
ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΣΧΟΛΗ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΚΩΝ ΕΠΙΣΤΗΜΩΝ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑΣ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΥΛΙΚΩΝ

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ
ΜΕ ΘΕΜΑ
«ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ
ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ A357»

Του Φοιτητή
Αποστόλη Ν. Βασιλάκου

Επιβλέπων Καθηγητής
Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος

ΒΟΛΟΣ
ΙΟΥΝΙΟΣ 1996



αρ. εισ. ... 37 / Π.Α.



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ
ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ



004000055868



**ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΥΠΗΡΕΣΙΑ ΒΙΒΛΙΟΘΗΚΗΣ & ΠΛΗΡΟΦΟΡΗΣΗΣ
ΕΙΔΙΚΗ ΣΥΛΛΟΓΗ «ΓΚΡΙΖΑ ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ»**

Αριθ. Εισ.: 791/1

Ημερ. Εισ.: 12-09-1997

Δωρεά:

Ταξιθετικός Κωδικός: ΠΤ - ΜΜΒ

1996

ΒΑΣ

ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ

ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ A357



ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματοποιήθηκε στα πλαίσια του ευρωπαϊκού προγράμματος BRITE-EURAM No. 4084 σε συνεργασία με την εταιρία EBETAM. Ο σκοπός αυτής της εργασίας είναι η μελέτη και βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων του χυτού κράματος αλουμινίου A357.

Η βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων πραγματοποιήθηκε με την κραμάτωση νέων στοιχείων, όπως ο Cu, ο Ag, και το Sm, καθώς επίσης και με την βελτίωση της θερμικής κατεργασίας στην οποία υποβάλλονται τα κράματα αυτά μετά την στερεοποίηση.

Με την προσθήκη των παραπάνω στοιχείων επιτυγχάνεται η δημιουργία μιας νέας φάσης της Al_2Cu (Θ-φάση), η οποία με την διασπορά λεπτών σωματιδίων που έχει, προσφέρει σημαντική αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων. Εκτός όμως από την δημιουργία νέων φάσεων έχουμε και την δημιουργία στερεού διαλύματος το οποίο συνεισφέρει, όπως αποδείχτηκε, σημαντικά στις μηχανικές ιδιότητες.

Η βελτίωση όμως της θερμικής κατεργασίας και ειδικότερα της κατεργασίας τεχνητής γήρανσης αποδείχτηκε ως ο σημαντικότερος παράγοντας βελτιστοποίησης του κράματος A357. Αυτό γιατί με την κατεργασία της τεχνητής γήρανσης πετυχαίνεται η ομοιόμορφη καθίζηση των σωματιδίων Mg_2Si και Al_2Cu , τα οποία συνεισφέρουν σημαντικά στην ισχυροποίηση του κράματος.

6 ΕΠΕΙ 4

ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ	iv
ΠΙΝΑΚΑΣ ΕΙΚΟΝΩΝ	v
ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΙΝΑΚΩΝ	viii
ΠΙΝΑΚΑΣ ΦΩΤΟΓΡΑΦΙΩΝ	ix
1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ	1
2. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ	4
2.1 Εισαγωγή	4
2.2 Επιρροή των Κραματικών Στοιχείων	6
2.2.1 Επιρροή Mg	6
2.2.2 Επιρροή Si	6
2.2.3 Επιρροή Cu, Cr, Zr	7
2.2.4 Επιρροή Fe	8
2.2.5 Επιρροή Be	8
2.2.6 Επιρροή Ti	9
2.2.7 Επιρροή La	9
2.2.8 Επιρροή Sr, Na, Sb	10
2.3 Επιρροή της Χύτευσης-Στερεοποίησης	10
2.3.1 Επιρροή του DAS	10
2.3.2 Επιρροή του πορώδους	11
2.3.3 Επιρροή της κατευθυνόμενης ψύξης & ταχύτητας ψύξης	11
2.4 Επιρροή της Θερμικής Κατεργασίας	14
2.4.1 Επιρροή της διεργασίας διαλυτοποίησης	14
2.4.2 Επιρροή της διεργασίας τεχνητής γήρανσης	15

3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ	16
3.1 Εισαγωγή	16
3.2 Προσδιορισμός παραμέτρων θερμικής κατεργασίας.	16
3.3 Θερμική Ανάλυση	17
3.4 Θερμικές Κατεργασίες	18
3.5 Μηχανικές Δοκιμές	19
3.6 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία	21
3.7 Μεταλλογραφική Ανάλυση	21
4. ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗ ΘΕΡΜΟΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΙ ΤΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ	
<i> THERMO-CALC</i>	22
4.1 Υπολογιστική Θερμοδυναμική Κραμάτων	22
4.2 Περιγραφή του Thermo-Calc	23
4.2.1 Γενικά	23
4.2.2 Διαγράμματα & Γραφικά	24
4.2.3 Θερμοδυναμικά Μοντέλα	24
4.2.4 Βάσεις Δεδομένων	25
Βάση δεδομένων SGTE Solution	25
Βάση δεδομένων SGTE Substance	25
Η Βάση Δεδομένων IRSID (Iron Slag Database)	26
Η Βάση Δεδομένων Fe - base	26
Η ιονική βάση δεδομένων	27
Η Γεωχημική Βάση Δεδομένων Saxena	27
Η Διμερής Βάση Δεδομένων Kaufman	28
5. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	29
5.1 Thermo-Calc	29
5.2 Θερμική Ανάλυση	42
5.3 Μηχανικές Δοκιμές	53

5.4 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία	55
5.5 Μεταλλογραφική Ανάλυση	55
6. ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ	62
6.1 Αποτελέσματα Thermo-Calc	62
6.2 Θερμική Ανάλυση	64
6.3 Μηχανικές Δοκιμές	65
6.4 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία	66
6.5 Μεταλλογραφική Ανάλυση	66
7. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	67
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ	68
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ	70

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Για την εκπόνηση αυτής της Διπλωματικής Εργασίας θα ήθελα να ευχαριστήσω πρώτα απ' όλους τον καθηγητή μου κ. Γ. Ν. Χαϊδεμενόπουλο για την πολύτιμη βοήθειά του καθ' όλη τη διάρκεια εκπόνησης της εργασίας, τον μεταλλουργό μηχανικό της EBETAM κ. Π. Πολατίδη για την καθοδήγησή του και τις χρήσιμες συμβουλές του, την επίσης μεταλλουργό μηχανικό της EBETAM κ. Α. Ζερβάκη για την βοήθειά της στην ηλεκτρονική μικροσκοπία και τέλος το εργαστήριο μηχανικών δοκιμών της EBETAM για την προσφορά του εξοπλισμού του για την διεξαγωγή του τεστ εφελκυσμού και των σκληρομετρήσεων.

Θα ήθελα επίσης να ευχαριστήσω και τους δύο καθηγητές μου κ.κ. Ν. Βλάχο και Β. Μποντόζογλου για την συμπαράσταση και το ενδιαφέρον που έδειξαν κατά την διάρκεια εκπόνησης της διπλωματικής εργασίας.

ΠΙΝΑΚΑΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

- Εικόνα 2.1.1** Παραγωγική διαδικασία χυτών κραμάτων αλουμινίου A357. (5)
- Εικόνες 2.2.1,2** Μεταβολή του ορίου διαρροής και της επιμήκυνσης με την απόσταση του δοκιμίου από το ψυχρό άκρο, σε χυτό κράμα A357-T6. (7)
- Εικόνες 2.2.3,4** Επιρροή Cr, Zr στην δυσθραυστότητα, σε συνάρτηση με την περιεκτικότητα σε Cu σε κράματα Al-Zn-Mg. (8)
- Εικόνα 2.3.1** Το DAS του κράματος A357-T6 σε συνάρτηση με την απόσταση από το κέντρο του ψυχρού άκρου. (12)
- Εικόνα 2.3.2** Η επιρροή του DAS στο πορώδες. Δεδομένα από δοκίμια κόπωσης του κράματος A357. (13)
- Εικόνα 2.3.3** Εξάρτηση της δυσθραυστότητας από το DAS στο κράμα A357. (13)
- Εικόνα 2.3.4** Μεταβολή του K_{icsr} με το όριο διαρροής. (14)
- Εικόνα 2.4.1** Επιρροή του χρόνου διαλυτοποίησης στο μέγεθος (\bar{d}) και στο διάστημα (λ) των ευτηκτικών δενδριτών Al-Si του κράματος A357. (15)
- Εικόνα 3.3.1** Ρυθμοί θέρμανσης και ψύξης κατά την διάρκεια του πειράματος της Θερμικής Ανάλυσης. (18)
- Εικόνα 3.5.1** Σχηματική παράσταση και διαστάσεις δοκιμίου εφελκυσμού. (20)
- Εικόνα 5.1.1** Ισοσυστασιακό διάγραμμα του κράματος A357. (34)
- Εικόνα 5.1.2** Ισοσυστασιακό διάγραμμα του κράματος A357+Cu. (34)
- Εικόνα 5.1.3** Ισοσυστασιακό διάγραμμα του κράματος A357+Cu+Ag. (35)
- Εικόνα 5.1.4** Ισοσυστασιακό διάγραμμα του κράματος A357+Cu+Sm. (35)
- Εικόνα 5.1.5** Διάγραμμα ποσοστού των φάσεων του κράματος A357. (36)
- Εικόνα 5.1.6** Διάγραμμα ποσοστού των φάσεων του κράματος A357+Cu. (36)
- Εικόνα 5.1.7** Διάγραμμα ποσοστού των φάσεων του κράματος A357+Cu+Ag. (37)
- Εικόνα 5.1.8** Διάγραμμα ποσοστού των φάσεων του κράματος A357+Cu+Sm. (37)
- Εικόνα 5.1.9** Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357. (38)

-
- Εικόνα 5.1.10** Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357+Cu. (38)
- Εικόνα 5.1.11** Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357+Cu+Ag. (39)
- Εικόνα 5.1.12** Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357+Cu+Sm. (39)
- Εικόνα 5.1.13** Διάγραμμα μεταβολής της Κινούσας Δύναμης σε συνάρτηση με την θερμοκρασία γήρανσης και την περιεκτικότητα σε Cu. (40)
- Εικόνα 5.1.14** Διάγραμμα μεταβολής της Κινούσας Δύναμης σε συνάρτηση με την περιεκτικότητα Ag για σταθερή θερμοκρασία γήρανσης 155 °C. (40)
- Εικόνα 5.1.15** Διάγραμμα μεταβολής της Κινούσας Δύναμης σε συνάρτηση με την περιεκτικότητα Sm για σταθερή θερμοκρασία γήρανσης 155 °C. (41)
- Εικόνα 5.2.1** Σχηματική παράσταση που δείχνει τον καθορισμό των χαρακτηριστικών θερμοκρασιών. (42)
- Εικόνα 5.2.2** Διάγραμμα Θερμικής Ανάλυσης (DSC) του κράματος A357+Cu. (43)
- Εικόνα 5.2.3** Υπολογισμός σημείου τήξης του κράματος A357+Cu. (44)
- Εικόνα 5.2.4** Υπολογισμός σημείου στερεοποίησης του κράματος A357+Cu. (45)
- Εικόνα 5.2.5** Διάγραμμα Θερμικής Ανάλυσης (DSC) του κράματος A357+Cu+Ag. (46)
- Εικόνα 5.2.6** Υπολογισμός σημείου τήξης του κράματος A357+Cu+Ag. (47)
- Εικόνα 5.2.7** Υπολογισμός σημείου στερεοποίησης του κράματος A357+Cu+Ag. (48)
- Εικόνα 5.2.8** Διάγραμμα Θερμικής Ανάλυσης (DSC) του κράματος A357+Cu+Sm. (49)
- Εικόνα 5.2.9** Υπολογισμός σημείου τήξης του κράματος A357+Cu+Sm. (50)
- Εικόνα 5.2.10** Υπολογισμός σημείου στερεοποίησης του κράματος A357+Cu+Sm. (51)
- Εικόνα 5.3.1** Σκληρότητα θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων σε συνάρτηση με τον χρόνο T. Γήρανσης. (54)
- Εικόνα 5.3.2** Αποτελέσματα τεστ εφελκυσμού Θερμικά Κατεργασμένων Δοκιμίων, σε σύγκριση με τα αποτελέσματα του ADVACAST (M). (55)

-
- Εικόνα 5.4.1** Φάσμα Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του κράματος A357+Cu+Ag.
(56)
- Εικόνα 5.4.2** Φάσμα Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του κράματος A357+Cu. (56)
- Εικόνα 5.4.3** Φάσμα Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του κράματος A357+Cu+Sm.
(57)

ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

- Πίνακας 3.1.1** Χημική σύσταση κραμάτων αλουμινίου που χρησιμοποιήθηκαν. (16)
- Πίνακας 3.4.1** Τελική Θερμική κατεργασία που ακολουθήθηκε. (19)
- Πίνακας 5.1.1** Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357. (30)
- Πίνακας 5.1.2** Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357. (30)
- Πίνακας 5.1.3** Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357+1,0Cu. (31)
- Πίνακας 5.1.4** Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357+1,0Cu. (31)
- Πίνακας 5.1.5** Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357+1,0Cu+0,7Ag. (32)
- Πίνακας 5.1.6** Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357+1,0Cu+0,7Ag. (32)
- Πίνακας 5.1.7** Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357+1,0Cu+0,5Sm. (33)
- Πίνακας 5.1.8** Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357+1,0Cu+0,5Sm. (33)
- Πίνακας 5.2.1** Τιμές των χαρακτηριστικών Θερμοκρασιών T_{start} , $T_{peak(1)}$, $T_{peak(2)}$, και T_{end} καθώς και των Ενθαλπιών ΔH_f και ΔH_s για τα κράματα που μελετήθηκαν σε σύγκριση με τις θερμοκρασίες τήξης που πάρθηκαν από το Thermo-Calc (T.C). (52)
- Πίνακας 5.3.1** Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων Θερμικά Κατεργασμένων δοκιμίων. (53)
- Πίνακας 5.3.2** Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων για την διαπίστωση της επιρροής του πάχους. (54)

ΠΙΝΑΚΑΣ ΦΩΤΟΓΡΑΦΙΩΝ

- Φώτο 5.4.1** Κράμα A357+1,0 Cu, μεγέθυνση x100. (58)
- Φώτο 5.4.2** Κράμα A357+1,0 Cu, μεγέθυνση x100. (58)
- Φώτο 5.4.3** Κράμα A357+1,0 Cu+0,7 Ag, μεγέθυνση x70. (59)
- Φώτο 5.4.4** Κράμα A357+1,0 Cu+0,5 Sm, μεγέθυνση x200. (59)
- Φώτο 5.5.1** Κράμα A357+1,0 Cu, μεγέθυνση x200. (60)
- Φώτο 5.5.2** Κράμα A357+1,0 Cu+0,7 Ag, μεγέθυνση x200. (60)
- Φώτο 5.5.3** Κράμα A357+1,0 Cu+0,5 Sm, μεγέθυνση x200. (61)

ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ

ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ A357

1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Η διπλωματική αυτή εργασία έγινε στα πλαίσια του προγράμματος BRITE-EURAM No.4084 με τίτλο "ADVACAST" (Προηγμένα Χυτά Ακριβείας Αλουμινίου για Ολοκληρωμένα Ενισχυμένα Εξαρτήματα Κοντά στο Τελικό Σχήμα), στο οποίο συμμετείχαν η EBETAM, η MBB, η THYSSEN, η CIRAL, το πολυτεχνείο του Μονάχου, το πανεπιστήμιο Πατρών και το πανεπιστήμιο της Λισσαβόνας.

Οι στόχοι αυτού του προγράμματος ήταν :

- Να παραχθούν χυτά ακριβείας με προηγμένες μηχανικές ιδιότητες και βελτιωμένες διαδικασίες παραγωγής από πλευράς κόστους.
- Να χρησιμοποιηθούν νέα κράματα ή ποικιλίες κραμάτων με καλύτερες ιδιότητες, που θα οφείλονται στην χημική σύσταση, για προϊόντα κοντά στο τελικό σχήμα (near-net-shape).
- Να επιτευχθεί μια σημαντική μείωση του βάρους των εξαρτημάτων, η οποία επηρεάζει για παράδειγμα την κατανάλωση καυσίμου.
- Να μειωθεί ο αριθμός των κομματιών που γίνονται με μηχανουργική κατεργασία, από ενισχυμένα χυτά, με την τεχνική near-net-shape.
- Να μειωθεί η κατανάλωση του ακατέργαστου υλικού και της απαιτούμενης ενέργειας.

Η εργασία αυτή εστιάστηκε κυρίως στη μελέτη και βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων του κράματος A357 κατά ASTM ή AlSi7Mg0.6 κατά DIN. Το χυτό κράμα αλουμινίου A357 χρησιμοποιείται σήμερα ευρέως για την κατασκευή διαφόρων εξαρτημάτων σε αεροπορικές βιομηχανίες και κυρίως εξαρτημάτων με σύνθετη γεωμετρία, τα οποία κατασκευάζονταν μέχρι σήμερα με μηχανουργική κατεργασία. Για το λόγο αυτό χαρακτηρίζεται από υψηλές απαιτήσεις σε μηχανικές ιδιότητες.

Η βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων (επιμήκυνση, όριο διαρροής, αντοχή εφελκυσμού και σκληρότητα) του κράματος A357 έγινε κυρίως με την αλλαγή της δομής του και με την κραμάτωση των τριών στοιχείων (εκτός αυτών που περιέχονται στην χημική του σύσταση, η οποία δίνεται στο κεφάλαιο 3) Cu, Ag και Sm.

Η μεταβολή στη δομή του κράματος A357 μπορεί να επιτευχθεί με ισχυροποίηση με διασπορά σωματιδίων και ιζημάτων. Κατά την διαδικασία αυτή ένα κραματικό στοιχείο (π.χ. χαλκός) διαλύεται στο κράμα σε υψηλή θερμοκρασία και όταν το κράμα ψυχθεί στη θερμοκρασία περιβάλλοντος, γίνεται καθίζηση της φάσης πλούσιας σε Cu με την μορφή μικρών σωματιδίων. Η παραπάνω διαδικασία γίνεται και κατά την διάρκεια της χύτευσης του κράματος, με αποτέλεσμα μετά την χύτευση η διασπορά των σωματιδίων και των ιζημάτων να μην είναι ομοιόμορφη και πολλές φορές να μην είναι η βέλτιστη δυνατή. Για το λόγο αυτό μετά την χύτευση πρέπει να πραγματοποιηθεί μια ειδικά σχεδιασμένη θερμική κατεργασία, η οποία θα μας δώσει την βέλτιστη δυνατή καθίζηση σωματιδίων και την καλύτερη διασπορά τους μέσα στο κράμα.

Στην περίπτωση που εξετάσαμε, αφού δημιουργήθηκαν τα τρία κράματα, με διαφορετικά στοιχεία κραμάτωσης κάθε φορά, έγινε προσομοίωση των κραμάτων αυτών στο πρόγραμμα υπολογιστικής θερμοδυναμικής Thermo-Calc, με την βοήθεια του οποίου βρέθηκαν οι βέλτιστες παράμετροι των θερμικών κατεργασιών διαλυτοποίησης και τεχνητής γήρανσης που εφαρμόστηκαν στη συνέχεια. Εδώ θα πρέπει να επισημάνουμε ότι η συνεισφορά του προγράμματος Thermo-Calc ήταν καθοριστική για την πραγματοποίηση των θερμικών κατεργασιών, αφού με την ακρίβεια των αποτελεσμάτων που δίνει, απαλλάσσει από σειρές πειραμάτων τα οποία απαιτούν πολύ χρόνο και αρκετά χρήματα για την πραγματοποίησή τους.

Μετά την πραγματοποίηση των θερμικών κατεργασιών, έγιναν οι μηχανικές δοκιμές οι οποίες και επαλήθευσαν τον μηχανισμό ισχυροποίησης που επιλέχθηκε για την βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων.

Η δομή της εργασίας είναι η εξής :

Στο 2^ο κεφάλαιο παρουσιάζεται μια λεπτομερής βιβλιογραφική ανασκόπηση σχετικά με την επίδραση των κραματικών στοιχείων και άλλων παραγόντων στις μηχανικές ιδιότητες του A357.

Στο 3^ο κεφάλαιο παρουσιάζεται η πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε κατά την διάρκεια της διπλωματικής εργασίας.

Στο 4^ο κεφάλαιο παρουσιάζεται η θεωρητική θερμοδυναμική βάση του Thermo-Calc και τα μοντέλα στα οποία βασίζεται.

Στο 5^ο κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της θεωρητικής και πειραματικής μελέτης δηλαδή, τα αποτελέσματα του Thermo-Calc, των θερμικών κατεργασιών, της θερμικής ανάλυσης, των μηχανικών δοκιμών, της ηλεκτρονικής και οπτικής μικροσκοπίας σε μορφή πινάκων και διαγραμμάτων.

Στο 6^ο κεφάλαιο έχουμε την συζήτηση των αποτελεσμάτων του προηγούμενου κεφαλαίου δηλαδή, το πώς επηρεάστηκαν τελικά τα αποτελέσματα των μηχανικών δοκιμών, από τα κραματικά στοιχεία και την επιλογή της θερμικής κατεργασίας.

Στο 7^ο και τελευταίο κεφάλαιο παρουσιάζονται τα συμπεράσματα τα οποία εξήχθησαν μετά από την συζήτηση των αποτελεσμάτων και τα οποία συνοψίζουν με λίγα λόγια τους σημαντικότερους παράγοντες που επέδρασαν στην βελτιστοποίηση του κράματος A357.

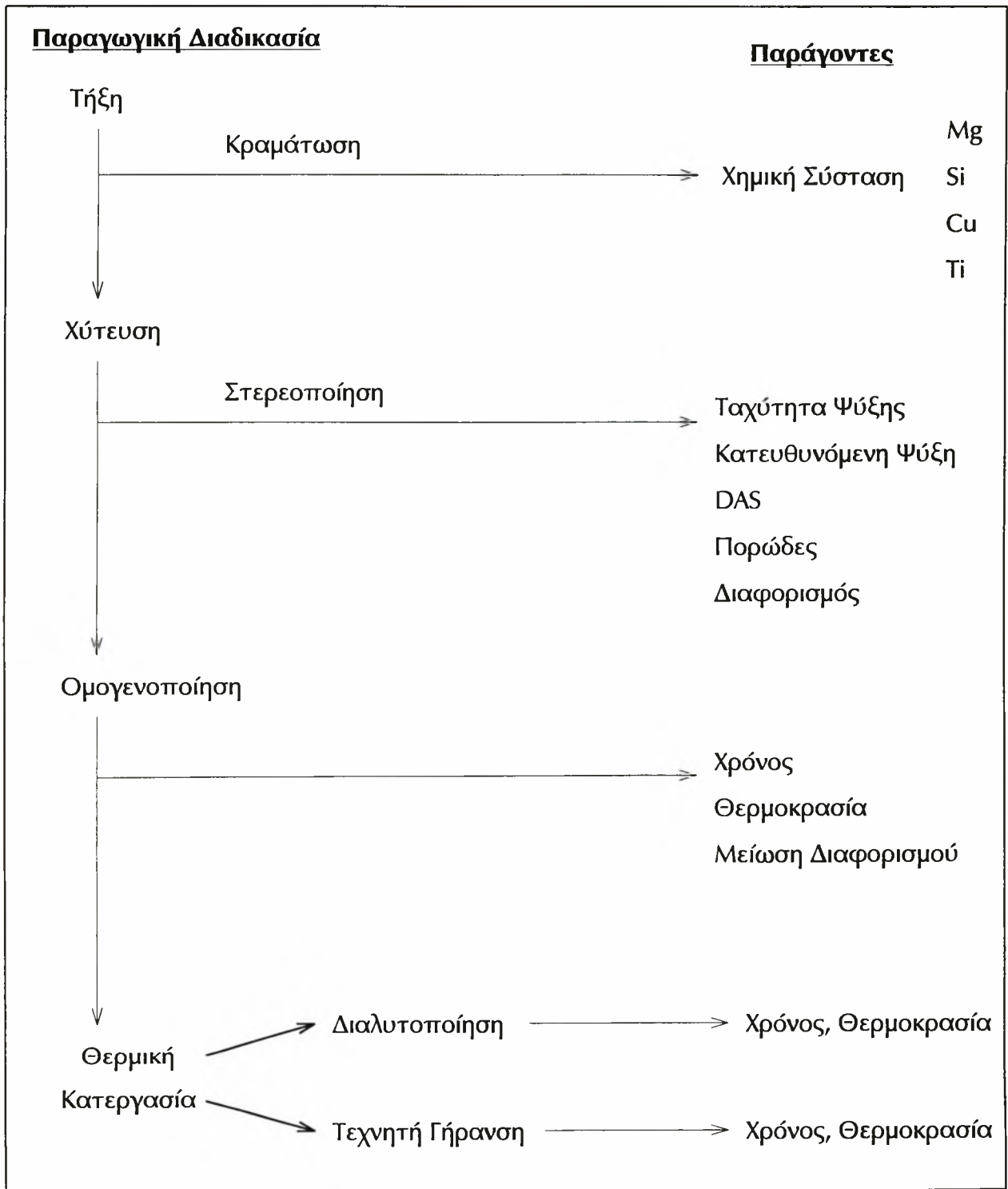
2. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

2.1 Εισαγωγή

Οι μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων Αλουμινίου εξαρτώνται κατά κύριο λόγο από την μεταλλουργική επεξεργασία του υγρού μετάλλου κατά την τήξη και χύτευση. Παράλληλα με την σωστή επεξεργασία όπως απαέρωση του τήγματος, απομάκρυνση των οξειδίων, εκλέπτυνση των κόκκων και στρογγυλοποίηση των Al - Si - ευτηκτικών δενδριτών επηρεάζονται κατά δεύτερο λόγο όλες οι ιδιότητες μηχανικές και χημικές από την χημική σύσταση του κράματος.

Η συμβολή των στοιχείων Mg, Si στις ιδιότητες του υλικού A357 και η περαιτέρω επιρροή του κράματος από την προσθήκη των στοιχείων Cu, Cr, Zr, La, Fe, Be, Ti μελετήθηκε βιβλιογραφικά χρησιμοποιώντας τις Τράπεζες Δεδομένων METADEX και ALUMINIUM.

Η βιβλιογραφική αυτή έρευνα όμως, γίνεται πιο κατανοητή με την εικόνα 2.1.1 η οποία περιγράφει την παραγωγική διαδικασία των χυτών κραμάτων αλουμινίου A357. Στην εικόνα αυτή απεικονίζεται στην αριστερή στήλη η παραγωγική διαδικασία που ακολουθείται, ενώ στην δεξιά στήλη αναφέρονται οι σημαντικότεροι παράγοντες που επηρεάζουν το κάθε στάδιο της παραγωγικής διαδικασίας. Έτσι η παραγωγική διαδικασία αρχίζει με την τήξη στην οποία πραγματοποιείται η κραμάτωση και καθορίζεται η χημική σύσταση του κράματος, συνεχίζει με την χύτευση και την στερεοποίηση του κράματος στην οποία σημαντικότεροι παράγοντες είναι η ταχύτητα και η κατεύθυνση της ψύξης και που επηρεάζουν το DAS, το πορώδες και το διαφορισμό του κράματος. Στη συνέχεια πραγματοποιείται η κατεργασία ομογενοποίησης στην οποία σημαντικότεροι παράγοντες επιρροής είναι η θερμοκρασία και ο χρόνος και τέλος πραγματοποιείται η θερμική κατεργασία η οποία περιλαμβάνει κατεργασία διαλυτοποίησης και τεχνητής γήρανσης, στην οποία και πάλι σημαντικότεροι παράγοντες επιρροής είναι η θερμοκρασία και ο χρόνος.



Εικόνα 2.1.1 : Παραγωγική διαδικασία χυτών κραμάτων αλουμινίου A357.

2.2 Επιρροή των Κραματικών Στοιχείων

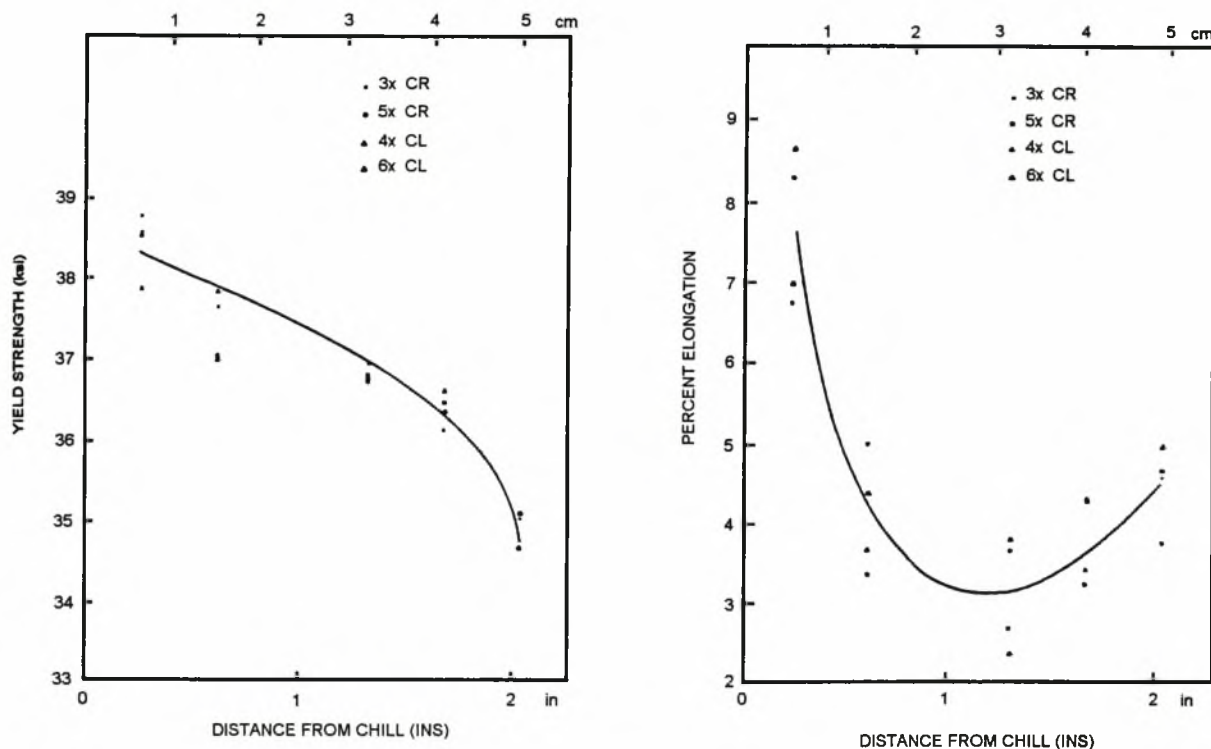
2.2.1 Επιρροή Mg

Το Mg βελτιώνει την αντοχή εφελκυσμού σχηματίζοντας τα σωματίδια της ενδομεταλλικής ένωσης Mg_2Si τα οποία σχηματίζονται μετά την θερμική κατεργασία T6 και τα οποία λαμβάνουν θέσεις ανάμεσα στους δενδρίτες Si. Το Mg όμως μειώνει την ευχυτότητα, γι' αυτό η προσθήκη Mg στα κράματα A356 και A357 περιορίζεται σε όσο το δυνατόν χαμηλότερα επίπεδα. [1], [2].

Το Mg παίζει επίσης σημαντικό αρνητικό ρόλο στην αντοχή σε κόπωση (High Cycle Fatigue) και στην εργοδιάβρωση (Stress Corrosion Cracking) των κραμάτων Al της σειράς 7000 αφού αυτές οι ιδιότητες είναι συνυφασμένες με το μέγεθος και την μορφή των καθιζήσεων, οι οποίες επηρεάζονται από την περιεκτικότητα του Mg. [3].

2.2.2 Επιρροή Si

Το Si βελτιώνει τις μηχανικές ιδιότητες, την ευχυτότητα και μειώνει το πορώδες. Οι μηχανικές ιδιότητες ελέγχονται μέσω του DCS (Dendrite Cell Size) και του DAS (Dendrite Arm Spacing) της ευτηκτικής φάσης Al-Si. Και οι δύο όμως παράγοντες εξαρτώνται από την ταχύτητα ψύξης, αφού όπως φαίνεται και από τα διαγράμματα (Εικ. 2.2.1,2), όσο απομακρυνόμαστε από το ψυχρό άκρο του καλουπιού, τόσο μειώνεται το όριο διαρροής αλλά και η επιμήκυνση. Αυτό συμβαίνει γιατί όσο πιο κοντά στο ψυχρό άκρο βρισκόμαστε τόσο περισσότερους και μικρότερους ευτηκτικούς δενδρίτες Al-Si έχουμε, ενώ πιο μακριά από το ψυχρό άκρο έχουμε λιγότερους και πιο μεγάλους δενδρίτες. [1], [2].

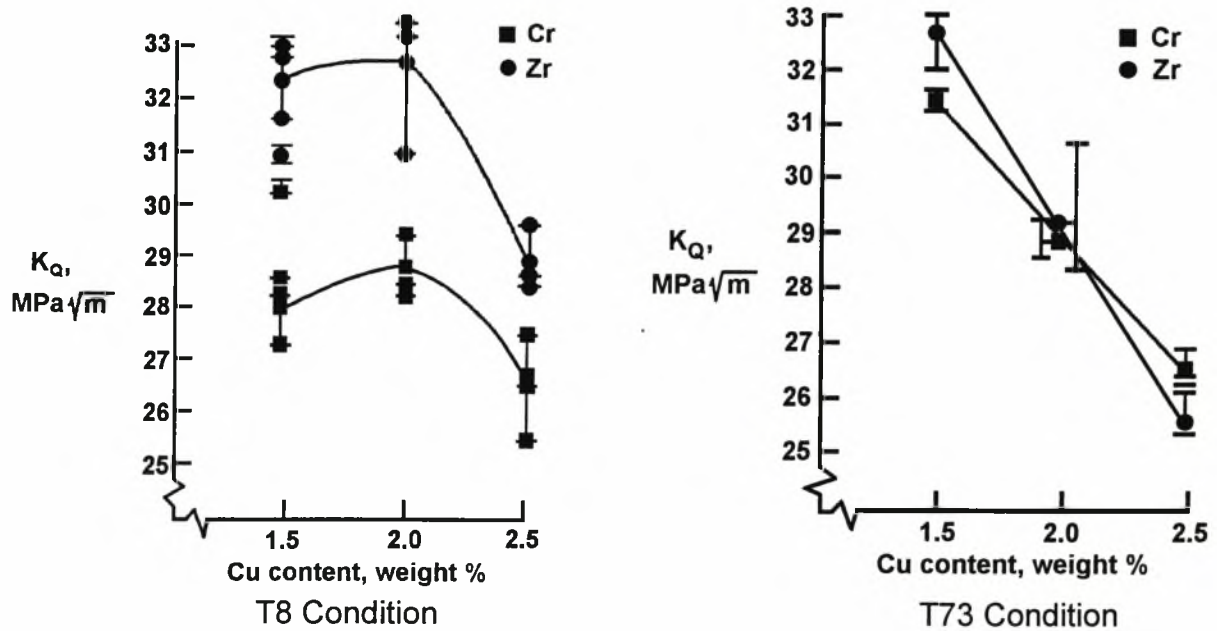


Εικόνες 2.2.1,2 : Μεταβολή του ορίου διαρροής και της επιμήκυνσης με την απόσταση του δοκιμίου από το ψυχρό άκρο, σε χυτό κράμα A357-T6.

2.2.3 Επιρροή Cu, Cr, Zr

Η επίδραση του Cu στα κράματα Al-Zn-Mg (μιας και στο A357 δεν έχει διερευνηθεί η επίδραση του Cu), είναι πολύ μεγαλύτερη σε σχέση με άλλα κραματικά στοιχεία όπως το Cr και το Zr. Ο Cu αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό και την αντοχή σε δυναμοδιάβρωση. Το Zr έχει μεγαλύτερη αντοχή στην κατάσταση T8 απ' ό τι το Cr. Το αντίθετο συμβαίνει στην κατάσταση T73. (Εικ. 2.2.3,4). [4]

Κράματα Al με 4% Cu αυξάνουν την αντοχή τους σε εφελκυσμό, όταν αυξάνεται η ταχύτητα ψύξης τους. [5].



Εικόνες 2.2.3,4 : Επιρροή Cr, Zr στην δυσθραυστότητα, σε συνάρτηση με την περιεκτικότητα σε Cu σε κράματα Al-Zn-Mg.

2.2.4 Επιρροή Fe

Ο Fe σε υψηλές περιεκτικότητες δημιουργεί την ψαθυρή ενδομεταλλική φάση $FeSiAl_5$, καθώς και σωματίδια Al-Fe-Si-Mg, με μορφή κινέζικης γραφής, και μειώνει σημαντικά την αντοχή εφελκυσμού και την επιμήκυνση. Για το λόγο αυτό γίνεται προσπάθεια απομάκρυνσης του Fe ή να γίνεται χρήση κραμάτων με όσο το δυνατόν λιγότερο Fe. [1], [6], [7].

2.2.5 Επιρροή Be

Το Be, με τα σωματίδια Mg_2Si και με την ένωση $FeSiAl_5$, σχηματίζουν μια σύνθετη ένωση, η οποία αλλάζει την μορφολογία της φάσης του Fe ($FeSiAl_5$) (την στρογγυλεύει) και απαλείφει, με τον τρόπο αυτό, την αρνητική επίδραση του Fe στο A357 βελτιώνοντας έτσι την αντοχή εφελκυσμού και την επιμήκυνση. Σε πολύ χαμηλές όμως περιεκτικότητες Fe, η προσθήκη Be έχει αρνητική επιρροή στις ιδιότητες. Έτσι το Be έχει

μια πολύ θετική επιρροή μόνο όταν ο Fe έχει περιεκτικότητα μεγαλύτερη από Fe > 0.05%, και το κράμα έχει υποστεί την θερμική κατεργασία T2, δηλαδή [1], [6], [8].

Διαλυτοποίηση στους	540 °C επί 8h
	540 °C επί 24h
	540 °C επί 1h
Ψύξη σε νερό	20 - 30 °C
Τεχνητή γήρανση	
μετά από μια ημέρα	160 °C επί 6h

2.2.6 Επιρροή Ti

Το Ti σαν κραματικό στοιχείο στο κράμα Al A357, δημιουργεί σωματίδια (καθιζήσεις) $TiAl_3$ τα οποία παίζουν το ρόλο πυρήνων (φύτρες) για το σχηματισμό των Mg_2Si σωματιδίων. Το Ti βοηθάει επίσης στην εκλέπτυνση των κόκκων. Για παράδειγμα το κράμα Al 7050 χωρίς εκλέπτυνση κόκκων είναι πιο ευαίσθητο στη δημιουργία ρωγμών, απ' ό,τι το 7010. Η ευαισθησία σε ρωγμάτωση στο κράμα 7010 μειώνεται με την προσθήκη μέχρι 0.015% Ti και αρχίζει να ανεβαίνει με την επιπλέον προσθήκη Ti. Ενώ στο κράμα 7050 η ευαισθησία σε ρωγμάτωση μειώνεται με την προσθήκη μέχρι 0.025% Ti. [1], [2], [5], [9], [10].

2.2.7 Επιρροή La

Ποσοστό 0.05% - 0.2% La ανεβάζει κατά 35% την επιμήκυνση και κατά 6% την αντοχή σε εφελκυσμό. Στρογγυλοποιεί τους ευτηκτικούς δενδρίτες του Si και βοηθάει την ενδομεταλλική φάση του Fe ($FeSiAl_5$) να διανεμηθεί καλύτερα. Συγχρόνως δημιουργείται μια φάση Al-La-Si η οποία είναι λεπτόκοκκα διανεμημένη ανάμεσα στους ευτηκτικούς δενδρίτες Si. Ποσοστό πάνω από 0.2% La όμως, δημιουργεί βελονοειδή φάση του La η οποία έχει αρνητική επιρροή στις ιδιότητες [11].

2.2.8 Επιρροή Sr, Na, Sb

Οι ιδιότητες του G-AlSi7Mg βελτιώνονται με την προσθήκη Na, Sr και Sb. Το Na επιφέρει την καλύτερη βελτίωση, αλλά η επίδραση της γρήγορης ψύξης βελτιώνει τις ιδιότητες περισσότερο απ' ό,τι το Na ή το Sr ή το Sb. Η ευχυτότητα χειροτερεύει με την προσθήκη Na, Sr, Sb. Με το Sr η δομή του κράματος βελτιώνεται περισσότερο απ' ό,τι με το Na και το Sb. [12]. Αυτό συμβαίνει γιατί η δράση του Na περιορίζεται από την εξάτμιση που υφίσταται κατά την κατεργασία του υγρού τήγματος, σε αντίθεση με το Sr το οποίο συνεχίζει να δρα σε όλη την διάρκεια της επεξεργασίας του υγρού τήγματος.

Το Na και το Sr βοηθούν στην στρογγυλοποίηση των δενδριτών Si. Αυτό γίνεται με τον εμβολιασμό του κράματος με Na και Sr. [7], [13].

2.3 Επιρροή της Χύτευσης-Στερεοποίησης

2.3.1 Επιρροή του DAS

Με τον όρο DAS, που σημαίνει Dendrite Arm Spacing, εννοούμε την απόσταση μεταξύ των κλαδιών των ευτηκτικών δενδριτών Al-Si.

Τα δευτερογενή DAS δίνουν μια αντοχή σε κόπωση ανάλογη του $(DAS)^{1/2}$. Αυτή τη σχέση μπορούμε να την χρησιμοποιήσουμε και να υπολογίσουμε, περίπου, την αντοχή σε κόπωση σε διάφορα σημεία του χυτού. Αυτό εξαρτάται από την τοπική στερεοποίηση του χυτού και μάλιστα για το A357 ισχύει $DAS=11 \cdot t_f^{1/3}$ [14].

Όπου 11 ... συντελεστής για το A357

t_f ... χρόνος στερεοποίησης.

Η δυσθραυστότητα και η επιμήκυνση μικραίνουν με την αύξηση του DAS, ενώ η σκληρότητα είναι ανεξάρτητη του DAS. Αυτή εξαρτάται από το σχηματισμό των σωματιδίων Mg_2Si ανάμεσα στους δενδρίτες, κάτι που είναι ανεξάρτητο από την ταχύτητα ψύξης. [14].

2.3.2 Επιρροή του πορώδους

Υψηλές αντοχές σε κόπωση ισχύουν για κράματα με μικρό πορώδες. Το μικρό πορώδες όμως οφείλεται στην γρήγορη ψύξη. Το πορώδες των κραμάτων που στερεοποιούνται με αργή ψύξη είναι 2-5 φορές μεγαλύτερο. [7].

Η αρνητική επίδραση του πορώδους είναι υψηλότερη από την αρνητική επίδραση των ενδομεταλλικών φάσεων. [14].

Πόροι, μη διαλυτά σωματίδια και εγκλείσματα έχουν μικρή επίδραση στο όριο διαρροής, σ_y στην αντοχή εφελκυσμού, σ_{UTS} και στη σκληρότητα. Αυτά τα σφάλματα υλικού έχουν μέγιστη επίδραση στην επιμήκυνση. Κράματα με διαλυτές φάσεις και δομή λεπτού δενδρίτη στη δομή τους και με μικρό DAS έχουν καλύτερες ιδιότητες από κράματα με αδιάλυτες φάσεις και μεγάλο DAS. Αυτό οφείλεται στη δυνατότητα που δίνουν τα κράματα αυτά, μετά από θερμική κατεργασία, σχηματισμού σωματιδίων (διαλυτοποίηση, τεχνητή γήρανση) τα οποία επιδρούν αθροιστικά στην επιρροή του DAS.

Σύμφωνα με τη θεωρία του Orowan, τα σωματίδια που εμποδίζουν την ολίσθηση των γραμμοαταξιών και συγκεκριμένα οι ευτηκτικές φάσεις Al-Si συμβάλουν στην σκλήρυνση του υλικού με μια επιπλέον ποσότητα που καθορίζεται από την σχέση $\gamma_f = [\sigma_{\text{σταθ.}}] L^{-1}$, [15], όσο δηλαδή μικρότερα τα σωματίδια (ευτηκτικά του Al-Si) τόσο μεγαλύτερη η συμβολή στην σκλήρυνση του υλικού.

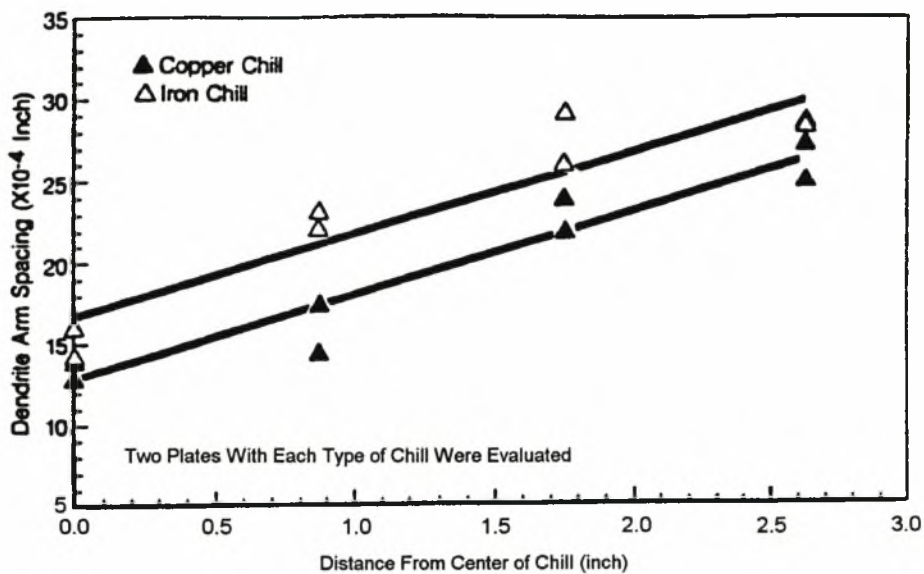
2.3.3 Επιρροή της κατευθυνόμενης ψύξης & ταχύτητας ψύξης

Από την ταχύτητα ψύξης εξαρτώνται οι παράμετροι μορφή και απόσταση των ευτηκτικών δενδριτών Al-Si (DAS) (Εικ. 2.3.1) από τις οποίες η απόσταση χαρακτηρίζει τις μηχανικές ιδιότητες την επιμήκυνση και την κόπωση. [7].

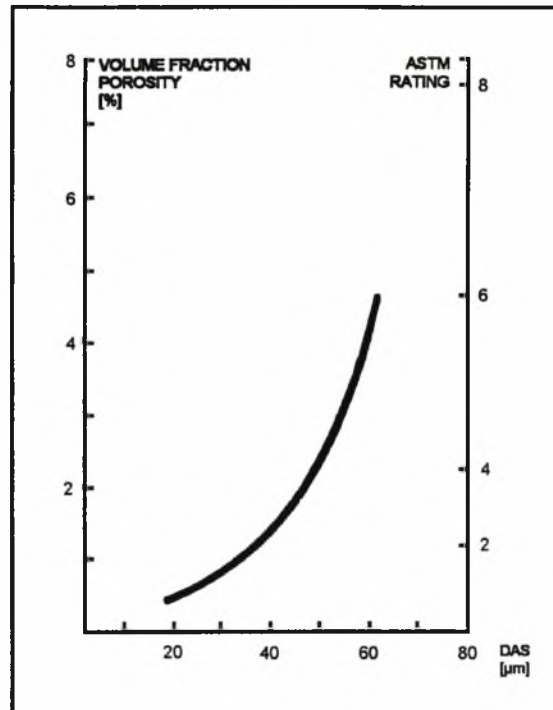
Η αντοχή σε κόπωση των χυτών από μεταλλικά καλούπια και των χυτών σε άμμο, εξαρτάται από την ταχύτητα ψύξης. Αργή ψύξη προκαλεί σχηματισμό χονδρόκοκκων δευτερογενών δενδριτών και εξ' αιτίας αυτού περισσότερους δευτερογενείς δενδρίτες και επομένως περισσότερους πόρους (Εικ. 2.3.2), μεγαλύτερες και περισσότερες ενδομεταλλικές ενώσεις του Fe.

Οι αποστάσεις των δενδριτών επηρεάζουν και την δυσθραυστότητα. Η εικόνα 2.3.3 δείχνει τη σχέση μεταξύ δυσθραυστότητας και DAS. Ενώ η εικόνα 2.3.4 δείχνει τη σχέση μεταξύ δυσθραυστότητας και ορίου διαρροής. [16], [17].

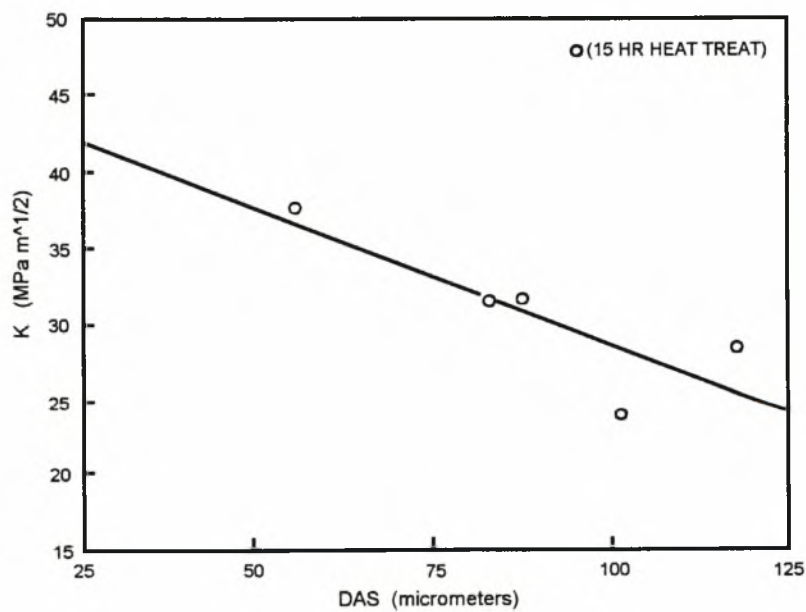
Η σκληρότητα δεν εξαρτάται από την ταχύτητα ψύξης άμεσα, αλλά από το μέγεθος και τη μορφή των σωματιδίων Mg_2Si τα οποία χαρακτηρίζονται όμως κατά κάποιο τρόπο και από το μέγεθος των ευτηκτικών δενδριτών Al-Si. Έτσι με την πτώση της ταχύτητας ψύξης μικραίνει και η σκληρότητα. [17].



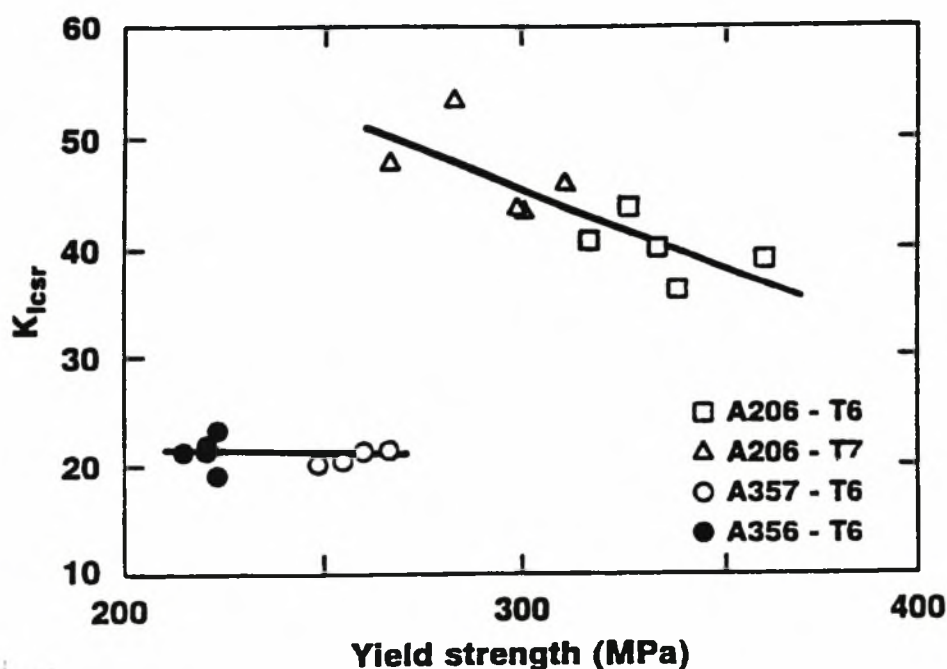
Εικόνα 2.3.1 : Το DAS του κράματος A357-T6 σε συνάρτηση με την απόσταση από το κέντρο του ψυχρού άκρου.



Εικόνα 2.3.2 : Η επιρροή του DAS στο πορώδες. Δεδομένα από δοκίμια κόπωσης του κράματος A357



Εικόνα 2.3.3 : Εξάρτηση της δυσθραυστότητας από το DAS στο κράμα A357.



Εικόνα 2.3.4 : Μεταβολή του K_{icsr} * με το όριο διαρροής.

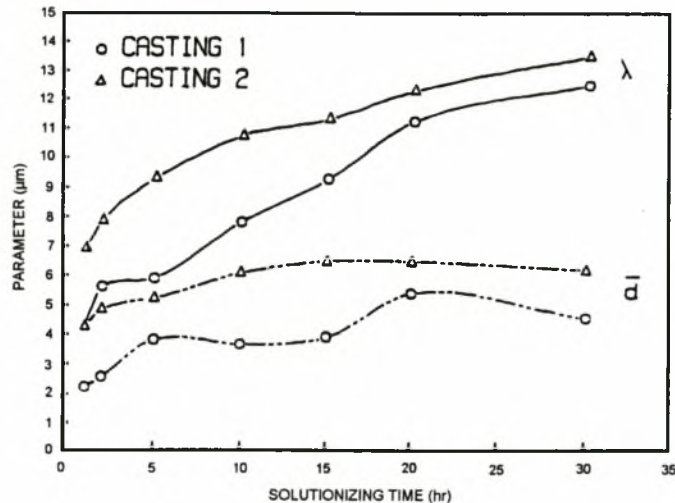
* Όπου K_{icsr} η δυσθραυστότητα σε δοκίμια Short Rod.

2.4 Επιρροή της Θερμικής Κατεργασίας

2.4.1 Επιρροή της διεργασίας διαλυτοποίησης

Αυξάνοντας το χρόνο διαλυτοποίησης, η ενδιάμεση απόσταση των δενδριτών μικραίνει, που σημαίνει ότι οι ευτηκτικοί δενδρίτες Al-Si ή ενώνονται μεταξύ τους ή κόβονται και χωρίζουν. Σε κάθε περίπτωση όμως, σχηματίζονται πολλοί στρογγυλοί ευτηκτικοί δενδρίτες Al- Si ο ένας δίπλα στον άλλο. [13], [16].

Όπως φαίνεται και από το διάγραμμα (Εικ. 2.4.1) καθώς αυξάνει ο χρόνος διαλυτοποίησης αυξάνει η απόσταση μεταξύ των δενδριτών (λ) που σημαίνει ότι χωρίζονται μεταξύ τους και σχηματίζονται μικρότεροι σε μέγεθος (παράμετρος d) και περισσότεροι.



Εικόνα 2.4.1 : Επιρροή του χρόνου διαλυτοποίησης στο μέγεθος (\bar{d}) και στο διάστημα (λ) των ευτηκτικών δενδριτών Al-Si του κράματος A357.

2.4.2 Επιρροή της διεργασίας τεχνητής γήρανσης

Καθώς αυξάνει η θερμοκρασία τεχνητής γήρανσης βελτιώνονται οι μηχανικές ιδιότητες (αντοχή εφελκυσμού, όριο διαρροής). Ενώ καθώς αυξάνει ο χρόνος τεχνητής γήρανσης, μεγαλώνουν επίσης οι μηχανικές ιδιότητες (αντοχή εφελκυσμού, όριο διαρροής), αλλά μειώνεται η επιμήκυνση. [18], [19]. Τον χρόνο βέβαια της τεχνητής γήρανσης μπορούμε να τον αυξήσουμε μέχρι ένα όριο πέρα από το οποίο έχουμε πτώση όλων των ιδιοτήτων,

Μετά την παραπάνω βιβλιογραφική μελέτη, συμπεραίνουμε ότι η επίδραση των κραματικών στοιχείων, της κατεργασίας του υγρού τήγματος και της θερμικής κατεργασίας είναι πολύ σημαντική. Έτσι με την προσθήκη τριών νέων κραματικών στοιχείων, όπως ο Cu, ο Ag και το Sm και επομένως τη δημιουργία νέων φάσεων, αλλά και με την βελτιστοποίηση της θερμικής κατεργασίας του κράματος A357 καταβλήθηκε προσπάθεια να αυξηθεί η ολική σκλήρυνση του κράματος και επομένως να βελτιωθούν οι μηχανικές ιδιότητες.

3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

3.1 Εισαγωγή

Πριν αναφέρουμε οτιδήποτε για την πειραματική διαδικασία, πρέπει πρώτα να δώσουμε την χημική σύσταση των κραμάτων που χρησιμοποιήθηκαν, η οποία απεικονίζεται στον πίνακα 3.1.1 που ακολουθεί.

ΧΗΜΙΚΗ ΣΥΣΤΑΣΗ (% κ. β.)										
	Si %	Fe %	Cu %	Mg %	Ni %	Zn %	Ti %	Ag %	Sm %	Al %
A357	6,42	0,036	0,021	0,60	0,007	0,008	0,160	-	-	92,74
A357+Cu	6,06	0,054	0,828	0,53	0,006	0,009	0,150	-	-	92,36
A357+Cu+Ag	6,40	0,070	1,142	0,77	0,009	0,018	0,145	0,7	-	91,44
A357+Cu+Sm	6,19	0,043	0,765	0,55	0,009	0,026	0,139	-	0,5	92,27

Πίνακας 3.1.1 : Χημική σύσταση κραμάτων αλουμινίου που χρησιμοποιήθηκαν.

Όπως φαίνεται και από τον πίνακα, τα κράματα που χρησιμοποιήθηκαν ήταν όσο το δυνατόν καθαρά, χωρίς δηλαδή προσμίξεις στοιχείων, όπως Na, Sr, Be Cr, La και Zr.

Τα χυτά αντικείμενα παραδόθηκαν από την EBETAM, η οποία πραγματοποίησε τις χυτεύσεις σε χυτήριο της Ισπανίας.

Το σύνολο των πειραματικών διαδικασιών που ακολουθήθηκαν κατά την διάρκεια εκτέλεσης της διπλωματικής εργασίας έχουν ως ακολούθως:

3.2 Προσδιορισμός παραμέτρων θερμικής κατεργασίας.

Οι βασικές παράμετροι σχεδίασης των θερμικών κατεργασιών που έγιναν, είναι η θερμοκρασία και ο χρόνος της διαλυτοποίησης και της τεχνητής γήρανσης.

Ο βασικός σκοπός της διαλυτοποίησης είναι η ανύψωση του κράματος σε μια θερμοκρασία (χαμηλότερη από την θερμοκρασία τήξης) στην οποία μετά από κάποιο

χρονικό διάστημα θα έχει επιτευχθεί διαλυτοποίηση των φάσεων Mg_2Si και Θ μέσα στο κράμα. Η θερμοκρασία και ο χρόνος της διαλυτοποίησης για τα τρία κράματα A357+Cu, A357+Cu+Ag, A357+Cu+Sm, πάρθηκαν από το πρόγραμμα "ADVACAST" και εφαρμόστηκαν όπως ακριβώς και σ' αυτό δηλαδή διαλυτοποίηση στους 535 °C για 40h και ψύξη σε νερό για τα A357+Cu, A357+Cu+Sm και 545 °C για 40h και ψύξη σε νερό για το A357+Cu+Ag.

Η θερμοκρασία όμως της τεχνητής γήρανσης υπολογίστηκε με τη βοήθεια του προγράμματος Thermo-Calc σύμφωνα με την ακόλουθη διαδικασία.

Αφού πρώτα ορίστηκαν τα τρία κράματα στο Thermo-Calc (δόθηκαν τα κραματικά στοιχεία και η ακριβής χημική σύσταση), στη συνέχεια υπολογίστηκε η κινούσα δύναμη ΔG (J/mol) για καθίζηση των φάσεων Mg_2Si και Θ για τις θερμοκρασίες των 155 και 170 °C, αλλά και για διαφορετικές περιεκτικότητες Cu, Ag και Sm. Από τα διαγράμματα που κατασκευάστηκαν διαπιστώθηκε ότι στην θερμοκρασία των 155 °C έχουμε μεγαλύτερη κινούσα δύναμη καθίζησης. Η μεγαλύτερη όμως δύναμη καθίζησης οδηγεί σύμφωνα με την θεωρία της πυρήνωσης

και σύμφωνα με την σχέση $r^* = -\frac{2\gamma_s}{\Delta G}$ (όπου r^* ... ακτίνα των σωματιδίων πυρήνωσης, γ_s ... η επιφανειακή ενέργεια των σωματιδίων, και ΔG ... η κινούσα δύναμη καθίζησης) σε μικρότερη ακτίνα r^* και συνεπώς στο σχηματισμό λεπτότερης διασποράς σωματιδίων Mg_2Si και Θ . Αυτό είχε σαν αποτέλεσμα να επιλεγεί η θερμοκρασία αυτή, για την κατεργασία της τεχνητής γήρανσης.

Η άλλη παράμετρος της τεχνητής γήρανσης, ο χρόνος, υπολογίστηκε μετά από μια πειραματική διαδικασία που εξηγείται λεπτομερώς παρακάτω στην παράγραφο Θερμικές Κατεργασίες.

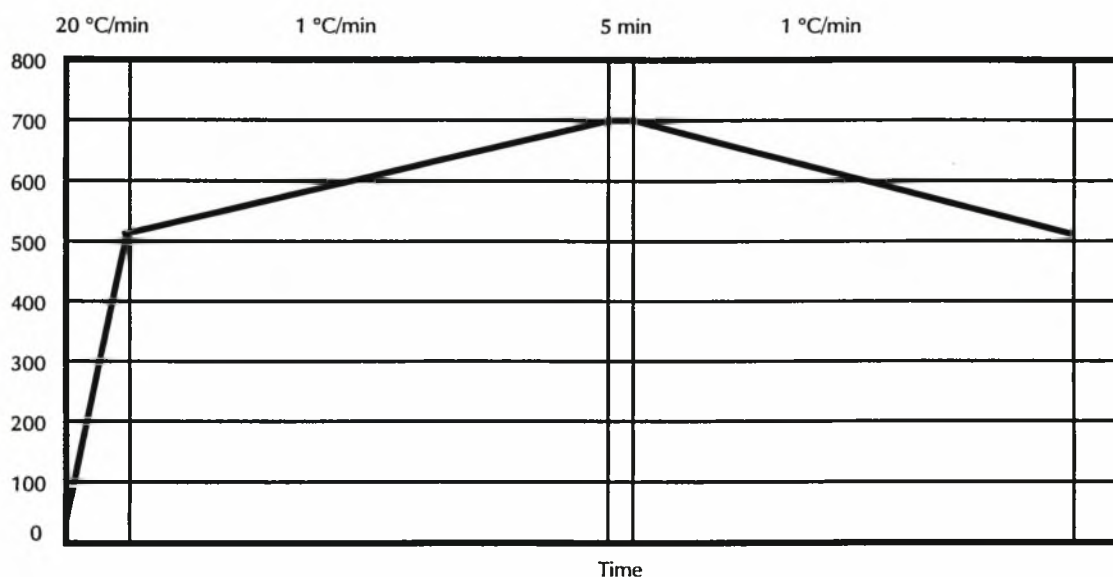
Για τα αποτελέσματα του Thermo-Calc χρησιμοποιήθηκε ο σταθμός εργασίας HP 712 του Εργαστηρίου Υλικών του Π.Θ.

3.3 Θερμική Ανάλυση.

Για την επαλήθευση των αποτελεσμάτων του Thermo-Calc και ειδικότερα των σημείων τήξης των κραμάτων, πραγματοποιήθηκε πείραμα Θερμικής Ανάλυσης και συγκεκριμένα Διαφορικής Θερμιδομετρίας Σάρωσης (DSC) στα τρία κράματα που εξετάστηκαν.

Τα δοκίμια για το DSC κόπηκαν με μικροτόμο από τα θερμικά κατεργασμένα τεμάχια και ζυγίστηκαν με ζυγαριά ακριβείας 4 δεκαδικών ψηφίων. Το βάρος των δοκιμίων που χρησιμοποιήθηκαν ήταν της τάξης των 3-4 mg και ειδικότερα είχαμε: 3.6 mg από το A357+Cu, 3.7 mg από το A357+Cu+Ag και 4.0 mg από το A357+Cu+Sm. Οι ρυθμοί θέρμανσης και ψύξης που εφαρμόστηκαν κατά την διάρκεια του πειράματος δίνονται από την εικόνα 3.3.1.

Η συσκευή που χρησιμοποιήθηκε ήταν η DSC Rheometric Scientific, η οποία βρίσκεται στο Εργαστήριο Υλικών του Π.Θ.



Εικόνα 3.3.1 : Ρυθμοί Θέρμανσης και ψύξης κατά την διάρκεια του πειράματος της Θερμικής Ανάλυσης.

3.4 Θερμικές Κατεργασίες.

Πραγματοποιήθηκαν θερμικές κατεργασίες για 2 σειρές δοκιμίων, από τις οποίες η πρώτη χρησιμοποιήθηκε για να βρεθεί ο βέλτιστος χρόνος τεχνητής γήρανσης.

α) Η πρώτη σειρά περιελάμβανε 5 δοκίμια μικρών διαστάσεων από το κάθε κράμα, τα οποία αρχικά υπέστησαν διαλυτοποίηση (θερμοκρασία και χρόνος δίνονται στον πίνακα 3.4.1) και ακολούθως βαφή σε νερό θερμοκρασίας μικρότερης των 10 °C. Στη συνέχεια υπέστησαν τεχνητή γήρανση για 10, 15, 20, 25 ώρες και

έγιναν σκληρομετρήσεις για να διαπιστωθεί ο βέλτιστος χρόνος. Για το λόγο ότι για τα κράματα A357+Cu και A357+Cu+Ag δεν παρατηρήθηκε πτώση της σκληρότητας μετά από κάποιο χρονικό διάστημα, κόπηκαν άλλα δύο δοκίμια από αυτά τα κράματα, τα οποία παρέμειναν στο φούρνο για μεγαλύτερο χρονικό διάστημα (35 και 45 ώρες). Μετά και την εκ νέου σκληρομέτρηση των δοκιμίων βρέθηκε ο χρόνος τεχνητής γήρανσης και των τριών κραμάτων που δίνεται στον πίνακα 3.4.1.

β) Η δεύτερη σειρά δοκιμών περιελάμβανε 3 μπάρες από κάθε κράμα διαστάσεων τέτοιων ώστε να μπορούν να τοποθετηθούν στο φούρνο. Οι τελικές θερμικές κατεργασίες που εφαρμόστηκαν δίνονται στον πίνακα 3.4.1 που ακολουθεί.

ΘΕΡΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ			
Κράμα	A357 + Cu	A357 + Cu + Ag	A357 + Cu + Sm
T4: Κατεργασία Διαλυτοποίησης	40h - 535 °C Ψύξη σε νερό <10 °C	40h - 525 °C Ψύξη σε νερό <10 °C	40h - 535 °C Ψύξη σε νερό <10 °C
T6: Τεχνητή Γήρανση	25h - 155 °C	25h - 155 °C	20h - 155 °C

Πίνακας 3.4.1 : Τελική Θερμική κατεργασία που ακολουθήθηκε.

Η πραγματοποίηση των θερμικών κατεργασιών έγινε στο Εργαστήριο Υλικών του Π.Θ.

3.5 Μηχανικές Δοκιμές.

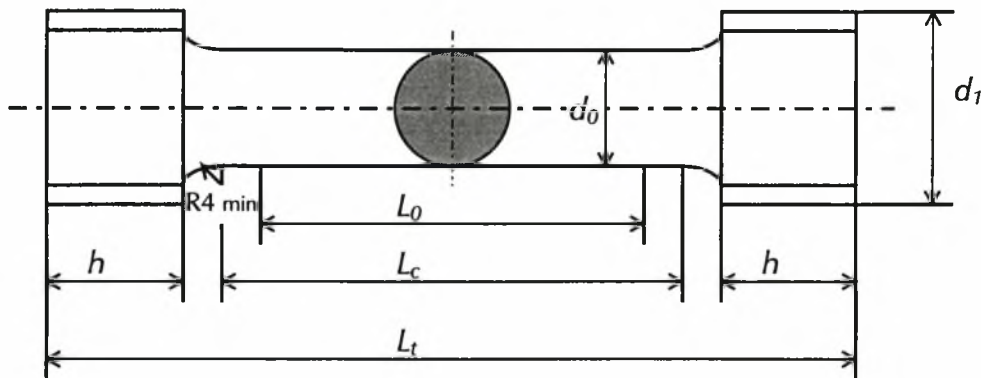
Οι μηχανικές δοκιμές που πραγματοποιήθηκαν είναι η σκληρομέτρηση και ο εφελκυσμός.

α) Οι σκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν σ' ένα σκληρόμετρο FRANK. Τα δοκίμια αφού προετοιμάστηκαν κατάλληλα (κόπηκαν σε μικρότερα κομμάτια και λειάνθηκαν) σκληρομετρήθηκαν με την μέθοδο BRINELL και με διάμετρο διεισδυτή 2.5 mm ο οποίος είναι κατάλληλος για σκληρομέτρηση σχετικά μαλακών υλικών. Σκληρομετρήθηκαν επίσης και χυτά αντικείμενα, σε σημεία με διαφορετικό πάχος ώστε να διαπιστωθεί η επιρροή του πάχους.

Τα αποτελέσματα της σκληρομέτρησης δίνονται σε μορφή πίνακα στο κεφάλαιο των αποτελεσμάτων.

β) Το πείραμα του εφελκυσμού πραγματοποιήθηκε σε μια υδραυλική μηχανή της INSTRON, στην οποία οι δυνάμεις ασκούνται μέσω του υδραυλικού συστήματος POWER PACK με την βοήθεια λαδιού. Η υποστήριξη της μηχανής γίνεται με την βοήθεια ενός Η/Υ στον οποίο δίνουμε όλα τα απαραίτητα στοιχεία του δοκιμίου που θέλουμε να εφελκύσουμε.

Τα δοκίμια εφελκυσμού κατασκευάστηκαν σύμφωνα με την προδιαγραφή DIN 50125, από τις θερμικά κατεργασμένες μπάρες. Οι ακριβείς διαστάσεις του δοκιμίου δίνονται στην εικόνα 3.5.1 που ακολουθεί.



d_0 : διάμετρος δοκιμίου

L_0 : μήκος αναφοράς δοκιμίου ($= 5 d_0$)

d_1 : μετρικό σπείρωμα κατά ISO

L_c : ανάλογο μήκος ($\geq L_0 + d_0$)

h : μήκος σπειρώματος

L_t : ολικό μήκος

με :

d_0	L_0	d_1	$h \text{ min}$	$L_c \text{ min}$	$L_t \text{ min}$
6	30	M 10	8	36	60

Εικόνα 3.5.1 : Σχηματική παράσταση και διαστάσεις δοκιμίου εφελκυσμού.

Αφού δοθούν στον Η/Υ όλα τα απαραίτητα στοιχεία όπως διάμετρος δοκιμίου, μήκος αναφοράς κ. ά. και αφού γίνει μια απαραίτητη προεργασία πάνω στο δοκίμιο (σημειωθούν με μαρκαδόρο το μήκος αναφοράς, ώστε να μπορεί να μετρηθεί μετά το πείραμα η πραγματική επιμήκυνση του δοκιμίου) βιδώνετε το δοκίμιο σε ειδικές προσθήκες και τοποθετείται στις ειδικές σιαγόνες της μηχανής εφελκυσμού. Στη συνέχεια θέτετε η μηχανή εφελκυσμού σε λειτουργία και αφού το δοκίμιο αστοχήσει τα αποτελέσματα παίρνονται τυπωμένα, εκτός από αυτά της επιμήκυνσης, η οποία όπως προαναφέρθηκε μετρείται πάνω στο σπασμένο δοκίμιο. Εφελκύστηκαν συνολικά 9 δοκίμια από τα τρία κράματα (A357+Cu, A357+Cu+Ag, A357+Cu+Sm) ώστε να διαπιστωθεί η επιρροή των κραματικών στοιχείων.

Τα αποτελέσματα του εφελκυσμού δίνονται και αυτά σε μορφή διαγράμματος στο κεφάλαιο των αποτελεσμάτων, ενώ τα διαγράμματα της μηχανής εφελκυσμού παρατίθενται στο παράρτημα.

3.6 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία.

Η ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM) πραγματοποιήθηκε σ' ένα ηλεκτρονικό μικροσκόπιο της JEOL. Τα δοκίμια για την ηλεκτρονική μικροσκοπία προήλθαν από τα "σπασμένα" δοκίμια του τεστ εφελκυσμού. Στα δοκίμια αυτά μελετήθηκε η επιφάνεια και ο μηχανισμός θραύσης, φωτογραφήθηκαν και πάρθηκαν ορισμένα φάσματα, στα οποία επιβεβαιώθηκε ο σχηματισμός ορισμένων φάσεων στα κράματα που μελετήσαμε. Περισσότερα για τα αποτελέσματα της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας αναφέρονται στο κεφάλαιο των αποτελεσμάτων.

3.7 Μεταλλογραφική Ανάλυση.

Η μεταλλογραφική ανάλυση πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο υλικών του Π.Θ. Τα δοκίμια της μεταλλογραφίας προήλθαν και αυτά από τα "σπασμένα" δοκίμια του τεστ εφελκυσμού, τα οποία αφού προετοιμάστηκαν κατάλληλα (κοπή, εγκιβωτισμός, λείανση, στίλβωση), παρατηρήθηκαν στο οπτικό μικροσκόπιο και φωτογραφήθηκαν. Περισσότερα για τα αποτελέσματα της μεταλλογραφικής ανάλυσης αναφέρονται στο κεφάλαιο των αποτελεσμάτων.

4. ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗ ΘΕΡΜΟΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΙ ΤΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ

THERMO-CALC

4.1 Υπολογιστική Θερμοδυναμική Κραμάτων

Τα διαγράμματα ισορροπίας των φάσεων είναι ένα από τα πιο σημαντικά κεφάλαια της επιστήμης των υλικών. Τα διαγράμματα φάσεων αποτελούν γραφικές αναπαραστάσεις της θερμοδυναμικής ισορροπίας. Για το λόγο αυτό η μαθηματική επεξεργασία αρχίζει απαραίτητα από την συνθήκη θερμοδυναμικής ισορροπίας.

Η συνθήκη θερμοδυναμικής ισορροπίας είναι η ελαχιστοποίηση της ελεύθερης ενέργειας Gibbs. Η συνθήκη όμως της θερμοδυναμικής ισορροπίας για να μπορέσει να χρησιμοποιηθεί σ' ένα πρόγραμμα Η/Υ όπως το Thermo-Calc πρέπει να περιγραφεί από ένα μαθηματικό μοντέλο. Τα μαθηματικά μοντέλα που αναπτύχθηκαν για να περιγράψουν την ελεύθερη ενέργεια Gibbs είναι πάρα πολλά και καθένα από αυτά δίνει έμφαση σε διαφορετικές παραμέτρους συνεισφοράς στην ενέργεια Gibbs.

Το μοντέλο που χρησιμοποιεί το Thermo-Calc είναι αυτό των Redlich-Kister-Muggianu [20]. Στο μοντέλο αυτό, η αναπαράσταση της συνάρτησης της ελεύθερης ενέργειας Gibbs για ένα διμερές σύστημα αποτελείται από τρία μέρη. Το πρώτο μέρος αντιστοιχεί σ' ένα μηχανικό μίγμα των δύο καθαρών στοιχείων. Το δεύτερο μέρος είναι η συνεισφορά του ιδανικού μίγματος και το τρίτο μέρος είναι αυτό που αποκαλείται ως επιπλέον ενέργεια (excess energy). Το τρίτο μέρος περιέχει όλες τις συνεισφορές, που βασίζονται στις αλληλεπιδράσεις των δύο διαφορετικών στοιχείων και είναι χαρακτηριστικό για την περιγραφή διμερών συστημάτων.

Το μοντέλο των Redlich-Kister-Muggianu περιέχει επιπλέον την συνεισφορά λόγω μαγνητικής ή ατομικής διάταξης των στοιχείων που συμμετέχουν στο σύστημα.

Άλλα μοντέλα που χρησιμοποιούνται για την περιγραφή της ελεύθερης ενέργειας Gibbs είναι τα ακόλουθα:

- Το μοντέλο αερίου ισορροπίας H-O
- Το μοντέλο Wagner-Schottky

- Το γενικό μοντέλο υποπλέγματος και
- Το μοντέλο στερεού διαλύματος παρεμβολής

Καθένα από τα παραπάνω μοντέλα δίνει έμφαση, όπως προαναφέρθηκε, σε διαφορετικές παραμέτρους συνεισφοράς στην ενέργεια Gibbs και επομένως δεν μπορεί να είναι σαφής η περιγραφή όλων των φάσεων από ένα μοντέλο.

4.2 Περιγραφή του Thermo-Calc

4.2.1 Γενικά

Το Thermo-Calc είναι ένα πρόγραμμα για υπολογισμούς ισορροπίας και διαγραμμάτων φάσεων. Μπορεί να εφαρμοστεί σε οποιοδήποτε θερμοδυναμικό σύστημα στο πεδίο της χημείας, της μεταλλουργίας, της επιστήμης των υλικών, της ανάπτυξης κραμάτων, της γεωχημείας, των ημιαγωγών κλπ. ανάλογα με το είδος της βάσης δεδομένων που είναι συνδεδεμένο.

Το Thermo-Calc αποτελείται από τμήματα (modules) για τις διάφορες εργασίες που ενδιαφέρεται να κάνει ο χρήστης. Υπάρχει ένα τμήμα για την επιλογή της τράπεζας δεδομένων και πληροφοριών. Ένα άλλο τμήμα χρησιμοποιείται για δημιουργία πίνακα θερμοδυναμικών δεδομένων ή για την αλληλεπίδραση και την καταχώρηση θερμοδυναμικών δεδομένων. Επίσης ένα άλλο τμήμα χρησιμοποιείται για υπολογισμούς ισορροπίας.

Τέλος υπάρχει ένα τμήμα για την πινακοποίηση των δεδομένων για ουσίες ή χημικές αντιδράσεις. Όλα τα τμήματα επιτρέπουν την συνεχή μεταξύ τους ανταλλαγή δεδομένων και πληροφοριών.

Το τμήμα για τους υπολογισμούς ισορροπίας έχει μια πολύ δυνατή και γενική ομάδα εντολών ώστε να μπορεί να ορίσει κάθε είδους υπολογισμούς ισορροπίας και διαγραμμάτων φάσεων. Κάθε συνθήκη απαραίτητη για τον υπολογισμό ορίζεται ξεχωριστά και το είδος των συνθηκών είναι:

- τιμή της θερμοκρασίας, της ενθαλπίας ή της εντροπίας
- τιμή της πίεσης ή του όγκου
- ενεργότητες ή χημικό δυναμικό συστατικών
- ολική σύσταση σε συνολικό αριθμό μορίων ή μάζας ή σε κλάσματα μορίων ή μάζας

- ορίζοντας μερικές από τις σταθερές φάσεις, π.χ. η μετασταθής ευτηκτική θερμοκρασία σε διμερές σύστημα Fe - C μπορεί να υπολογιστεί ορίζοντας ότι οι φάσεις FCC, BCC και Σεμεντίτης πρέπει να είναι σταθερές
- τη σύσταση μίας σταθερής φάσης
- γενικές συναρτήσεις των διατυπωμένων μεταβλητών, π.χ. το σημείο τήξης του Pyrrhotite στο διμερές σύστημα Fe-S μπορεί να υπολογιστεί κατευθείαν δίνοντας $X(\text{Liquid},s) - X(\text{Pyrrhotite},s) = 0$ ως μια από τις συνθήκες.

Συνδυάζοντας τους διάφορους τύπους συνθηκών ο χρήστης μπορεί να υπολογίσει κατευθείαν πολλούς τύπους ισορροπίας. Οι διατυπωμένες μεταβλητές μπορούν επίσης να οριστούν και να χρησιμοποιηθούν σαν συνθήκες ή για να γίνουν διάγραμμα τα τελικά αποτελέσματα. Τα παράγωγα των διατυπωμένων μεταβλητών μπορούν επίσης να υπολογιστούν. Για παράδειγμα σε ανοξειδωτο χάλυβα κραματωμένο με άζωτο η λειτουργία $X(\text{FCC},\text{N})_T$ (όπου η τιμή της θερμοκρασίας πρέπει να δοθεί ως όρος) δίνει πόσο θ' αλλάξει η διαλυτότητα του N στο FCC με μία μικρή αλλαγή της θερμοκρασίας.

4.2.2 Διαγράμματα & Γραφικά

Κάθε συνθήκη στο τμήμα για υπολογισμούς ισορροπίας μπορεί να χρησιμοποιηθεί σαν μεταβλητή ενός άξονα και μπορεί κάποιος να συμβαδίσει σ' έναν άξονα και να υπολογίσει πώς όποια άλλη ποσότητα εξαρτάται από τις μεταβλητές του άξονα. Ένα παράδειγμα αυτού σ' ένα σύστημα πολλαπλών συστατικών είναι πώς τα ποσά των σταθερών φάσεων μεταβάλλονται με τη θερμοκρασία. Ένα άλλο παράδειγμα είναι πώς η ενεργότητα του άνθρακα μεταβάλλεται με τη σύσταση. Όλοι οι τύποι των διαγραμμάτων φάσεων μπορούν να υπολογιστούν.

4.2.3 Θερμοδυναμικά Μοντέλα

Υπάρχει μεγάλος αριθμός μοντέλων για την περιγραφή της ελεύθερης ενέργειας, εκ των οποίων τα σπουδαιότερα είναι:

- Το κανονικό μοντέλο με τις διμερής παραμέτρους Redlich-Kister και τις παραμέτρους τριμερούς συστασιακής εξάρτησης.
- Το σύνθετο μοντέλο ενέργειας με πάνω από 10 υποπλέγματα και τριμερείς παραμέτρους αλληλεπίδρασης Redlich-Kister σε όλα τα υποπλέγματα.

- Το μοντέλο δύο ιονικών υγρών υποπλεγμάτων.
- Το συναφές μοντέλο διαλύματος
- Το μοντέλο κελί των Karoor - Frohberg - Gaye για υγρά οξειδία.
- Το μοντέλο CVM τετραέδρου.
- Το μοντέλο Inden για τη μαγνητική συνεισφορά.
- Το μοντέλο Pitzer για υδατικά διαλύματα.

Εντούτοις, πολλά από τα μοντέλα που παραθέσαμε πιο πάνω είναι ειδικές περιπτώσεις του γενικευμένου σύνθετου μοντέλου ενέργειας. Κάθε φάση μπορεί να περιγραφεί με ένα διαφορετικό μοντέλο. Όλοι οι παράμετροι στα μοντέλα, είναι δυνατόν να εξαρτώνται από την θερμοκρασία και την πίεση.

4.2.4 Βάσεις Δεδομένων

Μία θερμοδυναμική βάση δεδομένων είναι ένας μοναδικός τύπος βάσης δεδομένων με την έννοια ότι μπορεί κάποιος να έχει μερικά αξιολογημένα συστήματα μέσα σε αυτή αλλά μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τον υπολογισμό και την πρόβλεψη ιδιοτήτων σε πολυσύνθετα συστήματα όπου δεν υπάρχει διαθέσιμη πειραματική πληροφόρηση. Το πρόγραμμα Thermo-Calc έχει πρόσβαση στις ακόλουθες βάσεις δεδομένων:

Βάση δεδομένων SGTE Solution

Το SGTE σημαίνει Scientific Group Thermodata Europe και αποτελεί μια κοινοπραξία επτά ερευνητικών ιδρυμάτων και πανεπιστημίων στην Αγγλία, στη Γαλλία, στη Γερμανία και στη Σουηδία. Το SGTE έχει ένα μακροπρόθεσμο σχέδιο να διαθέσει μία θερμοχημική βάση δεδομένων για όλες τις περιπτώσεις με αξιολογημένα δεδομένα. Προς το παρόν η βάση δεδομένων διάλυσης SGTE περιέχει περίπου 150 αξιολογημένα διμερή, τριμερή και υψηλής τάξης κραματικά συστήματα.

Βάση δεδομένων SGTE Substance

Η βάση δεδομένων Substance περιέχει αξιολογημένα θερμοδυναμικά δεδομένα για περίπου 2000 συμπυκνωμένα συστατικά, 1000 αέρια στοιχεία και 500 υδατικά ιόντα και στοιχεία. Τα δεδομένα για κάθε συστατικό ή στοιχείο αποτελούνται από:

- την ενθαλπία σχηματισμού στους 298.15 °K (σε σχέση με το καθαρό στοιχείο)
- την εντροπία στους 298.15 °K.
- την εξάρτηση της θερμοχωρητικότητας από την θερμοκρασία, από τους 298.15 °K μέχρι την αέρια κατάσταση.

Όλα τα δεδομένα που εμπεριέχονται στις βάσεις δεδομένων είναι για 1 bar πίεσης. Αυτή η βάση δεδομένων είναι ιδιαίτερα χρήσιμη για :

- Πινακοποίηση των θερμοδυναμικών δεδομένων
- Υπολογισμούς και πινακοποιήσεις των αντιδράσεων και των σταθερών ισορροπίας.
- Υπολογισμούς των σύνθετων αέριων ισορροπιών για πολυσύνθετα συστήματα χωρίς στερεά διαλύματα. Την αέρια και την υγρή φάση τις μεταχειριζόμαστε σαν ιδανικές.

Η Βάση Δεδομένων IRSID (Iron Slag Database)

Αυτή η βάση δεδομένων αναπτύχθηκε από το IRSID και αποτελείται από δεδομένα για την υγρή σκουριά και τα συμπυκνωμένα οξειδία για τα Al_2O_3 - CaO - FeO - Fe_2O_3 - MgO - SiO_2 . Οι παράμετροι διάλυσης για 20 περίπου στοιχεία στον υγρό σίδηρο έχουν συγκεντρωθεί από τους Sigworth και Elliot [21].

Αυτή η βάση δεδομένων είναι κατάλληλη για υπολογισμούς ενεργότητας και ισορροπίας φάσεων στα μεταλλουργικά συστήματα σκουριάς. Η υγρή σκουριά ορίζεται με το μοντέλο κελιού που πρότειναν οι Karoor και Froberg και τροποποίησε ο Gaye [22].

Παραλλαγές της σύστασης στα στερεά οξειδία έχουν ληφθεί υπόψιν. Οι παράμετροι διάλυσης έχουν μεταβληθεί σε παραμέτρους κανονικής διάλυσης σύμφωνα με τον Hillert [23].

Η Βάση Δεδομένων Fe - base

Αυτή η βάση δεδομένων έχει συσταθεί από τον Τομέα Φυσικής Μεταλλουργίας, του Βασιλικού Ινστιτούτου Τεχνολογίας στη Σουηδία.

Περιέχει εκτιμήσεις δεδομένων για χάλυβες. Καλύπτει συστήματα ενδιαφέροντος για επαναφορά και θερμική κατεργασία χαλύβων.

Οι εκτιμήσεις έχουν γίνει στην πλευρά των συστημάτων που είναι πλούσια σε Fe όπως Fe - X - C και Fe - X - Y - C, όπου τα X και Y είναι μεταλλικά στοιχεία όπως τα Cr, Ni, Mo, W. Λίγα συστήματα με N έχουν ομοίως εκτιμηθεί.

Η συνιστώμενη θερμοκρασία κυμαίνεται από 700 έως 1200 °C. Τα δεδομένα για τον ωστενίτη και τον φερρίτη είναι καλά ενώ για τα καρβίδια τα δεδομένα είναι καλά για τον σεμεντίτη και τα καρβίδια M_{23} , M_7 και M_6 . Η βάση δεδομένων δεν έχει δεδομένα για τα υγρά ή τα ενδομεταλλικά συστατικά όπως η σίγμα-φάση. Τα δεδομένα για το άζωτο έχουν εκτιμηθεί μόνο για τον ανοξειδωτο χάλυβα λ.χ. τον ωστενίτη, τον φερρίτη και το έψιλον νιτρίδιο.

Η ιονική βάση δεδομένων

Αυτή η βάση δεδομένων περιέχει αξιολογημένα δεδομένα οξειδίων και σουλφιδίων χρησιμοποιώντας το υγρό ιονικό μοντέλο δύο υποπλεγμάτων και το σύνθετο μοντέλο ενέργειας για τα στερεά. Η βάση δεδομένων σήμερα περιέχει δεδομένα για μερικά υποσυστήματα σε Al - Ca - Mg - Si - O, C - Ca - Fe - Si - O και Cr - Ni - O. Σημερινές αξιολογήσεις γίνονται στα συστήματα Al - Si - O - N και Cu - Fe - S. Τα συστήματα έχουν αξιολογηθεί από τη μεταλλική ως την οξειδωτική πλευρά. Το ίδιο μοντέλο χρησιμοποιείται για το υγρό έναντι ολόκληρης της γκάμας συστατικών. Τα δεδομένα για τη διαλυτότητα στα στερεά οξειδία έχουν ληφθεί υπ' όψιν χρησιμοποιώντας διάφορα υποπλέγματα με ιονικά συστατικά που χρησιμοποιούν στοιχειομετρικά κενά

Η Γεωχημική Βάση Δεδομένων Saxena

Αυτή η βάση δεδομένων αναπτύχθηκε από τον καθηγητή Saxena στο Σουηδικό Πανεπιστήμιο Uppsala. Περιέχει αξιολογημένα δεδομένα που εξαρτώνται από την θερμοκρασία και την πίεση για περίπου 75 πυριτικά άλατα και άλλα οξειδία, κυρίως συστατικά σχήματος πέτρας στο σύστημα Al - Ca - K - Fe - Mg - Na - S - O.

Για την εξάρτηση της πίεσης χρησιμοποιείται το μοντέλο Murnaghani. Το εφαρμοζόμενο εύρος θερμοκρασίας είναι από τους 298.15 °K μέχρι περίπου τους 6000 °K και το εύρος της πίεσης από το 1 bar έως τα 20 Gbar.

Η Διμερής Βάση Δεδομένων Kaufman

Αυτή η βάση δεδομένων αρχικά εκδόθηκε σε μια σειρά άρθρων του περιοδικού CALPHAD. Τα άρθρα καλύπτουν διμερή συστήματα με Fe, Cr, Ni, B, C, Co, Mo, Nb, Ti, W, Mn, Al, Si και Cu.

5. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

5.1 *Thermo-Calc.*

Με την βοήθεια του υπολογιστικού πακέτου Thermo-Calc υπολογίστηκαν τα ποσοστά και η χημική σύσταση των φάσεων σε διαφορετικές θερμοκρασίες που δίνονται στους πίνακες 5.1.1 - 5.1.8, καθώς και τα διαγράμματα ποσοστού των φάσεων, στερεοποίησης και τα ισοσυστασιακά διαγράμματα που δίνονται στις εικόνες 5.1.1 - 5.1.12. Τα διαγράμματα αυτά συγκρίθηκαν μεταξύ τους για να διαπιστωθεί αν υπάρχει αλλαγή στη δομή των κραμάτων με την δημιουργία νέων φάσεων ή με την αλλαγή της θερμοκρασίας σχηματισμού ορισμένων φάσεων

Με το Thermo-Calc υπολογίστηκε, όπως αναφέρθηκε, και η κινούσα δύναμη για καθίζηση των φάσεων Mg_2Si και Θ - phase. Τα αποτελέσματα που εξήχθησαν, χρησιμοποιήθηκαν στον υπολογισμό της θερμοκρασίας τεχνητής γήρανσης και απεικονίζονται σαν διαγράμματα στις εικόνες 5.1.13 - 5.1.15.

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.1

Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357

ΦΑΣΕΙΣ				
ΘΕΡΜΟΚΡ.	FCC A ₄	FCC A ₁	Mg ₂ Si	LIQUID
RT	100% Si	100% Al	63.38% Mg 36.62% Si	-
250 °C	100% Si	99.957% Al 0.0262% Si 0.0168% Mg	63.38% Mg 36.62% Si	-
500 °C	100% Si	98.533% Al 0.903% Si 0.564% Mg	63.38% Mg 36.62% Si	-
561.5 °C	100% Si	97.5% Al 2% Si 0.5% Mg	-	81.3% Al 14.3% Si 4.4% Mg
570 °C	100% Si	97.5% Al 2.2% Si 0.3% Mg	-	83.9% Al 13.7% Si 2.4% Mg
580 °C	-	97.7% Al 2.1% Si 0.2% Mg	-	86.2% Al 12.5% Si 1.3% Mg
600 °C	-	98.633% Al 1.183% Si 0.184% Mg	-	89.966% Al 9.212% Si 0.822% Mg

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.2

Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357

ΦΑΣΕΙΣ				
ΘΕΡΜΟΚΡ.	FCC A ₄ (Si) %	FCC A ₁ (Al) %	Mg ₂ Si %	LIQUID
RT	5.84	93.15	1.01	-
250 °C	5.83	93.19	0.98	-
500 °C	5.32	94.56	0.12	-
561.5 °C	3.66	91.37	-	4.97
570 °C	2.14	80.29	-	17.57
580 °C	-	59	-	41
600 °C	-	34.83	-	65.17

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.3

Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357 + 1.0 Cu

ΘΕΡΜ.	ΦΑΣΕΙΣ				
	AL ₂ CU (ΤΗΕΤΑ)	FCC A ₄	FCC A ₁	Mg ₂ Si	LIQUID
RT	54.07% Cu 45.93% Al	100% Si	100% Al	63.38% Mg 36.62% Si	-
250 °C	53.95% Cu 46.05% Al	100% Si	99.717% Al 0.239% Cu 0.0265% Si 0.0175% Mg	63.38% Mg 36.62% Si	-
500 °C	-	100% Si	97.62% Al 0.9255% Si 0.5769% Mg 0.8776% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	-
550 °C	-	100% Si	96.8% Al 1.941% Si 0.394% Mg 0.865% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	-
552 °C	-	100% Si	96.86% Al 1.97% Si 0.4% Mg 0.77% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	77.682% Al 12.451% Si 3.667% Mg 6.2% Cu
570 °C	-	100% Si	97.343% Al 2.241% Si 0.152% Mg 0.264% Cu	-	83.57% Al 12.81% Si 1.44% Mg 2.18% Cu
600 °C	-	-	98.554% Al 1.0887% Si 0.2369% Mg 0.1204% Cu	-	89.232% Al 8.549% Si 1.037% Mg 1.182% Cu

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.4

Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357 + 1.0 Cu

ΘΕΡΜ.	ΦΑΣΕΙΣ				
	ΤΗΕΤΑ (AL ₂ CU) %	FCC A ₄ (Si) %	FCC A ₁ (Al) %	Mg ₂ Si %	LIQUID
RT	1.06	5.43	92.22	1.29	-
250 °C	0.78	5.41	92.54	1.27	-
500 °C	-	4.89	94.74	0.37	-
550 °C	-	3.97	95.76	0.27	-
552 °C	-	3.82	94.49	0.16	1.53
570 °C	-	0.69	70.07	-	29.24
600 °C	-	-	33.54	-	66.46

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.5

Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357 + 1.0 Cu + 0.7 Ag

ΦΑΣΕΙΣ						
ΘΕΡΜ.	AL ₂ CU (ΘΗΤΑ)	BCC A ₂	FCC A ₄	FCC A ₁	Mg ₂ Si	LIQUID
RT	54.04% Cu 45.96% Al	89.04% Ag 10.96% Al	100% Si	99.85% Al 0.15% Ag	63.38% Mg 36.62% Si	-
250 °C	53.94% Cu 46.06% Al	-	100% Si	98.9% Al 0.283% Cu 0.0375% Si 0.0062% Mg 0.7733% Ag	63.38% Mg 36.62% Si	-
500 °C	-	-	100% Si	96.54% Al 1.26% Si 0.247% Mg 1.21% Cu 0.743% Ag	63.38% Mg 36.62% Si	-
545 °C	-	-	100% Si	95.82% Al 1.86% Si 0.377% Mg 1.2% Cu 0.743% Ag	63.38% Mg 36.62% Si	-
547 °C	-	-	100% Si	95.89% Al 1.89% Si 0.383% Mg 1.1% Cu 0.737% Ag	63.38% Mg 36.62% Si	75.3% Al 11.4% Si 3.33% Mg 8.52% Cu 1.45% Ag
560 °C	-	-	100% Si	96.6% Al 2.07% Si 0.289% Mg 0.477% Cu 0.564% Ag	-	79.69% Al 12.52% Si 2.7% Mg 3.8% Cu 1.29% Ag
600 °C	-	-	-	97.93% Al 1.423% Si 0.157% Mg 0.18% Cu 0.31% Ag	-	87.902% Al 8.61% Si 1.042% Mg 1.57% Cu 0.876% Ag

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.6

Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357 + 1.0 Cu + 0.7 Ag

ΦΑΣΕΙΣ						
ΘΕΡΜ.	ΘΗΤΑ (AL ₂ CU) %	BCC A ₂ (Ag) %	FCC A ₄ (Si) %	FCC A ₁ (Al) %	Mg ₂ Si %	LIQUID
RT	1.47	0.22	5.8	91.21	1.3	-
250 °C	1.145	-	5.77	91.8	1.285	-
500 °C	-	-	4.77	94.32	0.91	-
545 °C	-	-	4.27	95.03	0.7	-
547 °C	-	-	4.158	94.03	0.62	1.192
560 °C	-	-	2.19	77.87	-	19.94
600 °C	-	-	-	31.06	-	68.94

ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.7

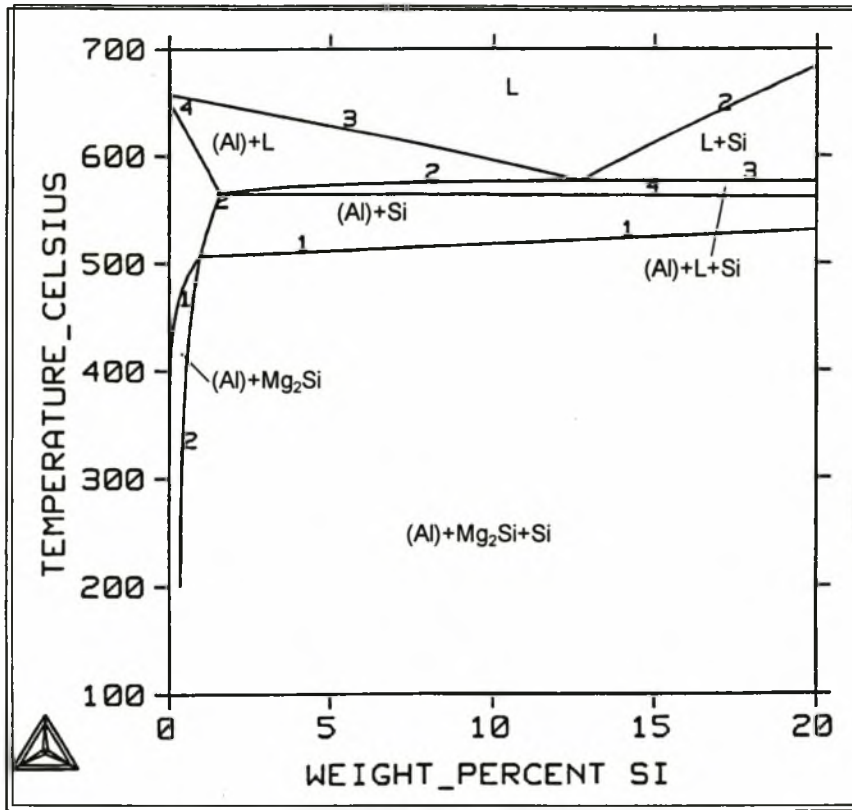
Χημική Σύσταση των Φάσεων του A357 + 1.0 Cu + 0.5 Sm

ΦΑΣΕΙΣ						
ΘΕΡΜ.	AL ₂ CU (ΤΗΤΑ)	RHOMBOH	FCC A ₄	FCC A ₁	Mg ₂ Si	LIQUID
RT	54.04% Cu 45.96% Al	100% Sm	100% Si	100% Al	63.38% Mg 36.62% Si	-
250 °C	53.94% Cu 46.06% Al	100% Sm	100% Si	99.6747% Al 0.2814% Cu 0.0378% Si 0.0061% Mg	63.38% Mg 36.62% Si	-
413 °C	-	-	100% Si	98.59% Al 0.5% Si 0.1% Mg 0.81% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	24.29% Al 73.51% Sm 0.9% Si 0.18% Mg 1.12% Cu
500 °C	-	-	100% Si	97.72% Al 1.26% Si 0.243% Mg 0.777% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	46.69% Al 44.47% Sm 4.5% Si 1.03% Mg 3.31% Cu
545 °C	-	-	100% Si	97.16% Al 1.85% Si 0.374% Mg 0.616% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	70.9% Al 11.03% Sm 10.63% Si 2.98% Mg 4.46% Cu
547 °C	-	-	100% Si	97.15% Al 1.88% Si 0.385% Mg 0.585% Cu	63.38% Mg 36.62% Si	72.29% Al 9.2% Sm 11.05% Si 3.14% Mg 4.32% Cu
600 °C	-	-	-	98.24% Al 1.52% Si 0.114% Mg 0.126% Cu	-	88.36% Al 8.99% Si 0.78% Mg 1.1% Cu 0.77% Sm

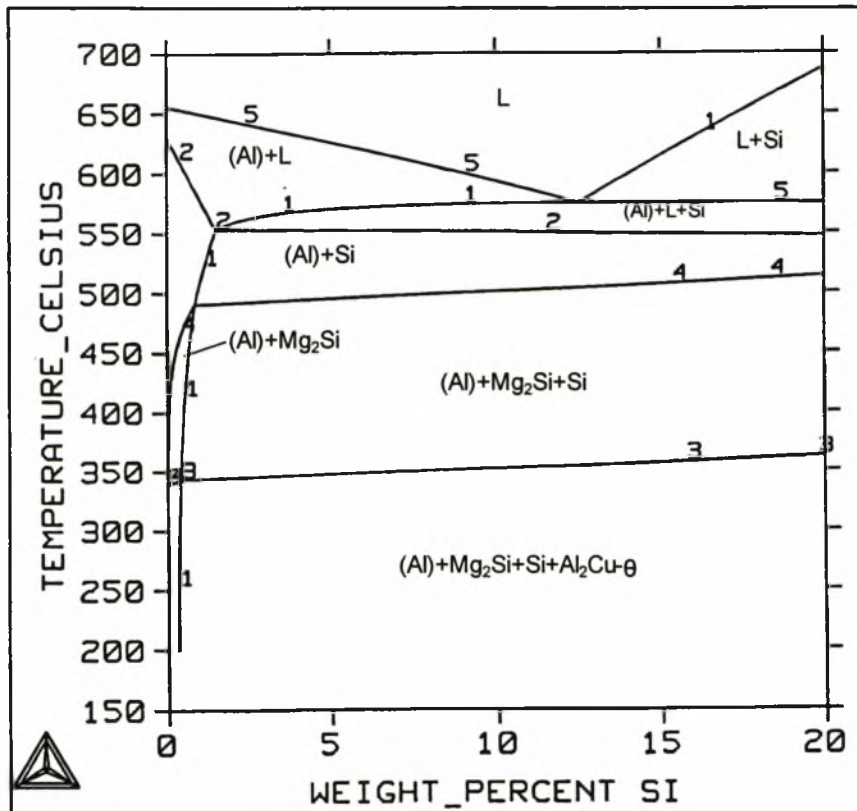
ΠΙΝΑΚΑΣ 5.1.8

Επί τοις Εκατό Ποσοστό των Φάσεων του A357 + 1.0 Cu + 0.5 Sm

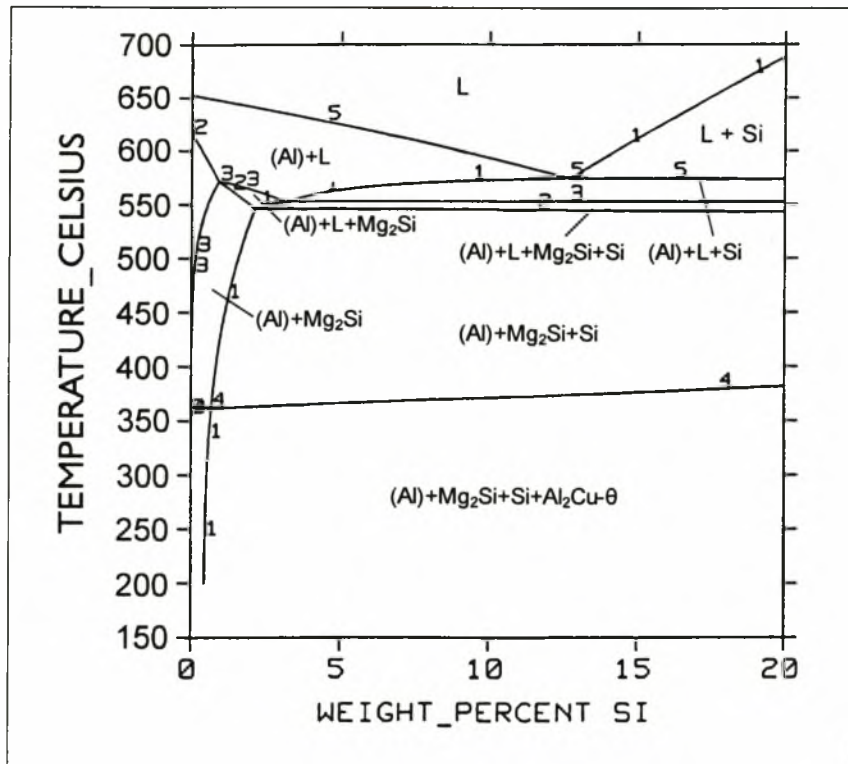
ΦΑΣΕΙΣ						
ΘΕΡΜ.	ΤΗΤΑ (AL ₂ CU) %	FCC A ₄ (Si) %	FCC A ₁ (Al) %	RHOMB	Mg ₂ Si %	LIQUID
RT	0.98	5.9	92.09	0.1	0.93	-
250 °C	0.655	5.87	92.46	0.1	0.915	-
413 °C	-	5.288	93.66	-	0.78	0.272
500 °C	-	4.85	93.92	-	0.53	0.7
545 °C	-	3.85	91.97	-	0.127	4.053
547 °C	-	3.748	91.255	-	0.062	4.935
600 °C	-	-	34.98	-	-	65.02



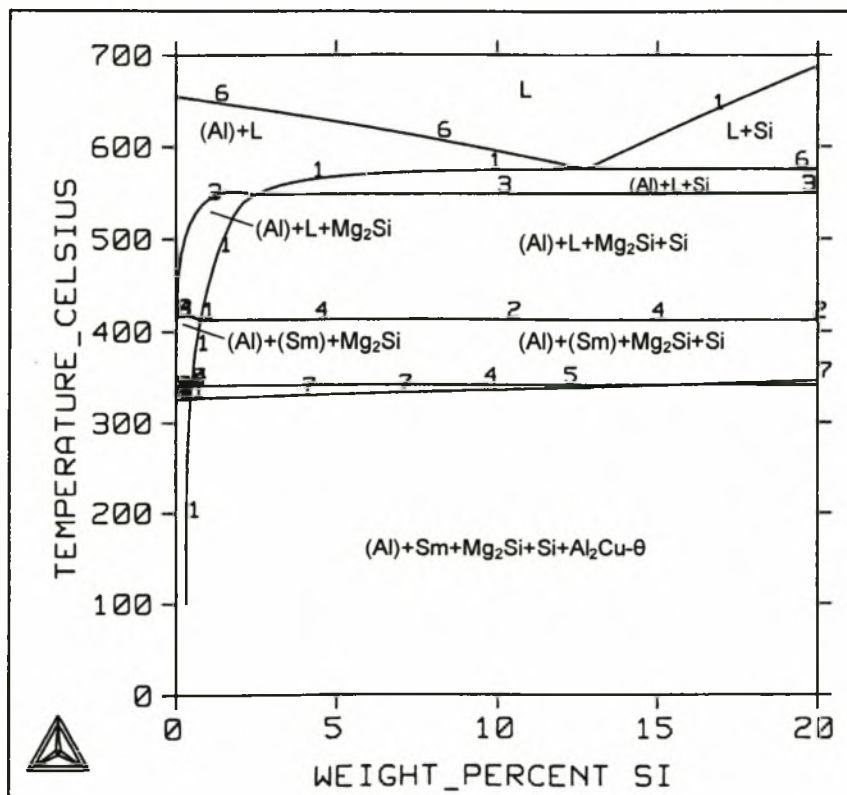
Εικόνα 5.1.1 : Ισοστασιακό διάγραμμα του κράματος A357.



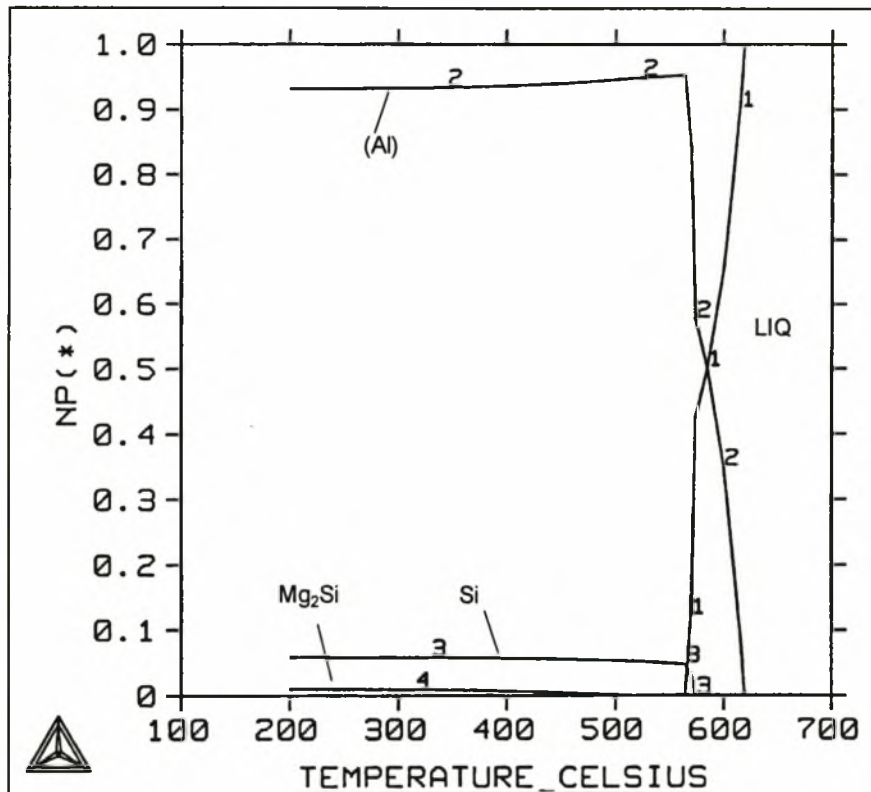
Εικόνα 5.1.2 : Ισοστασιακό διάγραμμα του κράματος A357 + Cu



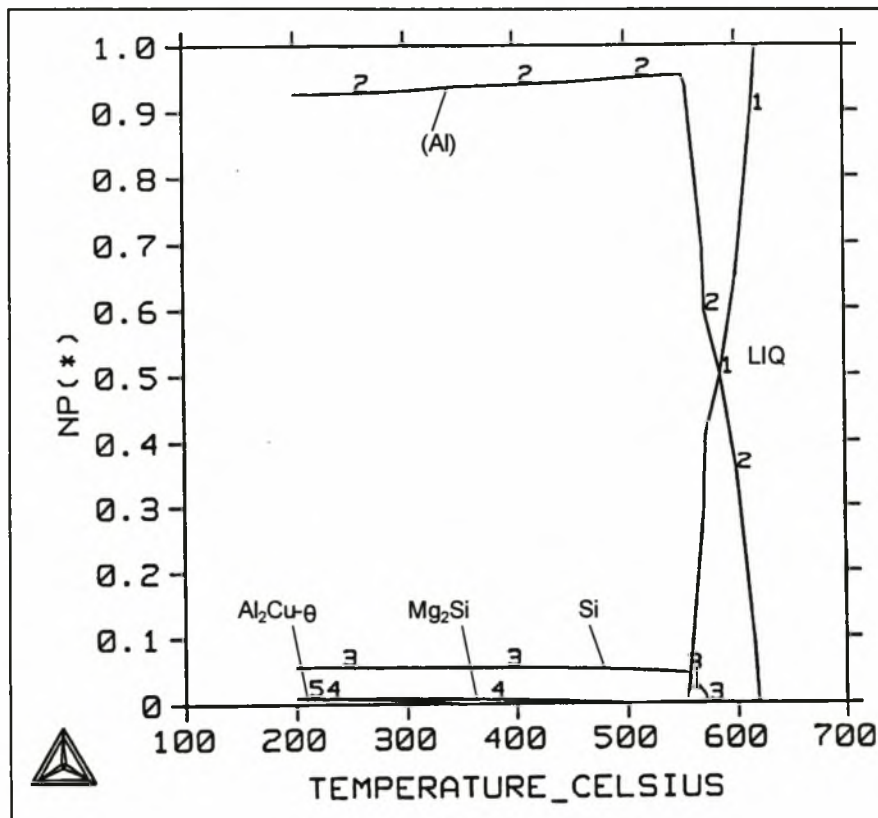
Εικόνα 5.1.3 : Ισοστασιακό διάγραμμα του κράματος A357 + Cu + Ag



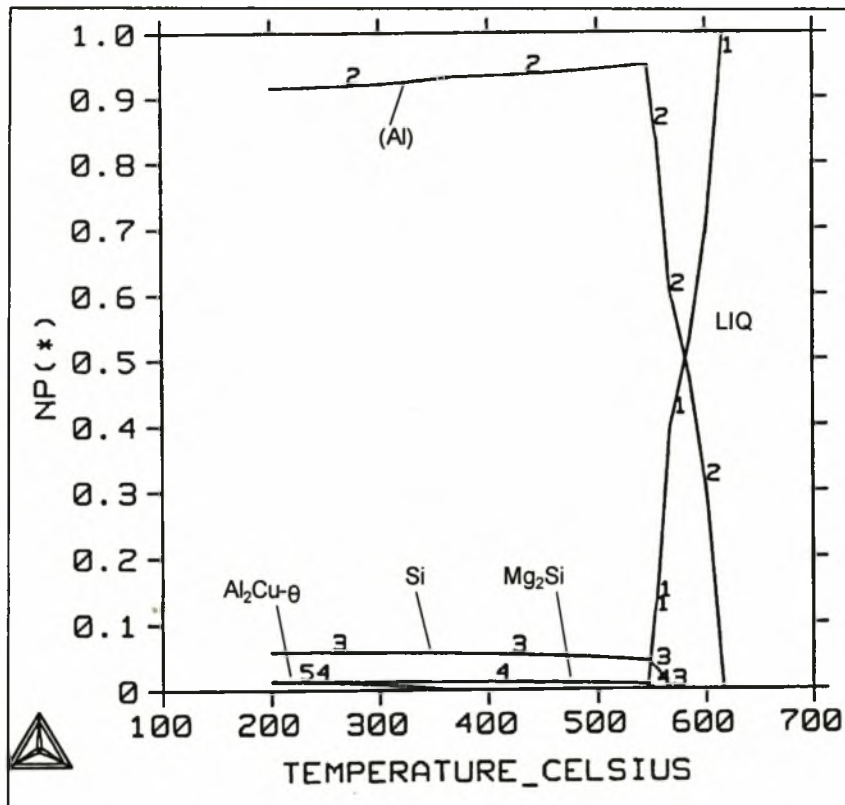
Εικόνα 5.1.4 : Ισοστασιακό διάγραμμα του κράματος A357 + Cu + Sm



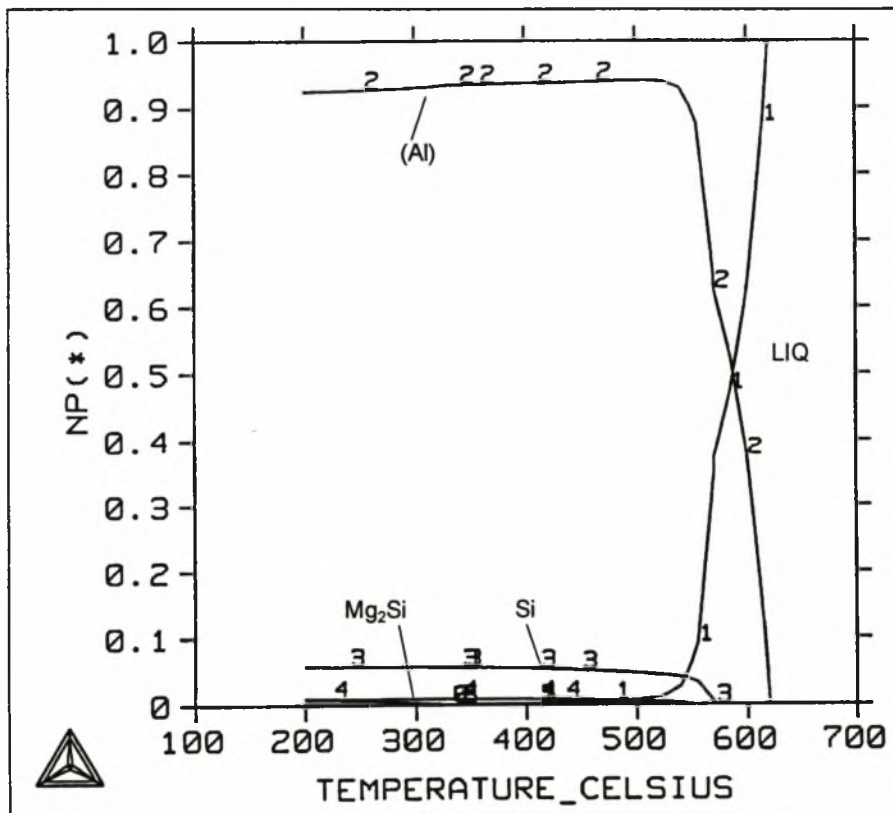
Εικόνα 5.1.5 : Διάγραμμα ποσοστού των φάσεων του κράματος A357



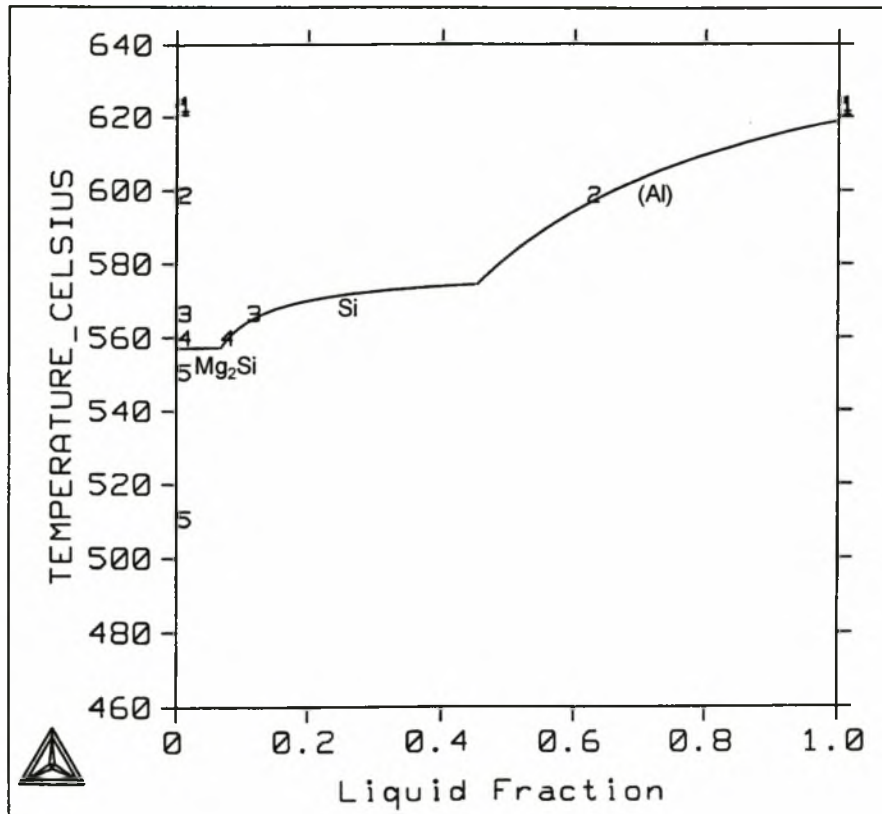
Εικόνα 5.1.6 : Διάγραμμα ποσοστού των φάσεων του κράματος A357 + Cu



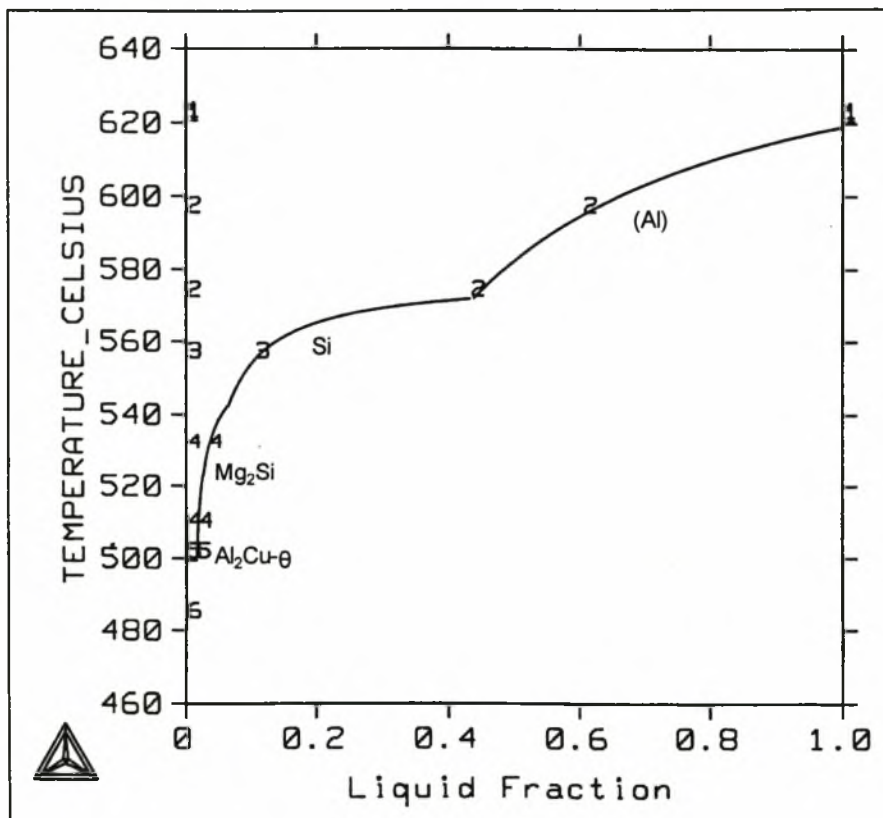
Εικόνα 5.1.7 : Διάγραμμα ποσοτού των φάσεων του κράματος A357 + Cu + Ag



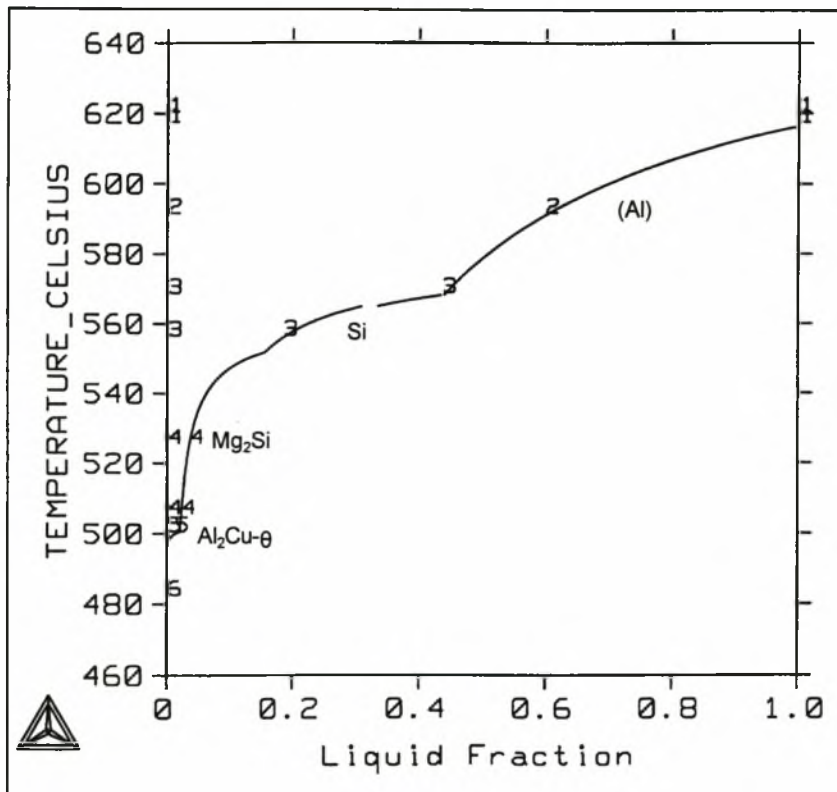
Εικόνα 5.1.8 : Διάγραμμα ποσοτού των φάσεων του κράματος A357 + Cu + Sm



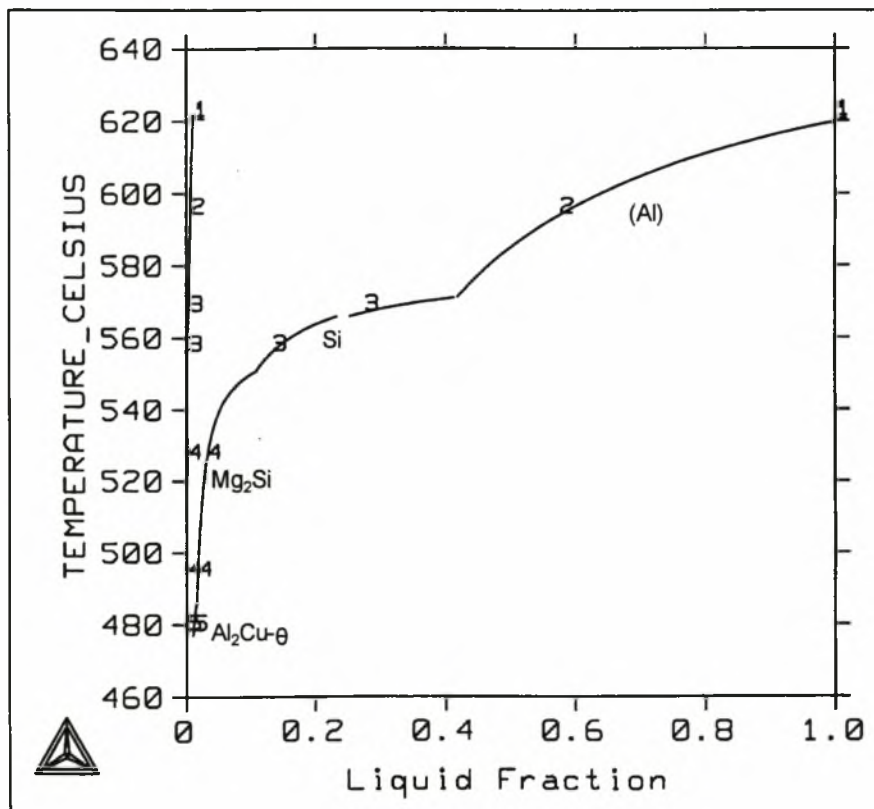
Εικόνα 5.1.9 : Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357



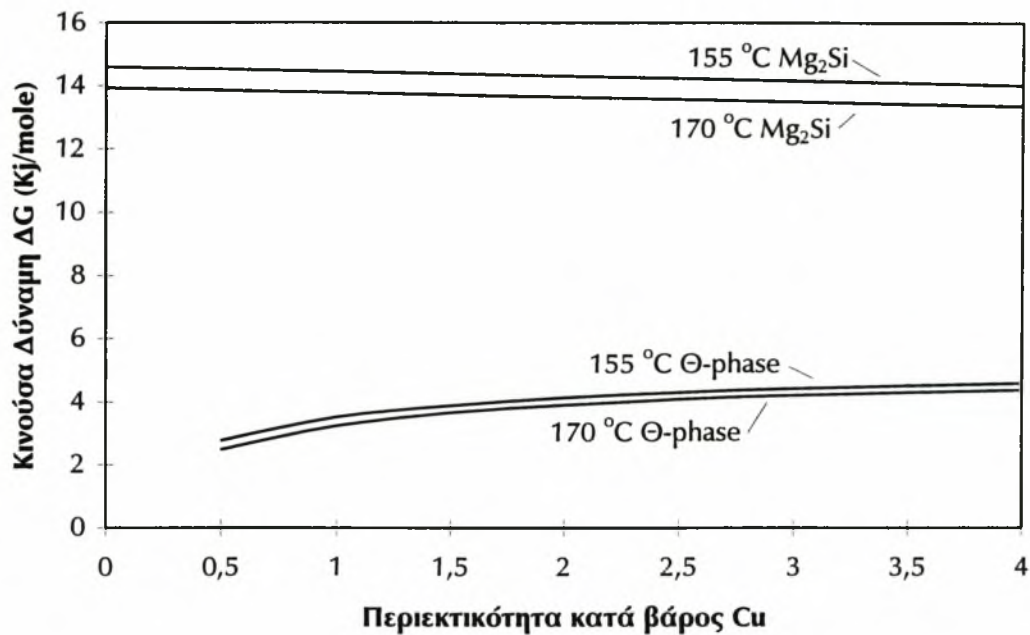
Εικόνα 5.1.10 : Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357 + Cu



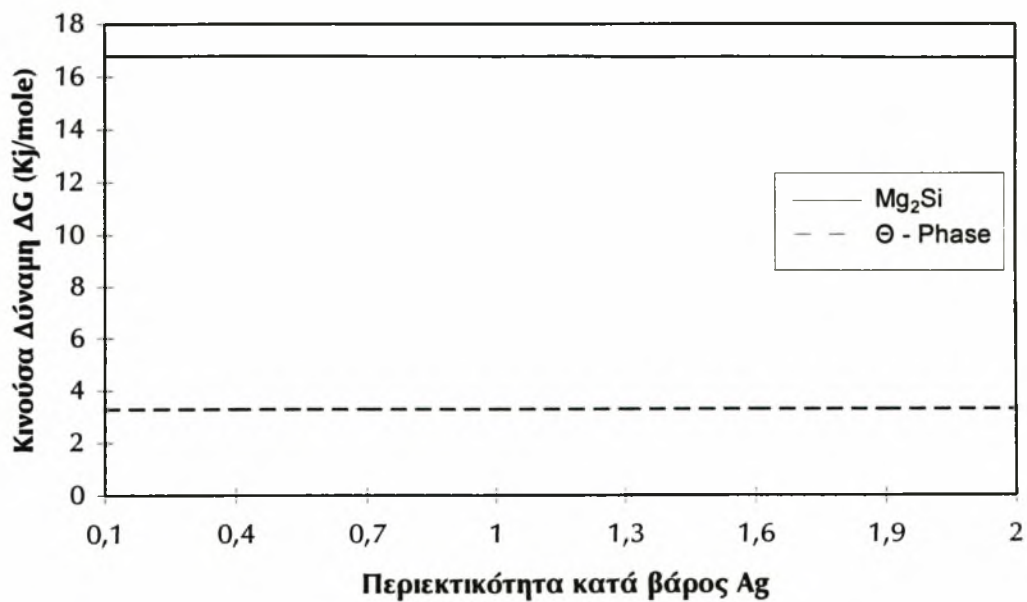
Εικόνα 5.1.11 : Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357 + Cu + Ag



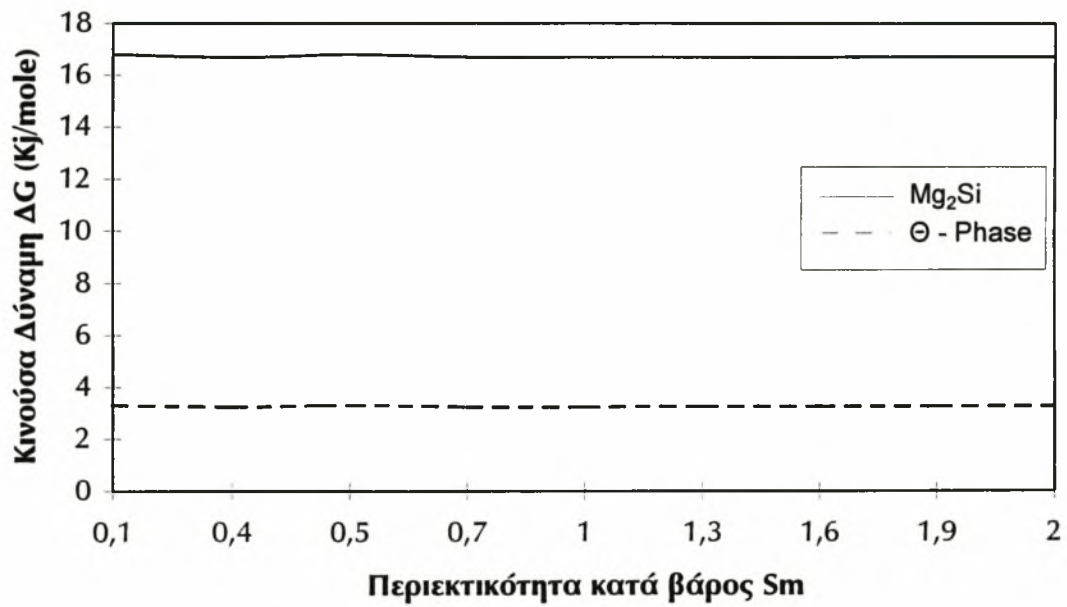
Εικόνα 5.1.12 : Διάγραμμα στερεοποίησης του κράματος A357 + Cu + Sm



Εικόνα 5.1.13 : Διάγραμμα μεταβολής της Κινούσας Δύναμης σε συνάρτηση με την Θερμοκρασία γήρανσης και με την Περιεκτικότητα σε Cu.



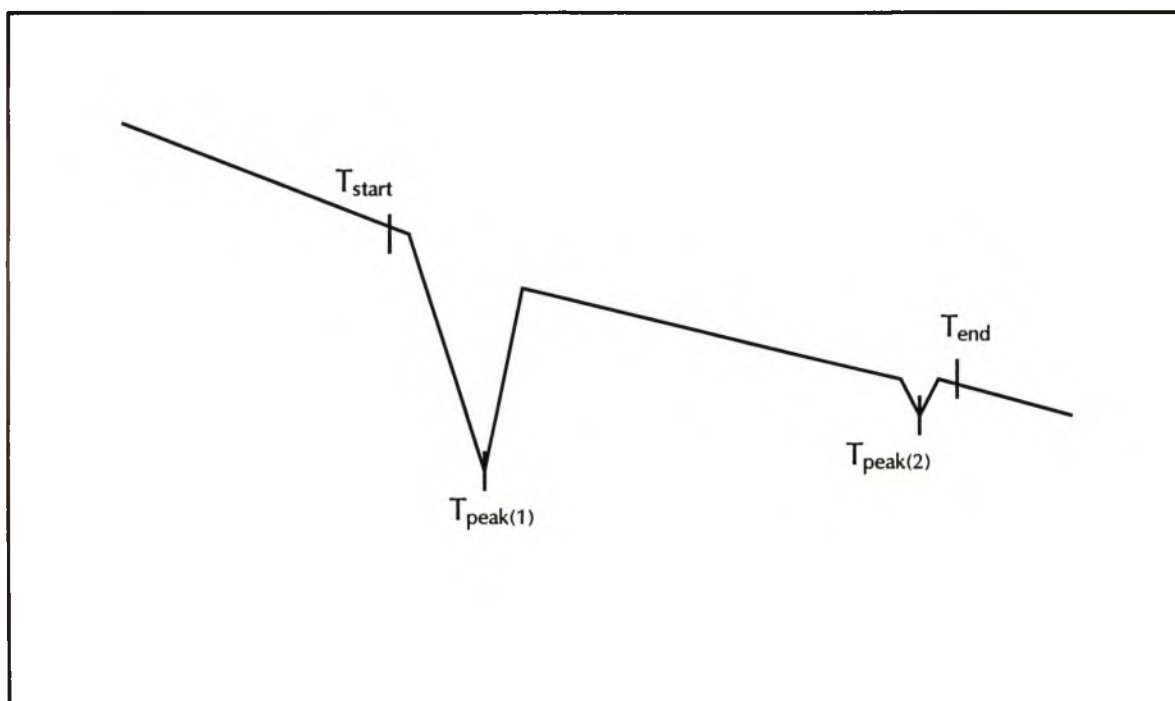
Εικόνα 5.1.14 : Διάγραμμα μεταβολής της Κινούσας Δύναμης σε συνάρτηση με την περιεκτικότητα Ag για σταθερή Θερμοκρασία γήρανσης 155 °C.



Εικόνα 5.1.15 : Διάγραμμα μεταβολής της Κινούσας Δύναμης σε συνάρτηση με την περιεκτικότητα Sm για σταθερή Θερμοκρασία γήρανσης 155 °C.

5.2 Θερμική Ανάλυση.

Τα αποτελέσματα της Θερμικής Ανάλυσης (DSC) φαίνονται στις εικόνες 5.2.2 - 5.2.4 για το κράμα A357 + Cu , εικ. 5.2.5 - 5.2.7 για το κράμα A357 + Cu + Ag και εικ. 5.2.8 - 5.2.10 για το κράμα A357 + Cu + Sm. Οι χαρακτηριστικές θερμοκρασίες υπολογίστηκαν σαν T_{start} , $T_{peak(1)}$, $T_{peak(2)}$ και T_{end} όπως φαίνεται στην εικόνα 5.2.1. Οι τιμές αυτών των θερμοκρασιών μαζί με τις τιμές των ενθαλπιών ΔH_f και ΔH_s φαίνονται στον πίνακα 5.2.1 για τα τρία κράματα που εξετάστηκαν.



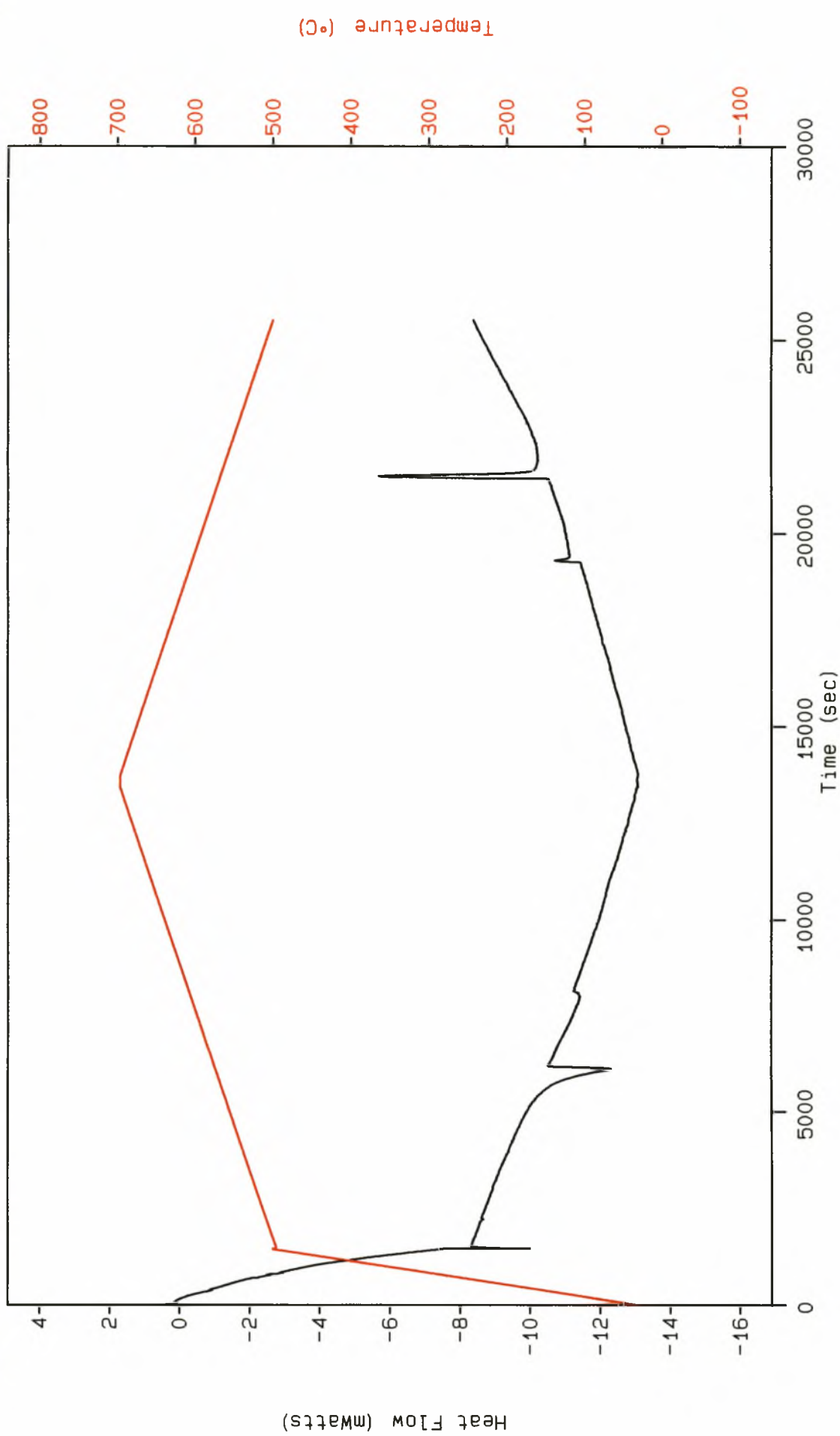
Εικόνα 5.2.1 : Σχηματική παράσταση που δείχνει τον καθορισμό των χαρακτηριστικών θερμοκρασιών.

DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 1.0 Cu
RUN ID : 1.0
SIZE : 3.600 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/08/1995
GAS 1 : N2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ.of Thessaly

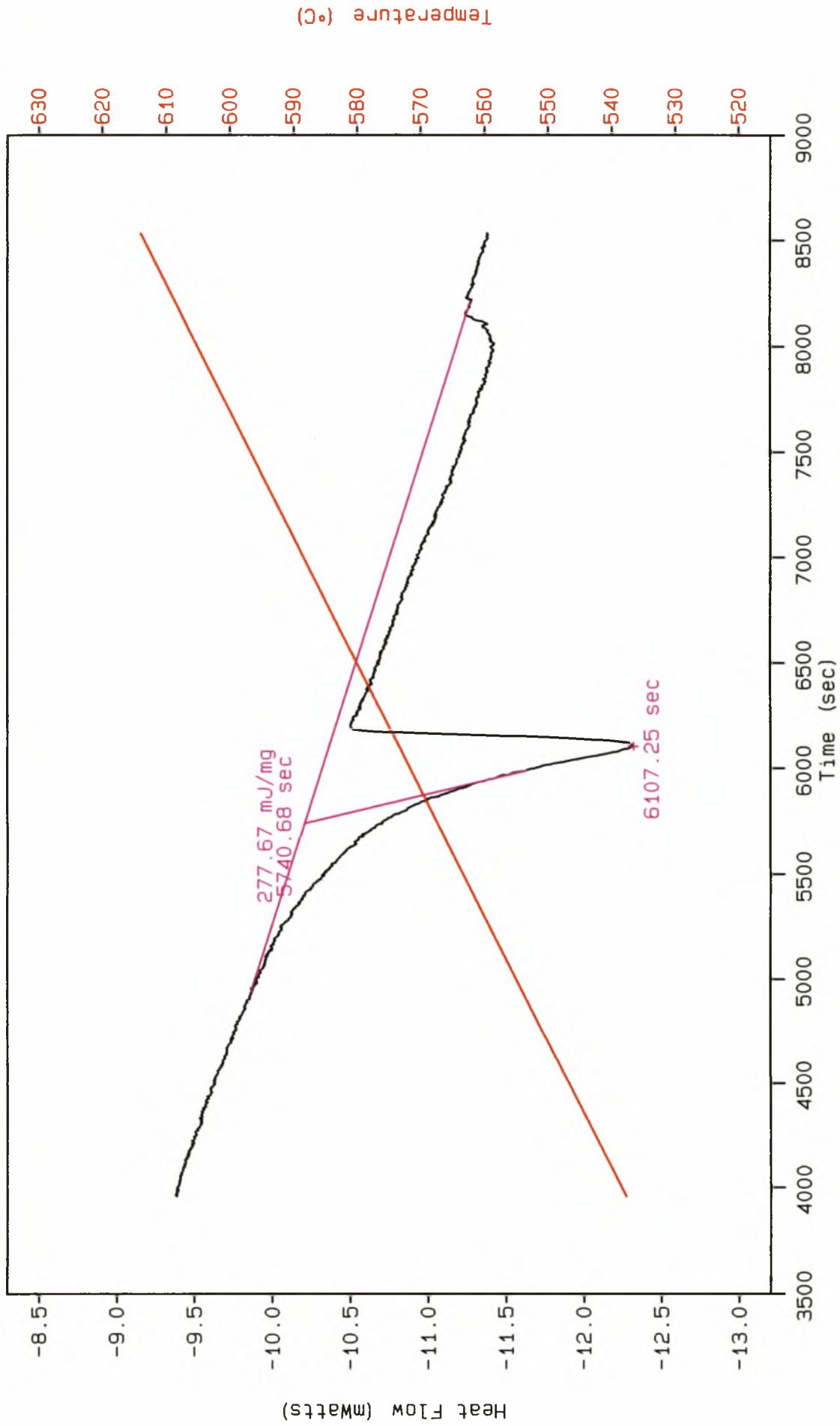


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 1.0 Cu
RUN ID : 1.0
SIZE : 3.600 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/08/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

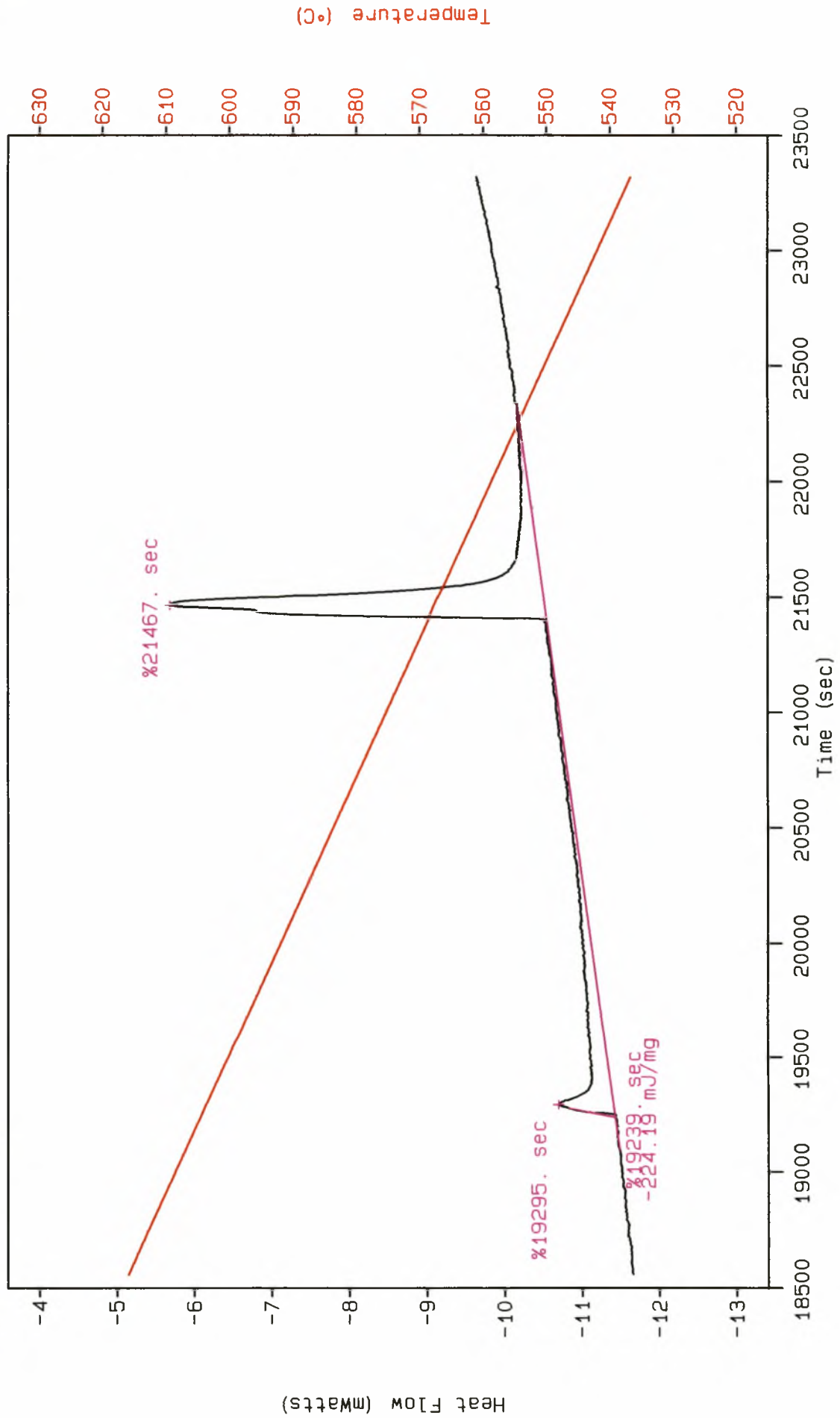


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 1.0 Cu
RUN ID : 1.0
SIZE : 3.600 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/08/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

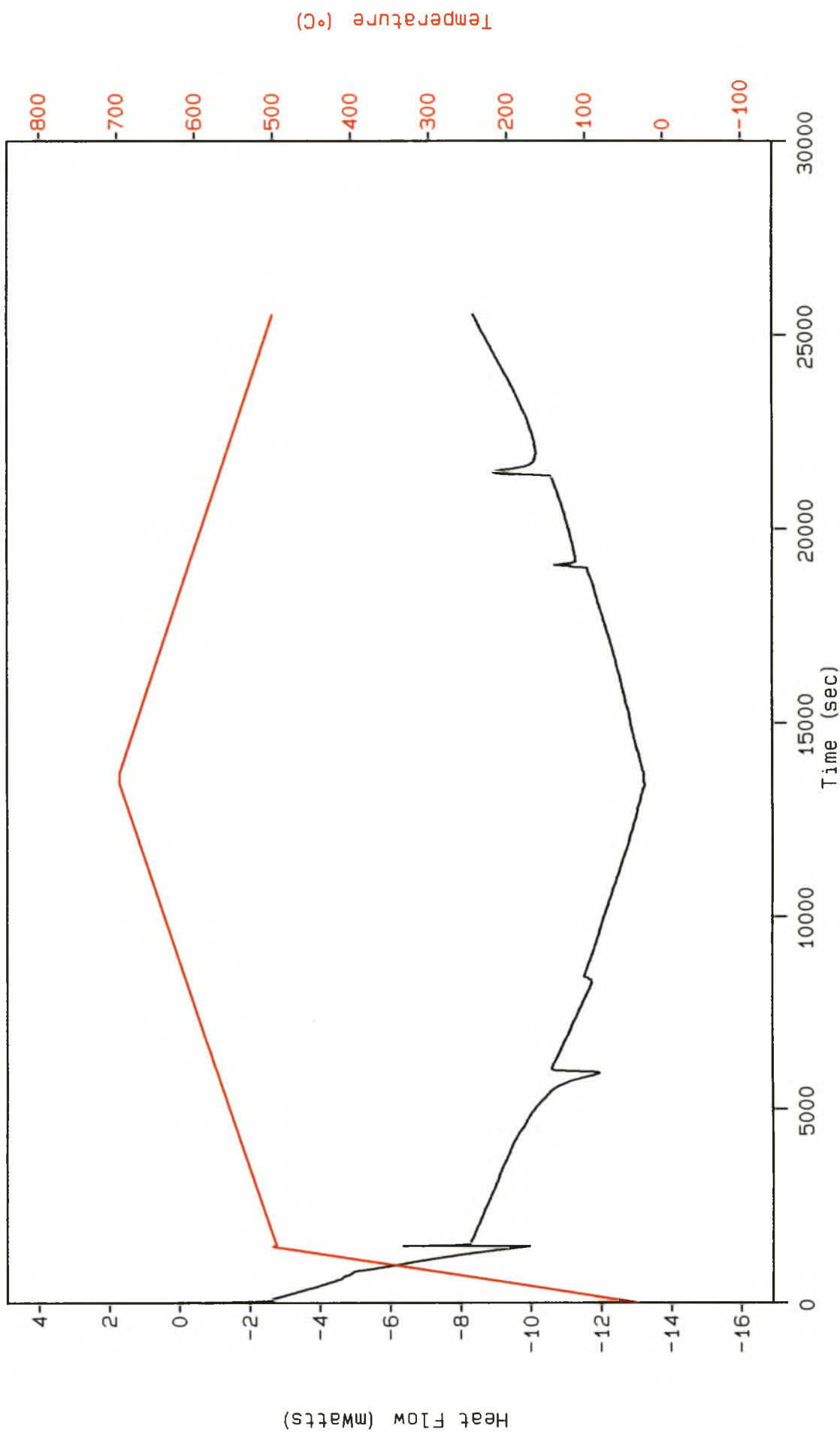


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 0.7 Ag
RUN ID : 1
SIZE : 3.700 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/11/1995
GAS 1 : N2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

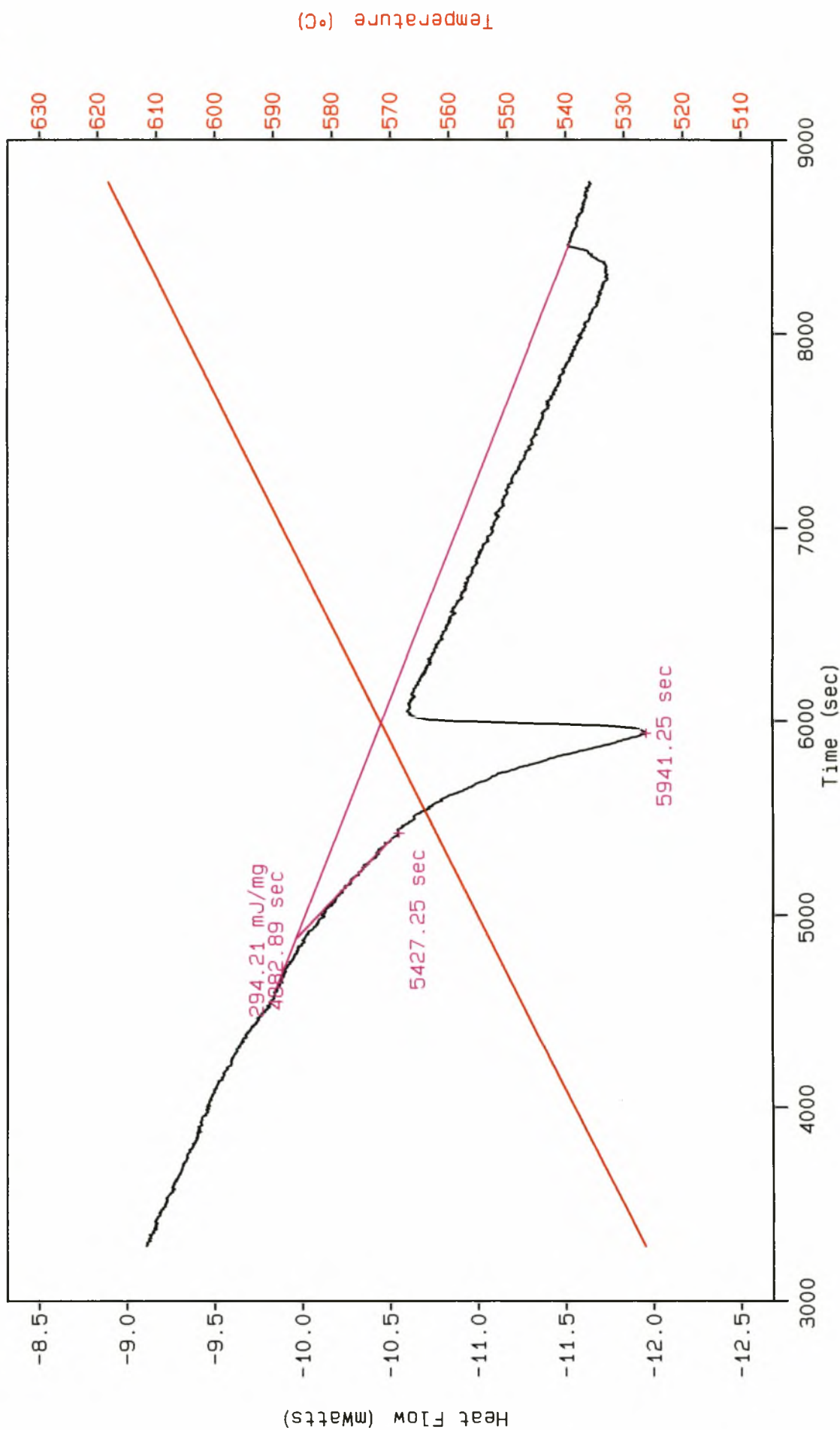


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 0.7 Ag
RUN ID : 1
SIZE : 3.700 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/11/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

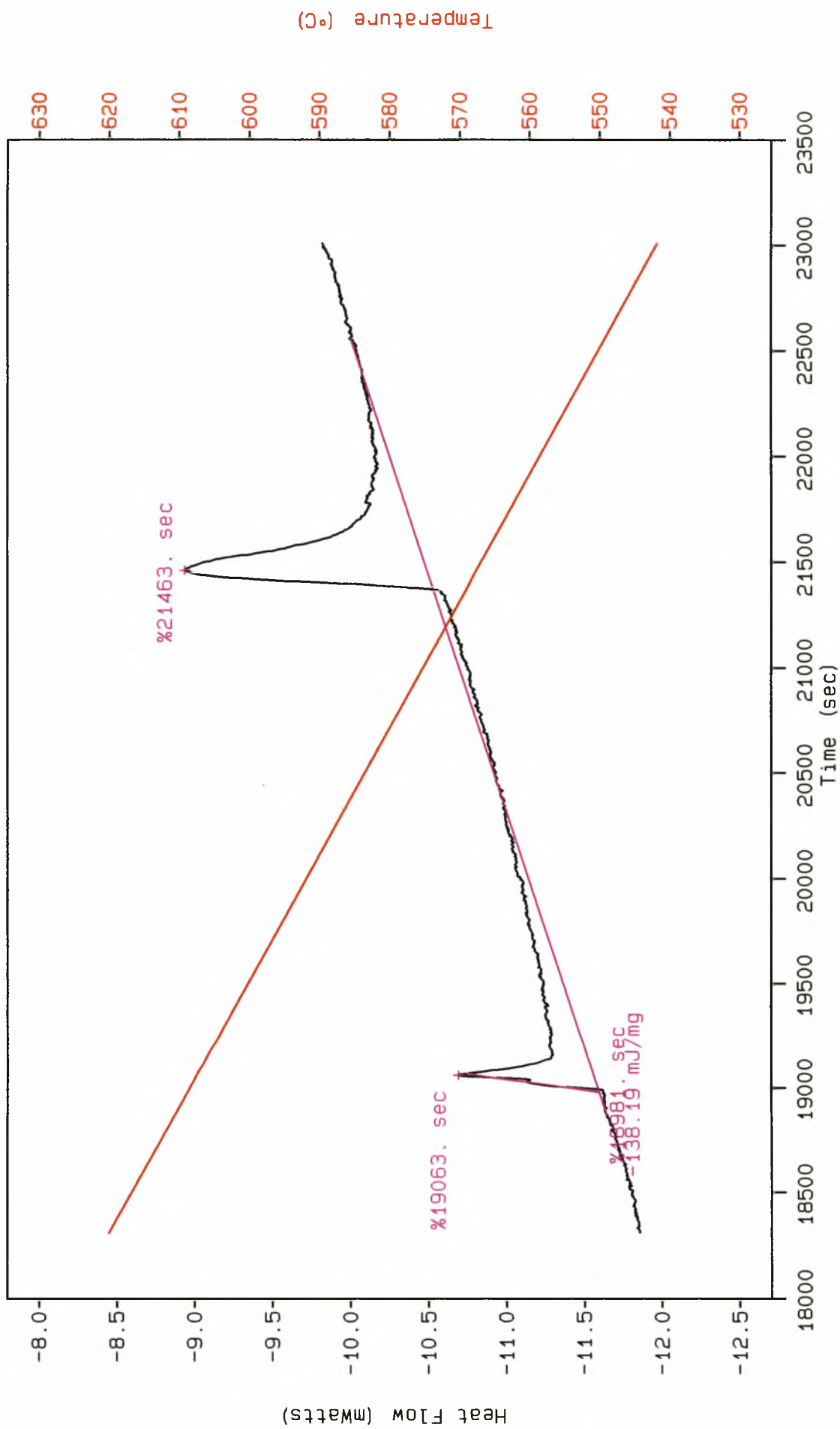


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 0.7 Ag
RUN ID : 1
SIZE : 3.700 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/11/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

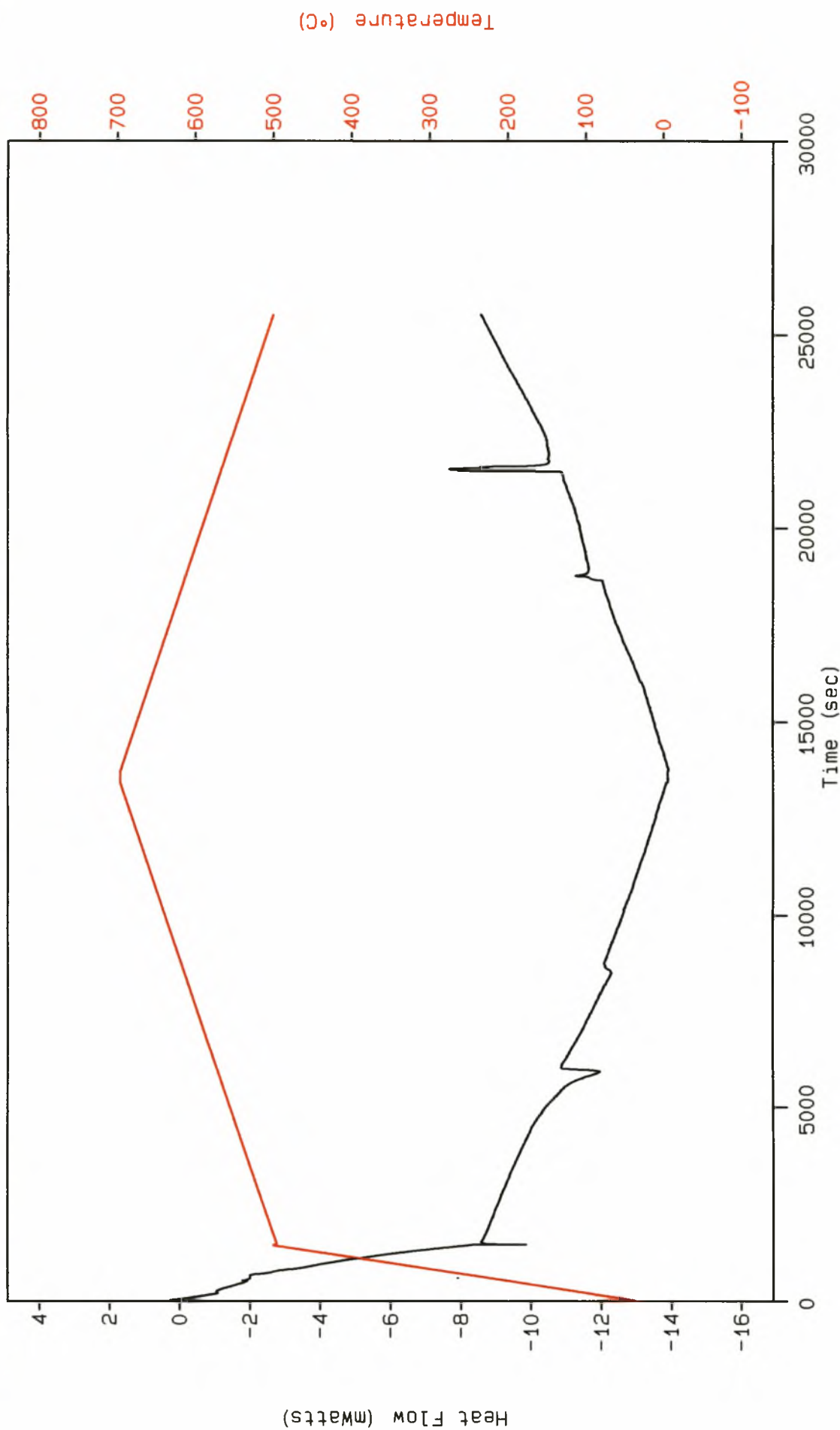


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 0.5 Sm
RUN ID : 1
SIZE : 4.000 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/10/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

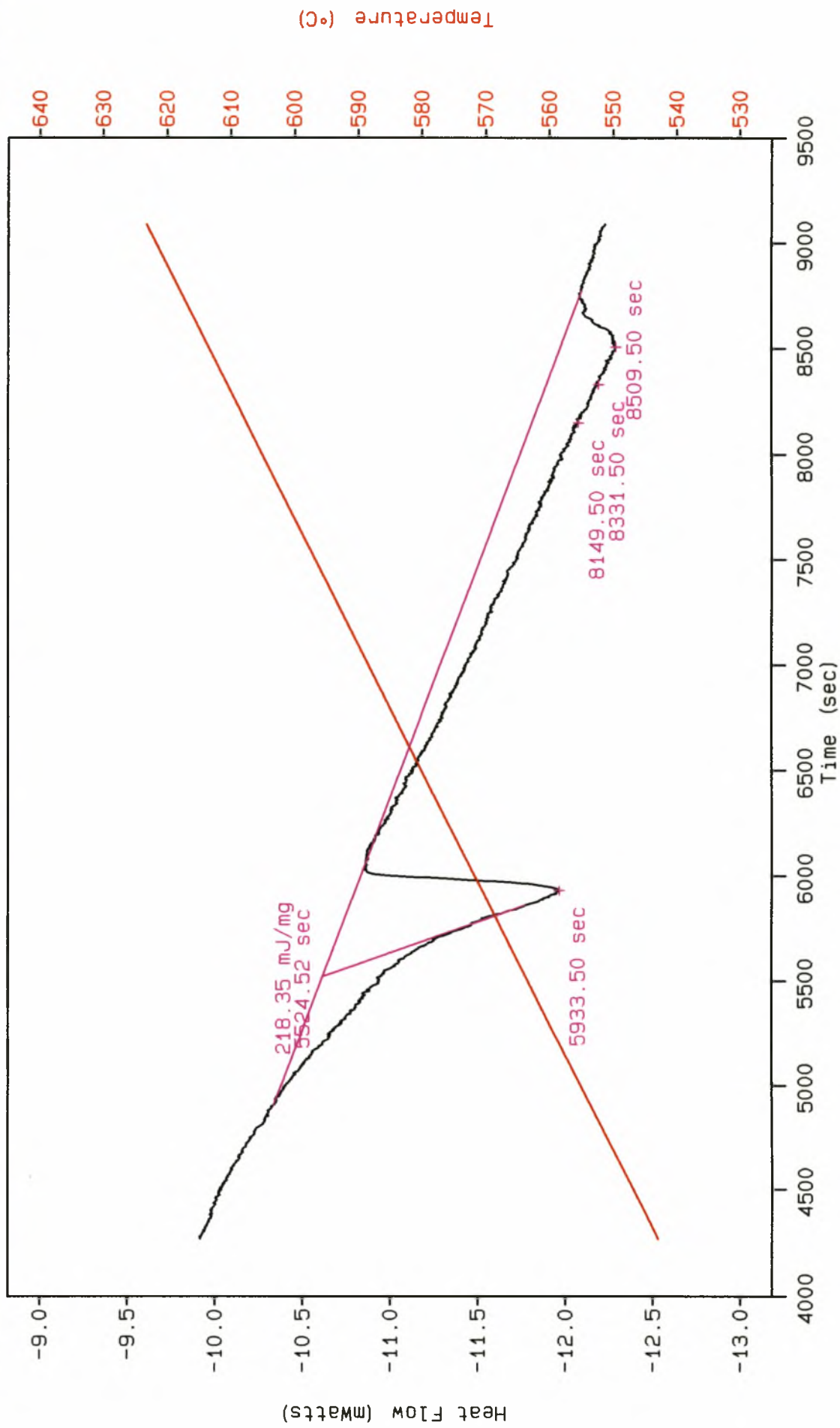


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 0.5 Sm
RUN ID : 1
SIZE : 4.000 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/10/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly

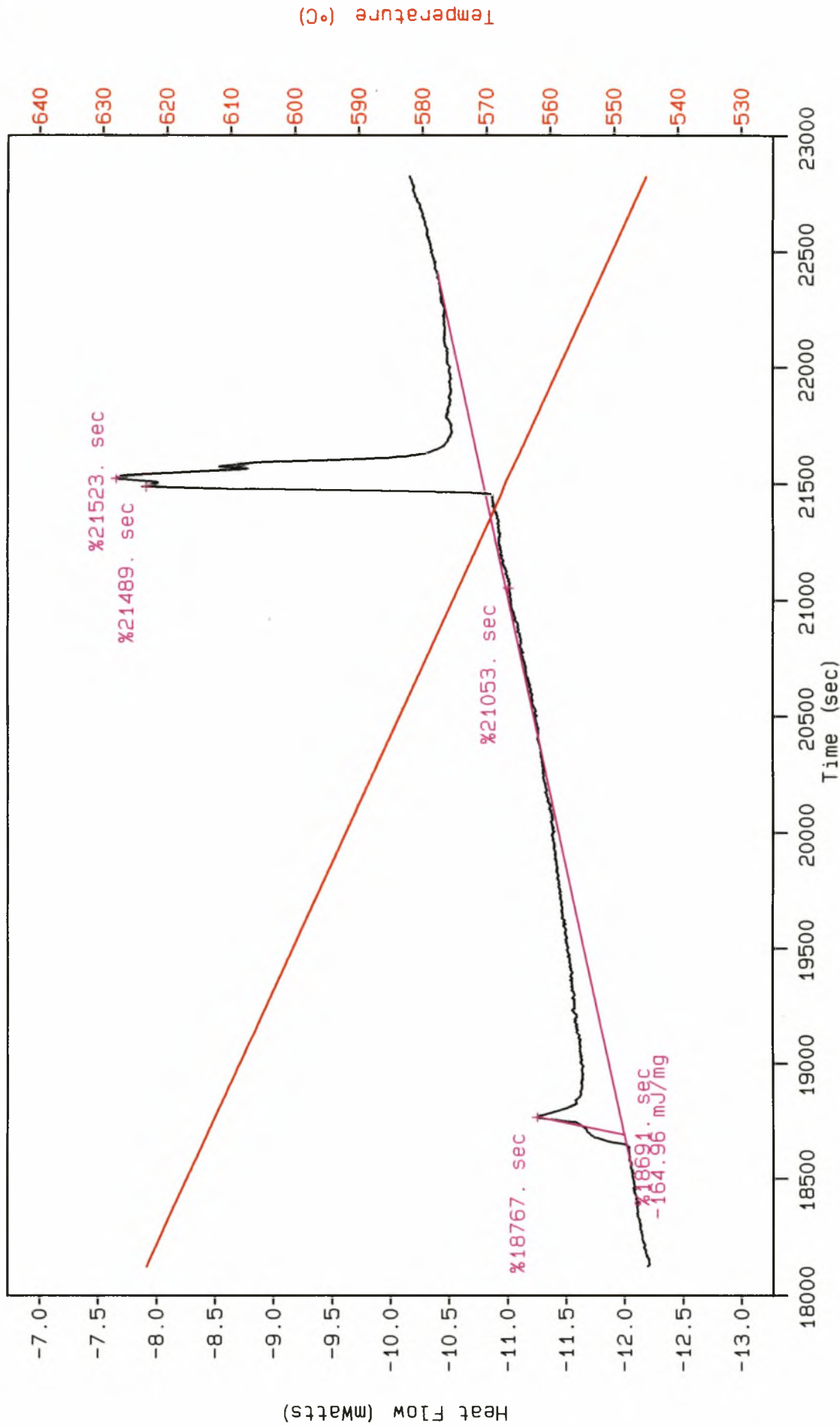


DSC PLUS

SMPL ID : A357 + 0.5 Sm
RUN ID : 1
SIZE : 4.000 MG
OPERATOR: APOSTOLIS

DATE RUN: Nov/10/1995
GAS 1 : n2 40
GAS 2 :
COMMENT : 20C/min (1C/min)

Univ. of Thessaly



		A357 + Cu		A357 + Cu + Ag		A357 + Cu + Sm	
		DSC	T.C.	DSC	T.C.	DSC	T.C.
Heating run	T_{start} [°C]	562.83		557		558.42	
	$T_{peak(1)}$ [°C]	573.24		570.39		570.02	
	$T_{peak(2)}$ [°C]	605.52		610.88		614.03	
	T_{end} [°C]	609.06	619.2	613.2	616.4	615.93	619.9
	ΔH_f [mJ/mg]	277.67		294.21		218.35	
Cooling run	T_{start} [°C]	604.62	619.2	610.08	616.4	614.74	619.9
	$T_{peak(1)}$ [°C]	603.63		607.3		612.29	
	$T_{peak(2)}$ [°C]	567.52		567.44		566.39	
	T_{end} [°C]	561.83		557.63		558.94	
	ΔH_s [mJ/mg]	-224.19		-138.19		-164.96	

Πίνακας 5.2.1 : Τιμές των χαρακτηριστικών Θερμοκρασιών T_{start} , $T_{peak(1)}$, $T_{peak(2)}$, και T_{end} καθώς και των Ενθαλπιών ΔH_f και ΔH_s για τα κράματα που μελετήθηκαν σε σύγκριση με τις θερμοκρασίες τήξης που πάρθηκαν από το Thermo-Calc (T.C)

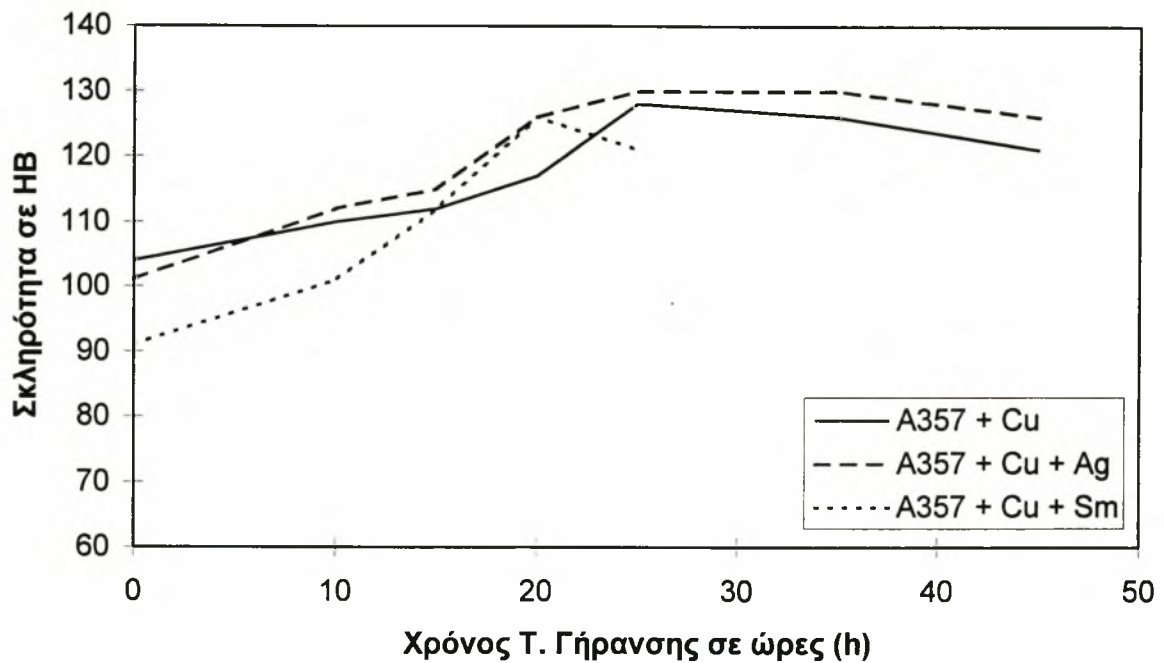
5.3 Μηχανικές Δοκιμές.

Η μέθοδος σκληρομέτρησης που χρησιμοποιήθηκε, όπως αναφέρθηκε, είναι η BRINELL, με διάμετρο διεισδυτή 2.5 mm. Τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων των θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων αλλά και των δοκιμίων για την διαπίστωση της επιρροής του πάχους δίνονται στους πίνακες 5.3.1, 5.3.2 και στην εικόνα 5.3.1.

Τα αποτελέσματα του τεστ εφελκυσμού δίνονται στην εικόνα 5.3.1 σε μορφή διαγράμματος και για τα τρία κράματα που εξετάστηκαν, σε σύγκριση με τα αποτελέσματα εφελκυσμού του προγράμματος ADVACAST, τα οποία δηλώνονται στο διάγραμμα με το γράμμα Μ.

Σκληρομέτρηση κατά HB 2.5/10		
ΚΡΑΜΑ	Χρόνος Τ. Γήρανσης (h)	Σκληρότητα
A357 + Cu	0	104
A357 + Cu + Ag	0	101
A357 + Cu + Sm	0	91
A357 + Cu	10	110
A357 + Cu + Ag	10	112
A357 + Cu + Sm	10	101
A357 + Cu	15	112
A357 + Cu + Ag	15	115
A357 + Cu + Sm	15	112
A357 + Cu	20	117
A357 + Cu + Ag	20	126
A357 + Cu + Sm	20	126
A357 + Cu	25	128
A357 + Cu + Ag	25	130
A357 + Cu + Sm	25	121
A357 + Cu	35	126
A357 + Cu + Ag	35	130
A357 + Cu	45	121
A357 + Cu + Ag	45	126

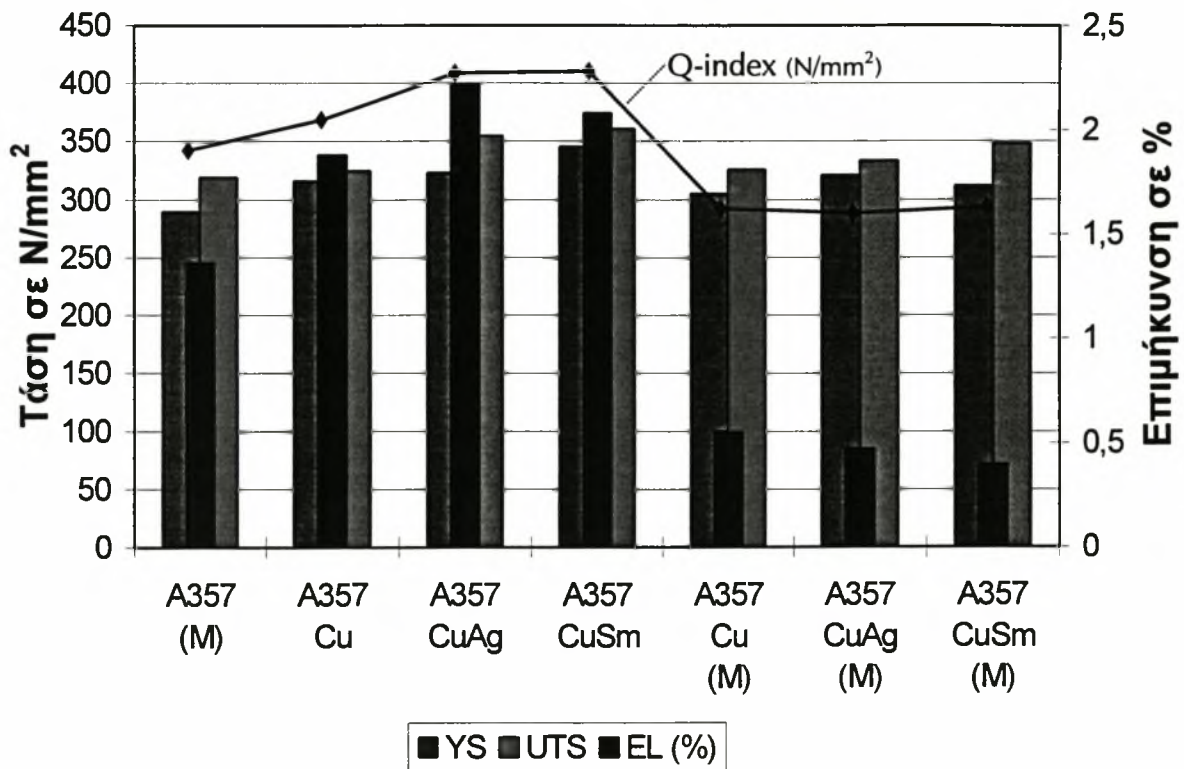
Πίνακας 5.3.1 : Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων Θερμικά Κατεργασμένων δοκιμίων.



Εικόνα 5.3.1 : Σκληρότητα θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων σε συνάρτηση με τον χρόνο Τ. Γήρανσης.

Σκληρομέτρηση κατά HB 2.5/10		
ΚΡΑΜΑ	Πάχος	Σκληρότητα
A357 + Cu	Λεπτό	128
	Παχύ	128
A357 + Cu + Ag	Λεπτό	128
	Παχύ	128
A357 + Cu + Sm	Λεπτό	104
	Παχύ	110

Πίνακας 5.3.2 : Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων για την διαπίστωση της επιρροής του πάχους.



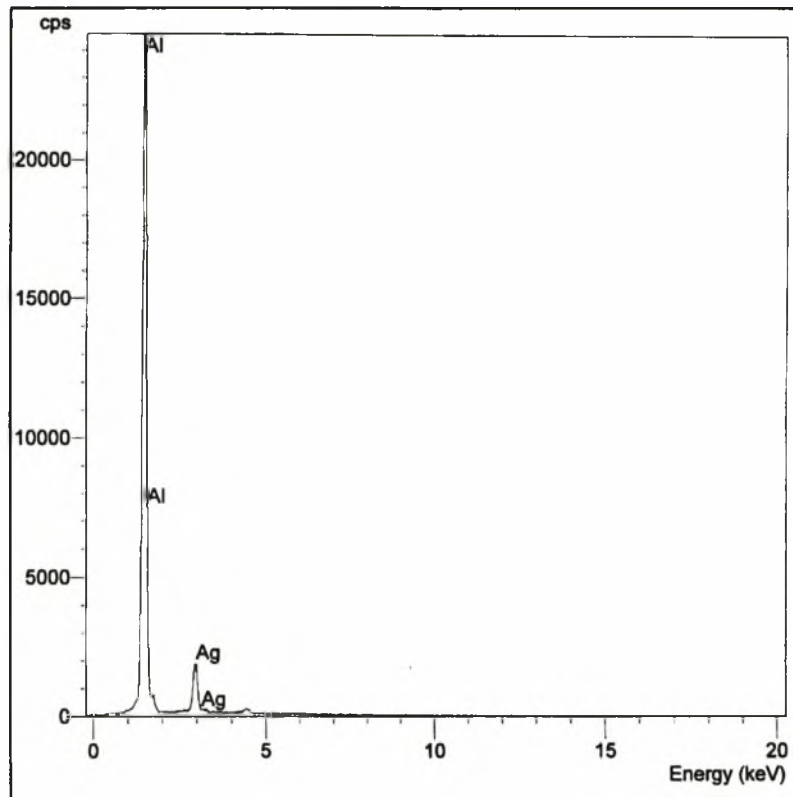
Εικόνα 5.3.2 : Αποτελέσματα τεστ εφελκυσμού Θερμικά Κατεργασμένων Δοκιμίων, σε σύγκριση με τα αποτελέσματα του ADVACAST (M).

5.4 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία

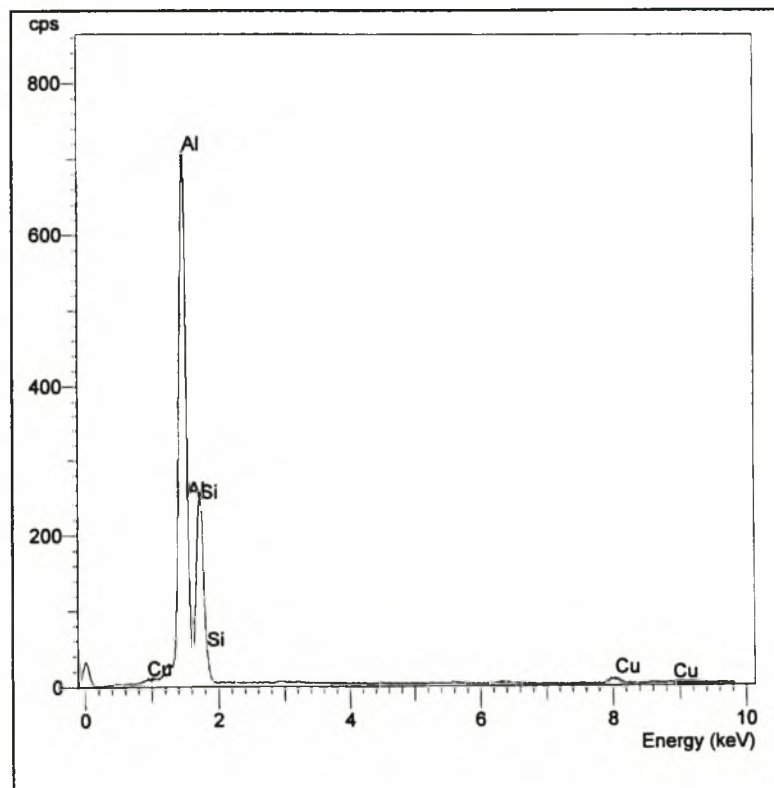
Από την ηλεκτρονική μικροσκοπία που πραγματοποιήθηκε πάρθηκαν ορισμένα φάσματα τα οποία φαίνονται στις εικόνες 5.4.1 - 5.4.3, καθώς επίσης και ορισμένες φωτογραφίες οι οποίες φαίνονται στις Φώτο. 5.4.1 - 5.4.4. Οι φωτογραφίες και τα φάσματα πάρθηκαν από τη επιφάνεια θραύσης των «σπασμένων» δοκιμίων εφελκυσμού.

5.5 Μεταλλογραφική Ανάλυση.

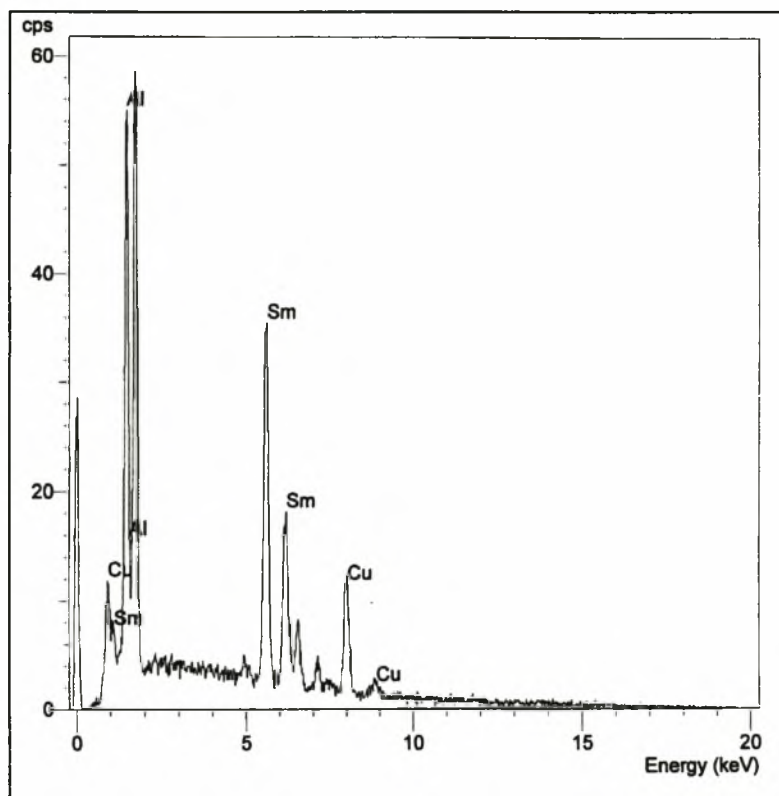
Από την μεταλλογραφική ανάλυση που πραγματοποιήθηκε πάρθηκαν ορισμένες φωτογραφίες οι οποίες φαίνονται στις Φώτο. 5.5.1 - 5.5.3 και σχολιάζονται στο κεφάλαιο της Συζήτησης Αποτελεσμάτων.



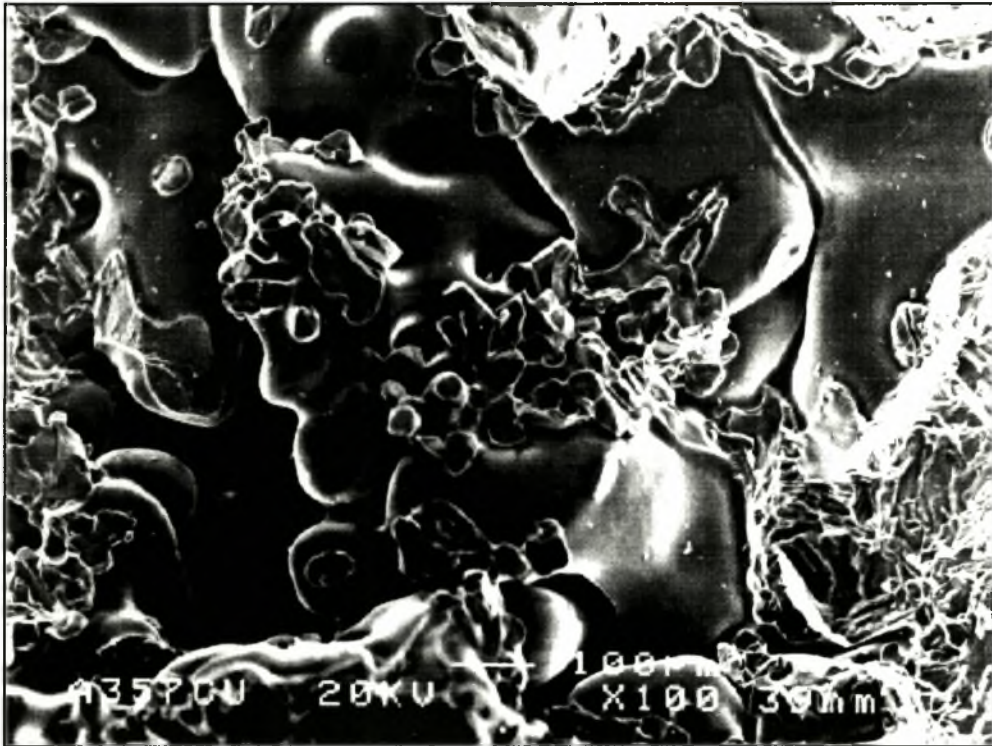
Εικόνα 5.4.1 : Φάσμα Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του κράματος A357 + 1.0 Cu + 0.7 Ag.



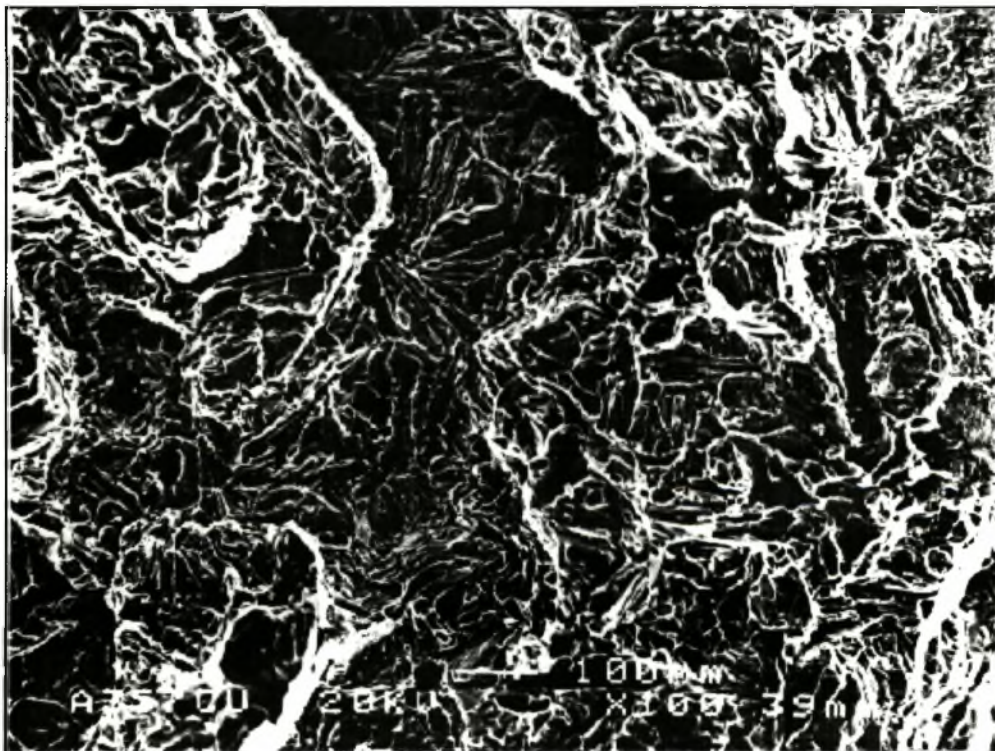
Εικόνα 5.4.2 : Φάσμα Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του κράματος A357 + 1.0 Cu.



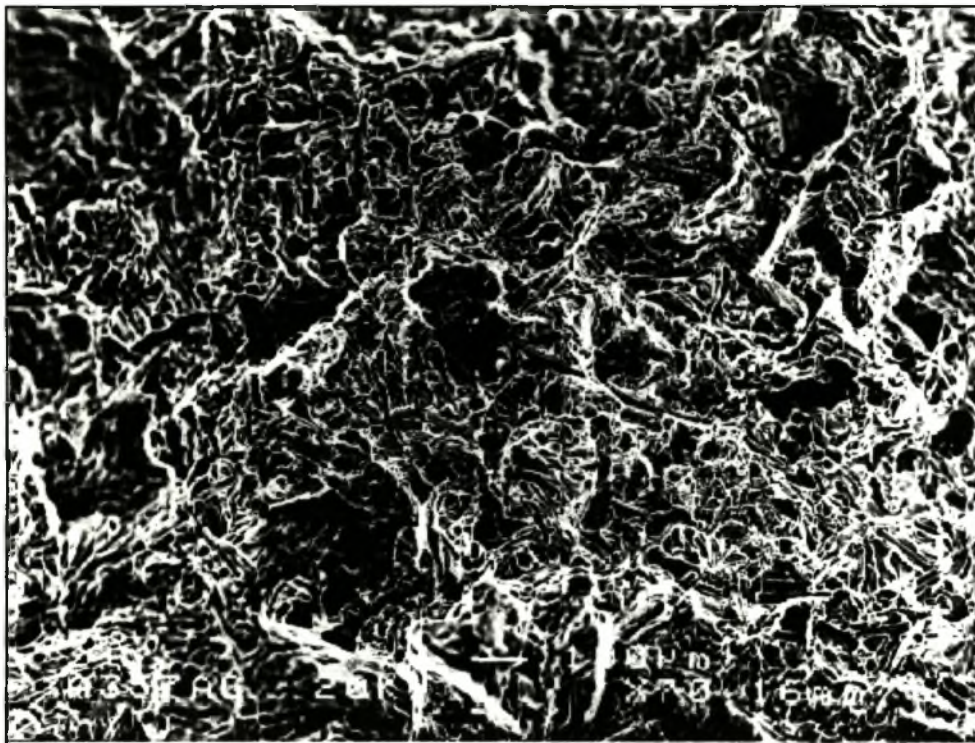
Εικόνα 5.4.3 : Φάσμα Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του κράματος A357 + 1.0 Cu + 0.5 Sm.



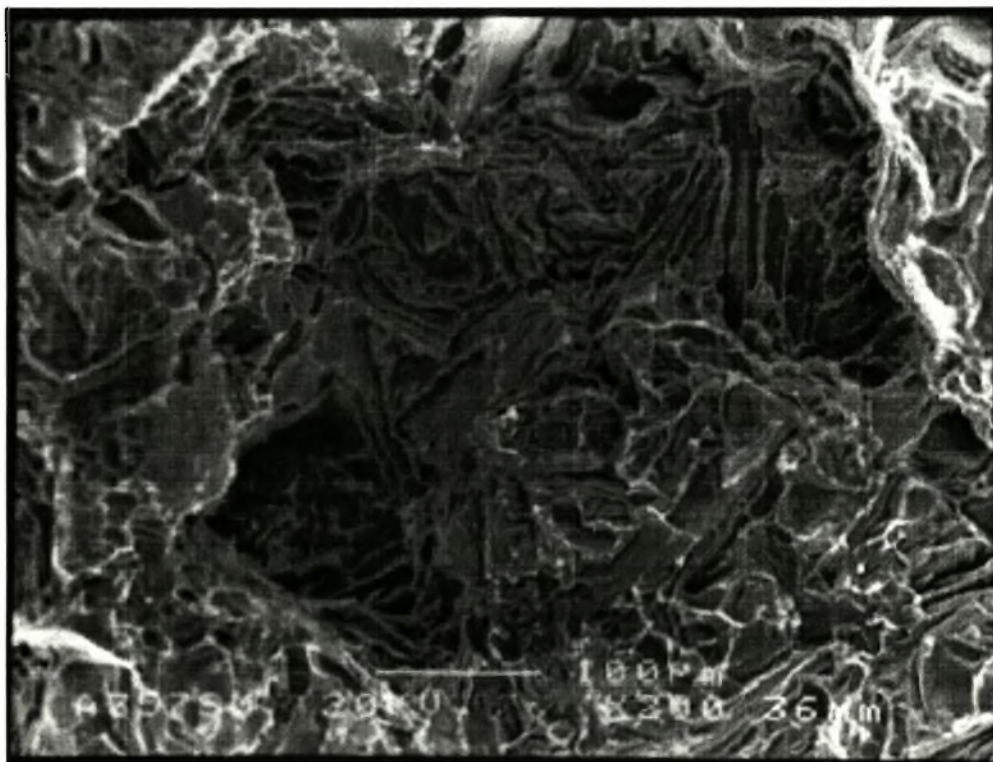
Φώτο. 5.4.1 : Κράμα A357 + 1.0 Cu, μεγέθυνση x100.



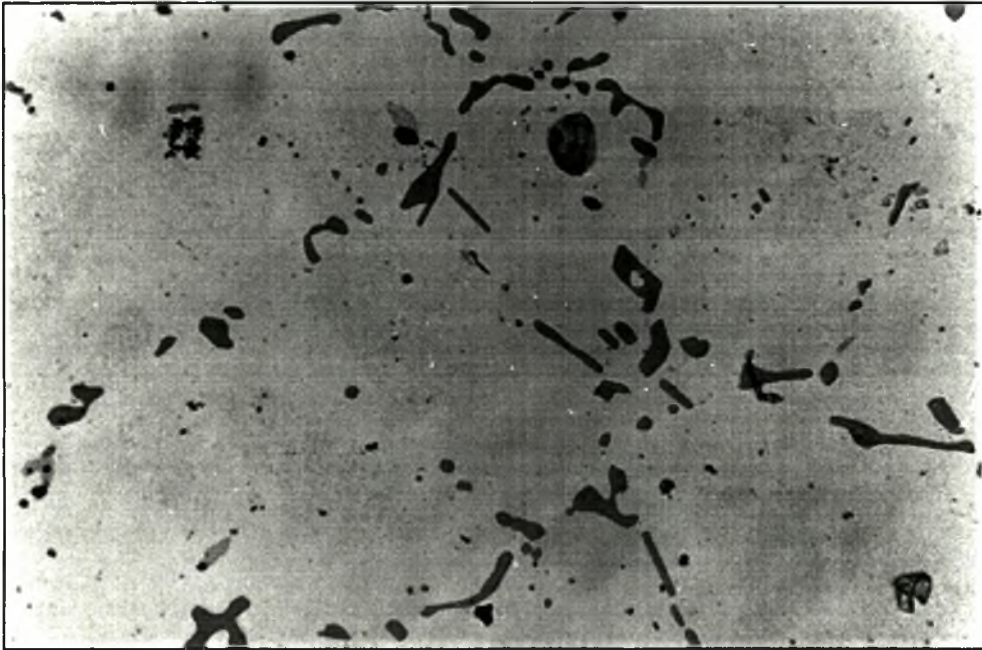
Φώτο. 5.4.2 : Κράμα A357 + 1.0 Cu, μεγέθυνση x100.



Φώτο. 5.4.3 : Κράμα A357 + 1.0 Cu + 0.7 Ag, μεγέθυνση x70.



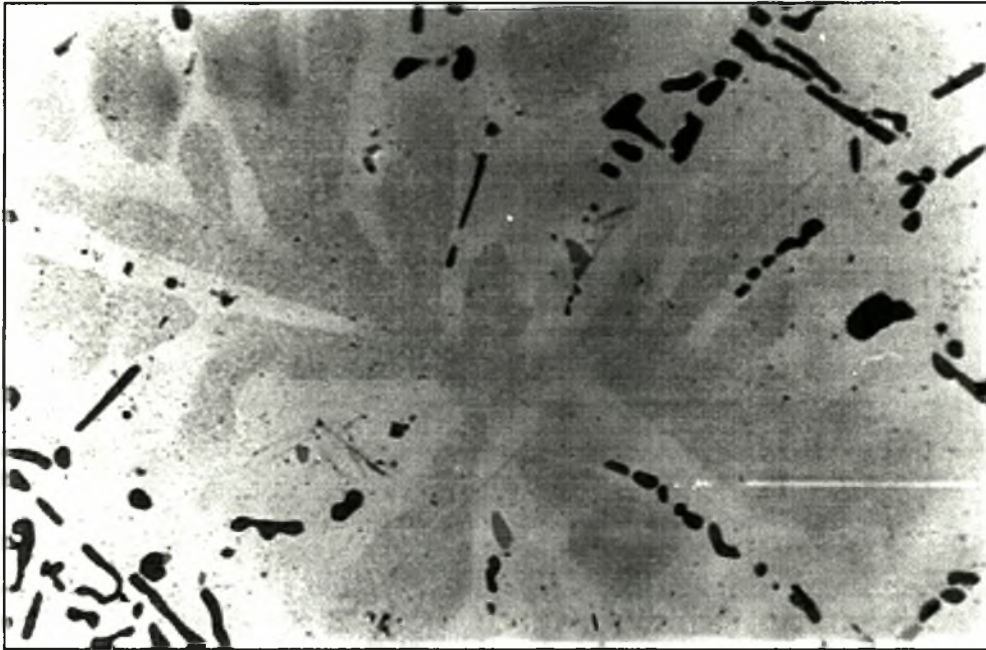
Φώτο. 5.4.4 : Κράμα A357 + 1.0 Cu + 0.5 Sm, μεγέθυνση x200.



Φώτο. 5.5.1 : Κράμα A357 + 1.0 Cu, μεγέθυνση x200.



Φώτο. 5.5.2 : Κράμα A357 + 1.0 Cu + 0.7 Ag, μεγέθυνση x200.



Φώτο. 5.5.3 : Κράμα A357 + 1.0 Cu + 0.5 Sm, μεγέθυνση x200.

6. ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

6.1 Αποτελέσματα *Thermo-Calc*.

Από τα αποτελέσματα που δίνονται στην παράγραφο 5.1 μπορεί να γίνει μια σύγκριση των τεσσάρων κραμάτων που δημιουργήθηκαν στο *Thermo-Calc*, όσον αφορά τις θερμοκρασίες σχηματισμού και διάλυσης των φάσεων αλλά και την δημιουργία νέων φάσεων.

Σύμφωνα με τους πίνακες 5.1.1 - 5.1.8 αλλά και με τις εικόνες 5.1.1 - 5.1.8 έχουμε τα ακόλουθα :

- Το κράμα A357+Cu, καθώς και τα A357+Cu+Ag, A357+Cu+Sm, σε σχέση με το κράμα A357 εμφανίζουν μια νέα φάση την Al_2Cu (γνωστή και σαν Θ-φάση) η οποία είναι σταθερή σε θερμοκρασία δωματίου και συνεισφέρει σημαντικά στην ισχυροποίηση του κράματος.
- Το κράμα A357+Cu+Ag έχει μια επιπλέον φάση σε σχέση με το A357+Cu την BCC_A2 η οποία είναι στερεό διάλυμα του Ag με το Al. Η φάση όμως αυτή βρίσκεται μόνο σε χαμηλές θερμοκρασίες όπως φαίνεται και από τον πίνακα 5.1.5, πάνω από τις οποίες ο Ag διαλύεται στην φάση α του αλουμινίου.
- Το κράμα A357+Cu+Sm όπως φαίνεται από την εικόνα 5.1.4, έχει δύο επιπλέον φάσεις σε σχέση με το A357+Cu την RHOMBOHEDRAL_A7 που είναι η φάση του καθαρού Sm. Σε υψηλότερη θερμοκρασία κοντά στους 350 °C εμφανίζεται και μια δεύτερη αλλοτροπική μορφή του Sm σε μορφή BCC η οποία είναι σε πολύ μικρό ποσοστό και περιέχει διαλυμένα σε πολύ μικρό ποσοστό όλα τα άλλα στοιχεία. Μετά τους 413 °C η φάση BCC εξαφανίζεται και το Sm διαλύεται όλο στην υγρή φάση.
- Το σημείο τήξης των κραμάτων όπως φαίνεται και από τα διαγράμματα στερεοποίησης και ποσοστού των φάσεων μεταβάλλεται. Για παράδειγμα, ενώ το κράμα A357+Cu+Ag έχει σημείο τήξης 616,4 °C, το κράμα A357+Cu+Sm έχει σημείο τήξης 619,9 °C. Εκτός όμως από το σημείο τήξης μεταβάλλονται επίσης οι θερμοκρασίες σχηματισμού και διάλυσης ορισμένων φάσεων. Για παράδειγμα, ενώ

η Θ φάση στο κράμα A357+Cu εμφανίζεται λίγο κάτω από τους 350 °C, στο κράμα A357+Cu+Ag εμφανίζεται λίγο πάνω από τους 350 °C. Οι παραπάνω θερμοκρασίες είναι σημαντικές, αφού με την γνώση αυτών των θερμοκρασιών, υπολογίζονται προσεγγιστικά οι θερμοκρασίες των κατεργασιών διαλυτοποίησης και τεχνητής γήρανσης.

Στις εικόνες 5.1.9 - 5.1.12 απεικονίζεται η πορεία στερεοποίησης του χυτού κράματος και η σειρά σχηματισμού των φάσεων που είναι σταθερές στην θερμοκρασία δωματίου και οι οποίες συνεισφέρουν στην ισχυροποίηση του κράματος. Στις εικόνες αυτές βλέπουμε επίσης ότι μεταβάλλεται το θερμοκρασιακό εύρος μέσα στο οποίο πραγματοποιείται η στερεοποίηση των κραμάτων. Για παράδειγμα ενώ το κράμα A357 έχει εύρος 25 °C, το κράμα A357+Cu έχει εύρος 120 °C περίπου. Το θερμοκρασιακό αυτό εύρος είναι ένας σημαντικός παράγοντας που επηρεάζει το μέγεθος των ευτηκτικών δενδριτών και τον διαφορισμό του κράματος.

Το μέγεθος των δενδριτών είναι ανάλογο με το θερμοκρασιακό εύρος, δηλαδή όσο μεγαλύτερο το θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης, τόσο μεγαλύτεροι οι δενδρίτες που θα σχηματιστούν. Αυτό συμβαίνει, γιατί όσο μεγαλώνει ο χρόνος στερεοποίησης και επομένως μειώνεται η ταχύτητα ψύξης, έχουμε σύμφωνα και με την βιβλιογραφία (παρ. 2.3.3) σχηματισμό χονδρόκοκκων δευτερογενών δενδριτών.

Ο διαφορισμός του κράματος είναι και αυτός ανάλογος του θερμοκρασιακού εύρους στερεοποίησης. Δηλαδή όσο μεγαλύτερο είναι το θερμοκρασιακό εύρος στο οποίο συμβαίνει η στερεοποίηση, τόσο μεγαλύτερος είναι και ο διαφορισμός. Αυτό συμβαίνει γιατί ο διαφορισμός εξαρτάται κατά κύριο λόγο από το πόσο κοντά στην ισορροπία συμβαίνει η στερεοποίηση του κράματος. Έτσι όταν το θερμοκρασιακό εύρος είναι μεγάλο, η στερεοποίηση πλησιάζει περισσότερο στην ισορροπία και ο διαφορισμός είναι μεγάλος. Αντίθετα όταν το θερμοκρασιακό εύρος είναι μικρό, το κράμα δεν προλαβαίνει να περάσει από καταστάσεις ισορροπίας και ο διαφορισμός είναι πολύ μικρότερος.

Από τις εικόνες 5.1.13 - 5.1.15 επιλέχθηκε η θερμοκρασία τεχνητής γήρανσης. Όπως φαίνεται στην εικόνα 5.1.13 για την θερμοκρασία των 155 °C, η κινούσα δύναμη είναι μεγαλύτερη και για την Θ-φάση αλλά και για την φάση Mg₂Si, που σημαίνει, όπως αναφέρεται και στην παράγραφο 3.2, ότι γι' αυτή τη θερμοκρασία έχουμε καθίζηση περισσότερων και μικρότερων σωματιδίων. Στις εικόνες αυτές φαίνεται επίσης η επίδραση της περιεκτικότητας του Cu, Ag και Sm στην κινούσα

δύναμη. Έτσι η προσθήκη Cu αυξάνει την κινούσα δύναμη για την Θ-φάση και την μειώνει για την φάση Mg_2Si για μικρές όμως περιεκτικότητες Cu, αφού όπως φαίνεται, από ένα σημείο και μετά η κινούσα δύναμη της Θ-φάσης γίνεται σχεδόν σταθερή. Η παραπάνω συμπεριφορά είναι αναμενόμενη, αφού η επιπλέον προσθήκη Cu αυξάνει το ποσοστό της Θ-φάσης στο κράμα. Η αύξηση όμως της περιεκτικότητας του Cu, όπως αναφέρεται και στην βιβλιογραφική ανασκόπηση (παρ. 2.2.3), θα πρέπει να γίνεται μόνο με ανάλογη επιλογή της κατάλληλης ταχύτητας ψύξης, ώστε να αποφευχθεί ο μικροδιαφορισμός.

Η προσθήκη, μεγαλύτερης ποσότητας Ag και Sm στο κράμα, όπως φαίνεται από τις εικόνες 5.1.14 και 5.1.15 δεν επηρεάζει και πολύ (σχεδόν καθόλου) την κινούσα δύναμη για καθίζηση των φάσεων Mg_2Si και Al_2Cu . Παρόλα αυτά όμως, η προσθήκη των Ag και Sm, επηρεάζει τα αποτελέσματα των μηχανικών δοκιμών όπως φαίνεται και από την εικόνα 5.3.2. Η επιρροή όμως αυτή οφείλεται κατά κύριο λόγο για τον Ag στο ότι διαλύεται στο Al και προσφέρει σκλήρυνση στερεού διαλύματος, ενώ για το Sm στο ότι η φάση του Sm έχει πολύ λεπτούς κόκκους.

6.2 Θερμική Ανάλυση

Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα του Thermo-Calc με τα αποτελέσματα της Διαφορικής Θερμιδομετρίας Σάρωσης (DSC) για το σημείο τήξης των κραμάτων, βλέπουμε (πίνακας 5.2.1) ότι αυτά διαφέρουν κατά μερικούς μόνο βαθμούς. Για παράδειγμα βλέπουμε ότι ενώ το Thermo-Calc δίνει σημείο τήξης $616,4\text{ }^\circ\text{C}$ για το κράμα $A357+Cu+Ag$, το DSC δίνει σημείο τήξης $613,2\text{ }^\circ\text{C}$ δηλαδή μια διαφορά $3,2\text{ }^\circ\text{C}$ που θεωρείται πολύ μικρή. Παρόλα αυτά η διαφορά αυτή είναι αναμενόμενη, αφού το Thermo-Calc χρησιμοποιεί για τον προσδιορισμό του σημείου τήξης διαδοχικές καταστάσεις ισορροπίας, ενώ στο DSC η απόκλιση από την ισορροπία κατά την θέρμανση εξαρτάται από τον ρυθμό αύξησης της θερμοκρασίας. Στην περίπτωση μας ο ρυθμός αύξησης της θερμοκρασίας στο DSC, όπως φαίνεται από τα διαγράμματα, είναι $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ μέχρι την θερμοκρασία των $500\text{ }^\circ\text{C}$, μιας και δεν μας ενδιαφέρει αυτή η θερμοκρασιακή περιοχή και $1\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ από τους $500\text{ }^\circ\text{C}$ μέχρι τους $700\text{ }^\circ\text{C}$. Ο ρυθμός $1\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ επιλέχθηκε μετά από πειράματα που πραγματοποιήθηκαν με ρυθμούς $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$, $5\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ και $1\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ μιας και είναι αυτός που πλησιάζει περισσότερο την κατάσταση ισορροπίας. Αν ο ρυθμός αύξησης

της θερμοκρασίας μειωνόταν ακόμα περισσότερο, τότε τα αποτελέσματα του Thermo-Calc με τα αποτελέσματα του DSC θα είχαν ακόμα καλύτερη σύμπτωση.

Από τα παραπάνω συνάγεται ότι τα αποτελέσματα του Thermo-Calc είναι αρκετά αξιόπιστα.

6.3 Μηχανικές Δοκιμές

Τα αποτελέσματα του πίνακα 5.3.1 είναι από την πρώτη σειρά των θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων και χρησιμοποιήθηκαν για τον υπολογισμό του χρόνου της τεχνητής γήρανσης. Για παράδειγμα, όπως φαίνεται παραστατικά και στην εικόνα 5.3.1, ο χρόνος τεχνητής γήρανσης του κράματος A357+Cu υπολογίστηκε ότι είναι 25h, αφού για τον χρόνο αυτό έχουμε την υψηλότερη σκληρότητα. Ενώ από τα αποτελέσματα του πίνακα 5.3.2, τα οποία πάρθηκαν από δοκίμια του προγράμματος ADVACAST, βλέπουμε την επιρροή του πάχους. Όπως φαίνεται από τον παραπάνω πίνακα, δεν υπάρχει επιρροή του πάχους στα κράματα A357+Cu και A357+Cu+Ag, ενώ για το κράμα A357+Cu+Sm είναι σχεδόν αμελητέα.

Στην εικόνα 5.3.2 έχουμε σε μορφή διαγράμματος τα αποτελέσματα του τεστ εφελκυσμού για τα τρία κράματα που μελετήθηκαν σε σύγκριση με τα αποτελέσματα του ADVACAST. Πριν όμως ασχοληθούμε με την εικόνα 5.3.2 πρέπει να ορίσουμε τον δείκτη ποιότητας (Q-index [24]). Ο δείκτης ποιότητας, που είναι ένας εμπειρικός δείκτης, ορίζεται από την σχέση $Q_i = UTS + 150 \cdot \log(EL)$ και είναι μια καλή ένδειξη της ποιότητας του κράματος, αφού λαμβάνει υπόψη την αντοχή εφελκυσμού και την επιμήκυνση που είναι οι δύο σημαντικότερες ιδιότητες του κράματος.

Στο διάγραμμα αυτό βλέπουμε ότι οι ιδιότητες των τριών κραμάτων που μελετήθηκαν, βελτιστοποιήθηκαν σε σχέση με το A357, αφού έχουν μεγαλύτερο δείκτη ποιότητας από αυτό. Αντίθετα, τα αποτελέσματα για τα τρία κράματα του ADVACAST έχουν χαμηλότερο δείκτη ποιότητας σε σχέση με το A357 πράγμα που δείχνει ότι δεν είχαμε βελτιστοποίηση των ιδιοτήτων. Εδώ θα πρέπει να σημειωθεί ότι τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν στην εργασία αυτή όπως και αυτά του ADVACAST προήλθαν από το ίδιο υλικό που χύτευσε η EBETAM. Έτσι η βελτιστοποίηση των ιδιοτήτων μπορεί να αποδοθεί στην θερμική κατεργασία που εφαρμόστηκε και ειδικότερα στην κατεργασία τεχνητής γήρανσης, αφού η κατεργασία της διαλυτοποίησης ήταν η ίδια και στις δύο περιπτώσεις.

6.4 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία

Από τις φωτογραφίες που πάρθηκαν κατά την Ηλεκτρονική Μικροσκοπία παρατηρήθηκε ότι έχουμε περικρυσταλλική ημιψαθυρή θραύση όλων των κραμάτων, πράγμα που αναμενόταν λόγο της μικρής επιμήκυνσης που μετρήθηκε. Παρατηρήθηκαν επίσης, όπως φαίνεται και στην Φώτο. 5.4.1, μερικά κενά ανάμεσα στους δενδρίτες αλουμινίου κυρίως στο κράμα A357 + 1.0 Cu, που οφείλονται στην ανομοιόμορφη στερεοποίηση του κράματος σε εκείνο το σημείο.

Από τα φάσματα που πάρθηκαν κατά την Ηλεκτρονική Μικροσκοπία επιβεβαιώθηκε η ύπαρξη των στοιχείων Cu, Ag και Sn στο κράμα

6.5 Μεταλλογραφική Ανάλυση

Στις φωτογραφίες που πάρθηκαν κατά την Μεταλλογραφική Ανάλυση φαίνονται οι ευτηκτικοί δενδρίτες Si, οι οποίοι αποτελούνται από στρογγυλοποιημένα σωματίδια Si, λόγω της θερμικής κατεργασίας που υπέστησαν τα κράματα. Παρατηρούνται επίσης συρρικνωμένες κοιλότητες, οι οποίες μπορεί να οφείλονται σε ακαθαρσίες και οι οποίες συνεισφέρουν αρνητικά στις μηχανικές ιδιότητες του κράματος.

7. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Από την συζήτηση των αποτελεσμάτων που πραγματοποιήθηκε στο προηγούμενο κεφάλαιο μπορούν να εξαχθούν τα ακόλουθα συμπεράσματα :

- * Η προσθήκη Cu στο κράμα A357 έχει θετική επιρροή στις μηχανικές ιδιότητες του κράματος, με την εμφάνιση της Θ φάσης, σε χαμηλή όμως περιεκτικότητα Cu (μέχρι 2%).
- * Η προσθήκη Ag και Sm στο κράμα A357 έχει μικρή επιρροή, επειδή ο Ag διαλύεται στο Al προσδίδοντας ισχυροποίηση στερεού διαλύματος στο κράμα και παράλληλα το Sm δεν διαλύεται και δεν σχηματίζει καμιά φάση ισχυροποίησης στο κράμα, αλλά σχηματίζει λεπτά σωματίδια.
- * Η θερμική κατεργασία, τόσο η διαλυτοποίηση όσο και η τεχνητή γήρανση, είναι από τους σημαντικότερους παράγοντες βελτίωσης των μηχανικών ιδιοτήτων στο κράμα A357.
- * Η χρήση της υπολογιστικής θερμοδυναμικής κραμάτων (Thermo-Calc) είναι επίσης ένας σημαντικός παράγοντας στην βελτίωση των ιδιοτήτων του κράματος A357 και γενικά στην σχεδίαση νέων κραμάτων, αφού με την χρήση των διαγραμμάτων φάσεων αλλά και με τα διαγράμματα ελεύθερης ενέργειας μπορεί κανείς με μικρό αριθμό πειραμάτων να βρει την βέλτιστη χημική σύσταση του κράματος αλλά και την βέλτιστη θερμική κατεργασία, ώστε να πετύχει τις επιθυμητές τιμές μηχανικών ιδιοτήτων.

BIBΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ

1. «Bericht ueber Fachvortraege, die auf dem 93». **AFS Giessereikongress 1989** in San Antonio gehalten wurden. Ernst Brunhuber (**GIESSEREI PRAXIS**).
2. Carolyn W. Meyers and J. T. Berry, «Fracture Related Properties of Aluminum A357-T6 Cast Alloy and their Interrelation with Microstructure». **School of Mechanical Eng., The Georgia Institute of Technology, Atlanta, Georgia**.
3. R. P. Wei, Ming Cao, P. S. Pao, «The Role of Magnesium in CF and SCC of 7000 Series Aluminum Alloys». **Scripta Metallurgica**.
4. J. A. Wagner, E. N. Shenou, «The Effect of Copper, Chromium and Zirconium on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloys». **Metallurgical Transactions A, Vol. 22A, November 1991, p. 2809**.
5. Hiroshi Kato and J. R. Cahoon, «Tensile Properties of Directionally Solidified Al-4 Wt Pct Cu Alloys with Columnar & Equiaxed Grains». **Metallurgical Transactions A Vol. 17A, May 1986, p. 823**
6. G. E. Nagel, J. P. Mouret, J. Dubruelh, «A357 Type Alloy with Improved Properties». **AFS Transactions Vol. 91 Rosemont, Illinois, USA, 10-15 Apr. 1983**
7. M. W. Ozelten, G. R. Turk, P. G. Porter, «Relationships Between Mechanical Properties, Composition and Microstructure of the Aluminum Casting Alloy A357-T6». **The Metallurgical Society, 1988**.
8. D.A. Granger, R.R. Sawtell, M.M. Kersker, «Effect of Beryllium On the Properties of A357.0 Castings». **AFS Transactions Vol. 92, St. Louis, Missouri, USA, 30 Apr. - 4 May 1984**.
9. M.S. Misra, K.J. Oswalt, «Aging Characteristics of Titanium-Refined A356 & A357 Aluminum Castings». **AFS Transaction**.
10. D. Warrington and D. G. McCartney, «Hot-cracking in Aluminum Alloys 7050 and 7010 - A Comparative Study.
11. Fr.W. Bach, H. Haferkamp, B. Li, «Einfluss von Lanthan auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der hochfesten Aluminium-Silizium-Magnesium-Legierung G-AlSi7Mg». **METTAL 38. Jahrgang Heft 2 Februar 1984**.

12. E. Maier und G. Lang, Ranshofen, «Herstellung und Eigenschaften der Aluminium-Gusslegierung AlSi7Mg unter Beruecksichtigung ihrer Veredlung mit Na, Sr and Sb».
13. . D. Apelian, S. Shivkumar, G. Sigworth, «Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys». **AFS Transaction Vol. 97, San Antonio, Texas, USA, 7-11 May 1989.**
14. A. Wickberg, G. Gustafsson, L. E. Larsson, «Microstructural Effects on the Fatigue Properties of a Cast Al7SiMg Alloy». **International Congress & Exposition, Detroit, Michigan, Feb. 27-Mar. 2, 1984.**
15. C. W. Meyers, A. Saigal, J. T. Berry, «Fracture Related Properties of Aluminum A357-T6 Cast Alloy and their Interrelation with Microstructure». **AFS Transactions, p. 281-288.**
16. C. W. Meyers and Hed S. Lyons. George W. Woodruff, «Fracture Toughness-Second Particle Interactions in A357 Alloys». **School of Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology, Atlanta, Georgia.**
17. G. D. Scott, B. A. Cheney, D. A. Granger, «Fracture and Tensile Properties of Directionally Solidified Aluminum Foundry Alloys». **The Metallurgical Society, 1988.**
18. G. Wedeking, Ch. Liesner, «Hochfeste Aluminium - Feinguss - Legierung in der Luft - und Raumfahrt».
19. C. W. Meyers, K. H. Hinton and Jyh-Sham Chou, «Toward the Optimization of Heat Treatment in Aluminum Alloys». **Materials Science Forum Vols. 102-104 (1992) pp. 75-84.**
20. B. SUNDMAN. Users Guide to Gibbs Energy System. Version 5, **Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden. Feb. 1984.**
21. G. K. SIGWORTH and J. F. ELLIOT, **Metal Science Vol. 8, p. 298 (1974).**
22. H. GAYE and D. COLUMBET, **Report CECA no 7210-CF/301 (1984).**
23. M. HILLERT, **Metall. Trans., Vol. 17A, p. 1878 (1986).**
24. D.L. Mc Lellan, «Modeling Microstructural Characteristics of Al-Si Mg Castings To Develop Product Assurance». **AFS Transactions Vol. 90, Chicago, Illinois, USA, 19-23 Apr. 1982.**

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ

Αποτελέσματα και διαγράμματα που εξήχθησαν από τον υπολογιστή της μηχανής εφελκυσμού.

PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 2

Id. code	DIPL. ERG	!Elastic Modulus	8.15E+04	MPa
Batch number	A357CuAg	!Ultimate Tensile Strength	3.58E+02	MPa
Test number	1	!Strain at UTS	3.46E+00	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	!Strain at Fracture	3.39E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	!Plastic Strain	2.95E+00	%
Test Mode	Tensile	!Uniform Plastic Strain	3.03E+00	%
		!Energy	9.24E-03	kJ
		!Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		!Strain at UYS	NOT FOUND	
		!Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		!1st Proof Stress Point	2.96E+02	MPa
		!2nd Proof Stress Point	3.14E+02	MPa
		!3rd Proof Stress Point	3.25E+02	MPa
		!Stress at .05 % strain	1.75E+01	MPa

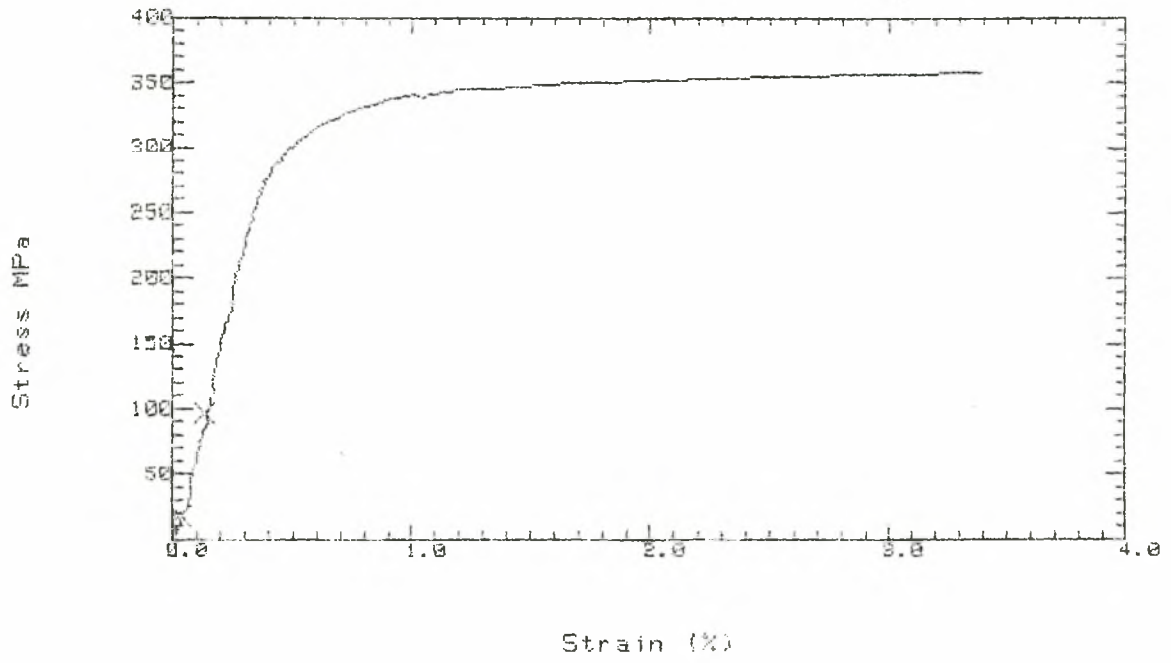
PROOF STRESS TEST

Identifier DIPL. ERG

Batch number R357CuAg

RE-CALC RUN 2

Test number 1



PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 3

Id. code	DIPL. ERG	!Elastic Modulus	7.93E+04	MPa
Batch number	A357CuAg	!Ultimate Tensile Strength	3.66E+02	MPa
Test number	2	!Strain at UTS	1.33E+00	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	!Strain at Fracture	1.58E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	!Plastic Strain	1.48E+00	%
Test Mode	Tensile	!Uniform Plastic Strain	1.23E+00	%
		!Energy	3.65E-03	kJ
		!Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		!Strain at UYS	NOT FOUND	
		!Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		!1st Proof Stress Point	3.17E+02	MPa
		!2nd Proof Stress Point	3.35E+02	MPa
		!3rd Proof Stress Point	3.45E+02	MPa
		!Stress at .05 % strain	3.35E+01	MPa

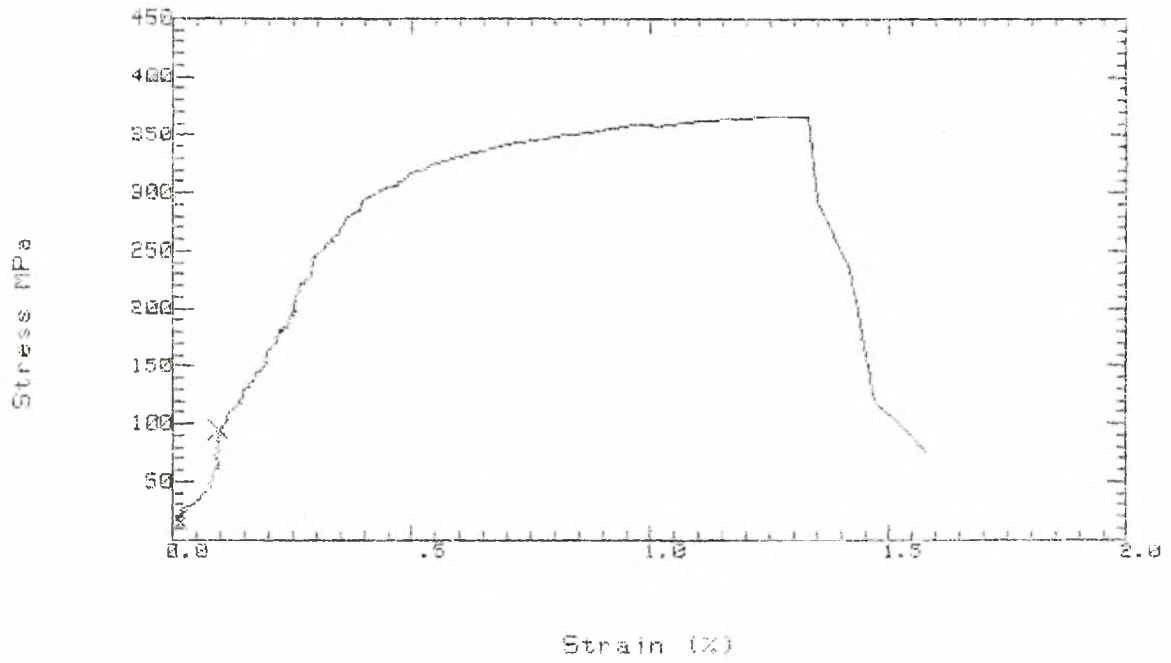
PROOF STRESS TEST

Identifier DIPL. ERG

Batch number R357CuAg

Test number 2

RE-CALC RUN 3



PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 1

Id. code	DIPL.ERG	Elastic Modulus	8.09E+04	MPa
Batch number	A357CuAg	Ultimate Tensile Strength	3.42E+02	MPa
Test number	3	Strain at UTS	9.90E-01	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	Strain at Fracture	NOT FOUND	
Test Date	6 Oct 1995	Plastic Strain	NOT FOUND	
Test Mode	Tensile	Uniform Plastic Strain	9.02E-01	%
		Energy	NOT FOUND	
		Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		Strain at UYS	NOT FOUND	
		Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		1st Proof Stress Point	3.03E+02	MPa
		2nd Proof Stress Point	3.21E+02	MPa
		3rd Proof Stress Point	3.30E+02	MPa
		Stress at .05 % strain	4.00E+01	MPa

*

PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 2

Id. code	DIPL.ERG	Elastic Modulus	5.80E+04	MPa
Batch number	A357Cu	Ultimate Tensile Strength	3.06E+02	MPa
Test number	1	Strain at UTS	5.08E-01	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	Strain at Fracture	5.09E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	Plastic Strain	4.97E+00	%
Test Mode	Tensile	Uniform Plastic Strain	3.82E-01	%
		Energy	9.43E-03	kJ
		Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		Strain at UYS	NOT FOUND	
		Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		1st Proof Stress Point	3.01E+02	MPa
		2nd Proof Stress Point	2.98E+02	MPa
		3rd Proof Stress Point	2.96E+02	MPa
		Stress at .05 % strain	5.00E+01	MPa

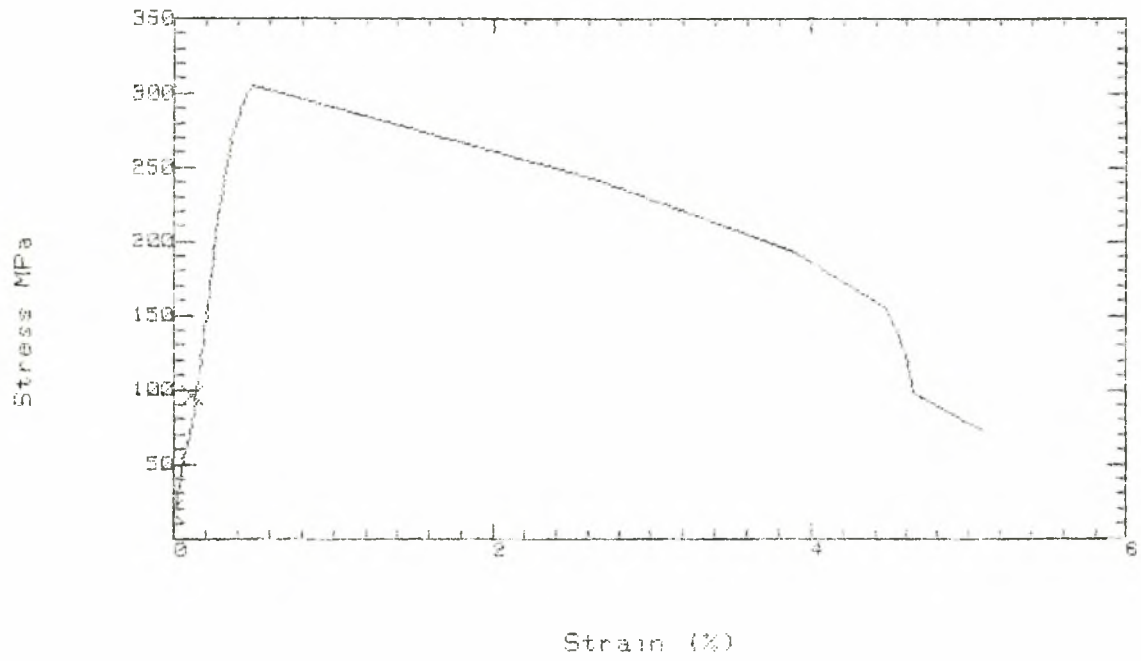
PROOF STRESS TEST

Identifier: DIPL.ERG

Batch number: R3570u

RE-CALC RUN 2

Test number: 1



PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 3

Id. code	DIPL.ERG	!Elastic Modulus	5.79E+04	MPa
Batch number	A357Cu	!Ultimate Tensile Strength	3.28E+02	MPa
Test number	2	!Strain at UTS	6.71E-01	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	!Strain at Fracture	1.32E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	!Plastic Strain	1.17E+00	%
Test Mode	Tensile	!Uniform Plastic Strain	5.23E-01	%
		!Energy	2.37E-03	kJ
		!Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		!Strain at UYS	NOT FOUND	
		!Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		!1st Proof Stress Point	3.27E+02	MPa
		!2nd Proof Stress Point	3.10E+02	MPa
		!3rd Proof Stress Point	2.88E+02	MPa
		!Stress at .05 % strain	4.22E+01	MPa

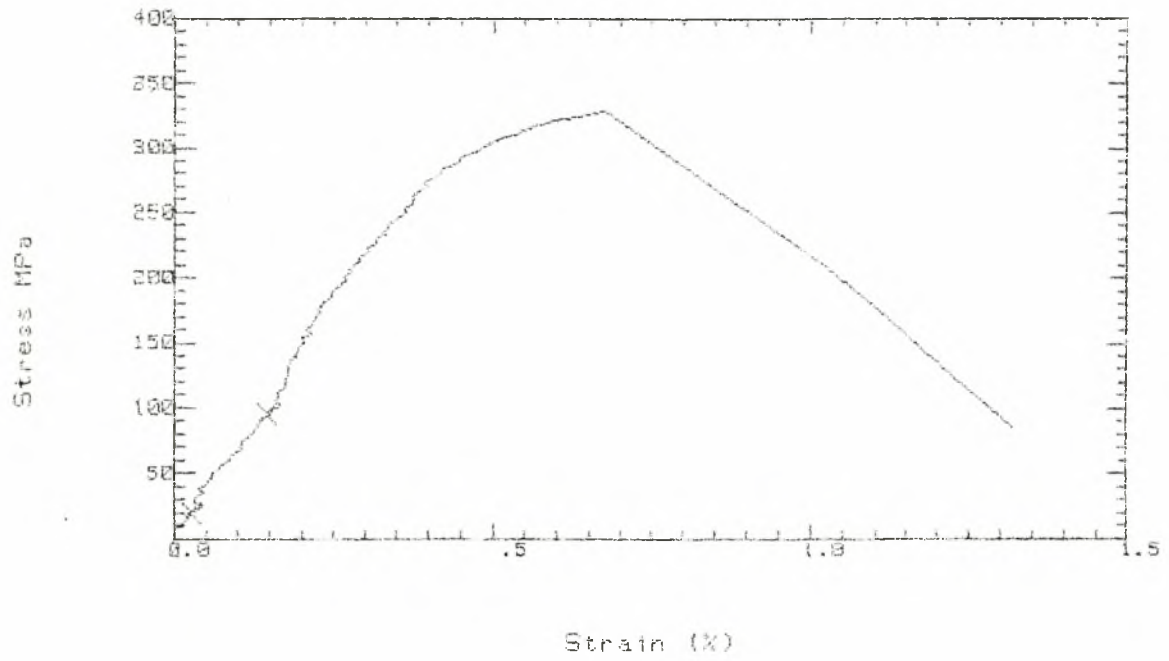
PROOF STRESS TEST

Identifier DIPL.ERG

Batch number R357Cu

RE-CALC RUN 3

Test number 2



PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 4

Id. code	DIPL.ERG	Elastic Modulus	6.71E+04	MPa
Batch number	A357Cu	Ultimate Tensile Strength	3.42E+02	MPa
Test number	3	Strain at UTS	7.47E-01	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	Strain at Fracture	NOT FOUND	
Test Date	6 Oct 1995	Plastic Strain	NOT FOUND	
Test Mode	Tensile	Uniform Plastic Strain	6.39E-01	%
		Energy	NOT FOUND	
		Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		Strain at UYS	NOT FOUND	
		Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		1st Proof Stress Point	3.29E+02	MPa
		2nd Proof Stress Point	3.39E+02	MPa
		3rd Proof Stress Point	NOT FOUND	
		Stress at .05 % strain	3.54E+01	MPa

PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 5

Id. code	DIPL.ERG	Elastic Modulus	5.77E+04	MPa
Batch number	A357CuSm	Ultimate Tensile Strength	3.72E+02	MPa
Test number	1	Strain at UTS	1.44E+00	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	Strain at Fracture	1.69E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	Plastic Strain	1.55E+00	%
Test Mode	Tensile	Uniform Plastic Strain	1.30E+00	%
		Energy	4.16E-03	kJ
		Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		Strain at UYS	NOT FOUND	
		Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		1st Proof Stress Point	3.51E+02	MPa
		2nd Proof Stress Point	3.59E+02	MPa
		3rd Proof Stress Point	3.64E+02	MPa
		Stress at .05 % strain	4.77E+01	MPa

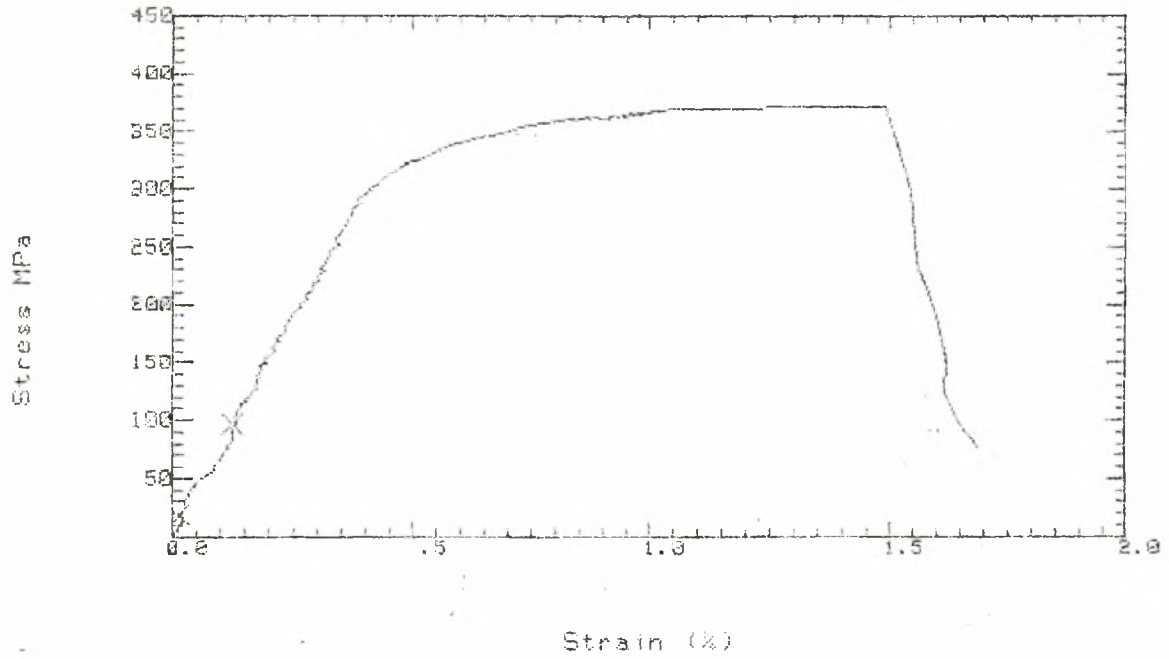
PROOF STRESS TEST

Identifier DIPL.ERG

Batch number R357CuSm

RE-CALC RUN 5

Test number 1



PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 6

Id. code	DIPL.ERG	!Elastic Modulus	7.13E+04	MPa
Batch number	A357CuSm	!Ultimate Tensile Strength	3.52E+02	MPa
Test number	2	!Strain at UTS	1.87E+00	%
Specimen area	2.83E+01 mm ²	!Strain at Fracture	2.22E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	!Plastic Strain	2.11E+00	%
Test Mode	Tensile	!Uniform Plastic Strain	1.77E+00	%
		!Energy	5.44E-03	kJ
		!Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		!Strain at UYS	NOT FOUND	
		!Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		!1st Proof Stress Point	3.15E+02	MPa
		!2nd Proof Stress Point	3.29E+02	MPa
		!3rd Proof Stress Point	3.38E+02	MPa
		!Stress at 0.05 % strain	2.86E+01	MPa

*

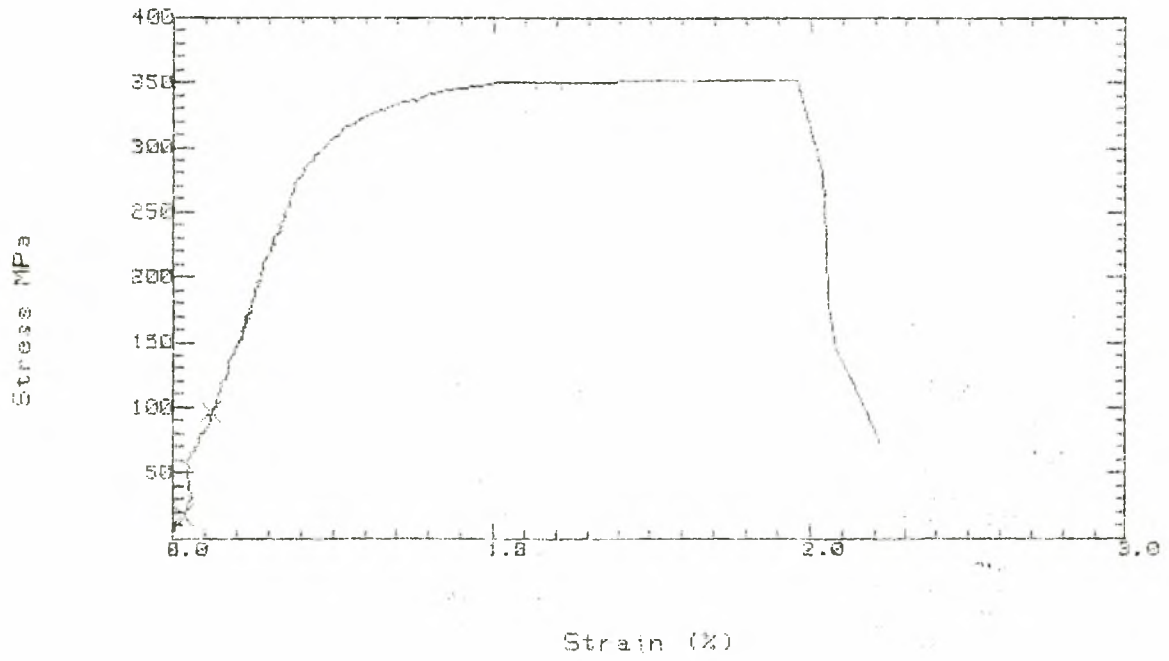
PROOF STRESS TEST

Identifier BIPL.ERG

Batch number R357CuSm

RE-CALC RUN 6

Test number 2



PROOF STRESS RESULTS - RUN NUMBER 7

Id. code	DIPL.ERG	!Elastic Modulus	5.84E+04	MPa
Batch number	A357CuSm	!Ultimate Tensile Strength	3.60E+02	MPa
Test number	3	!Strain at UTS	9.99E-01	%
Specimen area	2.93E+01 mm ²	!Strain at Fracture	1.00E+00	%
Test Date	6 Oct 1995	!Plastic Strain	3.86E-01	%
Test Mode	Tensile	!Uniform Plastic Strain	3.81E-01	%
		!Energy	2.10E-03	kJ
		!Upper Yield Stress	NOT FOUND	
		!Strain at UYS	NOT FOUND	
		!Lower Yield Stress	NOT FOUND	
		!1st Proof Stress Point	3.40E+02	MPa
		!2nd Proof Stress Point	3.51E+02	MPa
		!3rd Proof Stress Point	3.57E+02	MPa
		!Stress at .05 % strain	2.46E+01	MPa

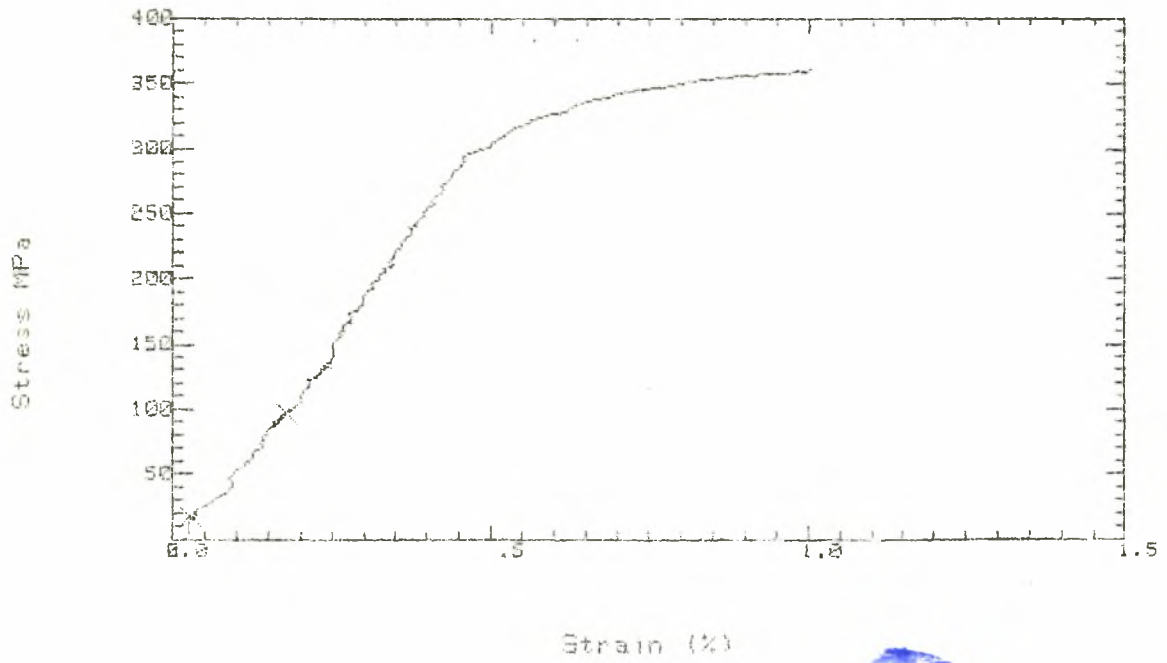
PROOF STRESS TEST

Identifier: DIPL.ERG

Batch number: R357Cu5m

RE-CALC RUN 7

Test number: 3



ΣΥΓΓΡΑΦΕΑΣ

ΤΙΤΛΟΣ

ΛΗΞΗ	ΟΝΟΜΑΤΕΠΩΝΥΜΟ ΔΑΝΕΙΖΟΜΕΝΟΥ
φ-1-02	361
6/11/02	2198

ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΒΙΒΛΙΟΘΗΚΗ

Τηλ.: 74.760-61

74233-S

