ἀπὸ κοινοῦ εἰς τὴν θεωρητικὴν μελέτην τοῦ θέματος καὶ τὴν ἔρευναν τῶν προβλεπομένων φαινομένων.

Τὸ πεδῖον ὑψηλῆς βαρύτητος πραγματοποιεῖται τεχνητῶς διὰ συσκευῆς φυγοκεντρήσεως, ὅπου τὸ κρᾶμα ἐν περιστροφῇ διατηρεῖται εἰς τὴν ἐπιθυμημένην θερμοκρασίαν χάρις εἰς κατάλληλον ἠλεκτρικὴν διάταξιν θερμάνσεως. Ἡ θεωρητικὴ ἔρευνα τῶν φαινομένων μᾶς ὠδήγησεν ἐξ ἄλλου εἰς τὴν θεωρήσιν πρακτικῶν ἐφαρμογῶν εἰς τὴν περιοχὴν τῆς ἐφηρμοσμένης μεταλλουργίας. Οὕτω, εἰς τὴν ἀνακοίνωσιν ταύτην ἀναφέρομεν τὰ θεωρητικὰ ἀποτελέσματα εἰς τὰ ὁποῖα κατελήξαμεν. Θὰ ἐπακολουθήσῃ συμπληρωματικὴ ἀνακοίνωσις ἐπὶ τῶν πειραματικῶν παρατηρήσεων καὶ ἐφαρμογῶν, ὅταν ἡ σχετικὴ πειραματικὴ μας ἐργασία περατωθῇ.

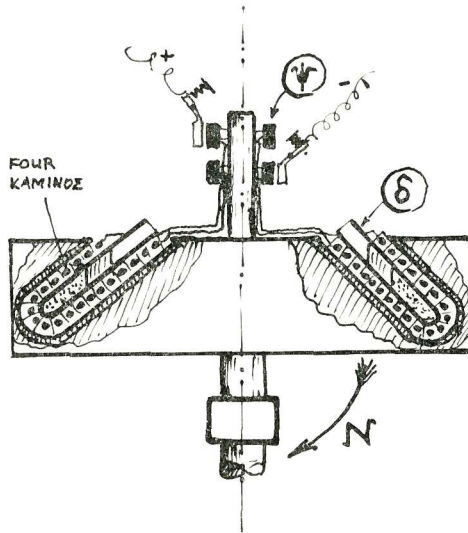
2. Συσκευὴ πραγματοποίησεως ὑψηλῆς ἐπιταχύνσεως.

2. 1. Διὰ τὴν πειραματικὴν ἔρευναν θὰ χρησιμοποιηθῇ συσκευὴ φυγοκεντρήσεως τοῦ τύπου τῶν κατασκευαζομένων τελευταίως διὰ τὴν καθίζησιν μικροβίων καὶ ἰῶν ἐντὸς ὑγροῦ εἰς τὴν περιοχὴν τῆς Βιολογίας.

* C. CONOPHAGOS et S. PAPAMICHAEL, Ségrégation des phases d'un alliage dans un champ artificiel de gravitation intense.

Δυστυχῶς εἰς τὰς συσκευὰς ταύτας δὲν προβλέπεται θέρμανσις τοῦ δοκίμιου. Τὰ ἐργαστήσια κατασκευῆς τοιούτων συσκευῶν δὲν ἐδέχθησαν νὰ κατασκευάσουν σχετικὸν σχέδιόν μας, λόγῳ τοῦ ὅτι δὲν εὐρίσκουν οἰκονομικὸν ἐνδιαφέρον διὰ τὴν κατασκευὴν ἑνὸς μόνου προτύπου.

Οὕτω, θὰ προβῶμεν οἱ ἴδιοι εἰς τὴν κατασκευὴν τοιαύτης φυγοκεντρικῆς συσκευῆς, ὅπως δεικνύομεν ταύτην στοιχειωδῶς εἰς τὸ σχῆμα 1.



Σχ. 1.

Ἡ θέρμανσις τοῦ κράματος θὰ γίνεται κατ' ἀρχὴν ἠλεκτρικῶς.

Τὸ κράμα τοποθετεῖται εἰς μεταλλικὸν πυρίμαχον σωλήνα (δ) ἐξωτερικῶς μονωμένον. Τὸ ἠλεκτρικὸν ρεῦμα διαβιβάζεται εἰς τὸν σωλήνα διὰ μέσου ψηκτρῶν τοῦ ἄξονος (Ψ).

Ἡ θερμοκρασία παρακολουθεῖται διὰ ἠλεκτρικοῦ θερμομέτρου, τοῦ ὁποίου οἱ ἀγωγοὶ θὰ καταλήγουν ἐπίσης εἰς ψήκτρας ἐπὶ τοῦ ἄξονος τῆς συσκευῆς.

2. 2. Ἡ συσκευή θὰ εἶναι ἱκανὴ νὰ ὑφίσταται ἀριθμὸν στροφῶν N κατὰ λεπτόν, ἀπὸ 3.000 μέχρι 25.000.

K. g συνδέεται μετὰ τοῦ N διὰ τοῦ τύπου: (Σχῆμα 2)

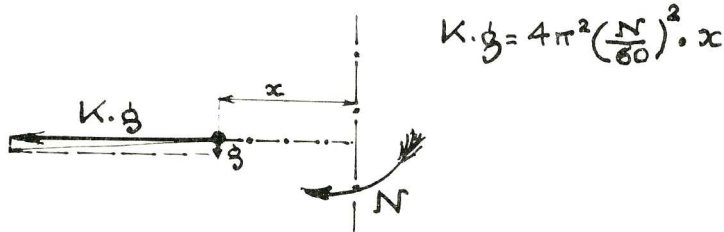
$$K. g = 4\pi^2 \cdot \left(\frac{N}{60}\right)^2 \cdot x$$

ὅπου x ἡ ἀπόστασις ἀπὸ τοῦ ἄξονος περιστροφῆς.

Διά $x = 10 \text{ cm}$ ἔχομεν διὰ :

$$N = 3.000 \quad \text{K. g} \neq 1.000$$

$$\text{καὶ} \quad N = 25.000 \quad \text{K. g} \neq 70.000$$



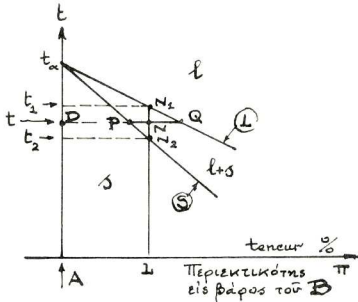
$$K.g = 4\pi^2 \left(\frac{N}{g}\right)^2 \cdot x$$

Σχ. 2.

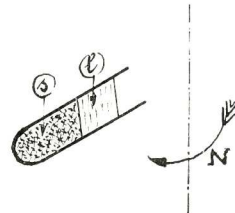
3. Συμπεριφορὰ τῶν φάσεων κατὰ τὴν πήξιν κράματος.

3.1. Ἐὰς θεωρήσωμεν διμερὲς κράμα μετάλλου Α μετὰ μετάλλου Β, τοῦ ὁποίου τὸ διάγραμμα φάσεων ἔχει π.χ. ὡς εἰς τὸ σχῆμα ἀριθ. 3.

Ἐὰς ὑποθέσωμεν ὅτι τὸ κράμα εὐρίσκεται ἐντὸς τῆς συσκευῆς τοῦ σχήματος 1



Σχ. 3.



Σχ. 4.

ὑπὸ ἐπιτάχυνσιν $K.g$ καὶ εἰς τὴν θερμοκρασίαν μεταξὺ τοῦ θερμοκρασιακοῦ εὗρους πήξεως $t_1 - t_2$.

Ἔχομεν, ὡς γνωστόν, δύο φάσεις, τὴν στερεὰν περιεκτικότητος π_P καὶ τὴν

υγρὰν περιεκτικότητος π_Q καὶ λόγον βαρῶν : $\frac{NQ}{NP}$.

Οἱ κρυσταλλοὶ τῆς στερεᾶς φάσεως, ἐὰν τὸ εἰδικὸν βάρος τοῦ Β εἶναι μικρότερον τοῦ εἰδικοῦ βάρους τοῦ Α, θὰ συσσωρευθοῦν ὑπὸ ἰσχυρὰν πίεσιν εἰς τὸν πυθμὲνα τοῦ δοχείου (Σχ. 4).

Ἐὰν K εἶναι ἀρκετόν, ὁ διαχωρισμὸς τῶν κρυστάλλων θὰ συντελεῖται πλήρως εἰς μικρὸν χρόνον.

Τοῦτο θὰ εἶναι συνάρτησις τοῦ εἴδους τοῦ χρώματος καὶ ἰδιαιτέρως τῆς διαφορᾶς εἰδικοῦ βάρους τοῦ ὑγροῦ καὶ τῶν κρυστάλλων.

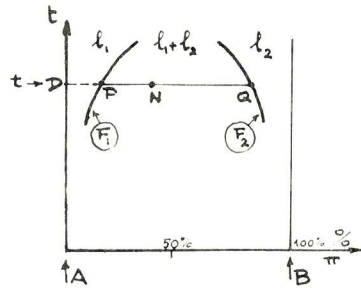
Πράγματι ἡ ἐπιβαλλομένη δύναμις ἐπὶ κρυστάλλου εἶναι συνάρτησις τοῦ ὄγκου του V_s καὶ τῆς διαφορᾶς εἰδικοῦ βάρους τούτου (d_s) καὶ τοῦ ὑγροῦ (d_l).

$$F = x \cdot \omega^2 \cdot V_s \cdot (d_s - d_l)$$

ὅπου x ἡ ἀπόστασις ἀπὸ τὸν ἄξονα τοῦ κρυστάλλου καὶ ω ἡ γωνιακὴ ταχύτης περιστροφῆς.

Ἐὰν τὸ εἰδικὸν βᾶρος τοῦ B εἶναι μεγαλύτερον τοῦ A , θὰ ἔχωμεν $d_s < d_l$ καὶ ἡ στερεὰ φάσις θὰ συσσωρεύεται ἐπιπλέουσα ἐπὶ τῆς ὑγρᾶς φάσεως.

3.2. Ἐὰς θεωρήσωμεν τώρα ὅτι ρυθμίζομεν τὴν θερμοκρασίαν, ὥστε νὰ κατέρχεται ἀπὸ t_1 μέχρι t_2 διὰ νὰ στερεοποιήσωμεν τὸ κρᾶμα εἰς ὄρισμένον χρόνον. Θὰ λάβωμεν τελικῶς ἓν πλίνθωμα, τὸ ὁποῖον ἐμφανίζει περιεκτικότητα εἰς B μεταβαλλομένην ἀπὸ τοῦ πυθμένου πρὸς τὴν ἐπιφάνειαν.



Σχ. 5.

Θὰ ἀποδείξωμεν εἰς τὴν παρ. 6.1 ὅτι ἐπιτυγχάνεται οὕτω καθάρσις τοῦ μετάλλου καλυτέρα τῆς καθάρσεως διὰ τῆς μεθόδου τῆς τήξεως κατὰ ζώνας, συγκεκριμένως διὰ τῆς μεθόδου τῆς τήξεως κατὰ ζώνας ὅπου τετηγμένον κρᾶμα ἐξάγεται πρὸς στερεοποίησιν βραδέως ἐκ καμίνου.

4. Συμπεριφορὰ τετηγμένου κρᾶματος δύο ὑγρῶν φάσεων.

4.1. Εἶναι φανερόν ὅτι, ἐὰν ἔχωμεν κρᾶμα δύο ὑγρῶν φάσεων (εἰς ὄρισμένας περιοχὰς θερμοκρασιῶν), λόγῳ τῆς ὑψηλῆς ἐπιταχύνσεως θὰ ἔχωμεν τέλειον διαχωρισμὸν τῶν δύο ὑγρῶν φάσεων.

Τὸ διάγραμμα (Σχῆμα 5) δεικνύει ὅτι ἡ μία φάσις l_1 ἔχει περιεκτικότητα π_P καὶ ἡ φάσις l_2 περιεκτικότητα π_Q καὶ γενικῶς θὰ εἶναι διαφορετικῆς πυκνότητος.

Θέμα πρὸς πειραματικὴν παρατήρησιν εἶναι, ἐὰν καὶ κατὰ πόσον θὰ ἔχωμεν καὶ αἰσθητὴν μεταβολὴν τῶν περιεκτικότητων τούτων, δηλαδὴ μετακίνησιν τῶν καμπυλῶν ἰσορροπίας (F_1 καὶ F_2) διὰ δεδομένον $K \cdot g$ ἐντὸς τῶν πρακτικῶν τιμῶν τοῦ K .

Θεωρητικῶς αἱ καμπύλαι δέον νὰ ἐπηρεασθῶσιν.

Πράγματι ἡ ἰσορροπία εἶναι συνάρτησις τῆς θερμοκρασίας, ἀλλὰ καὶ τῆς πίεσεως, ὡς ὁ νόμος τοῦ Gibbs προβλέπει.

Εἰς τὴν περίπτωσιν δὲ τῆς φυγοκεντρήσεως ἔχομεν ἕξ αὐτῆς ὑψηλὰς πιέσεις ἐντὸς τῆς μάζης τοῦ τετηγμένου μετάλλου.

Ἡ ἐπήρεια πάντως τῆς πίεσεως, ὅταν δὲν συνυπάρχη καὶ ἀέριος φάσις, θὰ εἶναι κατ' ἀρχὴν ἀσθενής.

4. 2. Ὅταν ἔχομεν κρᾶμα εἰς θερμοκρασίαν ὅπου συνυπάρχει καὶ ἀέριος φάσις, δέον νὰ ἀναμένωμεν αἰσθητὴν μεταβολὴν τῶν καμπυλῶν ἰσορροπίας, συναρτήσῃ τῆς ἐπιταχύνσεως $K \cdot g$.

5. Θεωρητικὸν γενικὸν συμπέρασμα.

5. 1. Κατὰ τὰ προηγουμένα, καὶ ἐπὶ τῇ βάσει τῆς θεωρητικῆς μελέτης τῶν φαινομένων, καθίσταται φανερόν ὅτι κρᾶμα τι εἰς τὴν περιοχὴν τῆς πήξεως καὶ ὑπὸ τεχνητὴν ὑψηλὴν βαρῦτητα θὰ δίδῃ γενικῶς σημαντικώτατον διαχωρισμὸν τῶν φάσεων.

Τοῦτο, βεβαίως, συναρτήσῃ καὶ τοῦ εἴδους τοῦ κρᾶματος καὶ συγκεκριμένως τῶν εἰδικῶν βαρῶν τῆς ὑγρᾶς καὶ τῶν στερεῶν φάσεων.

Ἡ πειραματικὴ μελέτη θὰ καθορίσῃ μὲ ἀκρίβειαν τὰ πρακτικὰ ἀποτελέσματα συναρτήσῃ τοῦ κρᾶματος καὶ τῆς πρακτικῆς τιμῆς τοῦ K .

Μεταβολὴ τῶν καμπυλῶν ἰσορροπίας προβλέπεται θεωρητικῶς, ὅταν κυρίως ὑπάρχη καὶ ἀέριος φάσις.

Τὸ μέγεθος τῆς μεταβολῆς ταύτης θὰ εἶναι συνάρτησις τοῦ Kg καὶ δέον νὰ διερευνηθῇ πειραματικῶς, ἐὰν τὸ μέγεθος τοῦτο εἶναι ἀξιόλογον διὰ πρακτικὰς τιμὰς τοῦ K .

5. 2. Ἡ θεωρητικὴ μελέτη τοῦ φαινομένου μᾶς ἐπέτρεψε νὰ προχωρήσωμεν εἰς τὴν θεώρησιν πολλῶν πρακτικῶν ἐφαρμογῶν εἰς τὴν περιοχὴν τῆς μεταλλουργίας.

Διὰ τῶν προτεινομένων κατωτέρω πρακτικῶν διατάξεων, ἀποδεικνύεται ὡς δυνατὴ, εἰς πολλὰς περιπτώσεις, ἡ ἐφαρμογὴ τῶν ἐκτεθεισῶν ἰδεῶν εἰς νέας δυνατότητας συνεχοῦς μεταλλουργίας διὰ τὴν κάθαρσιν ἢ τὸν διαχωρισμὸν διαφόρων φάσεων τῶν μεταλλουργικῶν κραμάτων.

Αἱ κύρια ἐφαρμογαὶ ἔχουν ὡς ἑξῆς :

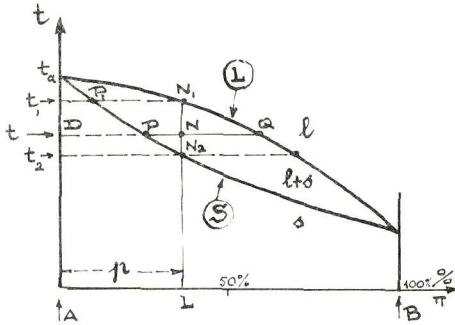
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΑΙ ΕΦΑΡΜΟΓΑΙ

6. Άσυνεχής κάθαρσις μετάλλου.

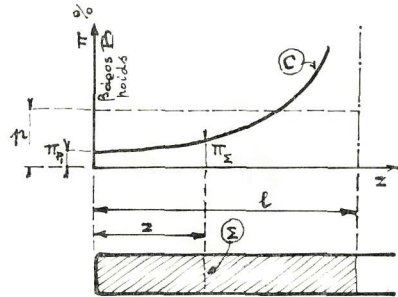
6.1. Έστω μέταλλον Α περιέχον άκαθαρσίαν εις μέταλλον Β.

Έστω ότι τὸ σχετικὸν διάγραμμα τῶν φάσεων εἶναι άπλοῦν, τῆς μορφῆς τοῦ σχήματος 6.

Άς υποθέσωμεν, ὅτι εις συσκευὴν τοῦ σχήματος 1 συντελεῖται βραδέως ἡ πήξις τοῦ κράματος. Άς υποθέσωμεν, ὅτι τὸ μέταλλον Α ἔχει ειδικὸν



Σχ. 6.

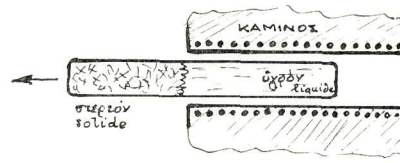


Σχ. 7.

βάρος άνώτερον τοῦ Β καὶ ὅτι ἡ περιεκτικότης εις Β τοῦ κράματος εἶναι $p = \overline{AL}$. Μετὰ τὴν πήξιν θὰ ἔχωμεν κατὰ μῆκος τοῦ πλινθώματος (Σχῆμα 7) περιεκτικότητα εις βάρος $\pi \%$ εις μέταλλον Β, ἣτις θὰ ἀυξάνεται ἀπὸ τὴν περιεκτικότητα π_1 , (τοῦ σημείου P_1) κατὰ καμπύλην (C). Σχετικὸς ὑπολογισμὸς, τὸν ὁποῖον δίδομεν εις τὸ τέλος τῆς ἀνακοινώσεως, ἀποδεικνύει ὅτι, ἐὰν αἱ καμπύλαι Liquidus καὶ Solidus θεωρηθοῦν ὡς εὐθεῖαι καὶ ἔχωμεν $\frac{DP}{DQ} = \lambda < 1$ ἢ ἐξίσωσις τῆς καμπύλης (C) θὰ εἶναι :

$$\pi = p \cdot \lambda \cdot \left(1 - \frac{z}{l}\right)^{\lambda-1}$$

6.2. Ἡ καμπύλη αὕτη εἶναι ἡ ἐπιτυγχανομένη καὶ διὰ τῆς καθάρσεως κατὰ ζώνας, συμφώνως πρὸς τὴν πρώτην σχετικὴν γνωστὴν μέθοδον, κατὰ τὴν ὁποῖαν ἐξάγεται βραδέως ἀπὸ κάμινον τὸ τετηγμένον μέταλλον (Σχῆμα 8).



Σχ. 8.

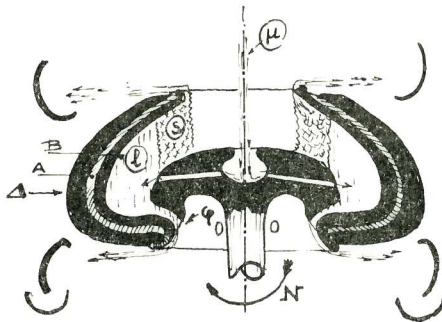
Ἡ κάθαρσις πάντως τοῦ μετάλλου διὰ τῆς μεθόδου τῆς πήξεως ὑπὸ φυγοκέντρησιν θὰ εἶναι άνωτέρα τῆς ἀναφερθείσης μεθόδου καθάρσεως κατὰ ζώνας λόγω τοῦ καλοῦ διαχωρισμοῦ τῶν φάσεων. Ἐξ ἄλλου, διὰ ταχειῶν

ἀνατήξεων καὶ πήξεων (ὥστε νὰ ἀποφεύγεται ἡ ἔντονος ἐπήρεια τῆς διαχύσεως) εἶναι πιθανὸν νὰ βελτιοῦται τὸ ἀποτέλεσμα.

7. Συνεχῆς μεταλλουργικὴ κάθαρις μετάλλου.

7. 1. Διὰ τὴν κάθαρισην μετάλλου A χρησιμοποιεῖται κλασσικῶς πολλάκις ἡ ἐπομένη μέθοδος.

Τὸ κράμα εἶναι τετηγμένον καὶ προστίθεται εἰς τοῦτο χημικὸν ἀντιδραστήριον. Τὸ ἀντιδραστήριον σχηματίζει μετὰ τῆς ἀκαθαρσίας B τοῦ μετάλλου στερεὰν φάσιν, ἣτις δέον νὰ εἶναι ἐλαφροτέρα καὶ νὰ ἐπιπλέῃ ἐπὶ τοῦ μετάλλου.



Σχ. 9.

Παράδειγμα: Ἀποχωρισμὸς τοῦ Ag ἀπὸ τὸν Pb προσθήκη Zn. (Μέθοδος Parque).

Πολλάκις αὐτὸ τοῦτο τὸ μέταλλον μετὰ τῆς ἀκαθαρσίας, εἰς κατάλληλον θερμοκρασίαν πλησίον τῆς θερμοκρασίας πήξεως, δίδει μετὰ

ταύτης κράμα στερεᾶς φάσεως ἐπιπλέον ἐπὶ τοῦ ὑγροῦ.

Παράδειγμα: Ἀπομάκρυνσις τοῦ χαλκοῦ ἀπὸ τοῦ μολύβδου.

Εἰς τὰς περιπτώσεις ταύτας εἶναι δυνατὴ ἡ ἐφαρμογὴ τῆς ιδέας τοῦ διαχωρισμοῦ τῶν φάσεων διὰ φυγοκεντρήσεως διὰ καταλλήλου συσκευῆς - καμίνου.

7. 2. Ἡ σχετικὴ συσκευή, ἣτις θὰ ἐπιτρέπη συνεχῆ λειτουργίαν, περιγράφεται κατωτέρω.

Εἰς τὸ σχῆμα ἀριθ. 9 δίδεται ἡ μορφή τῆς καμίνου, ἣτις εἶναι οὐσιαστικῶς μεταλλικὴ πυρίμαχος στρεφομένη λεκάνη (Δ). Ἐντὸς αὐτῆς τροφοδοτεῖται συνεχῶς τὸ τετηγμένον μέταλλον (μ) μετὰ τοῦ ἀντιδραστηρίου. Ἐχομεν εὐκόλον διαχωρισμὸν τῆς στερεᾶς φάσεως (s) ἀπὸ τῆς ὑγρᾶς, λόγῳ τοῦ πεδίου βαρύτητος K. g. Ἡ λεκάνη ἔχει σίφωνα (φ), ἐκ τοῦ ὁποῦ ἐξακοντίζεται συνεχῶς ἡ ὑγρὰ φάσις (l) καὶ ἐκ τῶν ἄνω χειλέων τῆς καμίνου ἐξακοντίζεται ἡ στερεὰ φάσις (s). Αἱ δύο διαχωριζόμεναι φάσεις περισυλλέγονται καταλλήλως.

8. Συνεχῆς μεταλλουργικὸς διαχωρισμὸς δύο ὑγρῶν φάσεων κράματος.

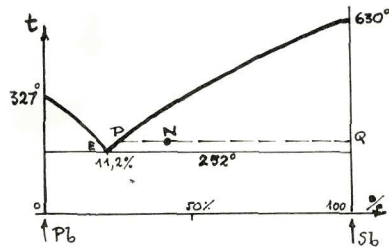
8. 1. Ὁρισμένα κράματα εἰς τὴν μεταλλουργίαν (ὅπως τὸ κράμα Pb + Zn) δίδουν εἰς ὑγρὰν κατάστασιν δύο ὑγρᾶς φάσεις (π.χ. Μέθοδος Imperial

Smelting). Ἡ συσκευή τοῦ σχήματος 9 ἐπιτρέπει τὸν εὐκόλον διαχωρισμὸν τῶν φάσεων ἐκ τῆς διαφορᾶς εἰδικοῦ βάρους.

8.2. Ἡ βασικὴ ἔρευνα θὰ ἀποδείξῃ ἐὰν εἰς πρακτικὰς τιμὰς τοῦ K , g δυνάμεθα νὰ ἐπωφεληθῶμεν μεταβολῆς τινος τῆς περιεκτικότητος τῶν δύο φάσεων.

9. Συνεχῆς ἐμπλουτισμὸς κράματος.

9.1. Θὰ λάβωμεν ὡς παράδειγμα τὸ κράμα $Pb + Sb$ διὰ $Sb > 11,2\%$ π.χ. διὰ $Pb + 30\% Sb$. Ἴδὲ τὸ σχετικὸν διάγραμμα φάσεων εἰς τὸ Σχῆμα 10. Τοποθετοῦμεν τὸ κράμα εἰς τὴν συσκευὴν τοῦ σχήματος 9. Δέον νὰ ρυθμίσωμεν τὴν θερμοκρασίαν τοῦ κράματος, ὥστε νὰ εἶναι ἀνωτέρα ἀλλὰ καὶ γειτονικὴ τῆς εὐτηκτικῆς, π.χ. εἰς 260° .



Σχ. 10.

Εἶναι φανερὸν ὅτι τὸ κράμα διαχωρίζεται συνεχῶς εἰς ὑγρὰν φάσιν περιεκτικότητος εἰς $Sb = 11,2\%$ περίπου καὶ εἰς στερεὰν φάσιν θεωρητικῶς περιεκτικότητος 100% . Ἐπιτυγχάνομεν οὕτω ἀποτελεσματικὸν ἐμπλουτισμὸν τοῦ κράματος.

Εἰς πολλὰ κράματα ἡ ἐφαρμογὴ αὕτη θὰ εἶναι σημαντικῆς σημασίας.

10. Παρατηρήσεις ἐπὶ τῶν προηγουμένων ἐφαρμογῶν.

10.1. Αἱ προηγούμεναι ἐφαρμογαὶ εἶναι σχετικῶς εὐκόλοι διὰ μέταλλα χαμηλοῦ σημείου τήξεως ὡς Sn , Bi , Cd , Pb , Zn , Al . Πράγματι ἡ λεκάνη τοῦ σχήματος 9 δέον νὰ ἀντέχῃ μηχανικῶς εἰς τὰς ἐπιβαλλομένας μεγάλας δυνάμεις κατὰ τὴν φυγοκέντρησιν καὶ διὰ τὰς θεωρουμένας θερμοκρασίας.

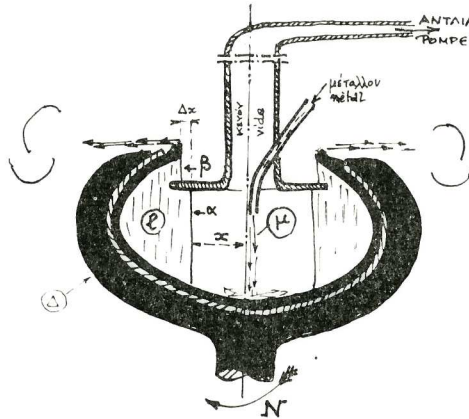
Διὰ μέταλλα ὅπου ἀπαιτοῦνται ὑψηλαὶ θερμοκρασίαι τῆς τάξεως $1000-1500C^\circ$ ἡ στρεφόμενη λεκάνη δέον νὰ εἶναι ἀρκετῆς ἀντοχῆς καὶ ἐπενδεδυμένη ἐσωτερικῶς μὲ στρωσὶν μονώσεως καὶ πυριμάχου μετάλλου μὴ προσβαλλομένου ὑπὸ τοῦ κράματος. Οὕτω, ἡ λεκάνη θὰ εὐρίσκεται εἰς μικροτέραν θερμοκρασίαν ὥστε νὰ ἀντέχῃ εἰς τὰς ὑψηλὰς δυνάμεις ἐκ τῆς περιστροφῆς.

Ἡ μόνωσις ἐξ ἄλλου θὰ διατηρῇ εὐχερέστερον τὴν θερμοκρασίαν τοῦ τροφοδοτουμένου συνεχῶς κράματος.

11. Συνεχῆς μεταλλουργική κάθαρσις εἰς τὸ κενόν.

11.1. Στηρίζεται αὐτή εἰς τὴν ἐπομένην παρατήρησιν.

Ἐστω περιστρεφόμενη λεκάνη (Σχῆμα 11), εἰς τὴν ὁποίαν τροφοδοτεῖται συνεχῶς τετηγμένον μέταλλον μ. Εἰς τὸν σωλῆνα Υ εἰδικοῦ σχήματος



Σχ. 11.

δημιουργοῦμεν κενὸν τῆς τάξεως 10^{-1} μέχρι 10^{-4} mm Hg. Αἱ δύο ἐπιφάνειαι τοῦ μετάλλου (α) καὶ (β) θὰ ἐμφανίσουν ἀπόστασιν μεταξύ των Δx .

$$\Delta x = \frac{\Delta p}{4\pi^2 \left(\frac{N}{60}\right)^2 \cdot d \cdot x}$$

Δp ἡ διαφορὰ πιέσεως. d ἡ πυκνότης τοῦ ὑγροῦ μετάλλου. $\Delta p = 760$ mm Hg. Διὰ τὴν περίπτωσιν π.χ. τοῦ μολύβδου ($d = 11,3$) καὶ $x = 10$ cm διὰ $N = 3000$ εὐρίσκομεν: $\Delta x = 0,09$ cm.

Βλέπομεν λοιπὸν ὅτι λόγῳ τῆς φυγοκεντρήσεως τὸ Δx εἶναι πολὺ μικρόν. Τοῦτο ἐπιτρέπει σημαντικὰς πρακτικὰς ἐφαρμογὰς κατεργασίας ὑγροῦ μετάλλου εἰς τὸ κενόν. Ἡ περιστροφή, ἐξ ἄλλου, προκαλεῖ τὴν συνεχῆ ἀνατάραξιν τοῦ μετάλλου, ἣτις εὐνοεῖ τὴν ἐξάτμισιν τῶν πτητικῶν ἀκαθαρσιῶν.

11.2. Χαρακτηριστικὴ ἐφαρμογὴ θὰ εἶναι ἡ ἐξάτμισις τοῦ ψευδάργυρου εἰς κρᾶμα μολύβδου μὲ 1-2% ψευδάργυρον. Ἡ μέθοδος τῆς ἐξαερώσεως τοῦ Zn εἰς τὴν περίπτωσιν ταύτην ἐφαρμόζεται ἀπὸ ἐτῶν εἰς τὴν μεταλλουργίαν τοῦ μολύβδου, ἀλλὰ βεβαίως στατικῶς καὶ ἀσυνεχῶς.

Ἡ παροῦσα μέθοδος ἐπιτρέπει συνεχῆ τροφοδοσίαν καὶ ὑπὸ εὐνοϊκωτέρας συνθήκας ἀπὸ πάσης ἀπόψεως.

Ἐξ ἄλλου ἔχομεν προφανῶς $\frac{dS}{L} = \frac{dz}{1-z}$ δεχόμενοι σταθερὰν διατομὴν τοῦ πλινθώματος καὶ κατὰ προσέγγισιν ἰσότητα εἰδικῶν βαρῶν τῆς ὑγρᾶς καὶ στερεᾶς φάσεως. Οὕτω :

$$(2) \quad \frac{dz}{1-z} = \frac{\overline{Q'R'}}{\overline{P'R'}}$$

Αἱ ἐξισώσεις τῶν εὐθειῶν liquidus καὶ solidus θὰ εἶναι :

$$(3) \quad (L) \quad t = -\lambda\beta\pi + t_\alpha \quad \beta > 0$$

$$(4) \quad (S) \quad t = -\beta\pi + t_\alpha$$

$$\overline{Q'R'} = \frac{\overline{QQ'}}{\widehat{\text{tg } Q'R'Q}} = \frac{-dt}{\lambda\beta}$$

$$\overline{P'R'} = \overline{D'R'} - \overline{D'Q'} = \frac{t_\alpha - t}{\lambda\beta} - \frac{t_\alpha - t}{\beta} = (t_\alpha - t) \frac{1-\lambda}{\lambda\beta}$$

Ἀντικαθιστῶντες ἔχομεν :

$$(5) \quad \frac{dz}{1-z} = \frac{1}{1-\lambda} \frac{-dt}{t_\alpha - t}$$

Ἐκ τῆς ἐξισώσεως (4) ἔχομεν :

$$t - t_\alpha = -\beta\pi_x \\ \text{καὶ} \quad dt = -\beta d\pi_x$$

Ἀντικαθιστῶμεν εἰς τὴν (5) καὶ λαμβάνομεν τὴν (6).

$$(6) \quad \frac{d\pi_x}{\pi_x} = (1-\lambda) \frac{dz}{1-z}$$

Ἡ ὀλοκλήρωσις τῆς διαφορικῆς ἐξισώσεως δίδει :

$$L\pi \frac{\pi_\Sigma}{\xi} = L\pi (1-z)^{\lambda-1} \quad \pi_\Sigma = \xi (1-z)^{\lambda-1}$$

διὰ $z = 0$ $\pi_\Sigma = \pi_{P_1} = p$ καὶ $p = \xi 1^{\lambda-1}$.

Ἀντικαθιστῶντες ἔχομεν τὴν ἐξίσωσιν (7).

$$(7) \quad \pi_\Sigma = p \cdot \lambda \left(1 - \frac{z}{1}\right)^{\lambda-1}$$

Ἡ καμπύλη αὕτη εἶναι ἡ χαρακτηριστικὴ καμπύλη τῆς καθάρσεως κατὰ ζώνας κατὰ τὴν ἀναφερθεῖσαν κλασσικὴν μέθοδον εἰς τὴν παρ. 6. 2. (Ἴδὲ βιβλιογραφίαν 1).

Καὶ εἰς τὰς δύο περιπτώσεις, τὴν φυγοκέντρησιν καὶ τὴν τῆξιν κατὰ ζώνας, ὁ ἐμπλουτισμὸς ἔχει ὡς αἴτιον τὴν ἰσορροπίαν τῶν δύο φάσεων.

Εἰς τὴν φυγοκέντρησιν ὁμως τὰ πρακτικὰ ἀποτελέσματα θὰ πλησιάζουν περισσότερο τὰ δεδομένα τῆς ἔξισώσεως, καθ' ὅσον ἔχομεν συγχρόνως καὶ ἀποτελεσματικώτατον διαχωρισμὸν τῶν δύο φάσεων, κατὰ τὸν μετασχηματισμὸν, ἐκ τῆς διαφορᾶς τοῦ εἰδικοῦ βάρους.

B I B Λ Ι Ο Γ Ρ Α Φ Ι Α

1. Κ. ΚΟΝΟΦΑΓΟΥ : Μεταλλογνώσις. «Τὰ Κράματα» Τόμος ΙΙ, 1965.
2. H. G. HELLIAS : Theorie und Praxis der Ultrazentrifugentechnik. Beckmann Instruments GMBH, München, 1958.
3. J. DUCLAUX : Centrifuges et ultracentrifuges, Herman & Cie Paris, 1955.
4. H. FUJITA : The Mathematical Theory of Sedimentation Analysis. Acad. Press Inc. N. Y., 1962.
5. J. W. WILLIAMS : Ultracentrifugal Analysis in Theory and Experiment. Acad. Press. N. Y.—London, 1963.

R É S U M É

L'étude de l'équilibre des phases d'un alliage se fait en fonction de la température et de la pression au champ de gravitation terrestre.

Nous avons pensé d'étudier le comportement des phases d'un alliage à un champ de gravitation artificielle d'accélération Kg ou K de 1.000 à 25.000 environ, jusqu'aux valeurs pratiquement réalisables. En particulier dans le cas d'un alliage en consolidation.

On utilisera une machine de centrifugation avec un nombre de tours par minute N, variable de 3.000 à 50.000 environ (Figure 1). L'alliage est placé dans un tube métallique, réfractaire chauffé par un four électrique à résistance qui entoure le tube.

On examine ici les phénomènes théoriquement. Les résultats des études expérimentales seront donnés dans d'autres communications.

Pendant la solidification d'un alliage les cristaux de la phase solide sont d'un poids spécifique en général différent du poids spécifique du liquide.

Dans un champ d'accélération Kg avec K suffisant nous aurons une ségrégation rapide. Cette ségrégation donnera finalement après solidification (pour le cas d'un alliage binaire des métaux A et B, où B une impureté) une purification du métal.

Cette purification paraît supérieure à celle obtenue par la première méthode de la purification par fusion par zones (Figure 8).

Si un alliage à deux phases liquides est soumis au champ d'accélération Kg on aurait une très bonne séparation des deux phases.

Une légère modification des courbes de solubilité est prévue théoriquement. Cette modification ne pourrait pas être importante que dans le cas d'équilibre avec une phase gazeuse. L'expérience déterminera ces faits dans la gamme des valeurs de Kg réalisables.

L'idée de base de cette communication peut aussi avoir, a priori, plusieurs applications pratiques en particulier à la Métallurgie en continu.

Ainsi par exemple on peut alimenter un métal en continu dans une cuve tournante spéciale (Figure 9). Par hypothèse ce métal contient une impureté et il est alimenté avec un réactif. Ce réactif donne avec l'impureté une phase solide plus légère que le liquide. (Cas du $Pb + Ag$ où le réactif est le Zn).

On voit sur la figure le mode de la séparation des deux phases.

Cette idée est applicable aussi à la séparation des deux phases liquides comme par exemple au cas du $Pb + Zn$.

La métallurgie du vide peut profiter de l'idée de la centrifugation d'un alliage en fusion. On remarquera en effet sur la figure No 11 que le vide donne une très petite dénivellation des deux surfaces du métal liquide. Exemple: Vaporisation du Zn dans un alliage $Pb + Zn$.

Remarquons qu'en pratique la cuve tournante (Figure 11) doit être protégée et maintenue à une température acceptable par deux couches, A et B. La couche A est isolante et la couche B une tôle de métal réfractaire qui ne réagit pas avec l'alliage alimenté.