



**ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ**  
**ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ**

“Τομέας Τεχνολογίας των κατεργασιών”

---

*“Ανάλυση βλάβης στα απάρτια στροβιλοκινητήρα T-53 : «First Stage Gas Producer Liner» και «Second Stage Power Turbine Nozzle Assembly» με Καταστροφικές (DI) και Μη Καταστροφικές (NDI) μεθόδους.”*

*ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ*

**ΔΑΣΚΑΛΟΠΟΥΛΟΣ ΙΩΑΝΝΗΣ (02114900)**

**ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ:**

Δ.Ε. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ, Καθηγητής ΕΜΠ

Οκτώβριος 2017



## Περίληψη

Σκοπός της διπλωματικής εργασίας είναι η ανάλυση βλάβης σε δυο απάρτια του στροβιλοκινητήρα Honeywell T-53-L-13B ο οποίος χρησιμοποιείται στα ελικόπτερα Γενικής Χρήσης Bell UH-1H Huey. Αρχικά αναλύεται η ανοχή στη βλάβη, η δημιουργία ρωγμών και η εξέλιξη τους μέχρι την αστοχία για τις ιδιαίτερες συνθήκες που επικρατούν εντός του στροβιλοκινητήρα. Στο τελευταίο κομμάτι έχουμε την εφαρμογή των παραπάνω στα δυο απάρτια του κινητήρα που διατέθηκαν.

Στο πρώτο κεφάλαιο έχουμε την ανάλυση των αιτιών που προκαλούν τη δημιουργία των ρωγμών και επηρεάζουν την ανάπτυξη τους σε βάθος χρόνου ενώ αναπτύσσονται συνοπτικά και οι μέθοδοι με τις οποίες γίνεται η ανίχνευση των ρωγμών (Μη Καταστροφική (NDI) και Καταστροφική Επιθεώρηση (DI)).

Στο δεύτερο κεφάλαιο έχουμε τη φθορά και την αστοχία των υλικών που οδηγεί στη θραύση κατά την λειτουργία και σε άλλες καταστροφικές φθορές. Επιπλέον, γίνεται και μια ανάλυση της οξείδωσης κυρίως στο περιβάλλον λειτουργίας ενός αεροπορικού στροβιλοκινητήρα. Τέλος, έχουμε την ανάλυση της φθοράς που λαμβάνει χώρα σε στροβιλοκινητήρα κυρίως του ερπυσμού και της διάβρωσης και έχουμε την παρουσίαση συνηθών φθορών που

Στο τρίτο κεφάλαιο γίνεται μια παρουσίαση των τεχνολογιών που εφαρμόζονται στους στροβιλοκινητήρες και συγκεκριμένα στην τεχνολογία υλικών, στην κατασκευή, στην χρήση επικαλύψεων και στις μελλοντικές δυνατότητες του κλάδου των αεροπορικών στροβιλοκινητήρων.

Στο τελευταίο κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της οπτικής παρατήρησης και των αναλύσεων που έγιναν στα 2 απάρτια του στροβιλοκινητήρα, το “First Stage Power Turbine nozzle Assembly” και το “Second Stage Power Turbine Nozzle Assembly”. Η οπτική παρατήρηση έγινε με στερεοσκόπιο, με οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο και με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) ενώ έγινε και χημική ανάλυση δοκιμίων που ελήφθησαν από τα δύο απάρτια του στροβιλοκινητήρα, αρχικά με τη μέθοδο XRF (X-Ray Fluorescence) και στη συνέχεια στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Τέλος, έγινε άλλη μια ανάλυση και λήψη φωτογραφιών στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο της Μονάδας της Πολεμικής Αεροπορίας ΣΕΗΤ σε διαφορετικά δοκίμια.

### **Ευχαριστίες**

Θα ήθελα να εκφράσω τις θερμές ευχαριστίες μου στον Καθηγητή κο Μανωλάκο Δημήτριο για την επίβλεψη και την κατεύθυνση που μου παρείχε. Επιπλέον, θα ήθελα να ευχαριστήσω την Καθηγήτρια κα Βασιλείου Παναγιώτα και τους υποψήφιους διδάκτορες κα Όλγα Παπαδοπούλου και κο Μιχάλη Δελαγραμμάτικα της Σχολής Χημικών Μηχανικών για τις πληροφορίες και τη βοήθεια που παρείχαν στις αναλύσεις.

Θα ήθελα να ευχαριστήσω ιδιαίτερα τα στελέχη του 307 ΤΣΥΑΥ για τη διάθεση των αпарτίων του κινητήρα αλλά και για τις πολύτιμες πληροφορίες που μου παρείχαν σχετικά με το αεροπορικό υλικό και τη συντήρηση του.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον κο Σπύρογλου Ιορδάνη και τα υπόλοιπα στελέχη του ΣΕΗΤ της Πολεμικής Αεροπορίας για τις πληροφορίες που μου παρείχαν σχετικά με τη λειτουργία των στροβιλοκινητήρων ,τις φθορές που εμφανίζονται και τη διεξαγωγή των αναλύσεων.



## Περιεχόμενα

Περίληψη .....	3
Ευχαριστίες .....	4
Περιεχόμενα.....	5
Κατάλογος σχημάτων.....	9
Κατάλογος πινάκων.....	17
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1 .....	19
ΑΝΟΧΗ ΣΤΗ ΒΛΑΒΗ (DAMAGE TOLERANCE) .....	19
1.1 Εισαγωγή.....	19
1.2 Θραυστομηχανική (Fracture mechanics).....	19
1.3 Ανάπτυξη ρωγμής.....	20
1.4 Εισαγωγή στη θραυστομηχανική.....	21
1.5 Αρχές που διέπουν την ανάπτυξη ρωγμών.....	22
1.6 Τύποι ρωγμών.....	23
1.7 Έναρξη μικρορωγμών.....	24
1.8 Ρωγμές κόπωσης.....	25
1.9 Επίδραση του σχήματος του μεγέθους στον ρυθμό ανάπτυξης ρωγμής κόπωσης.....	26
1.10 Φυσιολογική θέση θραύσεων.....	27
1.11 Δοκιμές ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης.....	27
1.12 Συσχέτιση μεταξύ $da/dN$ και $DK$ .....	29
1.13 Πλαστικότητα της μύτης της ρωγμής κατά την κόπωση.....	30
1.14 Γενικευμένη συμπεριφορά ανάπτυξης ρωγμής.....	31
1.15 FCGR υπό ελαστοπλαστικές συνθήκες.....	31
1.16 Κλείσιμο ρωγμής.....	32
1.17 Έναρξη ρωγμών κόπωσης.....	34
1.18 Εκτίμηση ζωής κόπωσης.....	35
1.18.1 Η μέθοδος stress based (S-N curve) (μέθοδος τάσης, S-N καμπύλης).....	36
1.19 Μηχανική γραμμικής ελαστικής θραύσης.....	41
1.20 Φορτίσεις μεταβλητού εύρους.....	43
1.20.1 Κανόνας Palmgren-Miner.....	43
1.20.2 Μέτρηση κύκλων.....	44
1.20.3 Αλληλουχία επιδράσεων (Sequence effects).....	45
1.20.4 Τοπική επίδραση μέσης τάσης.....	46
1.21 Προσέγγιση βασισμένη στην τάση.....	47
1.21.1 Επιπτώσεις μέσης τάσης.....	47
1.21.2 Ελαστοπλαστική συμπεριφορά τάσης – καταπόνησης.....	48
1.22 NDI (Non Destructive Inspection) Μέθοδοι Μη Καταστροφικής Επιθεώρησης.....	49
1.22.1 Ανάγκη για τη χρήση NDI τεχνικών.....	50
1.22.2 NDE και διαχείριση ζωής αεροπορικού υλικού.....	50
1.22.3 NDE σχετιζόμενα κόστη και εξοικονόμηση κόστους.....	51

1.22.4 Βελτιώσεις στις μεθόδους NDE.....	52
1.22.5 Ενσωμάτωση της NDE σε διαχείριση ζωής επιπέδου συστήματος.....	53
1.22.6 Συμπεράσματα.....	53
1.23 Δημιουργία ρωγμών υψηλών θερμοκρασιών.....	54
1.24 Στατιστική εκτίμηση στην κόπωση.....	55
1.25 Αβεβαιότητα στα δεδομένα S-N.....	56
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2 .....	57
ΦΘΟΡΑ-ΑΣΤΟΧΙΑ ΥΛΙΚΩΝ .....	57
Κόπωση .....	57
2.1 Εισαγωγή.....	57
2.2 Ανάλυση της αντοχής σε αστοχία.....	58
2.3 Δεδομένα του υλικού.....	58
2.4 Μηχανικές ιδιότητες.....	59
2.5 Ελαστική και πλαστική παραμόρφωση.....	60
2.6 Επίδραση της θερμοκρασίας.....	60
2.7 Μη-γραμμική συμπεριφορά.....	60
2.8 Αναστροφή της φόρτισης.....	61
2.9 Αποτελέσματα της συγκέντρωσης τάσης.....	61
2.10 Παραμένουσες τάσεις.....	63
2.10.1 Θερμικές παραμένουσες τάσεις.....	63
2.10.2 Μετασχηματικές παραμένουσες τάσεις.....	63
2.10.3 Μηχανικές παραμένουσες τάσεις.....	64
2.10.4 Χημικά αποτελέσματα στις παραμένουσες τάσεις.....	64
2.11 Αστοχίες παραμόρφωσης.....	64
2.12 Τύποι αστοχιών στρέβλωσης.....	65
2.13 Παράγοντες που επηρεάζουν την όλκιμη-ψαθυρή σχέση.....	66
2.14 Συστήματα τάσης συσχετιζόμενα με ρωγμές απλών φορτίων όλκιμων και ψαθυρών μετάλλων.....	66
2.15 Ψαθυρή θραύση.....	66
2.16 Μορφολογία μικτών ρωγμών.....	67
2.17 Όλκιμη ρωγμή.....	67
2.17.1 Χαρακτηριστικά της όλκιμης ρωγμής.....	68
2.17.2 Μικροδομή της όλκιμης ρωγμής.....	70
2.18 Θραύσεις κόπωσης.....	72
2.18.1 Μικροσκοπικά χαρακτηριστικά της θραύσης κόπωσης.....	73
2.18.2 Μακροσκοπικά χαρακτηριστικά της θραύσης κόπωσης.....	74
2.19 Λοιποί τύποι κοπώσεως.....	74
2.20 Κόπωση αστοχιών φθοράς.....	76
2.21 Αποξεστικές και συγκολλητικές φθορές αστοχίας.....	77
2.22 Αστοχίες υδατικής διάβρωσης.....	77
2.23 Αστοχίες υψηλών θερμοκρασιών.....	77

2.23.1 Ερπυσμός.....	79
2.23.2 Θραύση κόπωσης.....	81
2.23.3 Αστοχία υπερθέρμανσης.....	82
2.23.4 Κόπωση υψηλής θερμοκρασίας.....	83
2.23.5 Θερμική κόπωση.....	83
2.24 Μεταλλουργικές αστάθειες.....	84
2.25 Αστοχίες περιβαλλοντικής προέλευσης.....	84
2.26 Διάβρωση και αποσαθρωτική διάβρωση.....	85
2.27 Τύποι διάβρωσης.....	86
2.28 Γενική οξειδωση.....	86
2.29 Επιπρόσθετες κατηγορίες οξειδωσης.....	87
2.30 Πολυαξονική αντοχή κόπωσης.....	87
2.31 Πρόσθετες εκτιμήσεις για την πρόβλεψη πολυαξονικής πρόβλεψης διάρκειας ζωής.....	88
2.32 Διάβρωση κόπωσης.....	88
2.33 Διαβρωτική κόπωση.....	88
2.34 Αξιολόγηση διάρκειας ζωής υψηλών θερμοκρασιών.....	89
2.35 Εκτίμηση διάρκειας ζωής υψηλών θερμοκρασιών.....	89
2.36 Διάρκεια ζωής ερπυσμού.....	90
2.37 Θερμική και θερμομηχανική κόπωση σε δομικά κράματα.....	90
2.37.1 Εκκίνηση ρωγμών σε θερμική και θερμομηχανική κόπωση.....	90
2.37.2 Διάδοση ρωγμών σε θερμική και θερμομηχανική κόπωση.....	91
2.37.3 Μεταβολές θερμοκρασίας-τάσης σε υπηρεσία.....	92
2.37.4 Θερμικό σοκ.....	93
2.38 Δοκιμές κόπωσης οξειδωσης.....	93
2.39 Μεταβλητές υλικού, μηχανικές και περιβαλλοντικές της περιβαλλοντικά υποβοηθούμενης δημιουργίας ρωγμών.....	95
2.39.1 Μεταλλουργικές μεταβλητές.....	95
2.39.2 Περιβαλλοντικές μεταβλητές.....	95
2.39.3 Μηχανικές μεταβλητές.....	96
2.40 Παράταση ζωής και ανοχή ζημιάς σε αεροσκάφη.....	96
2.40.1 Μέθοδοι ανάλυσης.....	97
2.40.2 Διαδικασίες υπολογισμού ζωής.....	97
2.41 Γενική μεταλλουργική συμπεριφορά στους αεριοστροβίλους.....	97
2.41.1 Ερπυσμός και ρήξη.....	97
2.41.2 Κυκλική κόπωση.....	98
2.41.3 Θερμική κόπωση.....	99
2.41.4 Διάβρωση.....	99
2.42 Φωτογραφίες με ενδεικτικές φθορές οξειδωσης και υψηλών θερμοκρασιών.....	102
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3.....	121
ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ ΚΑΙ ΚΑΤΑΣΚΕΥΑΣΤΙΚΕΣ ΜΕΘΟΔΟΙ.....	121
3.1 Εισαγωγή.....	121

3.2	Θερμοκρασίες και υλικά.....	122
3.3	Κυριότερα υλικά που χρησιμοποιούνται. ....	125
3.4	Βασικές αρχές.....	126
3.5	Όρια των κόκκων – Η Αχίλλειος πτέρνα στις υψηλές θερμοκρασίες. ....	130
3.6	Στρατηγική κατασκευής.....	131
3.7	Επιθεώρηση σύνθετων υλικών και κελυφών τύπου σάντουιτς. ....	142
3.8	Επιθεώρηση.....	143
3.9	Επικαλύψεις (Coatings) Υπερκραμάτων. ....	143
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4 .....		145
ΕΦΑΡΜΟΓΗ ΣΤΟΝ ΚΙΝΗΤΗΡΑ T53 L-13B .....		145
4.1	Σκοπός. ....	145
4.2	Μεθοδολογία. ....	145
4.2.1	Οπτική παρατήρηση.....	145
4.2.2	Χημική ανάλυση XRF.....	145
4.2.3	Παρατήρηση με τη χρήση στερεοσκοπίου. ....	146
4.2.4	Παρατήρηση με τη χρήση μεταλλογραφικού οπτικού μικροσκοπίου. ....	147
4.2.5	Παρατήρηση με τη χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης και χημική ανάλυση EDS. ....	147
4.3	Παρουσίαση του κινητήρα.....	149
4.4	Ανάλυση βλάβης των απαρτίων.....	151
4.4.1	First Stage Gas Producer Liner. ....	151
4.4.2	Second Stage Power Turbine Nozzle Assembly.....	195
4.5	Τελικά Συμπεράσματα – Προτάσεις.....	218
Βιβλιογραφία .....		219

## Κατάλογος σχημάτων

<b>Σχ.1.1</b> Φωτογραφίες από θραυσμένα δοκίμια Charpy με όλκιμες (D) και ψαθυρές (B) ρωγμές.....	21
<b>Σχ.1.2</b> Κλασική ρωγμή Griffith. Η εξίσωση του Griffith αναπαριστά ένα ελάχιστο κριτήριο το οποίο πρέπει να πληρείται για να λάβει χώρα η ρωγμή. Ο διακεκομμένος κύκλος αναπαριστά ένα κύλινδρο του υλικού που φέρει λίγο ή καθόλου φορτίο.....	22
<b>Σχ.1.3</b> Μηχανισμοί διάδοσης ρωγμής (α) Διάδοση ρωγμών διάσπασης (b) Κοίλη ρωγμή λόγω τραχειών σωματιδίων (c) Κοίλη ρωγμή λόγω λεπτών σωματιδίων (d) Κοίλη ρωγμή λόγω τραχειών και λεπτών σωματιδίων (ε) Διακρυσταλλική διάδοση ρωγμής (f) Διακρυσταλλική διάδοση ρωγμής (g) Διάδοση παρουσία συνοριακού φιλμ μαλακής φάσης (η) Διάδοση ρωγμής επιφανειών ολίσθησης/διασταύρωσης επιφανειών ολίσθησης (i) Διάδοση ρωγμής επιφανειών ολίσθησης/διασταύρωσης συνόρων κόκκων (j) Διάδοση ρωγμής μόνο με πλαστική άμβλυση.....	23
<b>Σχ.1.4</b> Ρωγμή ζώνης ολίσθησης στο κέντρο κόκκου σε κράμα αλουμινίου 2124-T4.....	24
<b>Σχ.1.5</b> Μικρογραφία από Scanning electron microscope σε γυαλισμένη εγκοπή σε χάλυβα Fe-0.03NB-0.06C μετά από 300.000 κύκλους λειτουργίας.....	24
<b>Σχ.1.6</b> Ρωγμή ζώνης ολίσθησης σε γυαλισμένη εγκοπή που εξέχει έγκλεισμα $Al_7Cu_2Fe$ σε κράμα αλουμινίου 2024-T4.....	25
<b>Σχ.1.7</b> Τυπικές συμπεριφορές ρυθμού ανάπτυξης μικρορωγμών σε σχέση με τυπική συμπεριφορά μεγάλων ρωγμών. ....	25
<b>Σχ.1.8</b> Η γεωμετρία των επιφανειακών ρωγμών.....	26
<b>Σχ.1.9</b> Η διαφοροποίηση του παράγοντα έντασης τάσης (SIF) στην επιφάνεια ( $K_c$ ) και σε βάθος ( $K_A$ ) με το λόγο διαστάσεων της επιφανειακής ρωγμής. ....	27
<b>Σχ.1.10</b> Αστοχία κόπωσης σε σιδηροτροχιά. Η μαύρη περιοχή εντός της λευκής περιοχής είναι η περιοχή έναρξης της αστοχίας που είναι ένα προϋπάρχων ελάττωμα λόγω της ύπαρξης μιας νιφάδας υδρογόνου. ....	28
<b>Σχ.1.11</b> Συστήματα ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης σε σχέση με το ΔK. ....	30
<b>Σχ.1.12</b> Ρυθμός ανάπτυξης ρωγμής κόπωσης που έχει ληφθεί υπό γραμμικές-ελαστικές και ελαστοπλαστικές συνθήκες σε χάλυβα A533 (A) και σε ανοξείδωτο χάλυβα 304. CC= Center Cracked (Κεντρική ρωγμή), CT=Compact Type (Συμπαγούς τύπου). ....	32
<b>Σχ.1.13</b> Σχηματική αναπαράσταση των συνθηκών στην άκρη της ρωγμής κατά το κλείσιμο της.....	33
<b>Σχ.1.14</b> Διαγράμματα Φορτίου-Μετατόπισης (A) Διάγραμμα που υποδεικνύει αλλαγή στην ακαμψία στη σημείο κλεισίματος της ρωγμής (B) Η ολική εκτροπή μείον την ελαστικά υπολογισμένη απόκλιση ενισχυμένη για να δώσει έμφαση στο κλείσιμο της ρωγμής, όπου $V_E$ η ελαστική μετατόπιση.....	34
<b>Σχ.1.15</b> Η περιοχή κάτω από μια καμπύλη τάσης-έντασης που έχει ληφθεί για δείγμα ρωγμής δίνει μια πρόχειρη εκτίμηση της σκληρότητας των χαλύβων. Γενικά, η σκληρότητα ποικίλλει αντίστροφα με την αντοχή.....	35
<b>Σχ.1.16</b> Πλαίσιο Γέφυρας Bailey όπου φαίνονται οι κατασκευαστικές ενισχύσεις και επεκτάσεις.....	37
<b>Σχ.1.17</b> Καμπύλη ζωής κόπωσης για πλαίσιο γέφυρας Bailey. Ο κάθετος άξονας δίνει το μέγιστο εύρος τάσης, $\Delta S = S_{max} - S_{min}$ .....	37
<b>Σχ.1.18</b> Πραγματικές και ονομαστικές τάσεις για απλή φόρτιση (A), λυγισμό (B) και δοκιμίου με εγκοπή. Οι πραγματικές κατανομές τάσης, $y$ ως προς $x$ σχεδιάζονται ως συμπαγείς γραμμές, και υποθετικές κατανομές που σχετίζονται με ονομαστικές τάσεις $S$ ως διακεκομμένες γραμμές. Στο (C), η κατανομή τάσης που θα λάμβανε χώρα εάν δεν υπήρχε λυγισμός παρουσιάζεται ως η ευθεία από τις τελείες.....	39
<b>Σχ.1.19</b> Δεδομένα δοκιμής για ένα όλκιμο μέταλλο που απεικονίζει την διακύμανση του παράγοντα κόπωσης της εγκοπής ως προς το χρόνο ζωής. Τα δεδομένα $S - N$ στο (A) χρησιμοποιούνται για τη λήψη του $K'_F = \sigma_A \cdot S_A$ στο (B). Οι εγκοπές είναι ημικυκλικού σχήματος.....	40
<b>Σχ.1.20</b> Εκτίμηση τελείως ανεστραμμένων καμπυλών $S - N$ για δοκίμια λεία (smooth) και με εγκοπές (notched).....	41
<b>Σχ.1.21</b> Ρωγμή τύπου I που δείχνει το σύστημα συντεταγμένων και τα στοιχεία τάσεων. Μια ρωγμή τύπου I ανοίγει με τέτοιο τρόπο ώστε όλα τα σημεία στην επιφάνεια της ρωγμής μετατοπίζονται παράλληλα στον $Y$ -άξονα.....	41
<b>Σχ.1.22</b> Κατανομή τάσης που προηγείται της ρωγμής στην οποία συμπεριλαμβάνεται πλαστικότητα μικρής κλίμακας.....	42

<b>Σχ.1.23</b> Επίδραση του πάχους στην κατάσταση της τάσης και στη σκληρότητα της ρωγμής στην μύτη της ρωγμής.....	42
<b>Σχ.1.24</b> Χρήση του κανόνα Palmgren–Miner για την πρόβλεψη ζωής φόρτισης μεταβαλλόμενου εύρους που είναι τελείως ανεστραμμένη.....	44
<b>Σχ.1.25</b> Πρόβλεψη ζωής για επαναλαμβανόμενο ιστορικό με μετατοπίσεις. μέσω επιπέδων.....	44
<b>Σχ.1.26</b> Ορισμοί για ασύμμετρη φόρτιση:.....	44
☐ Κορυφές: A, C.....	45
☐ Κοιλιάδες: B, D.....	45
☐ Απλά εύρη: A - B, B - C.....	45
☐ Συνολικά εύρη: A – D, D - G.....	45
<b>Σχ.1.27</b> Όρος για μέτρηση κύκλου χρησιμοποιώντας τη μέθοδο Rainflow.....	45
<b>Σχ.1.28</b> Υλική ζημιά ως προς κλάσμα χρόνου ζωής όπου η συσχέτιση είναι μοναδική (A) και μη μοναδική (B).....	46
<b>Σχ.1.29</b> Αποτέλεσμα της αρχικής υπερφόρτισης (10 κύκλοι σε $\epsilon_A = 0,02$ ) στην καμπύλη κόπωσης – διάρκειας ζωής ενός κράματος αλουμινίου.....	46
<b>Σχ.1.30</b> Δυο ιστορικά φόρτισης εφαρμοσμένα σε δοκίμιο με εγκοπή ( $k_T = 2,4$ ) και η εκτιμώμενες αποκρίσεις τάσης – καταπόνησης της εγκοπής για το 2024-T4 Al. Η Χαμηλή – Υψηλή υπερφόρτιση στο (A) παράγει μια εφελκυστική μέση τάση και η Χαμηλή – Υψηλή υπερφόρτιση στο (B) παράγει το αντίθετο αποτέλεσμα.....	47
<b>Σχ.1.31</b> Συμπεριφορά αποφόρτισης και επαναφόρτισης για δύο ρεολογικά μοντέλα. Το πρώτο ιστορικό καταπόνησης προκαλεί μόνο ελαστική παραμόρφωση κατά την αποφόρτιση αλλά το δεύτερο είναι αρκετά μεγάλο για να προκαλέσει συμπιεστικό λυγισμό. Το τρίτο είναι πλήρως ανεστραμμένο και προκαλεί έναν βρόγχο υστέρησης που είναι συμμετρικός γύρω από την αρχή των αξόνων.....	49
<b>Σχ.1.32</b> Διάγραμμα του πιθανοτικού ορισμού του φορτίου και της αντίστασης.....	55
<b>Σχ.1.33</b> Διάγραμμα καμπύλης S-N.....	56
<b>Σχ.2.1</b> Εύρεση της καλύτερης αναπαράστασης της ταξινόμησης δεδομένων (χάλυβας ATSM A 533B στους 260 C (A) Ταξινομημένα δεδομένα (B.....	59
<b>Σχ.2.2</b> Συσχέτιση της σκληρότητας ή του μέτρου ελαστικότητας με τη θερμοκρασία για τέσσερα κοινά συστήματα κραμάτων.....	60
<b>Σχ.2.3</b> Πλήρης μηχανολογική καμπύλη τάσης – καταπόνησης που δείχνει την κανονικά θεωρούμενη όλκιμη περιοχή (επάνω δεξιά) και τη συχνά αμελούμενη περιοχή συμπίεσης (κάτω αριστερά).....	61
<b>Σχ.2.4</b> Αποτέλεσμα των υψηλών θερμοκρασιών T1 και T2 στις εφελκυστικές και συμπιεστικές ιδιότητες ενός τυπικού μετάλλου.....	62
<b>Σχ.2.5</b> Σχέση μεταξύ σκληρότητας και εφελκυστικής αντοχής σε μέταλλα απουσία συγκεντρώσεων τάσης.....	62
<b>Σχ.2.6</b> Παραμορφωμένο ελατήριο βαλβίδας κινητήρα (αριστερά) συγκρινόμενο με κανονικό ελατήριο βαλβίδας. Η ακατάλληλη μικροδομή είχε ως αποτέλεσμα την ανεπαρκή αντοχή και σκληρότητα στην θερμοκρασία λειτουργίας.....	65
<b>Σχ.2.7</b> Πτυσσόμενη φλάντζα (κάτω βέλος) ενός εξωθημένου τμήματος καναλιού αλουμινίου σκοπίμως φορτισμένο με μια πλευρική δύναμη (πάνω βέλος). Σε πραγματική χρήση, το τμήμα του καναλιού υποβάλλεται κυρίως σε αξονική συμπίεση παρά στην ανώμαλη πλευρική δύναμη που εφαρμόζεται εδώ.....	66
<b>Σχ.2.8</b> Ψαθυρή θραύση συγκρινόμενη με όλκιμη θραύση σε δυο χαλύβδινους ήλους που έχουν δεχτεί σκοπίμως θερμική επεξεργασία για να έχουν σημαντικά διαφορετικές ιδιότητες όταν έλκονται σε τάση. Ο ψαθυρός ήλος (αριστερά) σβήστηκε με μια σκληρότητα 47 hrC αλλά δεν είχε καμία εμφανή παραμόρφωση. Ο όλκιμος ήλος (δεξιά) αναδιπλώθηκε σε σκληρότητα 95 hrB (λιγότερο από 20 hrC) και εμφανίζει πολύ μεγάλη μόνιμη παραμόρφωση.....	68
<b>Σχ.2.9</b> Ένα θραυσμένο δοκίμιο εφελκυσμού με το τυπικό σχήμα θραύσης (cup and cone) των όλκιμων μετάλλων που θραύονται σε τάση.....	69
<b>Σχ.2.10</b> Δοκίμιο χυτού χάλυβα χαμηλού σε άνθρακα με έμφαση στον 45ο διατμητικό προσανατολισμό της όλκιμης θραύσης ενός όλκιμου μετάλλου. Οι διαγώνιες κορυφογραμμές είναι οι "Γραμμές Luders" ή "Στελέχη φορείου". Το πορώδες στον χάλυβα παρουσιάζει πολλά εντοπισμένα κατάγματα.....	69
<b>Σχ.2.11</b> Τυπικό διάγραμμα τάσης – καταπόνησης που δείχνει διαφορετικές περιοχές της ελαστικής και πλαστικής περιοχής. (a) Ελαστική περιοχή στην οποία το αρχικό μέγεθος και σχήμα θα επανέλθουν	

μετά την απομάκρυνση του φορτίου. (b) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης αλλά χωρίς εντοπισμένο λαιμό. (c) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης με εντοπισμένο λαιμό πριν από τη θραύση στο "X" .....	70
<b>Σχ.2.12</b> Φωτογραφίες σε τρεις διαφορετικές μεγεθύνσεις (εδώ εμφανίζονται στο 75%) του διαμήκου τμήματος ενός δοκιμίου εφελκυσμού από χάλυβα θερμής έλασης 1020. Η δομική διακόπηκε ακριβώς πριν τη θραύση (περιοχή (c) του Σχήματος 2.12). (a) Σε μεγέθυνση 6x μπορούμε να δούμε εσωτερική θραύση, μειωμένη εσοχή και σημαντική παραμόρφωση της δομής των κόκκων (b). Σε μεγέθυνση 50x είναι εμφανείς μια μεγάλη ρωγμή και αρκετές μικρότερες και επιμηκυμένοι κόκκοι (c) Σε μεγέθυνση 250x είναι ξεκάθαρη η έλλειψη προσαρμογής λόγω παραμόρφωσης, όπως και επιμηκυμένος φερίτης (ανοιχτόχρωμες περιοχές) και περλίτης (σκοτεινές περιοχές).....	71
<b>Σχ.2.13</b> Τυπική επιφάνεια θραύσης ρήγματος με βαθουλώματα από όλκιμο μέταλλο που παρατηρείται σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. (scanning electron microscope – SEM) σε μεγέθυνση 1000x.....	71
<b>Σχ.2.14</b> (a) Παράδειγμα έναρξης πολύπλευρου σταδίου 1 κόπωσης σε χυτό υπερκράμα νικελίου πτερυγίου τουρμπίνας. Τα βέλη καταδεικνύουν την κατεύθυνση διάδοσης της ρωγμής.....	72
(b) Συνολική θραύση πτερυγίου και συνέχιση της διάδοσης της ρωγμής επιπέδου 2 σε επίπεδη επιφάνεια που προέρχεται από την περιοχή του σταδίου 1. ....	73
<b>Σχ.2.15</b> Παράδειγμα καλοσηματισμένων ραβδώσεων σε σφυρήλατη λεπίδα συμπιεστή υψηλής πίεσης φτιαγμένη από κράμα τιτανίου. Η πυκνότητα των ραβδώσεων είναι περίπου 30,000 ραβδώσεις/ίντσα. (12.000 ραβδώσει/ cm). Το βέλος υποδηλώνει την κατεύθυνση διάδοσης της ρωγμής. ....	73
<b>Σχ.2.16</b> Παράδειγμα καλοσηματισμένων ραβδώσεων σε κράμα τιτανίου (P=0,05, μέγιστη εναλλασσόμενη τάση, 105 ksi).( R είναι η ελάχιστη τάση διαιρεμένη με την μέγιστη τάση). Η πυκνότητα των ραβδώσεων είναι περίπου 2663,000 ραβδώσεις/ ίντσα (100,000/cm). το βέλος υποδεικνύει την κατεύθυνση διάδοσης της ρωγμής. ....	74
<b>Σχ.2.17</b> Θραύση κόπωσης υποεπιφανειακής προέλευσης σε επαγωγικά σκληρυμένο άξονα διαμέτρου 3 in., χάλυβα 1541 που δοκιμάστηκε επαναλαμβανόμενα σε περιστρεφόμενη καμπτική κόπωση στο εργαστήριο. Η πρωτεύουσα θραύση κόπωσης ξεκίνησε από το A ενώ μια μικρότερη ρωγμή προχωρούσε στο B. Να σημειωθεί ότι δεν είναι εμφανή beach marks εξαιτίας της συνεχόμενης δοκιμής και ότι οι δυο προελεύσεις είναι κοντά στην εσωτερική άκρη της επαγωγικά σκληρυμένης ζώνης. Η μεγαλύτερη ρωγμή κόπωσης (από το A) ήταν στο αριστερό τρίτο της θραύσης προτού πυροδοτήσει μια ψαθυρή θραύση σε αυτή την περίπτωση (φαίνονται τα μοτίβα σε σχήμα V κάτω δεξιά) και όλκιμη θραύση στον πυρήνα.....	75
<b>Σχ.2.18</b> Διάγραμμα καμπύλης τάσης – ερυσμού που δείχνει τα τρία στάδια του ερυσμού. ....	79
<b>Σχ.2.19</b> Καμπύλες ερυσμού για χάλυβα χαμηλού κράματος μολυβδαινίου – βαναδίου υπό τάση σε τέσσερα επίπεδα τάσης στους 600o C. ....	81
<b>Σχ.2.20</b> Ρήξη τάσης θερμαντικού σωλήνα: (a) θερμαντικός σωλήνας που αστόχησε εξαιτίας ρήξης τάσης (b) και (c) κενά ρήξης τάσης κοντά στην θραύση. ....	82
<b>Σχ.2.21</b> Θερμή διαβρωτική προσβολή πτερυγίων τουρμπίνας κράματος νικελίου Rene 77 (a) Πτερύγιο χερσαίας τουρμπίνας πρώτου σταδίου. Παρατηρείται η συσσώρευση επικαθήσεων, το ξεφλούδισμα και η διάσπαση της ακμής προσβολής. (b) Σταθερά πτερύγια (c) Πτερύγιο χερσαίας τουρμπίνας, πρώτου σταδίου που έχει υποστεί θερμή προσβολή 2ου τύπου (d) Μεταλλουργική διατομή που δείχνει την στρωματοποιημένη διαβρωτική προσβολή που παρουσιάζεται στο (c). ....	85
<b>Σχ.2.22</b> Γραμμή πλατφόρμας διυλιστηρίου προσβλημένη από υδρογόνο (a) Μικροδομή χωρίς φθορά (b) Απανθρακωμένες περιοχές που προκλήθηκαν από το υδρογόνο που εξαντλεί τα καρβίδια σιδήρου (c) Μικρορηγματώσεις σε εγκλείσματα (d) Κυψέλη υδρογόνου που προκλήθηκε από το σχηματισμό μεθανίου. ....	87
<b>Σχ.2.23</b> Ρυθμοί ανάπτυξης ρωγμών σε θερμική και θερμομηχανικές περιπτώσεις για κράμα νικελίου Inconel 718.....	92
<b>Σχ.2.24</b> Ιστορικό καταπόνησης/θερμοκρασίας από ένα πτερύγιο τουρμπίνας. ....	93
<b>Σχ.2.25</b> Ρυθμοί ανάπτυξης ρωγμής διαβρωτικής κόπωσης σε θερμοκρασία δωματίου (A) Επίδραση του περιβάλλοντος στην διάδοση ρωγμής κόπωσης σε χάλυβα 4130 κε τάση λυγισμού 1330 MPA (195 KSI). Η γραμμή των δεδομένων για την γραμμή αέρα με υγρασία απεικονίζει τη δημιουργία ρωγμών σε 13 χάλυβες με ποικίλες μικροδομές και αντοχή στο λυγισμό που κυμαίνονται από 300 σε 2100 MPA, θερμοκρασία 23o C, συχνότητα 0,1 Hz, αναλογία φορτίου 0,1 (B) Αποτέλεσμα του εύρους τάσης	

έντασης κα της συχνότητας φόρτισης στο ρυθμό ανάπτυξης ρωγμής διαβρωτικής κόπωσης σε χάλυβα υπερέψηλης αντοχής 4340 εκτεθειμένου σε απιονισμένο νερό.....	94
<b>Σχ.2.26</b> Γενικές αλληλεπιδράσεις συνδεδεμένες με την περιβαλλοντικά ενισχυμένη δημιουργία ρωγμών, που μπορεί να ενσωματώσει ρυθμούς ανάπτυξης από μεγαλύτερα από 10 mm/s σε λιγότερα από 10-10 mm/s. (A) Venn διάγραμμα των μηχανισμών (B) Venn διάγραμμα των μεταβλητών που αναφέρονται παρακάτω: .....	95
<b>Σχ.2.27</b> Διάγραμμα εναπομένουσας αντοχής. ....	97
<b>Σχ.2.28</b> Χρονικά εξαρτώμενη καμπύλη καταπόνησης υπό σταθερό φορτίο. ....	98
<b>Σχ.2.29</b> Τυπικό διάγραμμα τάσης – καταπόνησης που δείχνει διαφορετικές περιοχές της ελαστικής και πλαστικής περιοχής. (a) Ελαστική περιοχή στην οποία το αρχικό μέγεθος και σχήμα θα επανέλθουν μετά την απομάκρυνση του φορτίου. (b) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης αλλά χωρίς εντοπισμένο λαιμό. (c) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης με εντοπισμένο λαιμό πριν από τη θραύση στο “X”.....	98
<b>Σχ.2.30</b> Παραδείγματα ρωγμών θερμομηχανικής κόπωσης και οξείδωσης σε πτερύγιο τουρμπίνας πρώτου σταδίου.....	102
<b>Σχ.2.31</b> Πτερύγια τουρμπίνας με θερμική ζημιά (a) Πτερύγιο τουρμπίνας πρώτου ή δεύτερου σταδίου με θερμική φθορά (A) το οποίο παρέμεινε ακέραιο αλλά με σκούρα εμφάνιση. Είναι κοινό να έχουμε πτερύγια που φαίνονται να βρίσκονται σε σχετικά καλή κατάσταση αλλά με μια υποκείμενη κατάσταση υπερθέρμανσης. ....	102
(b) Δύο πτερύγια τρίτου σταδίου (B) με σημαντική ζημιά αεροτομής από την κατάσταση της υπερθέρμανσης που έχει μια επιβλαβή επίδραση στις μικροδομές. Της πτερύγια τετάρτου σταδίου (C) που έχουν σπάσει λόγω της χαμηλής αντοχής σε θραύση και αντίσταση σε ερπυσμό που προκαλείται από τη λειτουργία σε υψηλές θερμοκρασίες σε αεριοστροβίλους. ....	102
<b>Σχ.2.32</b> Χωρισμός σε τμήματα πτερυγίων τουρμπίνων για μεταλλογραφική εξέταση (a) Τυπικές περιοχές για τμηματοποίηση κατά μήκος των πτερυγίων τουρμπίνων .....	103
(b) Όψη του τμηματοποιημένου πτερυγίου.....	103
<b>Σχ.2.33</b> Οξείδωση και ρωγμές στις οπές ψύξης σε πτερύγιο τουρμπίνας (a) Οπή ψύξης χείλους εκφυγής που δείχνει οξείδωση και προσβολή νιτρώδους στην επιφάνεια μετά από 32.000 ώρες λειτουργίας. (b) Ρωγμή που βρίσκεται στη επιφάνεια οπής ψύξης. Η οξείδωση στην επιφάνεια της ρωγμής και της οπής είναι εμφανής.....	103
<b>Σχ.2.34</b> Ρωγμή (βέλος) που παρατηρείται στο χείλος εκφυγής κοντά στη βάση πτερυγίου τουρμπίνας που λειτούργησε σχεδόν μέχρι τον μέγιστο προβλεπόμενο χρόνο. ....	104
<b>Σχ.2.35</b> Επιφάνεια θραύσης από ρωγμή στο χείλος εκφυγής πτερυγίου τουρμπίνας που ανοίχθηκε για μελέτη στο εργαστήριο. ....	104
<b>Σχ.2.36</b> Μεταλλογραφική τομή κατά μήκος της ρωγμής που παρουσιάστηκε στην προηγούμενη φωτογραφία. Έλλειψη σχισμών και κενών υποδεικνύει ότι η θραύση δεν προκλήθηκε από μηχανισμό φθοράς ερπυσμού. ....	105
<b>Σχ.2.37</b> Μεταλλογραφική τομή περιοχής πτερυγίου τουρμπίνας. Παρατηρούνται οι διαφορές στην προσβλημένη δομή κοντά στις επιφάνειες, η οποία έγινε ηλεκτρολυτικά, με 20% θειικό οξύ σε μεθανόλη 28 x.....	105
<b>Σχ.2.38</b> Μπιμπικωτή θραύση (Dimple fracture) που δημιουργήθηκε από συνένωση μικροκενών σε βαμμένο και σκληρυμένο χάλυβα. Να σημειωθεί η παρουσία σωματιδίων καρβιδίων στον πάτο πολλών μπιμπικιών.....	106
<b>Σχ.2.39</b> Εικόνα από SEM επιφανείας θραύσης σε κράμα νικελίου (Inconel 751, ξεβαμμένο και παλαιωμένο) μετά από θραύση τάσης (730o C, 380MPa, 125 ώρες) (a) Άποψη χαμηλής μεγέθυνσης (250x) (b) Όψη υψηλής μεγέθυνσης (1000x). ....	106
<b>Σχ.2.40</b> Ρωγμή ερπυσμού σε πτερύγιο τουρμπίνας. ....	107
<b>Σχ.2.41</b> Τυπική παραμόρφωση ερπυσμού και διακρυσταλλική ρωγμοποίηση σε πτερύγιο τουρμπίνας αεροπορικού κινητήρα. ....	107
<b>Σχ.2.42</b> TMF ρωγμή που ξεκίνησε στην επικάλυψη και προχώρησε στο υλικό βάσης σε λεπτό πτερυγίου τουρμπίνας.....	108
<b>Σχ.2.43</b> Ανοξειδωτος χάλυβας 304 που παρουσιάζει διακρυσταλλική προσβολή, 100x. ....	108
<b>Σχ.2.44</b> Διακρυσταλλική διάβρωση στην εσωτερική επιφάνεια της θερμικά επηρεασμένης ζώνης ανοξειδωτου χάλυβα κοντά στη γραμμή συγκόλλησης. ....	109
<b>Σχ.2.45</b> Δίσκος από 2 <sup>η</sup> βαθμίδα αεριογόνου από κράμα 713C, όπου είχαμε θραύση κόπωσης κατά τη χρήση. Η θραύση ξεκίνησε στο βέλος στην εικόνα (A) ενώ σημαντικό κομμάτι του δίσκου δεν	



ανακτήθηκε ποτέ. Στις εικόνες (Β) και (Γ) βλέπουμε πάλι στο βέλος το σημείο όπου ξεκίνησε η ρωγμή και στην Εικόνα (Δ) βλέπουμε αυλακώσεις κόπωσης ενώ τα βέλη υποδεικνύουν την κατεύθυνση της θραύσης που μοιάζει να είναι επιφανειακή ατέλεια ενώ οι πτυχές βρέθηκαν να είναι περικρυσταλλικές.....	109
<b>Σχ.2.46</b> Εκκίνηση ρωγμής κόπωσης σε ένα μεγάλο κατασκευαστικό ελάττωμα σε χυτό κομμάτι IN 713C.....	110
<b>Σχ.2.47</b> Εκκίνηση ρωγμής κόπωσης σε χυτό δοκίμιο IN 713C σε μικρή και σε μεγαλύτερη μεγέθυνση .....	110
<b>Σχ.2.48</b> Μικροδομή της περιοχής κοντά στην κύρια ρωγμή. ....	112
<b>Σχ.2.49</b> Μικροδομή δοκιμίου του εξωτερικού δίσκου. ....	112
<b>Σχ.2.50</b> Μικροδομή της άκρης του χείλους εκφυγής κοντά στην επιφάνεια θραύσης. ....	113
<b>Σχ.2.51</b> Μικροδομή της Περιοχής II (Zone II).....	113
<b>Σχ.2.52</b> (a) Μικροδομή χυτού X-45, (b) Τα πρωτεύοντα και δευτερεύοντα καρβίδια δίπλα τους. ....	114
<b>Σχ.2.53</b> Αύξηση και σκλήρυνση του καρβιδίου M23C6 στο όριο των κόκκων και το εσωτερικό των κόκκων μαζί με X-Ray line scan του καρβιδίου στο εσωτερικό του κόκκου. ....	115
<b>Σχ.2.54</b> Διακρυσταλλική οξείδωση κατά μήκους των ορίων των κόκκων.....	115
<b>Σχ.3.1</b> Διάταξη ενός τριβάθμιου Turbojet κινητήρα.....	122
<b>Σχ.3.2</b> Διάταξη ενός τριβάθμιου Turbojet κινητήρα.....	123
<b>Σχ.3.3</b> Ειδική αντοχή και δυναμικό μέτρο ως προς τη θερμοκρασία για τυπικά υλικά που χρησιμοποιούνται σε αεροπορικούς κινητήρες.....	125
<b>Σχ.3.4</b> Βελτιώσεις στην θερμική αντίσταση των αεροτομών και των πτερυγίων των τουρμπίνων ανά κράμα και διαδικασία ανάπτυξης σε συνδυασμό.....	127
<b>Σχ.3.5</b> Ένα τυπικό μοντέρνο «δέντρο» χύτευσης (γυρισμένο ανάποδα) με το κέλυφος του καλουπιού μερικών αφαιρεμένο στην αριστερή εικόνα και στη δεξιά ένα από τα πρώτα πτερύγια τουρμπίνας που κατασκευάστηκαν με αυτή τη μέθοδο από κράμα κοβαλτίου προορισμένο για την μέθοδο οδοντικής πρόσθεσης, ένα από τα 35 εκατομμύρια που παράχθηκαν κατά το 2ο Παγκόσμιο Πόλεμο.....	128
<b>Σχ.3.6</b> Απεικόνιση της ανάπτυξης της τεχνολογίας χύτευσης κενού των πτερυγίων τουρμπίνας. Η αυξημένη αντοχή στη θερμότητα και στην τάση επιτυγχάνεται με την αντικατάσταση των συμβατικά τυχαία προσανατολισμένων κόκκων των κρυστάλλων (ισοσταθμισμένων) στην αριστερή εικόνα από την κατευθυνόμενη στερεοποίηση με αρκετούς κρυστάλλους σε παράλληλη και τελικά με έναν μοναδικό κρύσταλλο με μια ευνοημένη κατεύθυνση, στη δεξιά εικόνα, αλλά επίσης με περίπλοκα εσωτερικά κανάλια ψύξης (η επιφάνεια των πτερυγίων έχει απογυμνωθεί για έκθεση). ....	129
<b>Σχ.3.7</b> Η διαδικασία δυναμικής ψαθυροποίησης. Σε ενδιάμεσες υψηλές θερμοκρασίες το οξυγόνο διεισδύει τα όρια των κόκκων στην άκρη μιας ρωγμής και κάνει τη ρωγμή κα μεγαλώνει κάτω από συνεχές φορτίο με διακοπτόμενο τρόπο.....	131
<b>Σχ.3.8</b> Σφυρηλάτηση ακριβείας. ....	133
<b>Σχ.3.9</b> Αυτοματοποιημένη χύτευση επένδυσης. ....	134
<b>Σχ.3.10</b> Αποκοπή με ρομπότ. ....	135
<b>Σχ.3.11</b> Κατασκευή πτερυγίων ανεμιστήρα ευρείας χορδής. ....	136
<b>Σχ.3.12</b> Συγκόλληση αδρανούς αερίου βολφραμίου .....	137
<b>Σχ.3.13</b> Λεπτομέρειες τυπικής κόλλησης αδρανούς αερίου βολφραμίου.....	138
<b>Σχ.3.14</b> Συγκόλληση αδρανούς αερίου βολφραμίου .....	139
<b>Σχ.3.15</b> Παράδειγμα T.I.G. και EG κολλήσεων.....	139
<b>Σχ.3.16</b> Ηλεκτροχημική επεξεργασία.....	140
<b>Σχ.3.17</b> Σχηματική άποψη του εξοπλισμού HIP (High Isostatic Pressing) για τη θεραπεία του εσωτερικού πορώδους στις χυτεύσεις. ....	142
<b>Σχ.3.18</b> Πρόοδος στην τεχνολογία των επικαλύψεων με το χρόνο.....	144
<b>Σχ.3.19</b> Ανάγκες στις επικαλύψεις με το χρόνο και τις φθορές .....	144
<b>Σχ.4.1</b> Φορητό μηχάνημα ανάλυσης XRF Bruker S1 Turbo SD. ....	146
<b>Σχ.4.2</b> Στερεοσκόπιο Leica του εργαστηρίου.....	146
<b>Σχ.4.3</b> Οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο.....	147
<b>Σχ.4.4</b> Σχηματικό διάγραμμα λειτουργίας του SEM. ....	148
<b>Σχ.4.5</b> Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο SEM FEI Quanta 200 της Σχολής Χημικών Μηχανικών.....	148
<b>Σχ.4.6</b> Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο SEM JSM 6300 του ΣΕΗΤ.....	149
<b>Σχ.4.7</b> Ελικόπτερο Bell UH-1H Huey του Ελληνικού Στρατού.....	150

<b>Σχ.4.8</b> Ο κινητήρας χωρίς το κάλυμμα πάνω στο ελικόπτερο.....	150
<b>Σχ.4.9</b> Ο κινητήρας σε σταθερές βάσεις.....	150
<b>Σχ.4.10</b> Η θέση του κομματιού εντός του κινητήρα.....	152
<b>Σχ.4.11</b> Εμπρόσθια και οπίσθια όψη του κομματιού.....	152
<b>Σχ.4.12</b> Αποχρωματισμός στην εξωτερική μεριά του κομματιού.....	152
<b>Σχ.4.13</b> Οξείδωση, αποχρωματισμός και επικαθήσεις στην εμπρόσθια μεριά των πτερυγίων.....	153
<b>Σχ.4.14</b> Οξείδωση, αποχρωματισμός, απώλεια επικάλυψης και επικαθήσεις στην οπίσθια μεριά των πτερυγίων (χείλος εκφυγής).....	153
<b>Σχ.4.15</b> Οξείδωση, αποχρωματισμός, απώλεια επικάλυψης και επικαθήσεις στην εμπρόσθια μεριά των πτερυγίων (χείλος προσβολής).....	154
<b>Σχ.4.16</b> Οξείδωση, αποχρωματισμός, απώλεια επικάλυψης, ρωγμές, αλλοίωση επιφανείας με απώλεια υλικού και επικαθήσεις στο χείλος εκφυγής των πτερυγίων.....	155
<b>Σχ.4.17</b> Λεπτομέρεια των εισόδων των διόδων ψύξης των πτερυγίων.....	156
<b>Σχ.4.18</b> Δοκίμιο με (αριστερά) και χωρίς επικάλυψη (δεξιά).....	157
<b>Σχ.4.19</b> Αποτελέσματα ανάλυσης δοκιμίου με επικάλυψη (αριστερά) και χωρίς (δεξιά).....	157
<b>Σχ.4.20</b> Φωτογραφίες της ρωγμής.....	158
<b>Σχ.4.21</b> Φωτογραφίες της τομής του πτερυγίου.....	159
<b>Σχ.4.22</b> Δοκίμια εγκιβωτισμένα σε ρητίνη και στιλβωμένα.....	160
<b>Σχ.4.23</b> Γενική άποψη του κομματιού, 100x.....	161
<b>Σχ.4.24</b> Εστίαση στη διάχυση 500x.....	161
<b>Σχ.4.25</b> Αντιδιαμετρική επιφάνεια. 500x.....	162
<b>Σχ.4.26</b> Εστίαση στην ενδιάμεση περιοχή (στρώμα διάχυσης) 500x.....	162
<b>Σχ.4.27</b> Άκρη του κομματιού με εμφανή ρωγμή 100x.....	163
<b>Σχ.4.28</b> Εστίαση στην άκρη της ρωγμής, 200x.....	164
<b>Σχ.4.29</b> Εστίαση σε ρωγμή, 500x.....	164
<b>Σχ.4.30</b> Οξείδωση εντός του υλικού, 500x.....	165
<b>Σχ.4.31</b> Ρωγμή σε βάθος στρώματος διάχυσης, 500x.....	166
<b>Σχ.4.32</b> Ρωγμή σε βάθος και οξείδωση σε βάθος, 500x.....	166
<b>Σχ.4.33</b> Ρωγμή στην αντίθετη μεριά του κομματιού, 500x.....	167
<b>Σχ.4.34</b> Εσωτερική πλευρά, 100x.....	167
<b>Σχ.4.35</b> Εσωτερική πλευρά, 200x.....	168
<b>Σχ.4.36</b> Εσωτερική πλευρά, εστίαση στην αποκόλληση υλικού 500x.....	168
<b>Σχ.4.37</b> Εσωτερική πλευρά, εστίαση στην κρυσταλλική δομή, 500x.....	169
<b>Σχ.4.38</b> Εξωτερική πλευρά, πλευρά με επικαθήσεις, 100x.....	169
<b>Σχ.4.39</b> Εξωτερική πλευρά, μεγαλύτερη μεγέθυνση, 200x.....	170
<b>Σχ.4.40</b> Εξωτερική πλευρά, 500x.....	171
<b>Σχ.4.41</b> Εξωτερική πλευρά, ενδιάμεση επιφάνεια, 500x.....	171
<b>Σχ.4.42</b> Εξωτερική πλευρά, καθαρή επιφάνεια, 500x.....	172
<b>Σχ.4.43</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, 100x.....	172
<b>Σχ.4.44</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, 200x.....	173
<b>Σχ.4.45</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, 500x.....	173
<b>Σχ.4.46</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της προηγούμενης (πάνω επιφάνεια πτερυγίου), 100x.....	174
<b>Σχ.4.47</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εσωτερικής (πάνω επιφάνεια πτερυγίου), 200x.....	174
<b>Σχ.4.48</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (πάνω επιφάνεια πτερυγίου), 500x.....	175
<b>Σχ.4.49</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (κάτω επιφάνεια πτερυγίου), 100x.....	175
<b>Σχ.4.50</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (κάτω επιφάνεια πτερυγίου), 200x.....	176
<b>Σχ.4.51</b> Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (κάτω επιφάνεια πτερυγίου), 500x.....	176
<b>Σχ.4.52</b> Γενική λήψη της επιφανείας, 50x.....	177
<b>Σχ.4.53</b> Δοκίμιο με επικάλυψη, γενική λήψη, 50x.....	178

Σχ.4.54 Ζουμ σε λευκή περιοχή, 500x. ....	179
Σχ.4.55 Εικόνα μεγέθυνσης ρωγμής πτερυγίου (2x) με εμφανείς επικαθήσεις. ....	180
Σχ.4.56 Εικόνα μεγέθυνσης της μύτης της ρωγμής (80x). ....	180
Σχ.4.57 Εικόνα μεγέθυνσης της μύτης του κομματιού της ρωγμής (600x). ....	181
Σχ.4.58 Ανάλυση στην σκούρα περιοχή της μύτης της ρωγμής. ....	181
Σχ.4.59 Εικόνα μεγέθυνσης της μύτης του κομματιού της ρωγμής (SEM) 1500x. ....	182
Σχ.4.60 Εικόνα μεγέθυνσης στην επικάλυψη (SEM) 1500x. ....	183
Σχ.4.61 Ζουμ σε κρύσταλλο στην επιφάνεια του μετάλλου βάσης (3000x). ....	184
Σχ.4.62 Τμήμα πτερυγίου (εσωτερική επιφάνεια χείλους προσβολής). ....	184
Σχ.4.63 Διαστρωμάτωση (Μέταλλο βάσης –ανοιχτό γκρι, στρώμα διάχυσης, σκούρο γκρι, επικάλυψη-μαύρο). ....	185
Σχ.4.64 Διαστρωμάτωση εφαρμογής επικάλυψης. ....	186
Σχ.4.65 Διαστρωμάτωση εφαρμογής επικάλυψης. ....	186
Σχ.4.66 Ανάλυση στο μέταλλο βάσης. ....	186
Σχ.4.67 Ανάλυση στο στρώμα διάχυσης. ....	187
Σχ.4.68 Μέτρηση στην περιοχή διάχυσης (Σημεία 1,2 και 3). ....	188
Σχ.4.69 Ανάλυση κατά μήκος στην επικάλυψη. ....	189
Σχ.4.70 Σημειακή ανάλυση στην επικάλυψη. ....	190
Σχ.4.71 Εμφανής φθορά στο χείλος προσβολής. ....	191
Σχ.4.72 Επικαθήσεις και φουσκώματα (dimples) στα πτερύγια. ....	191
Σχ.4.73 Ανάλυση στο πτερύγιο. ....	192
Σχ.4.74 Φωτογραφία από περιοχή πλησίον των οπών ψύξης. ....	193
Σχ.4.75 Ανάλυση επιφανείας επικαθήσεων/φουσκωμάτων. ....	194
Σχ.4.76 Η θέση του κομματιού εντός του κινητήρα σε σκαρίφημα. ....	196
Σχ.4.77 Εμπρόσθια και οπίσθια όψη του κομματιού. ....	196
Σχ.4.78 Συγκολλήσεις που αστόχησαν κατά την δοκιμή προγραμματισμένης επιθεώρησης. ....	196
Σχ.4.79 Συγκολλήσεις που αστόχησαν κατά την δοκιμή προγραμματισμένης επιθεώρησης. ....	197
Σχ.4.80 Εμφανής επιφανειακή οξείδωση. ....	197
Σχ.4.81 Εμφανής επιφανειακή οξείδωση. ....	198
Σχ.4.82 Εμφανής επιφανειακή οξείδωση. ....	198
Σχ.4.83 Φωτογραφία αποτελεσμάτων και δοκιμίου. ....	199
Σχ.4.84 Φωτογραφίες της πρώτης ήλωσης που αστόχησε. ....	201
Σχ.4.85 Φωτογραφίες της δεύτερης ήλωσης που αστόχησε. ....	202
Σχ.4.86 Φωτογραφία της ήλωσης του παλαιότερου ανταλλακτικού. ....	202
Σχ.4.87 Φωτογραφίες της επιφανείας που έχει υποστεί θερμική οξείδωση. ....	203
Σχ.4.88 Σχέδιο της διάταξης των μπεκ ψεκασμού καυσίμου. ....	204
Σχ.4.89 Χείλος προσβολής του πτερυγίου, 500x. ....	204
Σχ.4.90 Κάτω επιφάνεια του πτερυγίου, 200x. ....	205
Σχ.4.91 Κάτω επιφάνεια του πτερυγίου με ίδια εστίαση, 500x. ....	206
Σχ.4.92 Εστίαση στο εσωτερικό του κομματιού 500x. ....	206
Σχ.4.93 Πάνω επιφάνεια, αντιδιαμετρικά της κάτω, 500x. ....	207
Σχ.4.94 Χείλος προσβολής, 100x. ....	207
Σχ.4.95 Κάτω επιφάνεια πτερυγίου, 200x. ....	208
Σχ.4.96 Πάνω επιφάνεια, 500x. ....	208
Σχ.4.97 Χείλος εκφυγής. 100x. ....	209
Σχ.4.98 Χείλος εκφυγής, 200x. ....	209
Σχ.4.99 Χείλος εκφυγής, 500x. ....	210
Σχ.4.100 Γενική εικόνα δοκιμίου που λήφθηκε από τον εξωτερικό δίσκο, 50x. ....	211
Σχ.4.101 Επιφάνεια πτερυγίου, 100x. ....	212
Σχ.4.102 Επιφάνεια πτερυγίου, 900x. ....	212
Σχ.4.103 Επιφάνεια πτερυγίου, σημεία μετρήσεων 900x. ....	213
Σχ.4.104 Φασματική ανάλυση πρώτου σημείου. ....	213
Σχ.4.105 Φασματική ανάλυση δεύτερου σημείου. ....	214
Σχ.4.106 Φασματική ανάλυση τρίτου σημείου. ....	214
Σχ.4.107 Φασματική ανάλυση τέταρτου σημείου. ....	215

<b>Σχ.4.108</b> Φασματική ανάλυση περιοχής. ....	216
<b>Σχ.4.109</b> Φασματική ανάλυση σε δοκίμιο δίσκου (μέσος όρος 3 τυχαίων σημείων).....	216
<b>Σχ.4.110</b> Φασματική ανάλυση σε δοκίμιο πτερυγίου (μέσος όρος των 5 σημείων). ....	217

## Κατάλογος πινάκων

Πιν.1.1 Ευαισθησία τυπικών μεθόδων ανίχνευσης ρωγμής.....	54
Πίν.2.1 Προσεγγιστικές τιμές του κάτω ορίου της ανυψωμένης θερμοκρασιακής συμπεριφοράς για αρκετά μέταλλα και συστήματα κραμάτων. ....	78
Πιν.4.1 Στοιχειομετρική αναλογία συστατικών του Hastelloy X .....	151
Πιν.4.2 Αποτελέσματα ανάλυσης XRF.....	157
Πιν.4.3 Πρώτη ανάλυση (Μέσος όρος επιφανείας).....	177
Πιν.4.4 Δεύτερη μέτρηση (Μέσος όρος επιφανείας).....	178
Πιν.4.5 Ανάλυση σε λευκό σημείο (Κίτρινο βέλος) .....	179
Πιν.4.6 Ανάλυση σε μαύρο σημείο (Πράσινο βέλος).....	180
Πιν.4.7 Ανάλυση περιοχής (κίτρινο πλαίσιο) στην ανοιχτή ρωγμή.....	182
Πιν.4.8 Ανάλυση κίτρινου πλαισίου στην τομή.....	187
Πιν.4.9 Ανάλυση σε περιοχή του στρώματος διάχυσης.....	187
Πιν.4.10 Σημείο 1 .....	188
Πιν.4.11 Σημείο 2 .....	188
Πιν.4.12 Σημείο 3 .....	189
Πιν 4.13 Ανάλυση κατά μήκος της κίτρινης γραμμής της επικάλυψης.....	190
Πιν 4.14 Σημειακή ανάλυση στην επικάλυψη.....	190
Πιν.4.15 Blade White Spot F2 .....	192
Πιν 4.16 Blade Grey Spot F2.....	193
Πιν 4.17 Αποτελέσματα ανάλυσης επιφανείας επικαθήσεων/φουσκωμάτων .....	194
Πιν 4.18 Στοιχειομετρική αναλογία συστατικών του Alloy 713C (Inco 713).....	195
Πιν.4.19 Αποτελέσματα ανάλυσης XRF.....	199
Πιν 4.20 Ανάλυση επιφανείας δοκιμίου εξωτερικού δίσκου.....	211
Πιν.4.21 Ανάλυση στο 1 <sup>ο</sup> σημείο.....	213
Πιν.4.22 Ανάλυση στο 2 <sup>ο</sup> σημείο.....	214
Πιν.4.23 Ανάλυση στο 3 <sup>ο</sup> σημείο.....	215
Πιν.4.24 Ανάλυση στο 4 <sup>ο</sup> σημείο.....	215
Πιν.4.25 Ανάλυση στην περιοχή.....	216
Πιν.4.26 Αποτελέσματα ανάλυσης 3 σημείων.....	217
Πιν.4.27 Αποτελέσματα ανάλυσης 5 μετρήσεων.....	217



# ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1

## ΑΝΟΧΗ ΣΤΗ ΒΛΑΒΗ (DAMAGE TOLERANCE)

### 1.1 Εισαγωγή.

Η αξιοπιστία του αεροστροβίλου επηρεάζεται από τις αβεβαιότητες του περιβάλλοντος λειτουργίας (ταχύτητα, θερμοκρασία) καθώς και από δομικές ιδιότητες (ιδιότητες των υλικών, γεωμετρία, συντοριακές συνθήκες). Οι παραδοσιακές μέθοδοι σχεδιασμού αντιπροσωπεύουν τις αβεβαιότητες αυτές χρησιμοποιώντας σχεδιαστικά περιθώρια ασφαλείας που βασίζονται στην εμπειρία, ωστόσο η στατιστική φύση της κόπωσης και της ανάπτυξης των ρωγμών έχουν εδώ και καιρό αναγνωριστεί και τους έχει δοθεί αυξανόμενη προσοχή.

Τη δεκαετία του 1980, η Διοίκηση Πολεμικής Αεροπορίας των Η.Π.Α. (U.S. Air Force Systems Command) ξεκίνησε τη ανάπτυξη του Προγράμματος Δομικής Ακεραιότητας Κινητήρων (Engine Structural Integrity Program – ENSIP), σχεδιασμένο κατάλληλα πάνω στο επιτυχημένο πρότυπο ASIP (Aircraft Structural Integrity Program). Τα πρότυπα Μη-Καταστροφικών Επιθεωρήσεων (NDI) επανεξετάστηκαν, βελτιώθηκαν και επεκτάθηκαν καθώς και οι διεργασίες και οι διαδικασίες ελέγχου. Όλα τα εξαρτήματα του κινητήρα δέχονται λεπτομερή θραυστομηχανική ανάλυση για σφάλματα Μη Καταστροφικών Επιθεωρήσεων (NDI) για να προσδιοριστούν τα απαιτούμενα χρονικά διαστήματα των επιθεωρήσεων κατά τη χρήση τους.

Τα εξαρτήματα του κινητήρα έχουν υψηλή εγγενή αντοχή και ικανότητα για κόπωση, με το ανάλογο φυσικά κόστος. Γι'αυτό το λόγο ερευνήθηκε η προσέγγιση “Απόσυρση λόγω Αιτίου” (RFC–Retirement For Cause”, η οποία αντικατέστησε την προσέγγιση της «Απόσυρσης με ώρες λειτουργίας» και συνδυάζει τις διαδικασίες επιθεώρησης με τον απεριόριστο χρόνο χρήσης ενός εξαρτήματος, έως ότου αυτό παρουσιάσει ρωγμές, οπότε και θα αποσύρεται. Σημαντικά θέματα πιθανοτικής θραυστομηχανικής αποκαλύφθηκαν με την προσέγγιση RFC, οφειλόμενα στην έκθεση και την ευθύνη οφειλόμενη στις παραλειπόμενες ρωγμές.

Γι'αυτό το λόγο εκτελούμε ανάλυση αστοχίας όταν έχουμε την ύπαρξη βλαβών που είναι στατιστικά μη αναμενόμενες. Η Ανάλυση Αστοχίας (Failure Analysis) είναι η συστηματική διερευνητική διαδικασία που χρησιμοποιεί επιστημονικές μεθόδους για να αναγνωρίσει τα αίτια μιας αστοχίας. Ο όρος “Διερευνητική Μηχανική” χρησιμοποιείται συχνά ως συνώνυμο, ενώ είναι αναπόσπαστο κομμάτι της σχεδιαστικής και κατασκευαστικής διαδικασίας. [1]

### 1.2 Θραυστομηχανική (Fracture mechanics).

Η θραυστομηχανική μπορεί να παρέχει χρήσιμες ποσοτικές πληροφορίες σχετικά με τις συνθήκες που οδήγησαν σε μια αστοχία και μπορεί να χρησιμοποιηθεί για να καθορίσει προληπτικά μέτρα ώστε να αποφευχθεί η επανάληψη αστοχιών σε παρόμοια εξαρτήματα. Η θραυστομηχανική προσέγγιση απαιτείται όταν ένα υλικό η δομή περιέχει ένα ρωγμοειδές ελάττωμα. Συμβατικές προσεγγίσεις βασισμένες μόνο σε κρίσιμη τάση ή πίεση δεν είναι επαρκείς σε αυτές τις περιπτώσεις. Μια πλήρης μηχανική ανάλυση μπορεί να μην απαιτείται σε περιπτώσεις όπου τα κόστη είναι σχετικά χαμηλά, και προσωπικό δεν έχει τραυματιστεί. Πολλές αστοχίες μπορούν να προληφθούν με τον

καθορισμό κατάλληλου σχεδιασμού και κατάλληλων ιδιοτήτων των υλικών μαζί με ιδιαίτερη προσοχή στις διαδικασίες ελέγχου και κατασκευής. Παρ'όλ'αυτά, μια θραυστομηχανική προσέγγιση μπορεί να χρησιμοποιηθεί συχνά για να καθοριστούν οι κύριοι παράγοντες που οδήγησαν σε μια αποτυχία. Η θραυστομηχανική μπορεί να χρησιμοποιηθεί για να καθοριστεί εάν:

- Σχεδιαστικές ατέλειες οδήγησαν στην αποτυχία.
- Το υλικό δεν ήταν επαρκές για τη συγκεκριμένη εφαρμογή.
- Περιορισμοί σχετικά με τις συνθήκες λειτουργίας όπως το μέγιστο φορτίο ή η μέγιστη θερμοκρασία δεν ακολουθήθηκαν.

### 1.3 Ανάπτυξη ρωγμής.

Οι έννοιες της θραυστομηχανικής είναι βασικές ιδέες για την ανάπτυξη μεθόδων πρόβλεψης της δυνατότητας να φέρουν φορτίο κατασκευές και εξαρτήματα που περιέχουν ρωγμές. Αν και σχεδόν όλες οι σχεδιάσεις και οι καθορισμένες προδιαγραφές απαιτούν τον ορισμό των εφελκυστικών ιδιοτήτων για ένα υλικό, τα στοιχεία αυτά είναι μόνο εν μέρει ενδεικτικά της εγγενούς μηχανικής αντίστασης σε αποτυχία σε χρήση. Εκτός από αυτές τις περιπτώσεις όπου ο ολικός λυγισμός ή οι έντονα όλκιμες ρωγμές αντιπροσωπεύουν τις συνθήκες αποτυχίας, η εφελκυστική δύναμη και η δύναμη λυγισμού είναι συχνά ανεπαρκείς προϋποθέσεις για τον σχεδιασμό κατασκευών ανθεκτικών σε αποτυχία. Ψαθυρή θραύση μπορεί επίσης να προκύψει εάν η σκληρότητα, η αντίσταση στη διάβρωση, η φθορά τάσης ή η αντίσταση στην κόπωση μειωθούν πάρα πολύ για την επίτευξη υψηλής αντοχής.

Οι έννοιες της θραυστομηχανικής ασχολούνται με τις βασικές μεθόδους για την πρόβλεψη των δυνατοτήτων μεταφοράς φορτίου των κατασκευών και εξαρτημάτων που περιέχουν ρωγμές. Η προσέγγιση της θραυστομηχανικής βασίζεται στην σε έναν μαθηματικό χαρακτηρισμό του χαρακτηριστικού πεδίου τάσης που περιβάλλει οποιαδήποτε ρωγμή σε ένα σώμα που φέρει φορτίο. Όταν η περιοχή της πλαστικής παραμόρφωσης γύρω από μια ρωγμή είναι μικρή συγκρινόμενη με το μέγεθος της ρωγμής (όπως γίνεται συχνά για μεγάλες κατασκευές και υλικά υψηλής αντοχής), το μέγεθος του πεδίου τάσης γύρω από την ρωγμή σχετίζεται με τον παράγοντα έντασης της τάσης  $K$  με τον παρακάτω τύπο:

$$K = \sigma \cdot (\sqrt{a}) \cdot Y \cdot \left(\frac{A}{W}\right) \quad \text{Εξίσωση 1.1}$$

Όπου  $\sigma$  = η εφαρμοζόμενη τάση,  $a$  = χαρακτηριστική διάσταση μεγέθους σφάλματος,  $Y$  = γεωμετρικός παράγοντας που εξαρτάται από την αναλογία του μήκους της ρωγμής,  $a$  προς το πλάτος,  $W$  = καθορίζεται από γραμμική ελαστική ανάλυση τάσης. Ο παράγοντας έντασης της τάσης  $K$  συνεπώς αντιπροσωπεύει μια μοναδική παράμετρο που περιέχει και την επίδραση της εφαρμοζόμενης τάσης και την επίδραση της ρωγμής ενός δεδομένου μεγέθους.



#### 1.4 Εισαγωγή στη θραυστομηχανική.

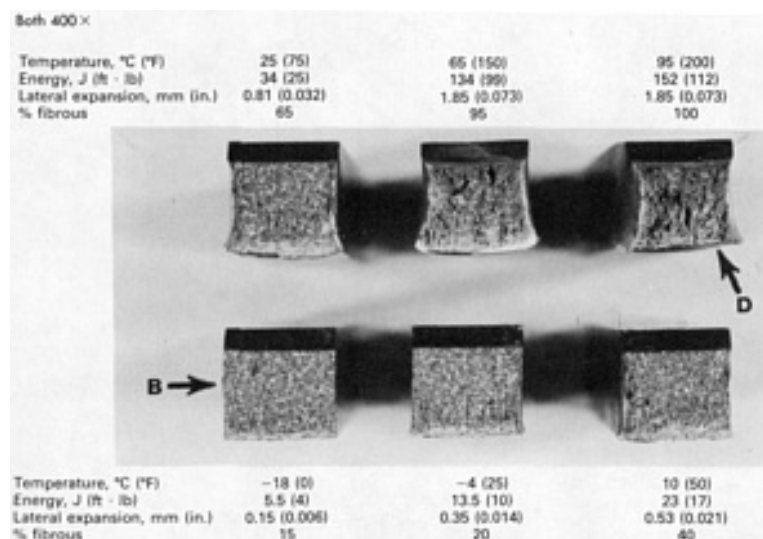
Η ψαθυρή θραύση καθορίζεται ως η θραύση που λαμβάνει χώρα σε τάσεις κάτω από το λυγισμό καθαρών περιοχών με πολύ λίγη παρατηρηθείσα πλαστική παραμόρφωση και ελάχιστη απορρόφηση ενέργειας. Τέτοιες ρωγμές προκύπτουν πολύ απότομα με ελάχιστη ή καθόλου προειδοποίηση και μπορεί να λάβει χώρα σε όλες τις κατηγορίες των υλικών. Η παρακάτω ακολουθία γεγονότων συχνά συνδέεται με την ψαθυρή θραύση:

Ένα μικρό σφάλμα σχηματίζεται είτε κατά τη διάρκεια της κατασκευής, είτε κατά τη διάρκεια της χρήσης (κόπωση, διάβρωση)

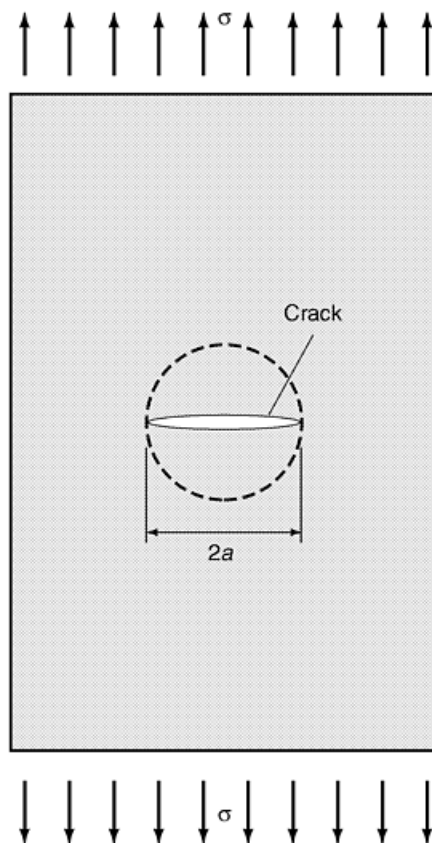
Το σφάλμα είτε διαδίδεται με ένα σταθερό τρόπο εξαιτίας των επαναλαμβανόμενων φορτίσεων, διαβρωτικών περιβαλλόντων ή και τα 2. Ο αρχικός ρυθμός αύξησης είναι αργός και μη ανιχνεύσιμος, παρά μόνο με τις πιο εξεζητημένες τεχνικές. Ο ρυθμός ανάπτυξης της ρωγμής αυξάνει με το χρόνο αλλά η ρωγμή παραμένει σταθερή.

Αιφνίδια θραύση συμβαίνει όταν η ρωγμή φτάσει σε ένα κρίσιμο μέγεθος για τις υπάρχουσες συνθήκες φόρτισης. Η τελική θραύση εξελίσσεται με την ταχύτητα του ήχου.

[2]



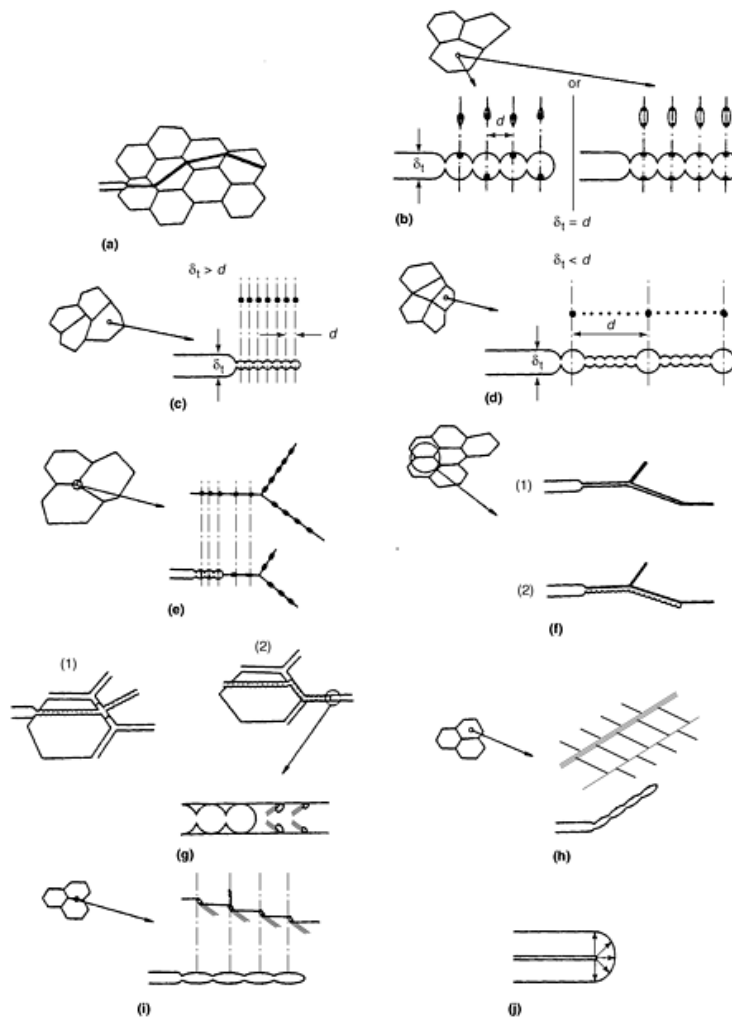
Σχ.1.1 Φωτογραφίες από θραυσμένα δοκίμια Charpy με όλκιμες (D) και ψαθυρές (B) ρωγμές.



**Σχ.1.2** Κλασσική ρωγή Griffith. Η εξίσωση του Griffith αναπαριστά ένα ελάχιστο κριτήριο το οποίο πρέπει να πληρείται για να λάβει χώρα η ρωγή. Ο διακεκομμένος κύκλος αναπαριστά ένα κύλινδρο του υλικού που φέρει λίγο ή καθόλου φορτίο.

### 1.5 Αρχές που διέπουν την ανάπτυξη ρωγμών.

Θραύση είναι η πλήρης αποκοπή ενός υλικού που προκύπτει όταν ρωγή φτάνει ένα κρίσιμο μέγεθος και υποβαθμίζει την δύναμη του υλικού κάτω από το λειτουργικό φορτίο του. Η τελική θραύση είναι συνήθως αιφνίδια αλλά γενικά προηγείται μια διαδικασία ραγίσματος που λαμβάνει χώρα με αργό ρυθμό κατά τη διάρκεια χρήσης του υλικού λόγω διαφόρων μηχανισμών ανάπτυξης ρωγμών όπως: κόπωση, διάβρωση και ερπυσμός. Κάθε μηχανισμός θραύσης έχει κάποια ιδιαίτερα χαρακτηριστικά που χρησιμοποιούνται στην ανάλυση αστοχίας ώστε να προσδιοριστεί η δημιουργία και η ανάπτυξη των ρωγμών.



**Σχ.1.3** Μηχανισμοί διάδοσης ρωγμής (α) Διάδοση ρωγμών διάσπασης (β) Κοίλη ρωγμή λόγω τραχειών σωματιδίων (γ) Κοίλη ρωγμή λόγω λεπτών σωματιδίων (δ) Κοίλη ρωγμή λόγω τραχειών και λεπτών σωματιδίων (ε) Διακρυσταλλική διάδοση ρωγμής (σ) Διακρυσταλλική διάδοση ρωγμής (γ) Διάδοση παρουσία συνοριακού φιλμ μαλακής φάσης (η) Διάδοση ρωγμής επιφανειών ολίσθησης/διασταύρωσης επιφανειών ολίσθησης (ι) Διάδοση ρωγμής επιφανειών ολίσθησης/διασταύρωσης συνόρων κόκκων (j) Διάδοση ρωγμής μόνο με πλαστική άμβλυση.

### 1.6 Τύποι ρωγμών.

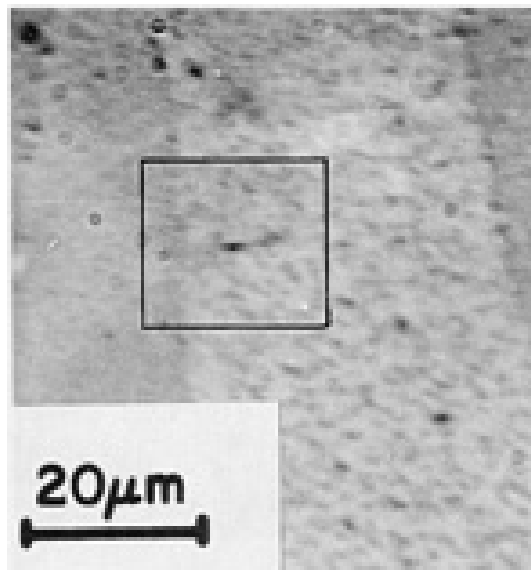
Οι τρόποι δημιουργίας ρωγμών κατηγοριοποιούνται σε τέσσερις γενικές κατηγορίες βασισμένες στις επιφάνειες των ρωγμών και στον υποκείμενο μηχανισμό δημιουργίας τους: κοίλη ρωγμή, σχίσσιμο, ρωγμή κόπωσης και συνεκτική ρωγμή.

Επιπλέον, οι ρωγμές κατηγοριοποιούνται ανάλογα με το χρόνο δημιουργίας τους σε προοδευτικούς μηχανισμούς ανάπτυξης ρωγμών και σε αιφνίδιες ή στιγμιαίες θραύσεις. Οπότε οι γενικές κατηγορίες είναι οι παρακάτω:

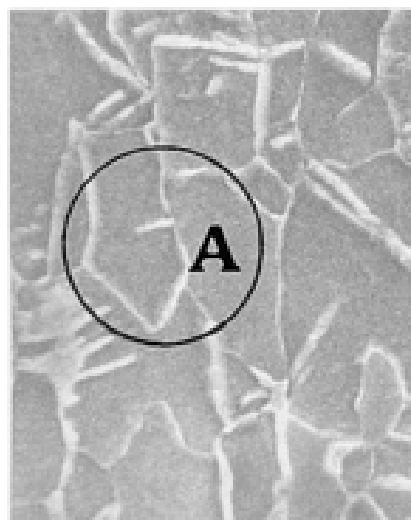
- Όλικμη υπερφόρτωση
- Ψαθυρή υπερφόρτωση
- Κόπωση
- Διάβρωση
- Φθορά
- Ερπυσμός

### 1.7 Έναρξη μικρορωγμών.

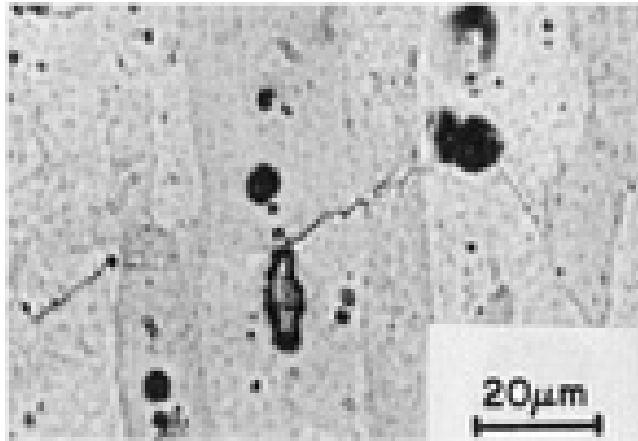
Η αρχή των ρωγμών έχει παρατηρηθεί ότι λαμβάνει χώρα στις ζώνες ολίσθησης, στα όρια των κόκκων, σε σωματίδια δεύτερης φάσης και σε εγκλείσματα ή σε διεπαφές δεύτερης φάσης με την φάση της μήτρας. Ο τρόπος της έναρξης του κατάγματος ρωγμής εξαρτάται από το ποιός λαμβάνει χώρα πιο εύκολα. Εάν αδύναμα, ψαθυρά ιζήματα είναι παρόντα, αυτά πιθανών να διαδραματίσουν κυρίαρχο ρόλο. Η ολίσθηση είναι ασυνεχής κατά μήκος των ορίων των κόκκων και πολλά συστήματα ολίσθησης πρέπει να είναι ενεργά για να κρατηθούν οι κόκκοι από το να διαλυθούν. Συνεπώς, τα όρια των κόκκων είναι ιδιαίτερα ευπαθή στην έναρξη ρωγμών κόπωσης.



Σχ.1.4 Ρωγμή ζώνης ολίσθησης στο κέντρο κόκκου σε κράμα αλουμινίου 2124-T4.



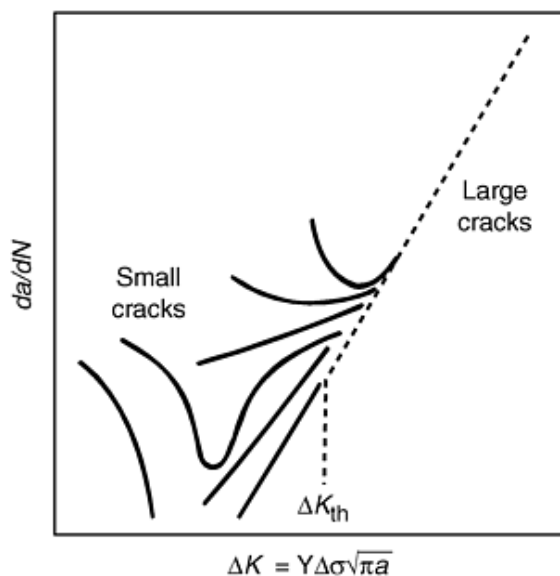
Σχ.1.5 Μικρογραφία από Scanning electron microscope σε γυαλισμένη εγκοπή σε χάλυβα Fe-0.03NB-0.06C μετά από 300.000 κύκλους λειτουργίας.



**Σχ.1.6** Ρωγμή ζώνης ολίσθησης σε γυαλισμένη εγκοπή που εξέχει έγκλεισμα  $Al_7Cu_2Fe$  σε κράμα αλουμινίου 2024-T4.

### 1.8 Ρωγμές κόπωσης.

Οι ρωγμές κόπωσης είναι μικρές για ένα σημαντικό ποσοστό της συνολικής ζωής κάποιων μηχανολογικών εξαρτημάτων και δομών. Η συμπεριφορά της ανάπτυξης αυτών των μικρών ρωγμών είναι μερικές φορές σημαντικά διαφορετική από αυτή που θα ήταν αναμενόμενη βασισμένη σε συμβατικά δεδομένα δοκιμής κόπωσης ρυθμού ανάπτυξης ρωγμών. Μικρές ρωγμές κόπωσης έχουν παρατηρηθεί μερικές φορές να μεγαλώνουν γρηγορότερα από αντίστοιχες μεγάλες ρωγμές στην ίδια ονομαστική τιμή της κυκλικής οδηγής δύναμης ρωγμών,  $\Delta K$ . Οι μικρές ρωγμές έχουν επίσης παρατηρηθεί να μεγαλώνουν με μη αμελητέους ρυθμούς όταν η ονομαστική εφαρμοζόμενη  $\Delta K$  είναι μικρότερη από την οριακή τιμή  $\Delta K_{th}$  που καθορίζεται από παραδοσιακές δοκιμαστικές μεθόδους που αφορούν μεγάλες ρωγμές. Συνεπώς, η εκτίμηση της δομικής ζωής βασισμένη σε μεθόδους ανάλυσης μεγάλων ρωγμών δύναται να είναι μη συντηρητική εάν ο χρόνος ζωής κυριαρχείται από την ανάπτυξη των μικρορωγμών. Σε αντίθεση με τους ρυθμούς αύξησης μεγάλων ρωγμών που γενικά αυξάνουν με αυξανόμενη την  $\Delta K$ , οι ρυθμοί αύξησης των μικρορωγμών έχουν παρατηρηθεί να αυξάνουν, να μειώνονται ή και να παραμένουν σταθεροί με αυξανόμενη την  $\Delta K$ . [2]

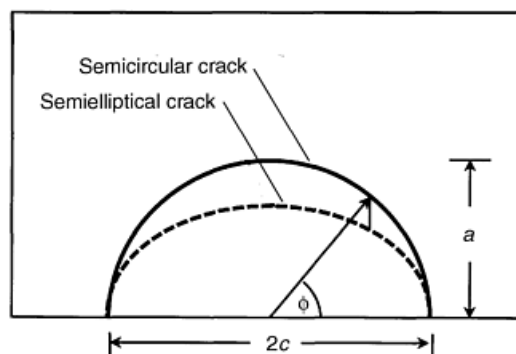


**Σχ.1.7** Τυπικές συμπεριφορές ρυθμού ανάπτυξης μικρορωγμών σε σχέση με τυπική συμπεριφορά μεγάλων ρωγμών.

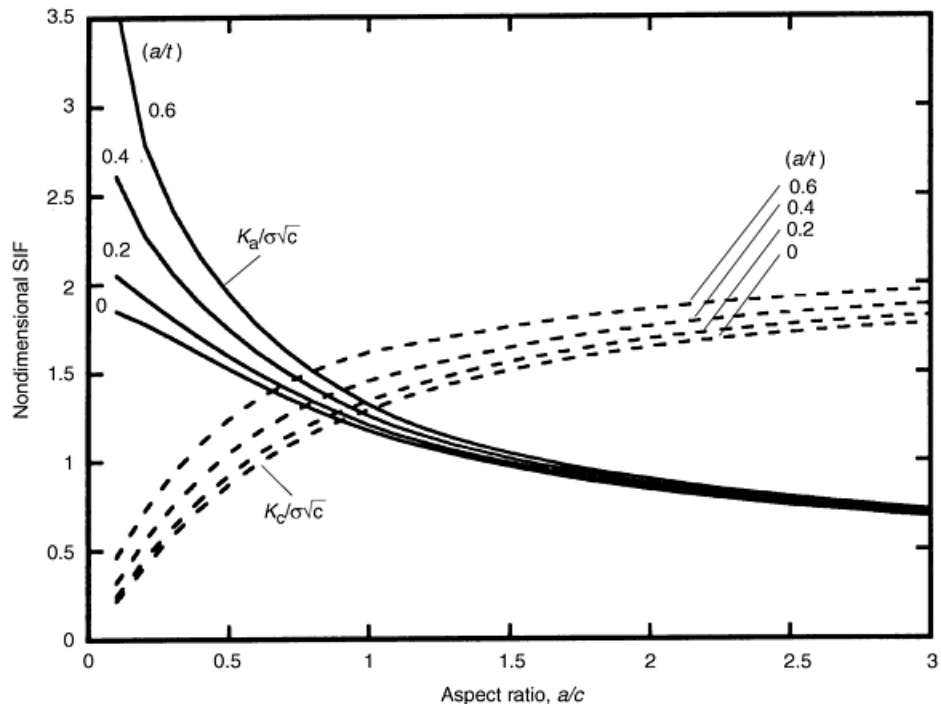
### 1.9 Επίδραση του σχήματος του μεγέθους στον ρυθμό ανάπτυξης ρωγμής κόπωσης.

Οι θραύσεις σε εφαρμογές μηχανικής συμβαίνουν ως επί το πλείστον από επιφανειακές ή εσωτερικές τρισδιάστατες ρωγμές, που γενικά διαδίδονται προς όλες τις κατευθύνσεις και συχνά έχουν ακανόνιστο σχήμα. Τέτοια σχήματα μπορεί να μην έχουν απόλυτα ελλειπτική ή κυκλική γεωμετρία, αν και μια τέτοια προσέγγιση συχνά εφαρμόζεται σε αναλύσεις μηχανικής και ερευνητικές εφαρμογές. Αυτό μπορεί να εισάγει σφάλματα στα δεδομένα του ρυθμού ανάπτυξης και στην εκτιμώμενη εναπομένουσα ζωή κόπωσης αλλά ταυτόχρονα εγείρει και αρκετές ερωτήσεις. Η πρώτη είναι ποιοι είναι οι παράγοντες που κάνουν τις τρισδιάστατες ρωγμές να μεγαλώνουν με ακανόνιστα σχήματα. Η δεύτερη είναι πως μπορούμε να περιγράψουμε τη συμπεριφορά του ρυθμού ανάπτυξης των κανονικών και των ακανόνιστων ρωγμών που παρουσιάζουν μια συνεχή αλλαγή στο σχήμα από την αρχή μέχρι το τέλος. Η τρίτη είναι, πως μπορούμε να προβλέψουμε την ανάπτυξη αυτών των ρωγμών κόπωσης που οδηγούν σε ασταθή θραύση.

Πρόσφατες μελέτες πάνω στην επίδραση του σχήματος των ρωγμών στη συμπεριφορά της επιφάνειας και των ενσωματωμένων ρωγμών έχουν επιλύσει αυτά τα θέματα μέχρι ένα βαθμό. Αυτές οι μελέτες έχουν αποσαφηνίσει αρκετούς σημαντικούς παράγοντες που επηρεάζουν την συμπεριφορά της τρισδιάστατης ανάπτυξης των ρωγμών όπως ο τρόπος φόρτισης, παραμένουσες τάσεις, η μικροδομή και ανισοτροπίες του υλικού. Επιπλέον, έχουν αναπτυχθεί μέθοδοι για τον υπολογισμό παραγόντων έντασης τάσης για αυθαίρετα σχήματα σφαλμάτων και για την πρόβλεψη της αστοχίας από αυτές τις ρωγμές. Τα κυριότερα θέματα που αναλύονται είναι η βασική φύση των συνήθων επιφανειακών ρωγμών, παράμετροι που επηρεάζουν το σχήμα των επιφανειακών ρωγμών, όπως το μέγεθος του κόκκου, οι παραμένουσες τάσεις, υφή, τρόποι φόρτισης, περιβάλλον, και συνένωση ρωγμών. Τεχνικές για την παρακολούθηση της ανάπτυξης του σχήματος των ρωγμών, μέθοδοι για τον υπολογισμό των παραγόντων έντασης φόρτισης, για σφάλματα αυθαίρετου σχήματος και απλές προσεγγίσεις για την πρόβλεψη αστοχιών ή κατωφλίων για την ανάπτυξη των ρωγμών από σφάλματα και εγχοπές αυθαίρετου σχήματος. [2]



Σχ.1.8 Η γεωμετρία των επιφανειακών ρωγμών.



**Σχ.1.9** Η διαφοροποίηση του παράγοντα έντασης τάσης (SIF) στην επιφάνεια ( $K_C$ ) και σε βάθος ( $K_A$ ) με το λόγο διαστάσεων της επιφανειακής ρωγμής.

### 1.10 Φυσιολογική θέση θραύσεων.

Το ευρύ φάσμα των εκτιμήσεων σε κάθε έρευνα θραύσης μπορεί να ομαδοποιηθεί σε δέκα γενικές περιοχές έρευνας που μπορεί να απαντηθούν με προσεκτική παρατήρηση και μελέτη ενός κομματιού που έχει υποστεί θραύση. Η ακολουθία με την οποία αυτές οι αλληλοσυνδεόμενες περιοχές θεωρούνται είναι ασήμαντη, κάθε μια περιοχή μπορεί να είναι το κλειδί σε μια συγκεκριμένη περίπτωση. Κάποια από τα ερωτήματα που αφορούν τη δημιουργία θραύσεων είναι: [1]

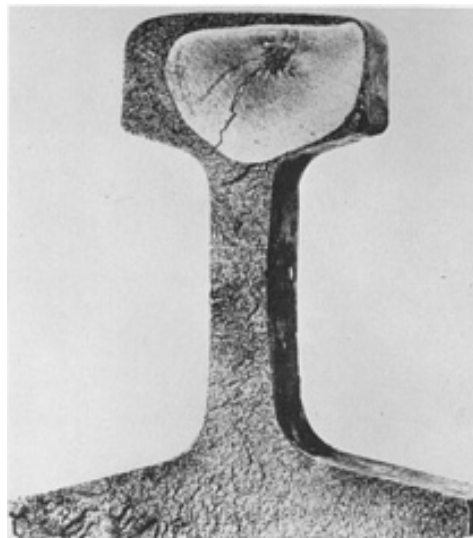
- Επιφάνεια της θραύσης
- Επιφάνεια του εξαρτήματος
- Γεωμετρία και σχεδιασμός
- Κατασκευή και επεξεργασία
- Ιδιότητες του υλικού
- Σχέση εναπομένουσας και εφαρμοζόμενης τάσης
- Προσκείμενα εξαρτήματα
- Συνδεσμολογία
- Συνθήκες συντήρησης
- Περιβαλλοντικές αντιδράσεις

### 1.11 Δοκιμές ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης.

Η κόπωση γενικά θεωρείται ως η διαδικασία που κυριαρχείται από κυκλική πλαστική παραμόρφωση, όπως η φθορά κόπωσης προκύπτει σε τάσεις κάτω από τη μονοτονική αντοχή διαρροής. Η διαδικασία της ρωγματοποίησης κόπωσης γενικά ξεκινάει από περιοχές όπου υπάρχουν ασυνέχειες ή όπου η πλαστική τάση συσσωρεύεται προτιμώμενη στη μορφή ζωνών ολίσθησης. Σε πολλές περιπτώσεις αστοχίες κόπωσης ξεκινούν σε περιοχές συγκέντρωσης τάσης όπως αιχμηρές εγκοπές, μη μεταλλικά εγκλείσματα ή σε προϋπάρχουσες ατέλειες στη δομή. Όταν οι αστοχίες συμβαίνουν σε

αιχμηρές εγκοπές ή σε άλλα σημεία συγκέντρωσης τάσης, οι ρωγμές αρχικά ξεκινάνε και στη συνέχεια διαδίδονται μέχρι να φτάσουν ένα κρίσιμο μέγεθος, στο οποίο συμβαίνει στιγμιαία αστοχία. Η «ζωή» της κόπωσης αποτελείται από την εκκίνηση της ρωγμής και από τη διάδοση της. Όταν οι αστοχίες κόπωσης προκαλούνται λόγω υπαρχόντων μεγάλων εγκλεισμάτων ή προϋπαρχόντων ρωγμοειδών ατελειών, όλη η ζωή αποτελείται από την διάδοση της ρωγμής, περιπτώσεις που απαντώνται συχνά σε αστοχίες υλικών.

Η δοκιμή λειασμένων ή αιχμηρών δοκιμίων γενικά χαρακτηρίζει τη συνολική ζωή κόπωσης ενός δοκιμίου υλικού. Αυτός ο τύπος της δοκιμής δεν διαχωρίζει μεταξύ της ζωής έναρξης ρωγμής κόπωσης και της ζωής διάδοσης ρωγμής κόπωσης. Με αυτή την προσέγγιση, προϋπάρχουσες ατέλειες ή ελαττώματα τύπου ρωγμής που θα μείωναν ή θα εξάλειφαν το κομμάτι της εκκίνησης της ρωγμής της ζωής κόπωσης δεν μπορούν να αναλυθούν επαρκώς. Συνεπώς, δοκιμές και χαρακτηρισμός της ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης χρησιμοποιείται εκτενώς για την πρόβλεψη του ρυθμού με τον οποίο μη-κρίσιμες ρωγμές μεγαλώνουν εξαιτίας φόρτισης κόπωσης. Για εξαρτήματα που υποβάλλονται σε κυκλική κόπωση η δυνατότητα αυτή είναι αναγκαία για της πρόβλεψη του χρόνου ζωής, για την πρόταση ενός σαφή και καθορισμένου κριτηρίου κατά την Μη Καταστροφική Επιθεώρηση (NDI) και για τον υπολογισμό των διαστημάτων επιθεώρησης για ασφαλή συνεχιζόμενη λειτουργία.



**Σχ.1.10** Αστοχία κόπωσης σε σιδηροτροχιά. Η μαύρη περιοχή εντός της λευκής περιοχής είναι η περιοχή έναρξης της αστοχίας που είναι ένα προϋπάρχων ελάττωμα λόγω της ύπαρξης μιας νιφάδας υδρογόνου.

Η γραμμική ελαστική θραυστομηχανική είναι μια αναλυτική διαδικασία που συσχετίζει το μέγεθος και την κατανομή των τάσεων στην περιοχή της άκρης της ρωγμής προς την ονομαστική τάση που εφαρμόζεται στην κατασκευή, προς το μέγεθος, σχήμα και κατεύθυνση της ρωγμής ή ρωγμοειδής ατέλειας, και προς την ανάπτυξη της ρωγμής και αντίσταση σε θραύση του υλικού. Η διαδικασία βασίζεται στην ανάλυση εξισώσεων τάσης-πεδίου, που δείχνουν ότι το πεδίο ελαστικής τάσης στην περιοχή την άκρης της ρωγμής μπορεί να περιγραφεί από μια μοναδική παράμετρο  $K$  που καλείται ο παράγοντας έντασης τάσης. Η ίδια διαδικασία χρησιμοποιείται επίσης για να χαρακτηρίσει τους ρυθμούς ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης ( $da/dN$ ) σε όρους της



παραμέτρου εύρους κυκλικής τάσης-έντασης ( $\Delta K$ ).

Όταν ένα συστατικό ή δείγμα που περιέχει μια ρωγμή υπόκειται σε κυκλική φόρτιση, το μήκος της ρωγμής ( $a$ ) αυξάνει με τον αριθμό των κύκλων κόπωσης,  $N$ , εάν το πλάτος του φορτίου ( $\Delta P$ ), ο λόγος του φορτίου ( $R$ ), και η κυκλική συχνότητα ( $\nu$ ) κρατηθούν σταθερά. Ο ρυθμός ανάπτυξης της ρωγμής,  $da/dN$ , αυξάνει καθώς το μήκος της ρωγμής αυξάνεται κατά τη διάρκεια μιας δεδομένης δοκιμής. Ο ρυθμός  $da/dN$  είναι επίσης υψηλότερος σε οποιοδήποτε δεδομένο μήκος ρωγμής για δοκιμές που διεξάγονται σε υψηλότερα πλάτη φορτίου. Συνεπώς, η ακόλουθη λειτουργική σχέση (Εξίσωση 1.2) μπορεί να εξαχθεί από αυτές τις παρατηρήσεις:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{R,\nu} = f(\Delta P, a) \quad \text{Εξίσωση 1.2}$$

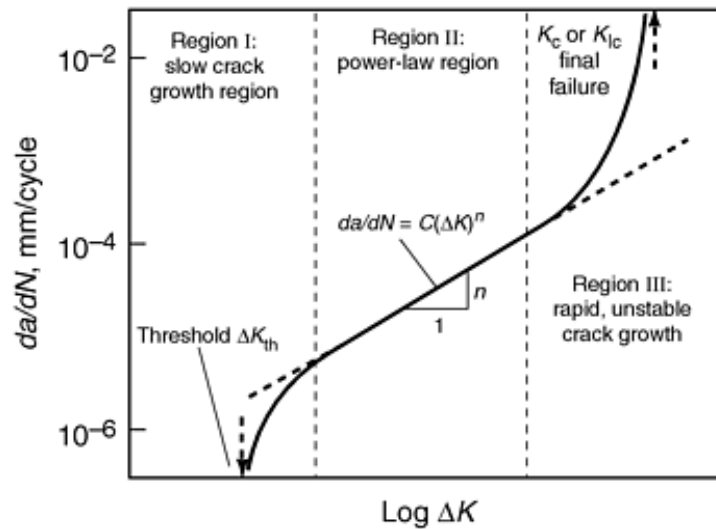
Όπου η εξίσωση  $f$  είναι εξαρτώμενη από τη γεωμετρία του δοκιμίου, το μήκος της ρωγμής, η διαμόρφωση της φόρτισης και το εύρος του κυκλικού φορτίου. Η γενική σχέση απλοποιείται με τη χρήση της παραμέτρου  $\Delta K$  όπως αναλύεται παρακάτω. [2]

#### 1.12 Συσχέτιση μεταξύ $da/dN$ και $\Delta K$ .

Το 1963, οι Paris και Erdogan δημοσίευσαν μια ανάλυση που αποτελούταν από αξιοσημείωτα δεδομένα ρυθμού ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης (Fatigue crack growth rate – FCGR), και απέδειξαν ότι υπάρχει συσχέτιση μεταξύ του ρυθμού  $da/dN$  και της παραμέτρου έντασης κυκλικής τάσης  $\Delta K$ . Υποστήριξαν ότι το  $\Delta K$  χαρακτηρίζει το μέγεθος των τάσεων κοπώσεως στην περιοχή της μύτης της ρωγμής, συνεπώς θα έπρεπε να χαρακτηρίζει το ρυθμό ανάπτυξης της ρωγμής. Μια τέτοια πρόταση είναι σε προφανή συμφωνία με την εξίσωση 1.2. Η παράμετρος  $\Delta K$  αντιπροσωπεύει το μέγεθος του εύρους του φορτίου ( $\Delta P$ ) καθώς και το μήκος της ρωγμής και τη γεωμετρία της. Ένας σημαντικός αριθμός μεταγενέστερων μελετών επιβεβαίωσαν τα ευρήματα του Paris και Erdogan. Τα δεδομένα για ενδιάμεσες τιμές FCGR μπορούν να αναπαρασταθούν από την απλή μαθηματική σχέση, κοινώς γνωστή ως η «Εξίσωση του Paris» (Εξίσωση 1.3):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad \text{Εξίσωση 1.3}$$

Όπου  $C$  και  $n$  είναι σταθερές που μπορούν να αποκτηθούν από τη κλίση της σχεδίασης του γραμμικού λογαρίθμου  $da/dN$  ως προς το  $\log \Delta K$ . Η παρακάτω αναπαράσταση (Σχήμα 1.9) είναι ικανοποιητική για μέσους FCGR. [2]



Σχ.1.11 Συστήματα ανάπτυξης ρωγμών κόπωσης σε σχέση με το ΔK.

### 1.13 Πλαστικότητα της μύτες της ρωγμής κατά την κόπωση.

Η κυκλική παράμετρος τάσης-έντασης, ΔK, βασίζεται στη γραμμική ελαστική θραυστομηχανική και χαρακτηρίζει μόνο το πεδίο ελαστικών τάσεων πέρα από την πλαστική ζώνη. Ωστόσο, η κόπωση είναι μια διαδικασία που κυριαρχείται από κυκλική πλαστική παραμόρφωση. Ακόμα και όταν συμβαίνει φθορά κόπωσης σε τάση κάτω από τη μονοτονική αντοχή κάμψης, η διαδικασία της δημιουργίας ρωγμών κόπωσης ξεκινά από περιοχές όπου υπάρχουν ασυνέχειες, όπως μη-μεταλλικά εγκλείσματα ή από επιφάνειες όπου συσσωρεύονται πλαστικές καταπονήσεις, κατά προτίμηση με τη μορφή λωρίδων ολίσθησης. Επομένως, μια σύντομη εξήγηση δίδεται γιατί η ΔK μπορεί να χαρακτηρίσει τη συμπεριφορά του ρυθμού ανάπτυξης της ρωγμής.

Όταν ένας ραγισμένο σώμα υπόκειται σε κυκλική φόρτιση, αναπτύσσεται μια μονοτονική πλαστική ζώνη στην άκρη της ρωγμής κατά τον πρώτο κύκλο φόρτισης. Εάν κατά τη διάρκεια της φόρτισης διατηρούνται κατά κύριο λόγο γραμμικές ελαστικές συνθήκες, όπως είναι αναγκαίο για το ΔK να είναι μια έγκυρη παράμετρος της άκρης της ρωγμής, αναπτύσσεται συμπιεστική τάση εντός της πλαστικής ζώνης κατά τη διάρκεια της αποφόρτισης επειδή οι ελαστικές δυνάμεις στο συνολικό σώμα τείνουν να επαναφέρουν το αρχικό μέγεθος τους. Το μέγεθος της μέγιστης τάσης συμπίεσης αυξάνεται καθώς η άκρη της ρωγμής προσεγγίζεται. Σε μια μικρή περιοχή εντός της μονοτονικής πλαστικής ζώνης, η μέγιστη τάση συμπίεσης υπερβαίνει της αντοχή λυγισμού, με αποτέλεσμα την πλαστική ροή κατά τη συμπίεση. Αυτή η μικρή περιοχή της αναστραμμένης πλαστικής ροής καλείται η κυκλική πλαστική ζώνη. Μια μικρή εκτίμηση του μεγέθους αυτής της περιοχής έγινε από τους Paris και Rice για μη σκληρυνόμενα υλικά με την αντικατάσταση του  $2\sigma_{ys}$  στη θέση του  $\sigma_{ys}$  στην έκφραση για το μέγεθος της μονοτονικής πλαστικής ζώνης και αντικαθιστώντας το K με ΔK:

$$r_{cp} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K}{2\sigma_{ys}} \right)^2 \quad \text{Εξίσωση 1.4}$$

Όπου  $r_{cp}$  είναι το μέγεθος της πλαστικής κυκλικής ζώνης υπό συνθήκες ισορροπίας. Για υλικά που υπόκεινται κυκλική σκλήρυνση ή μαλάκωμα, μια πρώτης τάξης εκτίμηση της πλαστικής κυκλικής ζώνης μπορεί να ληφθεί αντικαθιστώντας το  $\sigma_{ys}$  με την κυκλική αντοχή λυγισμού ( $\sigma_{cys}$ ) στην Εξίσωση 1.4.

#### **1.14 Γενικευμένη συμπεριφορά ανάπτυξης ρωγμής.**

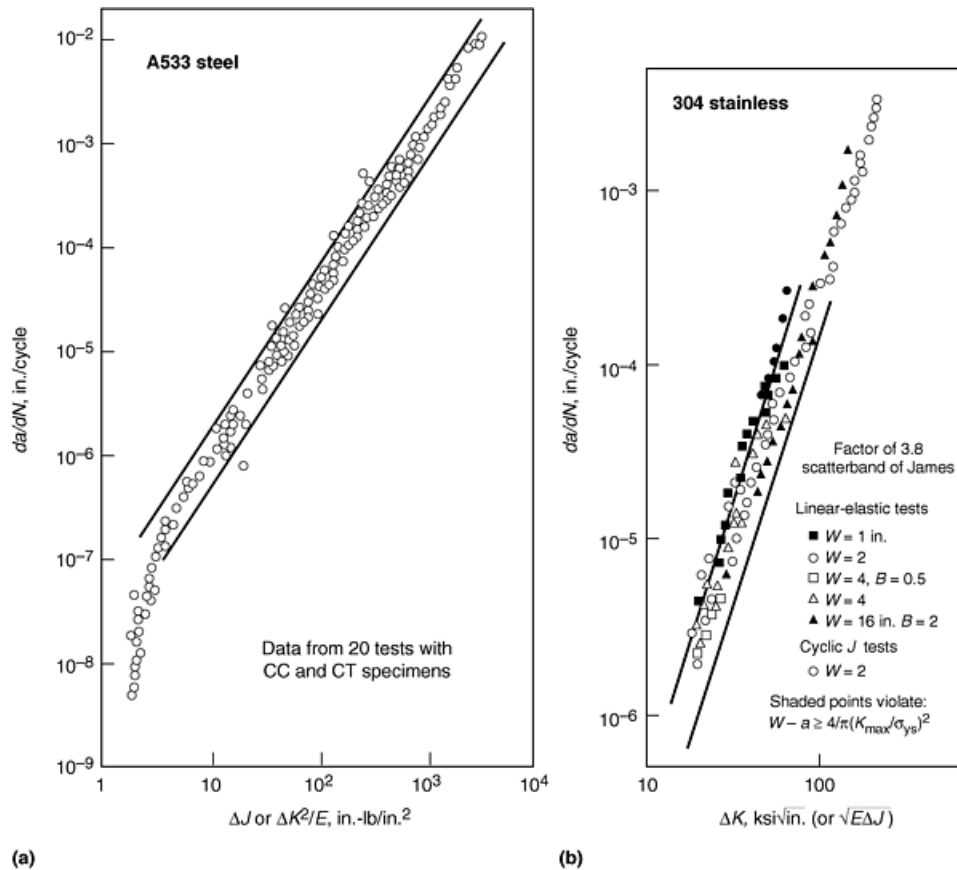
Όταν σχεδιαστούν οι ρυθμοί ανάπτυξης για ικανοποιητικά μεγάλα χρονικά διαστήματα ως προς την ΔΚ, η συμπεριφορά δεν είναι πια μια ευθεία γραμμή σε λογαριθμικό διάγραμμα. Αποτελέσματα από δοκιμές FCGR για σχεδόν όλα τα μεταλλικά δομικά υλικά έχουν δείξει ότι οι καμπύλες  $da/dN$  ως προς ΔΚ έχουν τρεις ξεχωριστές περιοχές. Η συμπεριφορά στην περιοχή I (Σχήμα 1.9) παρουσιάζει ένα κατώφλι στην αντοχή ως προς την ανάπτυξη των ρωγμών,  $\Delta K_{th}$ , που ανταποκρίνεται στο εύρος συντελεστών τάσης – έντασης κάτω από το οποίο δεν έχουμε τη διάδοση των ρωγμών. Η Εξίσωση 1.2 είναι εφαρμόσιμη στη μεσαία κλίμακα τιμών  $da/dN$  για τις FCGR (περιοχή II στο Σχήμα 1.9). Τυπικά η εγκυρότητα της Εξίσωσης 1.2 είναι περιορισμένη σε ένα εύρος από δυο έως τέσσερις δεκαετίες για μεσαίους ρυθμούς ανάπτυξης ρωγμών.

Σε υψηλές τιμές του ΔΚ, στην περιοχή III, το  $K_{max}$  πλησιάζει το κρίσιμο  $K$  για αστάθεια,  $K_c$ , και ο ρυθμός ανάπτυξης της ρωγμής επιταχύνεται, σε μερικές περιπτώσεις το  $K_c$  μπορεί να είναι ίσο με το  $K_{Ic}$  αλλά αυτό δεν μπορεί να γενικευθεί επειδή τα FCGR δοκίμια ή και πραγματικά εξαρτήματα μπορεί να μην ικανοποιούν πάντα τις απαιτήσεις μεγέθους για έγκυρες γραμμικές ελαστικές καταστάσεις καταπόνησης. Σε ορισμένα υλικά υπάρχει επίσης μια επίδραση προηγούμενης κόπωσης στην τιμή του  $K$  στην οποία παρουσιάζεται αστάθεια. Σε αυτές τις περιπτώσεις, το  $K_c$  δεν θα είναι ίσο με το  $K_{Ic}$  του υλικού.

Σε χαμηλές τιμές του ΔΚ (περιοχή I του Σχήματος 1.9), ο ρυθμός ανάπτυξης της ρωγμής μειώνεται ραγδαία με μείωση της ΔΚ και τελικά η ΔΚ φτάνει μια τιμή κατωφλίου,  $\Delta K_{th}$ , όπου ο ρυθμός ανάπτυξης της ρωγμής φτάνει το μηδέν. Σε εφαρμογές υψηλών κύκλων φόρτισης, η  $\Delta K_{th}$  είναι ένας πολύ σημαντικός σχεδιαστικός παράγοντας. Ο παραπάνω ορισμός της  $\Delta K_{th}$  είναι ένας ιδεατός ορισμός· για πρακτική χρήση είναι σημαντικό να καθοριστεί η τιμή της χωρίς αμφιβολία. Μια λειτουργική τιμή της  $\Delta K_{th}$  ορίζεται συχνά ως η τιμή της ΔΚ σε ένα ρυθμό  $da/DN$  της τάξης των  $10^{-10}$  κύκλων.

#### **1.15 FCGR υπό ελαστοπλαστικές συνθήκες.**

Υπάρχουν εφαρμογές όπου η ανάπτυξη ρωγμών κόπωσης λαμβάνει χώρα υπό συνθήκες μείζονος πλαστικής παραμόρφωσης, η τουλάχιστον υπό συνθήκες για τις οποίες δεν μπορεί να εξασφαλιστεί η κυρίαρχη γραμμική ελαστικότητα. Ως παράμετρος της άκρης της ρωγμής, η ΔΚ υποδιαιρείται υπό αυτές τις συνθήκες και δεν μπορεί να αναμένεται πια να χαρακτηρίζει τη συμπεριφορά των FCGR. Οι Dowling και Begley έχουν καθορίσει ένα κυκλικό J-ολοκλήρωμα, το  $\Delta J$ , το οποίο προσδιορίζεται χρησιμοποιώντας το τμήμα της φόρτισης του διαγράμματος φορτίου-μετατόπισης κατά την κυκλική φόρτιση.

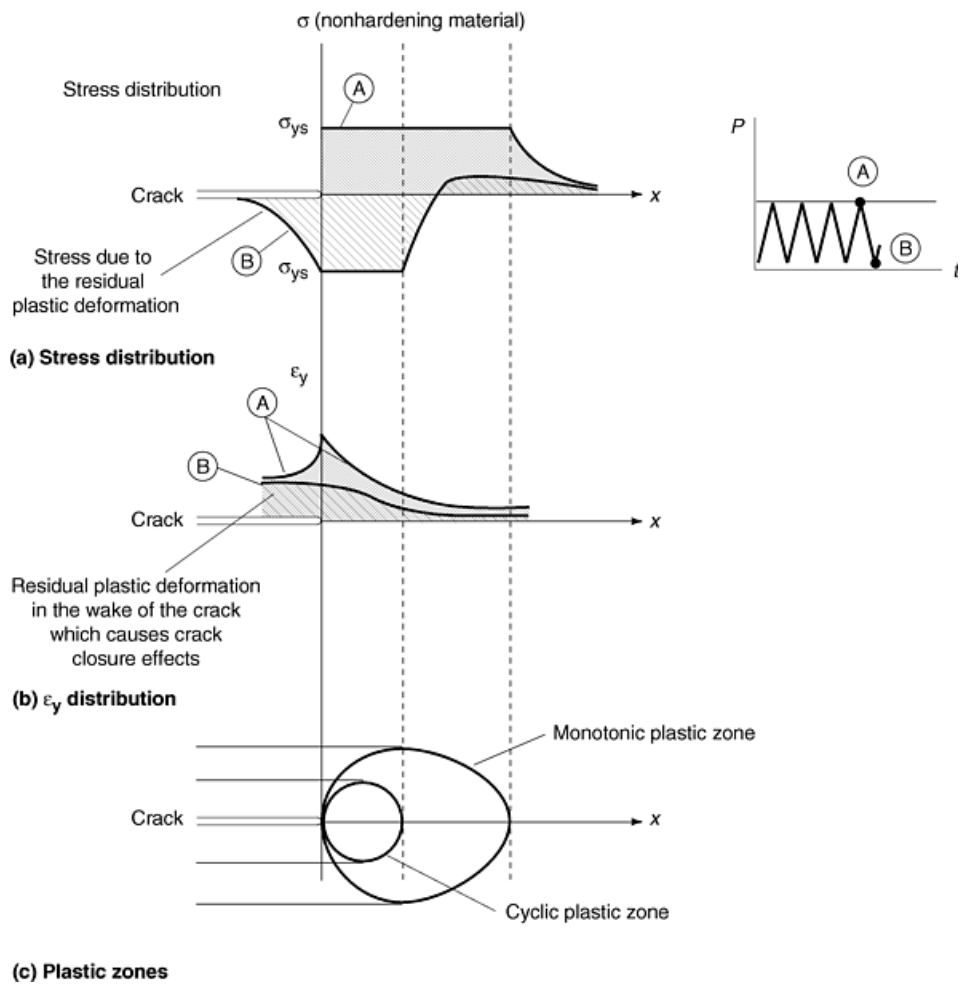


**Σχ.1.12** Ρυθμός ανάπτυξης ρωγμής κόπωσης που έχει ληφθεί υπό γραμμικές-ελαστικές και ελαστοπλαστικές συνθήκες σε χάλυβα A533 (A) και σε ανοξείδωτο χάλυβα 304. CC= Center Cracked (Κεντρική ρωγμή), CT=Compact Type (Συμπαγούς τύπου).

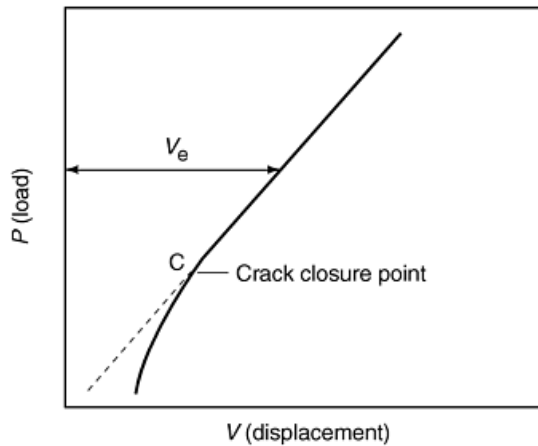
### 1.16 Κλείσιμο ρωγμής.

Η έννοια του κλεισίματος της ρωγμής πρωτοεισάχθηκε από τον Eiber ως αποτέλεσμα από μια ζώνη υπολειπόμενης παραμόρφωσης που απομένει μετά από μια αυξανόμενη ρωγμή κόπωσης. Σύμφωνα με αυτή την έννοια, οι επιφάνειες της ρωγμής στην άκρη της ρωγμής μπορεί να παραμείνουν κλειστές κατά τη διάρκεια ενός τμήματος του κύκλου κόπωσης λόγω της υπολειπόμενης παραμένουσας τάσης που ενεργεί στην άκρη της ρωγμής. Ο Eiber υπολόγισε επίσης ότι αυτό το τμήμα του κύκλου φόρτισης είναι αναποτελεσματικό και συνεπώς το αντίστοιχο φορτίο πρέπει να αφαιρεθεί από το εφαρμοζόμενο  $\Delta P$  για να προσδιοριστεί η πραγματική τιμή του  $\Delta K$ .

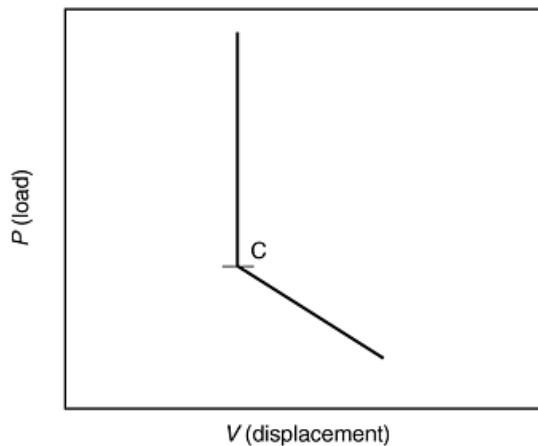
Το Σχήμα 1.11 δείχνει μια σειρά απεικονίσεων που δείχνουν την τάση και την καταπόνηση στην άκρη της ρωγμής σε μέγιστο και σε ελάχιστο φορτίο. Στο μέγιστο φορτίο, A, όλο το φορτίο φέρεται από το σύνδεσμο που δεν έχει ρωγμή επειδή οι ρωγμές δεν μπορούν να μεταδώσουν το φορτίο. Στο ελάχιστο φορτίο, B, υπάρχουν συμπιεστικές τάσεις στα αριστερά της άκρης της ρωγμής εξαιτίας της επαφής μεταξύ των αντικριστών επιφανειών της ρωγμής εντός της ζώνης της υπολειπόμενης πλαστικής παραμόρφωσης. Αυτό προκαλεί την αποτελεσματική ακαμψία του ραγισμένου σώματος να αλλάξει, το οποίο εκδηλώνεται στο διάγραμμα φορτίου – μετατόπισης. Έτσι, το φορτίο κλεισίματος της ρωγμής μπορεί να καθοριστεί σαν το φορτίο στο οποίο λαμβάνει χώρα αυτή η μεταβολή της σκληρότητας.



**Σχ.1.13** Σχηματική αναπαράσταση των συνθηκών στην άκρη της ρωγμής κατά το κλείσιμο της.



(a)



(b)

**Σχ.1.14** Διαγράμματα Φορτίου-Μετατόπισης (Α) Διάγραμμα που υποδεικνύει αλλαγή στην ακαμψία στη σημείο κλεισίματος της ρωγμής (Β) Η ολική εκτροπή μείον την ελαστικά υπολογισμένη απόκλιση ενισχυμένη για να δώσει έμφαση στο κλείσιμο της ρωγμής, όπου  $V_E$  η ελαστική μετατόπιση.

Η σημασία του κλεισίματος της ρωγμής ποικίλλει ανάλογα με το καθεστώς ανάπτυξης ρωγμών, τις αλληλεπιδράσεις μεταξύ υλικού και μικροδομής στην άκρη της ρωγμής και της έκτασης της πλαστικότητας. Το κλείσιμο της ρωγμής είναι πιο σημαντικό στην περιοχή κοντά στο όριο (περιοχή I) παρά στην περιοχή II. Υλικά στα οποία η διαδρομή των ρωγμών είναι τέτοια ώστε να παράγονται σκληρότερες επιφάνειες ρωγμών συνήθως παρουσιάζουν αυξημένα επίπεδα κλεισίματος της ρωγμής. Τα επίπεδα κλεισίματος της ρωγμής μπορούν επίσης να αυξηθούν με την πλαστικότητα. Για παράδειγμα, κατά τη διάρκεια ρωγμής κόπωσης στην ελαστοπλαστική περιοχή, τα επίπεδα κλεισίματος ρωγμών έχουν πρόσθετη σημασία. [2]

### 1.17 Έναρξη ρωγμών κόπωσης.

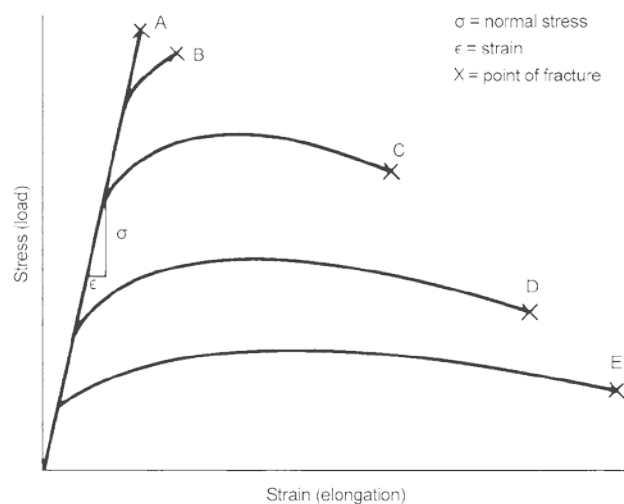
Η έναρξη των ρωγμών κόπωσης είναι μια πολύ σημαντική πτυχή της απόδοσης των υλικών στη σχεδίαση των εξαρτημάτων. Οι βασικές έννοιες και μέθοδοι αφορούν τα:

- Μηχανική συμπεριφορά κυκλικής τάσης – παραμόρφωσης
- Συμπεριφορά της διάρκειας της τάσης
- Επιπτώσεις της μέσης τάσης και των γεωμετρικών εγκοπών.
- Τοπική τάση – παραμόρφωση και συσσωρευτική ανάλυση βλάβης κόπωσης.

Η προσέγγιση της διάρκειας της τάσης είναι αποτελεσματική για τον χαρακτηρισμό της συμπεριφοράς της κόπωσης των υλικών επειδή αντιπροσωπεύει την πλαστική τάση οποία αποτελεί θεμελιώδη αιτία για την έναρξη των ρωγμών κόπωσης. Καταστατικές εξισώσεις μεταξύ τάσης και ζωής είναι συνεπώς χρήσιμες επειδή τα υλικά είναι μετασταθή κάτω από κυκλικά φορτία. Η κατανόηση της κυκλικής συμπεριφοράς τάσης είναι αναγκαία για το σχεδιασμό της κόπωσης.

Για την πρόβλεψη της διάρκειας της έναρξης των εξαρτημάτων απαιτείται η κατανόηση των παρακάτω τεχνικών:

- Η επίδραση της μέσης τάσης πρέπει να λαμβάνεται υπόψη με την τροποποίηση της εξίσωσης διάρκειας τάσης.
- Η επίδραση του μεγέθους σε γεωμετρικές εγκοπές πρέπει να λαμβάνονται υπόψη.
- Οι διαδικασίες πρέπει να συσχετίζουν τις απομακρυσμένα μετρούμενες τάσεις και πιέσεις προς τις τάσεις και πιέσεις στη ρίζα μιας εγκοπής όπου η πλαστικότητα κυριαρχεί. [1]



**Σχ.1.15** Η περιοχή κάτω από μια καμπύλη τάσης-έντασης που έχει ληφθεί για δείγμα ρωγμής δίνει μια πρόχειρη εκτίμηση της σκληρότητας των χαλύβων. Γενικά, η σκληρότητα ποικίλλει αντίστροφα με την αντοχή. [2]

### 1.18 Εκτίμηση ζωής κόπωσης.

Οι εκτιμήσεις της ζωής κόπωσης συχνά χρειάζονται στον μηχανολογικό σχεδιασμό και συγκεκριμένα στην ανάλυση των δοκιμαστικών σχεδίων για να βεβαιωθεί η αντίσταση στη δημιουργία των ρωγμών. Μια παρόμοια ανάγκη υπάρχει στην αντιμετώπιση των προβλημάτων ρωγμών που εμφανίζονται σε πρωτότυπα ή υπηρεσιακά μοντέλα μηχανών, οχημάτων και κατασκευών.

Τρεις κύριες προσεγγίσεις χρησιμοποιούνται αυτή τη στιγμή:

- 1) Η stress based (S-N) προσέγγιση (προσέγγιση τάσης)
- 2) Η strain based προσέγγιση (προσέγγιση έντασης)
- 3) Η προσέγγιση της θραυστομηχανικής

Και η stress και η strain βασισμένες προσεγγίσεις αντιμετωπίζονται από την μεριά της χρήσης τους ως μηχανολογικές μέθοδοι. [2]

### **1.18.1 Η μέθοδος stress based (S-N curve) (μέθοδος τάσης, S-N καμπύλης).**

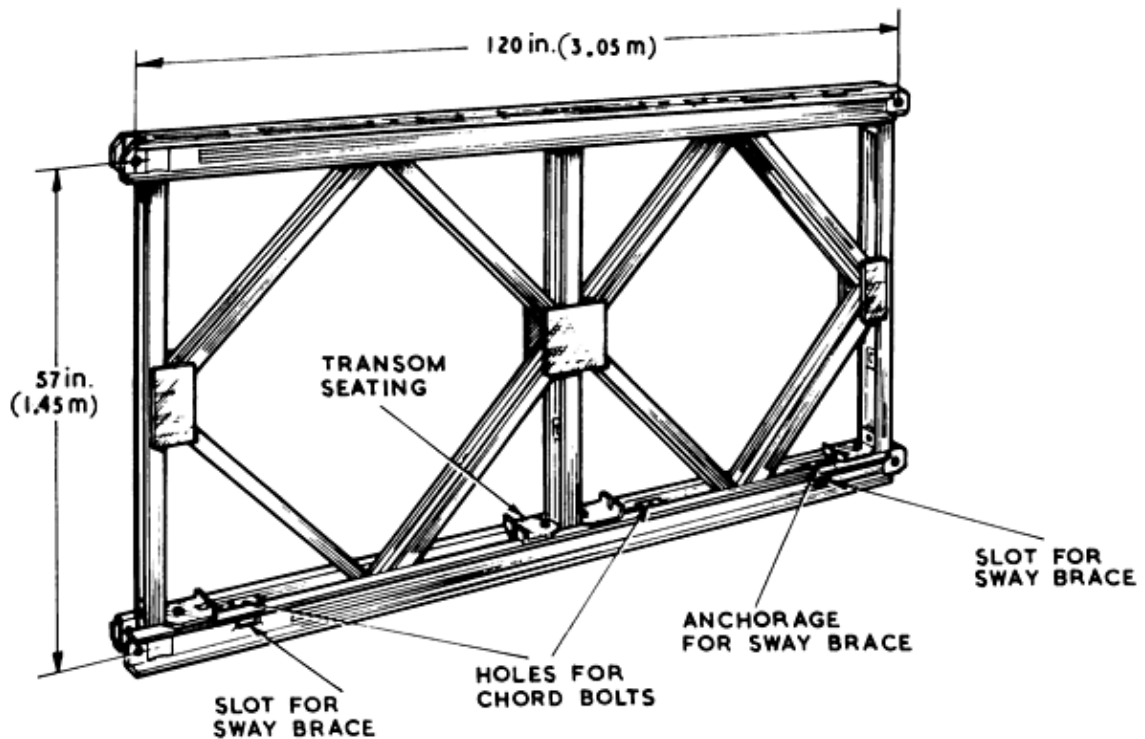
Από το γνωστό έργο του Wöhler στη Γερμανία τη δεκαετία του 1850, οι μηχανικοί έχουν χρησιμοποιήσει τις καμπύλες stress σε σχέση με τους κύκλους προς την καμπύλη κόπωση, οι οποίες συχνά ονομάζονται καμπύλες S-N. αν και τώρα έχουν συμπληρωθεί και αντικατασταθεί από πιο εξελιγμένες προσεγγίσεις, η προσέγγιση βασισμένη στο stress συνεχίζει να χρησιμεύει ως ένα χρήσιμο εργαλείο.

#### **1.18.1.1 Συνιστώσες S-N καμπύλων.**

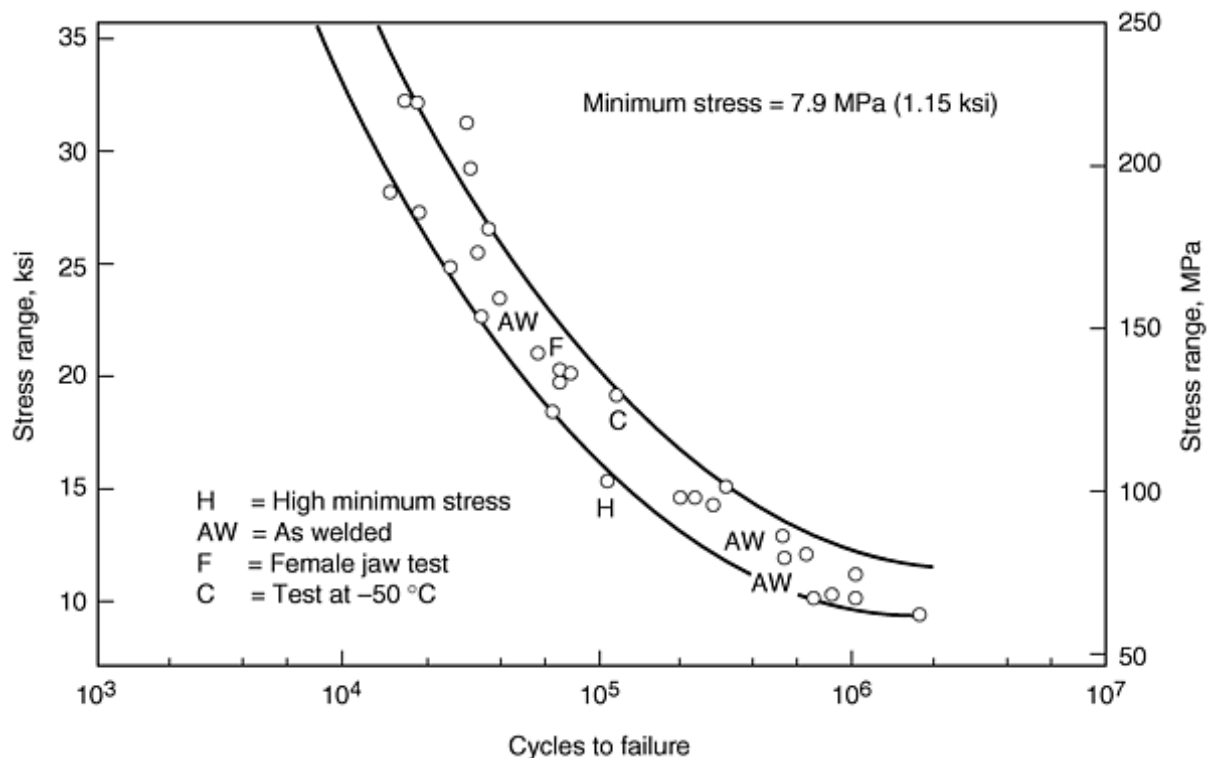
Μερικές φορές είναι χρήσιμο να διεξαχθούν τεστ κόπωσης σε ένα μηχανολογικό εξάρτημα, όπως μια μηχανή ή εξάρτημα της ή σε μια δομική άρθρωση. Υποσυγκροτήματα, όπως το σύστημα ανάρτησης του αυτοκινήτου μπορεί επίσης να ελεγχθεί όπως ένα τμήμα μιας κατασκευής η ακόμα και μια ολόκληρη μηχανή, όχημα και κατασκευή. Για παράδειγμα, το πάνελ τη Γέφυρας Bailey είναι κατασκευασμένο από δομικό χάλυβα, είναι αρθρωτό δέσιμο για στρατιωτικές και προσωρινές γέφυρες με χρήση στο 2ο Παγκόσμιο πόλεμο από τους Βρετανούς. Η κατασκευή τους συνέχισε πολύ μετά το τέλος του πολέμου για χρονικά διαστήματα και μήκη που δεν είχαν προβλεφθεί στις αρχικές σχεδιάσεις. Γι'αυτό το λόγο ξεκίνησε ένα πρόγραμμα δοκιμών κόπωσης για την παροχή πληροφοριών ως προς το επιτρεπόμενο μήκος και της δριμύτητα της χρήσης της γέφυρας.

Στο Σχήμα 1.17 παρουσιάζεται μια καμπύλη σταθερού πλάτους S-N που αφορά την παραπάνω έρευνα. Αυτή προκύπτει από την εφαρμογή κυκλικών φορτίων σε μια συνδεσμολογία των πάνελ με αυτά τα φορτία προσανατολισμένα σε ένα επίπεδο που αντιστοιχεί σε κατακόρυφα φορτία σε μια γέφυρα. Οι ρωγμές γενικά ξεκίνησαν σε μια συγκόλληση κοντά στην υποδοχή της κυρίαρχης στήριξης και μεγάλωναν φανερά για τουλάχιστον τη μισή διάρκεια της ζωής της. Οι τάσεις που φαίνονται στο Σχήμα 1.17 υπολογίστηκαν αντιμετωπίζοντας όλο το πάνελ ως μια δοκό, με την αντιστήριξη υπολογισμένη ως μέσο όρο σαν ιστό και με τη θέση της κρίσιμης σχισμής δίνει την απόσταση από τον ουδέτερο άξονα της δοκού. [2]





Σχ.1.16 Πλαίσιο Γέφυρας Bailey όπου φαίνονται οι κατασκευαστικές ενισχύσεις και επεκτάσεις.



Σχ.1.17 Καμπύλη ζωής κόπωσης για πλαίσιο γέφυρας Bailey. Ο κάθετος άξονας δίνει το μέγιστο εύρος τάσης,  $\Delta S = S_{max} - S_{min}$ .

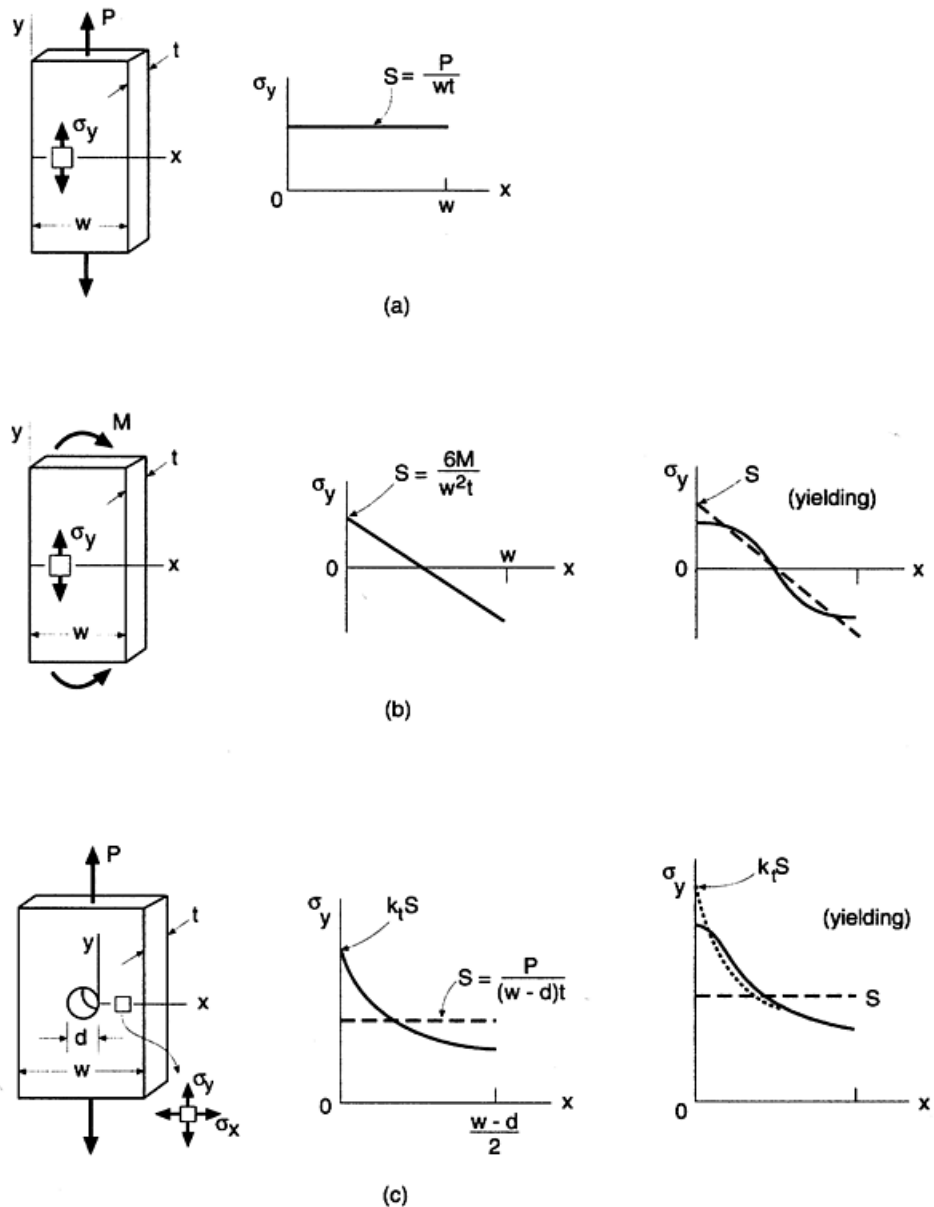
### 1.18.1.2 Επίδραση μέσων τάσεως.

Οι καμπύλες S-N σχεδιάζονται συνήθως ως εύρος τάσης,  $S_a$ , ή διακύμανση τάσης,  $\Delta S = 2 \cdot S_a$ , ως προς χρόνο ζωής σε κύκλους για αστοχία,  $N_f$ . Για ένα δεδομένο εύρος τάσης, το επίπεδο της μέσης τάσης  $S_m$  επιδρά στο χρόνο ζωής με εφελκυστικές τιμές μειώνοντας το χρόνο ζωής συγκρινόμενο με δοκιμές σε  $S_m = 0$  με τις συμπιεστικές τιμές να έχουν το αντίθετο αποτέλεσμα. Οπουδήποτε μπορεί να συμβούν διάφορες μέσες

τάσεις, μπορούν να ληφθούν αποτελέσματα δοκιμών εξαρτημάτων για να παραχθεί μια οικογένεια καμπυλών  $S_a$  ως προς την  $N_f$ , μια για καθεμιά από διάφορες τιμές της  $S_m$ . Ένας εναλλακτικός τρόπος για τη θεώρηση της μέσης τάσης είναι η διεξαγωγή δοκιμών για διάφορες τιμές του λόγου  $R=S_{min}/S_{max}$  και η σχεδίαση της  $S_{max}$  ως προς καμπύλες  $N_f$  για διάφορες τιμές του  $R$ .

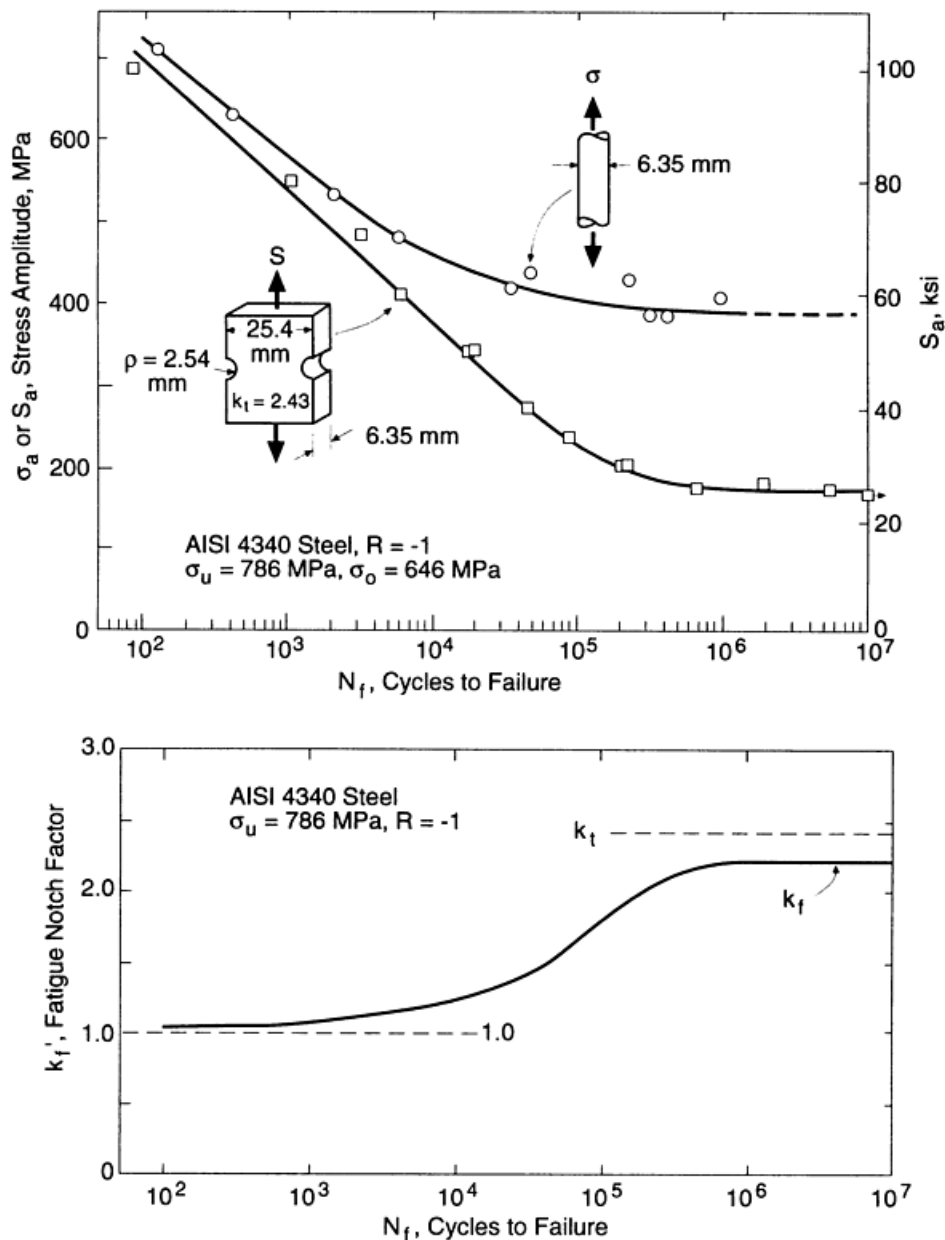
### **1.18.1.3 Ορισμός ονομαστικής τάσης $S$ .**

Για απλή αξονική φόρτιση ενός μέλους χωρίς εγκοπή, όπως στο Σχήμα 1.19, το φορτίο  $P$  φυσικά μοιράζεται με την επιφάνεια  $A$  για να ληφθεί το  $S=P/A$ . Αυτή είναι μια λογική προσέγγιση της πραγματικής τάσης  $\sigma$  του δοκιμίου, η οποία είναι τουλάχιστον περίπου ομοιόμορφη. Για τη θλίψη, όπως στο (b), η στοιχειώδης εξίσωση καμπτικής τάσης,  $S=Mc/I$  χρησιμοποιείται για τον καθορισμό του  $S$  ως της τάσης στο άκρο του δοκιμίου με μια στιγμιαία αδράνεια της εγκάρσιας τομής,  $I$ . Ωστόσο, αυτή η απλή ανάλυση δεν δίνει την πραγματική τάση εάν προκύψει λυγισμός, σαν αποτέλεσμα του ότι η εξίσωση χρησιμοποιείται βασισμένη στην υπόθεση της γραμμικής ελαστικής συμπεριφοράς του υλικού. Συγκεκριμένα, η πραγματική τάση στην άκρη είναι μικρότερη από  $S$  όπως φαίνεται από μια συμπαγή γραμμή στα δεξιά του (b). Σαν αποτέλεσμα, εάν συγκριθούν οι καμπύλες  $S-N$  για το λυγισμό και την αξονική φόρτιση συγκριθούν, δεν ταυτίζονται όπως θα γινόταν εάν είχε σχεδιαστεί η πραγματική τάση.



**Σχ.1.18** Πραγματικές και ονομαστικές τάσεις για απλή φόρτιση (Α), λυγισμό (Β) και δοκιμίου με εγκοπή. Οι πραγματικές κατανομές τάσης, γ ως προς x σχεδιάζονται ως συμπαγείς γραμμές, και υποθετικές κατανομές που σχετίζονται με ονομαστικές τάσεις  $S$  ως διακεκομμένες γραμμές. Στο (C), η κατανομή τάσης που θα λάμβανε χώρα εάν δεν υπήρχε λυγισμός παρουσιάζεται ως η ευθεία από τις τελείες.

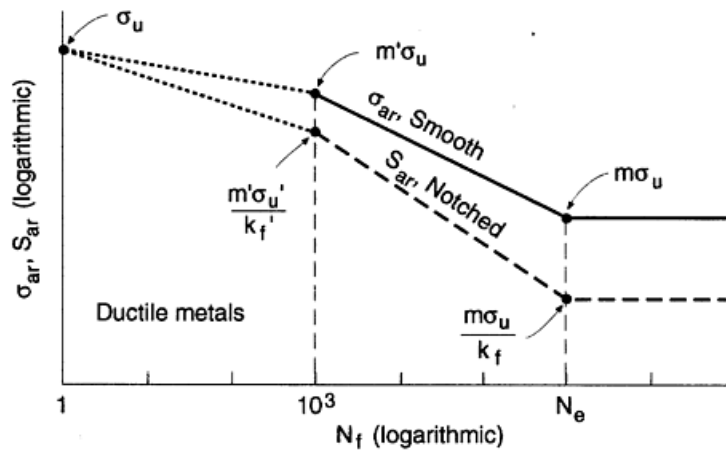
Εντούτοις, για την περίπτωση της κάμψης χωρίς εγκοπή, η γραμμική ελαστική συμπεριφορά του υλικού που θεωρήθηκε στην λήψη του  $k_t$  δεν ισχύει πέρα από το λυγισμό. Η πραγματική τάση  $\sigma$  τώρα γίνεται λιγότερη από  $k_t \cdot S$  όπως φαίνεται από τη συμπαγή γραμμή στα δεξιά του Σχήμα.1.18(c). Συνεπώς, οι καμπύλες  $S - N$  για δοκίμια με εγκοπή που σχεδιάζονται είτε ως  $S$  είτε ως  $k_t \cdot S$  ως προς τη διάρκεια ζωής δεν θα συμφωνούν με τις καμπύλες για απλή αξονική φόρτιση. Ένα παράδειγμα δίδεται στο παρακάτω σχήμα (Σχήμα 1.19).



**Σχ.1.19** Δεδομένα δοκιμής για ένα όλκιμο μέταλλο που απεικονίζει την διακύμανση του παράγοντα κόπωσης της εγκοπής ως προς το χρόνο ζωής. Τα δεδομένα  $S - N$  στο (A) χρησιμοποιούνται για τη λήψη του  $K'_F = \sigma_A \cdot S_A$  στο (B). Οι εγκοπές είναι ημικυκλικού σχήματος.

#### 1.18.1.4 Εκτιμώμενες καμπύλες S-N.

Τα βιβλία μηχανολογικού σχεδιασμού γενικά δίνουν μια διαδικασία για τον υπολογισμό των καμπυλών  $S - N$  των εξαρτημάτων (όπως το Σχήμα 1.20). αρχικά, καθορίζεται ένας χρόνος ζωής  $N_e$ , όπως 106 κύκλοι για χάλυβες, πέρα από τον οποίο η καμπύλη  $S - N$  θεωρείται ότι είναι οριζόντια. Συνεπώς, ένα όριο κόπωσης ή ασφαλούς τάσης κάτω από την οποία δεν αναμένεται αστοχία κόπωσης, θεωρείται ότι υπάρχει. [2]

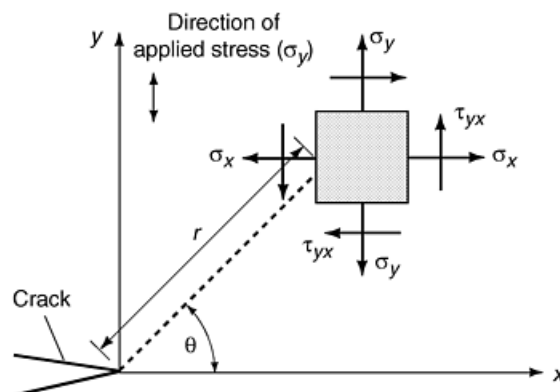


**Σχ.1.20** Εκτίμηση τελείως ανεστραμμένων καμπυλών S – N για δοκίμια λεία (smooth) και με εγκοπές (notched).

### 1.19 Μηχανική γραμμικής ελαστικής θραύσης.

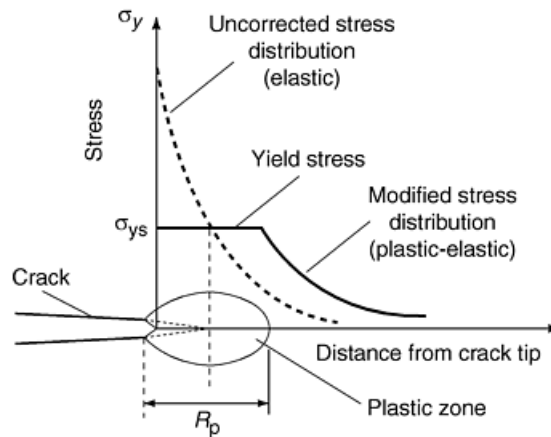
Οι μέχρι τώρα θεωρούμενες μέθοδοι είναι προσεγγίσεις περιορισμένης γεωμετρίας για την κατανόηση των ρωγμών. Ιδανικά, μια σταθερά του υλικού αναζητείται σαν ένας δείκτης της σκληρότητας του υλικού, που είναι ανεξάρτητη της γεωμετρίας και που μαζί με μια καλή ανάλυση τάσης μπορεί να χρησιμοποιηθεί για να προβλέψει τα φορτία θραύσης και τα κρίσιμα μεγέθη ρωγμών. Με άλλα λόγια, αυτή η τιμή της σκληρότητας μπορεί να καθοριστεί εφαρμόζοντας μια απλή εργαστηριακή δοκιμή και επίσης να χρησιμοποιηθεί για να προβλέψει το μέγεθος του σφάλματος στο οποίο θα συμβεί αστοχία σε ελαττωματικά εξαρτήματα αυθαίρετης γεωμετρίας. Αντιθέτως, δεδομένου του μεγέθους του σφάλματος θα πρέπει αν είναι δυνατόν να προβλεφθεί η μέγιστη ασφαλής τάση λειτουργίας. Η θραυστομηχανική ασχολείται με τον καθορισμό των μέτρων της σκληρότητας, με τον προσδιορισμό τους με πειραματικές τεχνικές και την ενσωμάτωση τους ως αριθμούς στη σχεδίαση για την πρόβλεψη των συνθηκών που θα προκύψει η θραύση. Αυτό γίνεται με τον υπολογισμό των:

- Τάσεων στην κορυφή της ρωγμής



**Σχ.1.21** Ρωγμή τύπου I που δείχνει το σύστημα συντεταγμένων και τα στοιχεία τάσεων. Μια ρωγμή τύπου I ανοίγει με τέτοιο τρόπο ώστε όλα τα σημεία στην επιφάνεια της ρωγμής μετατοπίζονται παράλληλα στον Y-άξονα.

- Χρήση κριτηρίου ρωγμών βασισμένο στη θραυστομηχανική

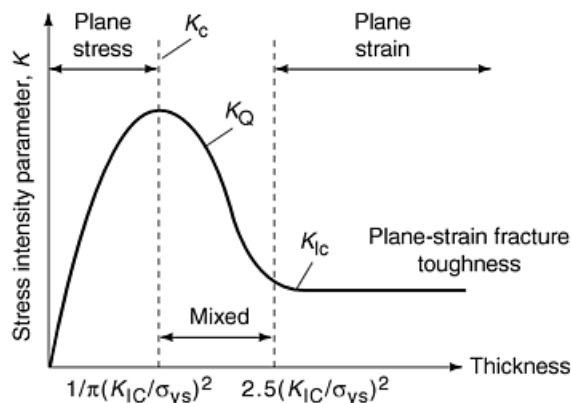


**Σχ.1.22** Κατανομή τάσης που προηγείται της ρωγμής στην οποία συμπεριλαμβάνεται πλαστικότητα μικρής κλίμακας.

- Θραυστομηχανική και κατάσταση της τάσης υπό σταθερή καταπόνηση (Thick Sections and High-Strength Materials).

Η τιμή του κρίσιμου  $K$  εξαρτάται όχι μόνο από το υλικό που εξετάζεται αλλά επίσης και από το πάχος του υλικού στο οποίο βρίσκεται η ρωγμή. Αυτό μπορεί να κατανοηθεί λαμβάνοντας υπόψη τα εμπόδια στην πλαστική παραμόρφωση που υπάρχουν στην εγγύς περιοχή της μύτης της ρωγμής και πως αυτά τα εμπόδια ποικίλλουν με το πάχος. Η σκληρότητα εκδηλώνεται πρωταρχικά διαμέσω της πλαστικής παραμόρφωσης στην μύτη της ρωγμής και οτιδήποτε εμποδίζει την πλαστική παραμόρφωση της ρωγμής θα μειώσει την σκληρότητα. Οι υψηλές τάσεις στην περιοχή της άκρης της ρωγμής είναι τέτοιες που το υλικό μπροστά τείνει να παραμορφώνεται πλαστικά φυσιολογικά προς το επίπεδο της ρωγμής. Ταυτόχρονα, το υλικό τείνει να συστέλλεται παράλληλα στο επίπεδο της ρωγμής. Εάν το μέγεθος του τμήματος είναι επαρκώς παχύ η αντίφαση αντιτίθεται από τον όγκο του υλικού που βρίσκεται υπό χαμηλή τάση και μια επιπρόσθετη συνιστώσα τάσης αναπτύσσεται παράλληλα στο επίπεδο της ρωγμής.

- Σταθερή τάση Thin Sections and Low-Strength Materials).



**Σχ.1.23** Επίδραση του πάχους στην κατάσταση της τάσης και στη σκληρότητα της ρωγμής στην μύτη της ρωγμής.

- Σχέση της σκληρότητας ρωγμής με όλικμες ιδιότητες.

Πρακτικά, οι περισσότερες τροποποιήσεις της μικροδομής που αυξάνουν την αντοχή των υλικών προκαλούν αντίστοιχες μειώσεις στην αντοχή σε θραύση.

- Εφαρμογή της θραυστομηχανικής σε διάφορες κλάσεις υλικών.

Τα υλικά για τα οποία η Γραμμική Ελαστική Θραυστομηχανική λειτουργεί καλά είναι

- Μεταλλικά κράματα υψηλής αντοχής όπως θερμικά επεξεργασμένοι μαρτενσιτικοί χάλυβες, σκληρυμένα κράματα αλουμινίου που χρησιμοποιούνται στην αεροδιαστημική βιομηχανία, κράματα τιτανίου και κράματα βασισμένα στο Νικέλιο.
- Κεραμικά υλικά που είναι Ουσιαστικά ψαθυρά.
- Πολυμερή περιορισμένης ελαστικής παραμόρφωσης.

### 1.20 Φορτίσεις μεταβλητού εύρους.

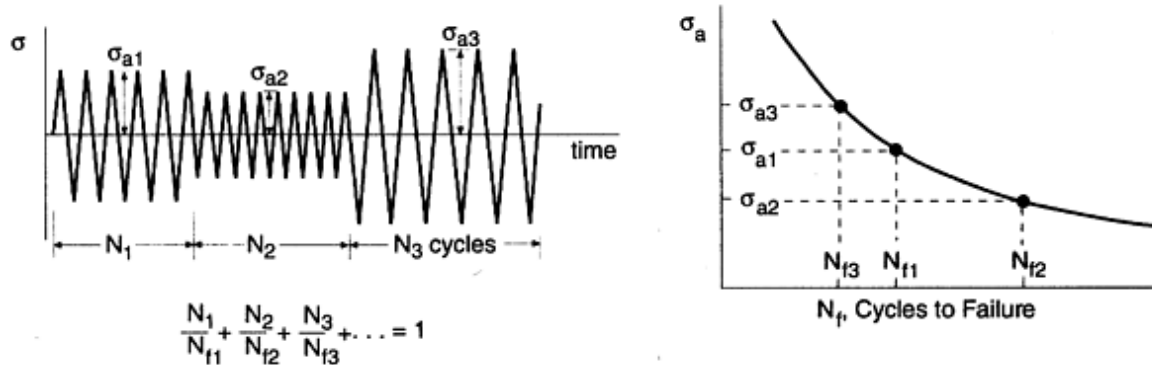
Τα ιστορικά της κυκλικής φόρτισης που συμβαίνουν στην πραγματική χρήση των μηχανημάτων, των οχημάτων και των κατασκευών περιλαμβάνουν συχνά ακανόνιστες παραλλαγές του φορτίου με το χρόνο. Εκτιμήσεις ζωής για τέτοιες καταστάσεις μπορεί να γίνουν χρησιμοποιώντας τον κανόνα Palmgren-Miner μαζί με μια διαδικασία καταμέτρησης κύκλου. Η καταμέτρηση των κύκλων επιτρέπει το ακανόνιστο ιστορικό να αναλύεται σε επιμέρους γεγονότα τα οποία μπορούν να αξιολογηθούν από μια καμπύλη σταθερού πλάτους S-N.

Το χρονικό ιστορικό και η καμπύλη S – N μπορούν να χρησιμοποιούν μια κοινή μεταβλητή, που μπορεί να είναι η πραγματική τάση  $\sigma$ , η ονομαστική τάση S, το φορτίο P, ή αλλιώς το χρονικό ιστορικό πρέπει να μετασχηματιστεί στην ίδια μεταβλητή όπως η καμπύλη S – N. Η διαδικασία μέτρησης κύκλων είναι η ίδια για τα χρονικά ιστορικά για οποιαδήποτε από αυτές τις μεταβλητές και η τάση  $\sigma$  χρησιμοποιείται σαν μια γενικευμένη μεταβλητή που αντιπροσωπεύει οποιαδήποτε επιλογή.

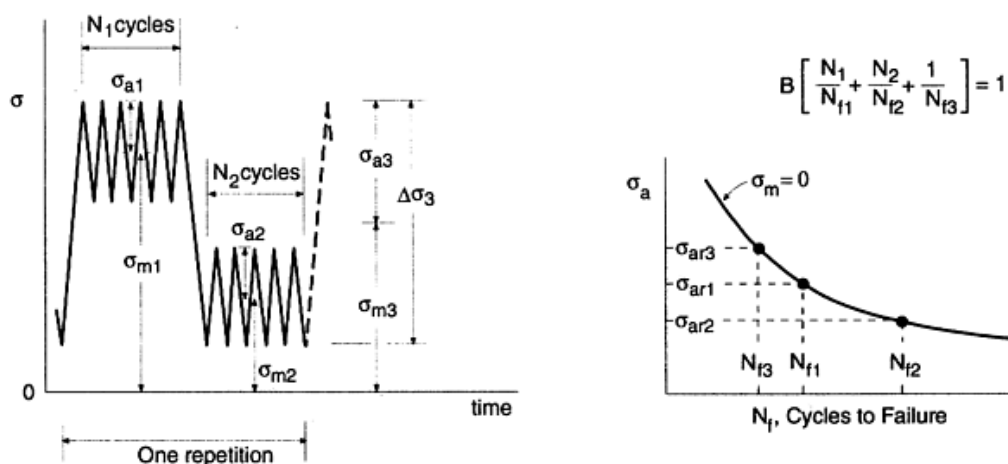
#### 1.20.1 Κανόνας Palmgren-Miner.

Έστω ότι θεωρούμε τη σχετικά απλή περίπτωση όπου το πλάτος του stress αλλάζει μια ή περισσότερες φορές κατά τη διάρκεια της κυκλικής φόρτισης. Έστω ότι  $N_1$  Κύκλοι εφαρμόζονται στο πρώτο επίπεδο φόρτισης  $\sigma_{\alpha 1}$ . Εάν εισαχθεί η καμπύλη S-N, ο αριθμός των κύκλων μέχρι την αποτυχία σε αυτό το ίδιο επίπεδο φόρτισης,  $N_{f1}$ , μπορεί να προσδιοριστεί. Η ερμηνεία που μπορεί στη συνέχεια να γίνει ότι ένα κλάσμα της ζωής  $N_1/N_{f1}$  έχει εξαντληθεί. Είναι λογικό να υποθέσουμε ότι το άθροισμα αυτών των κλασμάτων ζωής για κάθε επίπεδο της κόπωσης θα φτάσει να ενοποιηθεί όταν παρουσιάζεται η βλάβη κόπωσης.

$$\sum \frac{N_j}{N_{ij}} = 1 \quad \text{Εξίσωση 1.5}$$



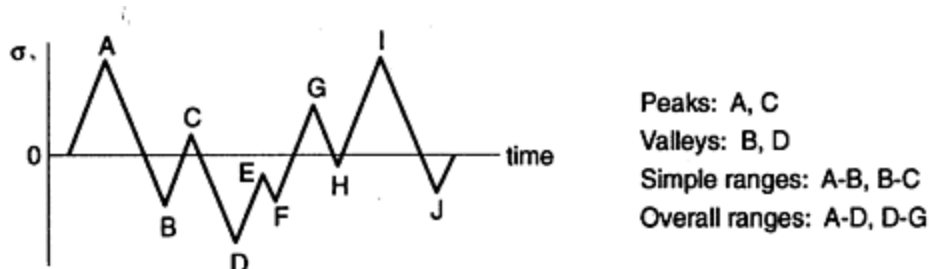
**Σχ.1.24** Χρήση του κανόνα Palmgren–Miner για την πρόβλεψη ζωής φόρτισης μεταβαλλόμενου εύρους που είναι τελείως ανεστραμμένη.



**Σχ.1.25** Πρόβλεψη ζωής για επαναλαμβανόμενο ιστορικό με μετατοπίσεις, μέσω επιπέδων.

### 1.20.2 Μέτρηση κύκλων.

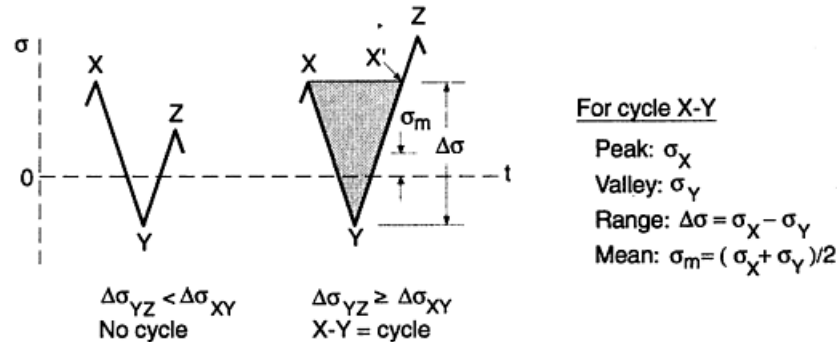
Εάν η μεταβολή του χρόνου είναι ακανόνιστη, όπως στο Σχήμα 1.26, δεν είναι προφανές το πως πρέπει κανείς να προσδιορίσει τους κύκλους για χρήση του κανόνα Palmgren-Miner. Το Σχήμα 1.26 δίνει τους ορισμούς κάποιων χρήσιμων όρων. Το ιστορικό ακανόνιστου φορτίου, φόρτισης ή τάσης αποτελείται από μια σειρά από κορυφές και κοιλάδες. Μια απλή σειρά μετράται μεταξύ μιας κορυφής και της επόμενης κοιλάδας ή μεταξύ της επόμενης κοιλάδας και τη επόμενης κορυφής. Ένα συνολικό εύρος μετράται μεταξύ μιας κορυφής και μιας κοιλάδας, αλλά η κοιλάδα λαμβάνει χώρα αργότερα και είναι πιο ακραία από εκείνη που ακολουθεί μετά. Παρόμοια, ένα συνολικό εύρος μπορεί να μετρηθεί ανάμεσα σε μια κοιλάδα και μια υστερόχρονη κορυφή.



**Σχ.1.26** Ορισμοί για ασύμμετρη φόρτιση:



- Κορυφές: A, C
- Κοιλιάδες: B, D
- Απλά εύρη: A - B, B - C
- Συνολικά εύρη: A - D, D - G

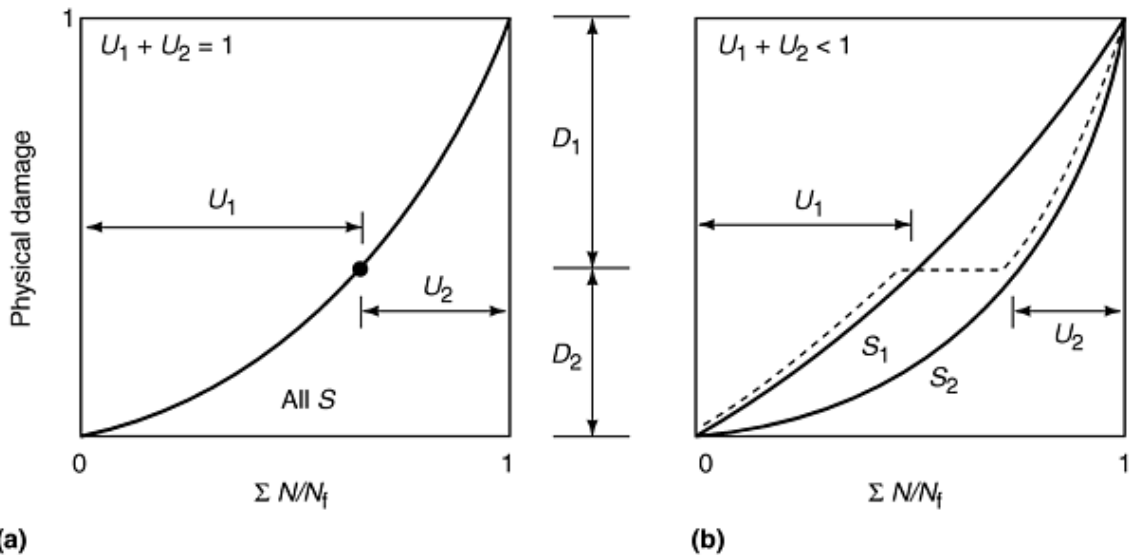


Σχ.1.27 Όρος για μέτρηση κύκλου χρησιμοποιώντας τη μέθοδο Rainflow.

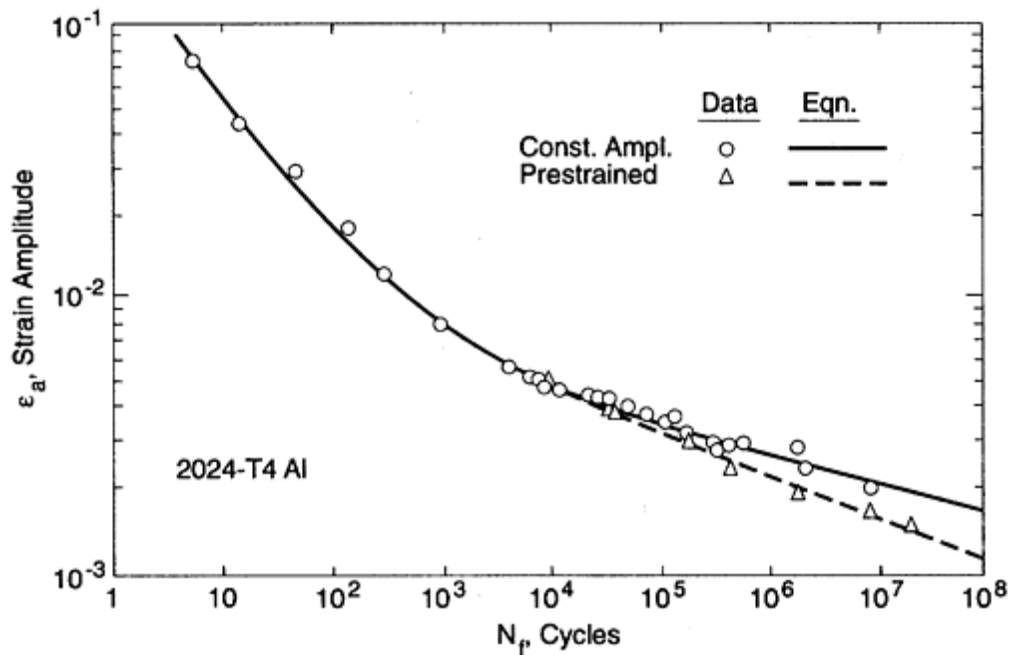
### 1.20.3 Αλληλουχία επιδράσεων (Sequence effects).

Για να είναι έγκυρος ο κανόνας Palmgren-Miner η φυσική ζημιά στο υλικό,  $D$ , η οποία θα μπορούσε να είναι το μήκος της ρωγμής, η πυκνότητα της ρωγμής, το μέτρο ή κάποια άλλη παράμετρος, πρέπει να συσχετίζεται μοναδικά με το κλάσμα της διάρκειας ζωής,  $U = N/N_f$ . Η σχέση μεταξύ του  $D$  και του  $U$  δεν χρειάζεται να είναι γραμμική, όσο υπάρχει μια μόνονα αύξουσα καμπύλη για όλες τις τιμές της τάσης. Αυτό φαίνεται στην παρακάτω εικόνα, στο Σχήμα 1.28 (a).

Ωστόσο, εάν η καμπύλη του  $U$  προς το  $D$  ποικίλλει ανάλογα με το επίπεδο της τάσης (Σχήμα 1.28 (b)), μπορεί να συμβεί εάν φαινόμενο ακολουθίας, έτσι ώστε το άθροισμα των κυκλικών δεικτών να διαφέρει από την ενότητα. Για παράδειγμα, ας υποθέσουμε ότι εφαρμόζονται στην αρχή ενός πειράματος μερικοί κύκλοι έντονου φορτίου που προκαλούν πλαστική παραμόρφωση. Αυτοί οι κύκλοι μπορεί να προχωρήσουν τη διαδικασία της βλάβης επαρκώς ώστε επακόλουθοι κύκλοι σε χαμηλό επίπεδο μπορούν να διαδώσουν αυτή τη ζημιά η οποία θα έπαιρνε κανονικά πολύ μεγαλύτερο χρόνο ζωής σε χαμηλό επίπεδο για να εμφανιστεί. Αυτό φαίνεται στο Σχήμα 1.29. Μερικοί κύκλοι σε υψηλή τάση μειώνουν την καμπύλη διάρκειας ζωής – τάσης, στην περιοχή της μεγάλης διάρκειας ζωής. Η επίδραση στη διάρκεια ζωής αυξάνει για χαμηλότερα επίπεδα τάσης και είναι τόσο μεγάλη όσο ένας παράγοντας 10.



**Σχ.1.28** Υλική ζημιά ως προς κλάσμα χρόνου ζωής όπου η συσχέτιση είναι μοναδική (A) και μη μοναδική (B).

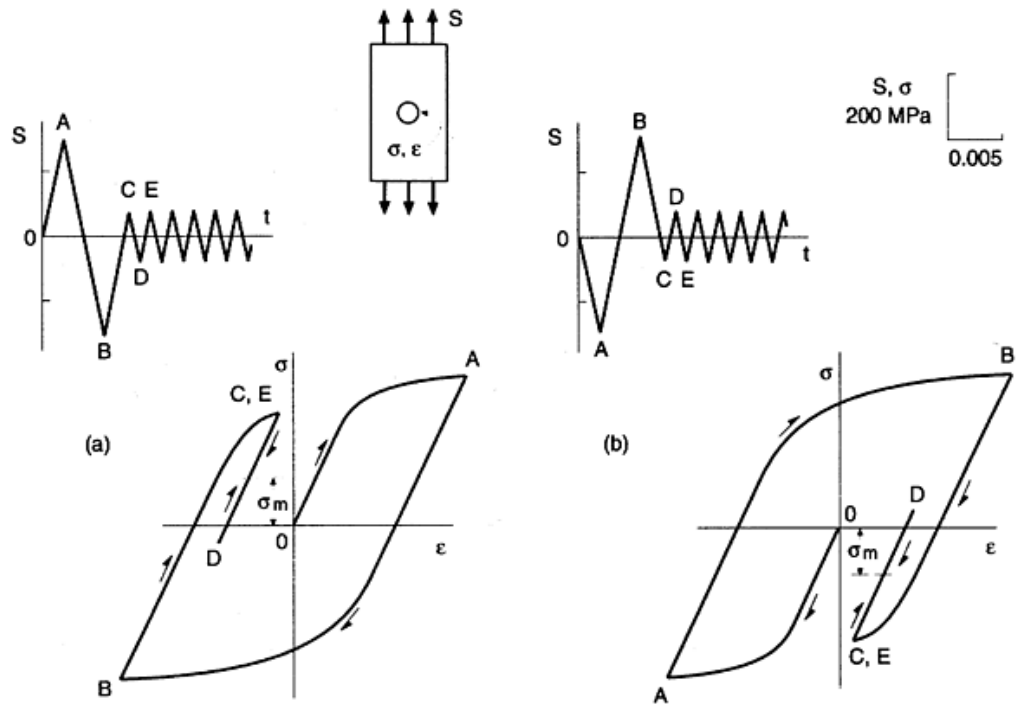


**Σχ.1.29** Αποτέλεσμα της αρχικής υπερφόρτισης (10 κύκλοι σε  $\epsilon_A = 0,02$ ) στην καμπύλη κόπωσης – διάρκειας ζωής ενός κράματος αλουμινίου.

#### 1.20.4 Τοπική επίδραση μέσης τάσης.

Επιπλέον των αποτελεσμάτων της διαδικασίας υλικού-φθοράς, μια πρόσθετη αιτία ακολουθίας επιδράσεων συσχετίζεται με τις τοπικές μέσες τάσεις στις εγκοπές που επηρεάζουν το χρόνο ζωής. Ειδικότερα, οι τοπικές μέσες τάσεις μεταβάλλονται από υπερφορτώσεις που προκαλούν τοπικό λυγισμό στην εγκοπή. Αυτό απεικονίζεται σχηματικά στο Σχήμα 1.30 (α) όπου παρουσιάζονται δυο τύποι κύκλων υπερφόρτωσης, μαζί με την προκύπτουσα τοπική συμπεριφορά τάσης – καταπόνησης ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) συμπεριφορά σε μια εγκοπή. Η υπερφόρτωση τάσης συμπίεσης (Σχήμα 1.30 b) καταλήγει σε μια εφελκυστική μέση stress στην εγκοπή για διαδοχικούς κύκλους και συνεπώς μικρότερο χρόνο ζωής από ότι η υπερφόρτωση συμπίεσης – φόρτισης που παράγει συμπιεστική μέση τάση. Να σημειωθεί ότι χωρίς αυτές τις υπερφορτώσεις η τοπική μέση τάση  $\sigma_m$  θα

ήταν μηδενική στους χαμηλού επιπέδου κύκλους, δηλ  $S_m=0$ .



**Σχ.1.30** Δυο ιστορικά φόρτισης εφαρμοσμένα σε δοκίμιο με εγκοπή ( $k_T = 2,4$ ) και η εκτιμώμενες αποκρίσεις τάσης – καταπόνησης της εγκοπής για το 2024-T4 Al. Η Χαμηλή – Υψηλή υπερφόρτιση στο (A) παράγει μια εφελκυστική μέση τάση και η Χαμηλή – Υψηλή υπερφόρτιση στο (B) παράγει το αντίθετο αποτέλεσμα.

### 1.21 Προσέγγιση βασισμένη στην τάση.

Σε αυτή την προσέγγιση, οι τοπικές τάσεις και παραμορφώσεις στις εγκοπές,  $\sigma$  και  $\epsilon$  εκτιμώνται και χρησιμοποιούνται σαν τη βάση της πρόβλεψης της διάρκειας ζωής. Η καμπύλη S-N που χρησιμοποιείται είναι μια καμπύλη διάρκειας ζωής τάσης, συχνά εκπροσωπείται από την παρακάτω εξίσωση:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^e, \text{ με } \sigma_m = 0 \quad \text{Εξίσωση 1.6}$$

Όπου  $\epsilon_a$  είναι το πλάτος της τάσης,  $N_f$  οι κύκλοι της αστοχίας για τελείως ανεστραμμένους κύκλους,  $E$  είναι το μέτρο ελαστικότητας και  $\sigma'_f$ ,  $b$ ,  $\epsilon'_f$  και  $c$  είναι σταθερές κόπωσης του υλικού. Επίσης χρειάζεται μια ειδική κυκλική καμπύλη τάσης-καταπόνησης:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad \text{Εξίσωση 1.7}$$

Όπου  $\sigma_a$  είναι το εύρος της τάσης και  $n'$  και  $H'$  είναι σταθερές του υλικού.

#### 1.21.1 Επιπτώσεις μέσης τάσης.

Μια γενικευμένη καμπύλη τάσης-διάρκειας ζωής μπορεί να αναφερθεί στα αποτελέσματα της μέσης τάσης σε μια σχέση που προτάθηκε από τον Morrow και είναι

ως εξής:

$$\sigma_{af} = \frac{\sigma_a}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_f}} \quad \text{Εξίσωση 1.8}$$

Όπου  $\sigma_a$  είναι το ισοδύναμο πλήρως αντεστραμμένο εύρος τάσης και  $a$  και  $m$  είναι επίσης τοπικές τάσεις στην εγκοπή. Να σημειωθεί ότι το  $U$  αντικαθίσταται από τη σταθερά  $\sigma'_f$  από την Εξίσωση 1. Η ποσότητα  $f$  είναι περίπου ίση με την πραγματική δύναμη θραύσης από ένα πείραμα έντασης (tension test) ώστε να είναι μεγαλύτερο από το  $u$ , εκτός από τα μέταλλα χαμηλής ολκιμότητας, όπου έχει μια τιμή κοντά στο  $u$ .

Οι Εξισώσεις 1.6, 1.7 και 1.8, μπορούν να συνδυαστούν για να γενικεύουν την καμπύλη τάσης-διάρκειας ζωής ώστε να συμπεριλάβει τα αποτελέσματα της μέσης τάση:

$$\begin{aligned} \varepsilon_a &= \frac{\sigma'_f}{E} (2N^*)^b + \varepsilon'_f (2N^*)^c \\ N_f &= \frac{N^*}{\left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_f}\right)^{1/b}} \end{aligned} \quad \text{Εξίσωση 1.9}$$

Όπου  $N^*$  είναι η διάρκεια ζωής από την εξίσωση τάσης-διάρκειας ζωής για μηδενική μέση τάση και  $N_f$  είναι η πραγματική διάρκεια ζωής προσαρμοσμένη να εμπεριέχει τη αποτέλεσμα της μέσης τάσης. Μια τροποποίηση της παραπάνω εξίσωσης χρησιμοποιείται:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \left(1 - \frac{\sigma_f}{\sigma'_f}\right) (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{Εξίσωση 1.10}$$

Μια γραφική ή επαναληπτική λύση απαιτείται για να αποκτηθεί η διάρκεια ζωής  $N_f$  από οποιαδήποτε από τις Εξισώσεις 1.6, 1.9 ή 1.10.

Μια εναλλακτική προσέγγιση για την αξιολόγηση της μέσης τάσης είναι αυτή των Smith, Topper και Watson.

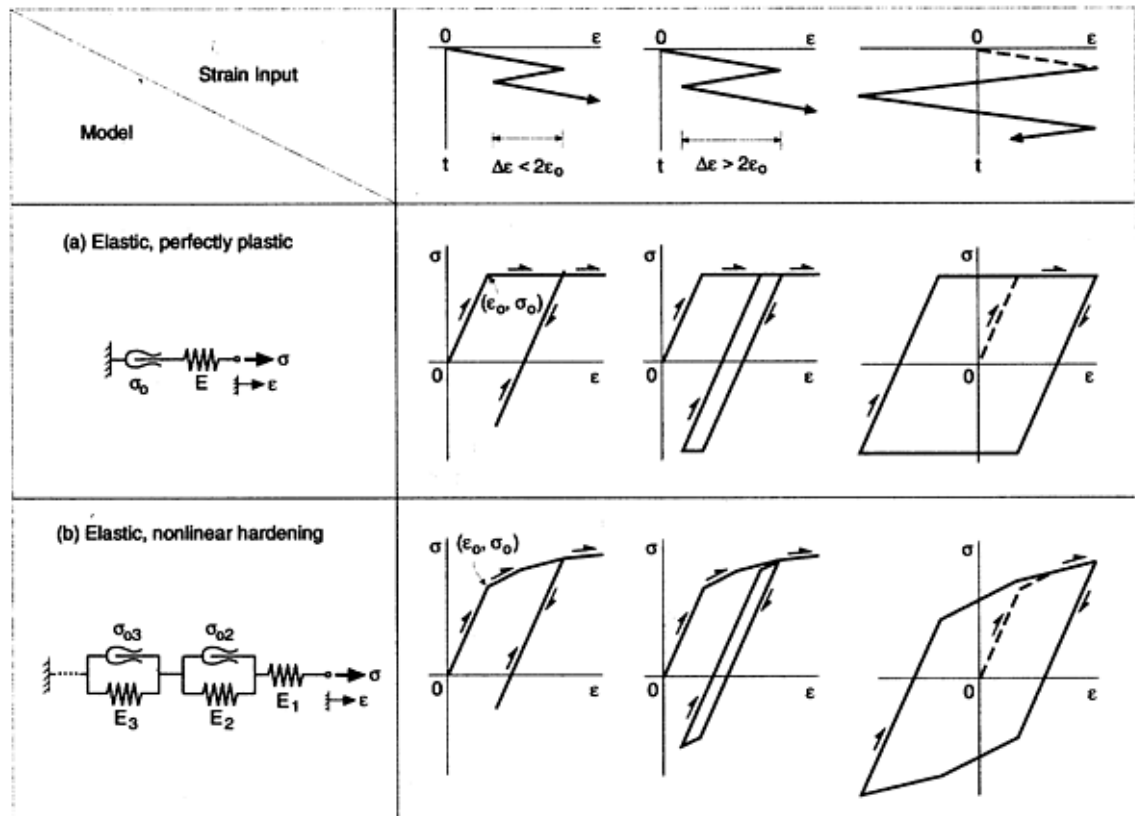
$$\sigma_{max} \varepsilon_a = \frac{(\sigma'_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma'_f \varepsilon'_f (2N_f)^{b+c} \quad \text{Εξίσωση 1.11}$$

Όπου  $\sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_m$  είναι η τοπική μέγιστη τάση και οι σταθερές του υλικού έχουν τις ίδιες τιμές με την Εξίσωση 1.6. Για γνωστές τιμές του  $\sigma_{max}$  και  $\varepsilon_a$  η Εξίσωση 1.11 λύνεται αριθμητικά για  $N_f$ . Εναλλακτικά, η ποσότητα  $\sigma_{max} \varepsilon_a$  μπορεί να σχεδιαστεί ως προς τη διάρκεια ζωής για συγκεκριμένες τιμές των σταθερών του υλικού, και η  $N_f$  μπορεί να αποκτηθεί γραφικά.

### 1.21.2 Ελαστοπλαστική συμπεριφορά τάσης – καταπόνησης.

Για να χρησιμοποιηθεί η προσέγγιση βασισμένη στην καταπόνηση είναι απαραίτητο να μοντελοποιηθεί η ελαστοπλαστική συμπεριφορά τάσης – καταπόνησης που συμβαίνει στο Σχήμα 1.30. Μια αναλογία με ελατήρια και ρεολογικά μοντέλα τριβής

ολίσθησης είναι χρήσιμη όπως φαίνεται στον μοντέλο (a). Το μοντέλο αυτό αντιστοιχεί σε ένα ελαστικό, τέλεια πλαστικό υλικό. Ένα γραμμικό ελατήριο σκληρότητας  $E$  δίνει μια αρχική ελαστική απόκριση και ο φορέας τριβής κινείται σε μια τάση λυγισμού "0". Η αφαίρεση και ξαναπρόσθεση του φορτίου μπορεί να προκαλέσει μόνο ελαστική παραμόρφωση, ή ο φορέας τριβής μπορεί να κινηθεί εάν η καταπόνηση της εκτροπής είναι αρκετά μεγάλη.



**Σχ.1.31** Συμπεριφορά αποφόρτισης και επαναφόρτισης για δύο ρεολογικά μοντέλα. Το πρώτο ιστορικό καταπόνησης προκαλεί μόνο ελαστική παραμόρφωση κατά την αποφόρτιση αλλά το δεύτερο είναι αρκετά μεγάλο για να προκαλέσει συμπιεστικό λυγισμό. Το τρίτο είναι πλήρως ανεστραμμένο και προκαλεί έναν βρόγχο υστέρησης που είναι συμμετρικός γύρω από την αρχή των αξόνων. [2]

### 1.22 NDI (Non Destructive Inspection) Μέθοδοι Μη Καταστροφικής Επιθεώρησης.

Μη-καταστροφική δοκιμή ή έλεγχος (NDI-NDE) είναι μια μεγάλη ομάδα τεχνικών ανάλυσης που χρησιμοποιούνται στον τομέα της επιστήμης και της τεχνολογίας της βιομηχανίας για την αξιολόγηση των ιδιοτήτων ενός υλικού ή εξαρτήματος χωρίς να προκαλούν ζημιά. Οι όροι μη-καταστροφική εξέταση (NDE), μη-καταστροφική επιθεώρηση (NDI) και μη-καταστροφική αξιολόγηση (NDE) επίσης χρησιμοποιούνται για να περιγράψουν αυτή την τεχνολογία. Επειδή η ΜΚΕ δεν μεταβάλλει μόνιμα το αντικείμενο που επιθεωρείται, είναι μια τεχνική υψηλής αξίας που μπορεί να σώσει και λεφτά και χρόνο στην αξιολόγηση των προϊόντων, στην αντιμετώπιση των προβλημάτων και στην έρευνα. Οι κοινές ΜΚΕ μέθοδοι περιλαμβάνουν τη χρήση υπερήχων, μαγνητικών σωματιδίων, διεισδυτικών υγρών, ακτινολογική, απομακρυσμένη οπτική εξέταση, δοκιμές δινορεύματος δομικών και low coherence interferometry (χαμηλής συνοχής συμβολομετρία). [2]

### **1.22.1 Ανάγκη για τη χρήση NDI τεχνικών.**

Το ζήτημα της διαθεσιμότητας των αεροπορικών μέσων υπήρξε ένα πρόβλημα για πολλά χρόνια, ωστόσο έχει φτάσει σε εξέχων ζήτημα τα πρόσφατα χρόνια κυρίως λόγω των έντονων πιέσεων στους στρατιωτικούς προϋπολογισμούς. Οι ολοένα συρρικνωμένοι προϋπολογισμοί και οι μειούμενες προμήθειες απαιτούν τη μέγιστη αποτελεσματικότητα από τις δυνάμεις για να αντισταθμίσουν τους περιορισμένους αριθμούς των αεροπορικών μέσων που μπορούν να διατεθούν.

Η Μη Καταστροφική Αξιολόγηση (NDE), ευρέως γνωστή και ως Μη Καταστροφική Επιθεώρηση (NDI) , μπορεί να παίξει διάφορους ρόλους στην αυξανόμενη διάθεση των αεροπορικών μέσων, αν και εάν δεν ενσωματωθεί σωστά στην ευρύτερη διαχείριση ζωής του αεροπορικού μέσου τα πλεονεκτήματα δεν θα γίνουν κατανοητά και η NDE δεν θα γίνει αντιληπτή ως συνεισφέρουσα στα προβλήματα διάθεσης.

Για το σκοπό αυτό, θα γίνει μια σύντομη αναθεώρηση του ρόλου της NDE στη διαχείριση της διάρκειας ζωής του αεροπορικού υλικού, δίνοντας έμφαση στους αναπτυσσόμενους ρόλους της NDE στην λειτουργία νέων και γερασμένων συστημάτων παλαιού τύπου. Παραδείγματα της βελτίωσης των δυνατοτήτων των NDE θα δείξουν πως, κάνοντας την NDE πιο πρακτική, γίνεται να μειωθεί ο χρόνος καθήλωσης των αεροπορικών μέσων, επιτρέποντας μεγαλύτερη διαθεσιμότητα. Η βελτιστοποίηση της στρατηγικής επιθεώρησης θα αναφερθεί αλλά και προτάσεις για τη μελλοντική εφαρμογή των NDE σαν βάση για προγνωστική διαχείριση της υγείας επιτρέποντας την αυξημένη χρήση της Συντήρησης Βάσει της Κατάστασης (Condition Based Maintenance – CBM).

### **1.22.2 NDE και διαχείριση ζωής αεροπορικού υλικού.**

Η διάρκεια ζωής του αεροπορικού υλικού και των εξαρτημάτων μπορεί να βασιστεί σε αρκετές φιλοσοφίες οι οποίες είναι σε χρήση

«Ασφαλής ζωή»(Safe Life): Η διάρκεια ζωής του αεροπορικού υλικού καθορίζεται από μια κύρια δοκιμή κόπωσης. Κατά κανόνα δεν θα πρέπει να υπάρχει καμία απαίτηση για NDE κατά τη διάρκεια της ασφαλούς ζωής, μετά από την οποία το υλικό αποσύρεται.

«Ανοχή στη βλάβη»(Damage Tolerance): Η διάρκεια ζωής καθορίζεται από υπολογισμούς χρησιμοποιώντας υποτιθέμενα αρχικά ελαττώματα και εκτιμώμενους ρυθμούς ανάπτυξης. Αυτό συνήθως περιλαμβάνει τη χρήση των NDE σε καθορισμένα διαστήματα για να επιβεβαιώνεται ότι δεν υπάρχουν ελαττώματα πέρα από το αρχικό μέγεθος. Κατά κανόνα, η διαδικασία μπορεί να επαναληφθεί όσο συχνά απαιτείται, αν και στην πράξη, άλλοι παράγοντες, ειδικά η μεταβαλλόμενη κατανομή των αναμενόμενων ελαττωμάτων, περιορίζει τη διάρκεια ζωής που μπορεί να επιτευχθεί.

«Σε κατάσταση»(On Condition): Τα εξαρτήματα επιθεωρούνται περιοδικά και χρησιμοποιούνται μέχρις ότου να παρουσιαστεί ένα ελάττωμα (επίσης γνωστό ως «Απόσυρση για Αιτία»).

Διαφορετικά έθνη και υπηρεσίες χρησιμοποιούν ένα μείγμα αυτών των προσεγγίσεων, για παράδειγμα η USAF χρησιμοποιεί την ανοχή στη βλάβη για πλατφόρμες και ευνοεί αυξανόμενα την κατάσταση για εξαρτήματα, το USN (United States Navy) και το UK (United Kingdom) χρησιμοποιούν την ασφαλή ζωή για τα αεροπορικά πλαίσια. Η ασφαλής ζωή επίσης κυριαρχεί στα ευρωπαϊκά κράτη που

κατασκευάζουν τον δικό τους εξοπλισμό (πχ, Γαλλία, Γερμανία, Ιταλία) αλλά η ανοχή στη βλάβη υιοθετείται από χρήστες εξοπλισμού ΗΠΑ. Η NDE είναι ένα αναπόσπαστο κομμάτι των προσεγγίσεων της ανοχής στη βλάβη και σε κατάσταση. Αν και δεν θα έπρεπε να απαιτείται θεωρητικά για ένα αεροσκάφος στην ασφαλή ζωή, η NDE χρησιμοποιείται σε όλους τους τύπους του αεροπορικού υλικού εντός της ασφαλούς περιόδου. Η απαίτηση για NDE μπορεί να προκύψει από εμπειρία από τις κύριες δοκιμές κόπωσης, από εμπειρία χρήσης του υλικού ή από αλλαγές στις συνθήκες λειτουργίας. Αυξανόμενα όταν το αεροπορικό υλικό φτάνει στο τέλος της ασφαλούς ζωής, υπάρχει η πίεση της επέκτασης της διάρκειας ζωής για την εξοικονόμηση κόστους από την αντικατάσταση του. Αυτό συχνά αυξάνει την απαίτηση για NDE καθώς το πλαίσιο και τα εξαρτήματα χρησιμοποιούνται αποτελεσματικά σε ανοχή στη βλάβη ή σε κατάσταση μετά την υπέρβαση της ασφαλούς ζωής. Σε καινούργια συστήματα η χρήση των NDE θα έτεινε να μειώσει την διαθεσιμότητα καθώς απαιτεί χρόνο καθήλωσης και είναι πιθανό να ευρεθούν μόνο υπό-κριτικές ενδείξεις που μπορεί να χρειαστούν περαιτέρω ενέργειες. Η χρήση των NDE μπορεί να μη περιλαμβάνεται στον αρχικό προγραμματισμό και η ανάγκη για τη χρήση NDE μπορεί να αναβληθεί με την αντικατάσταση των εξαρτημάτων. Η προληπτική συντήρηση είναι πιο πολύ στοχευμένη σε μακροπρόθεσμο επίπεδο ώστε να μην οδηγείται από πραγματικά ελαττώματα, συνεπώς υπάρχει ένα περιορισμένο πεδίο για τη μείωση της συντήρησης και του επακόλουθου κόστους μέσω των NDE.

Σε γερασμένα συστήματα, η NDE μπορεί να είναι ο μοναδικός βιώσιμος τρόπος για να κρατά το αεροπορικό υλικό στον αέρα, συνεπώς οποιαδήποτε διαθεσιμότητα συστημάτων εξαρτάται από την NDE. Σε αυτά τα συστήματα η NDE μειώνει ένα κατά τα άλλα απαγορευτικό προληπτικό φορτίο συντήρησης με την στοχευμένη δράση ενέργειας επισκευής και αποφεύγοντας το κόστος της μη αναγκαίας αντικατάστασης ή ανακαίνισης (refurbishment). Ο μεταβαλλόμενος, γενικότερα γηράσκων) αεροπορικός στόλος με την σημαντικά αυξανόμενη έμφαση σε μειωμένο κόστος συντήρησης και υποστήριξης έχει οδηγήσει σε έναν μεταβαλλόμενο ρόλο για την NDE. Παραδοσιακά χρησιμοποιούταν κυρίως για να εξασφαλίσει την ασφάλεια και την διερεύνηση «περιστατικών» όπως μικροατυχήματα ή καταστροφικές υπερτάσεις. Οι ρόλοι της στην εύρεση της διάρκειας ζωής ήταν περιοδικές, προγραμματισμένες επιθεωρήσεις ως μέρος της εύρεσης διάρκειας ζωής μέσω την ανοχής σε βλάβη, ad hoc χρήση για τη ενίσχυση της ασφαλούς ζωής όποτε συμβαίνουν σημαντικά γεγονότα ή αλλαγές στη χρήση και να επιτρέπουν την σε κατάσταση διάρκεια ζωής για συγκεκριμένα εξαρτήματα. Πιο πρόσφατα η NDE χρησιμοποιείται αυξανόμενα για την υποστήριξη επεκτάσεων της διάρκειας ζωής αντικαθιστώντας την ασφαλή ζωή με την ανοχή σε βλάβη/ σε κατάσταση εύρεση διάρκειας ζωής, για αντικατάσταση ή μείωση άλλων μορφών προληπτικής συντήρησης και για να επιτρέψει την χρήση του CBM.

### **1.22.3 NDE σχετιζόμενα κόστη και εξοικονόμηση κόστους.**

Στη συντήρηση αεροπορικού υλικού υπάρχει πολύ συχνά μια απόφαση που πρέπει να παρθεί, εάν πρέπει να γίνει επιθεώρηση, ανακαίνιση ή αντικατάσταση.

Η αντικατάσταση ή η ανακαίνιση σε προκαθορισμένα διαστήματα της διάρκειας ζωής έχει ευνοηθεί συχνά από τους χειριστές των αεροπορικών μέσων ως «Τερματικές ενέργειες». Εξαλείφουν τα επακόλουθα κόστη των περαιτέρω επιθεωρήσεων για ένα

περαιτέρω προβλέψιμο χρόνο ζωής, αλλά το αρχικό κόστος μπορεί να είναι σημαντικό. Η επιθεώρηση μπορεί να οδηγήσει σε:

- Καμία ενέργεια (συνήθως).
- Επισκευή ή ανακαίνιση.
- Αντικατάσταση.

#### **1.22.4 Βελτιώσεις στις μεθόδους NDE.**

Τα παραπάνω παραδείγματα δείχνουν πως οι συμβατικές μέθοδοι NDE μπορούν να μετατραπούν για να γίνουν συμβατές με τις νέες απαιτήσεις. Έχε γίνει πολύ δουλειά για την ανάπτυξη νέων τεχνικών βασισμένων στην απεικόνιση παρά στις τεχνολογίες σάρωσης για την επιθεώρηση μεγάλων περιοχών. Οι βασικές τεχνικές που αναφέρονται είναι:

- Θερμικές μέθοδοι
- Παλμική Θερμογραφία
- Θερμογραφία Lock-In.
- Ηχητική IR/Θερμοηχητική
- Οπτικές μέθοδοι
- Ολογραφική συμβολομετρία
- Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI).
- Μελέτη διάτμησης

Μια άλλη ομάδα τεχνικών που έχουν χρησιμοποιηθεί για τη δομική παρακολούθηση μεγάλων περιοχών είναι:

- Ακουστικές μέθοδοι.
- Κατευθυνόμενα κύματα.
- Ακουστό-Υπερηχητικές.
- Ακουστικών εκπομπών.

Αυτές οι τεχνικές επιδιώκουν να καλύπτουν ταχέως μεγάλες περιοχές, αλλά έχουν σημαντικούς περιορισμούς στον βαθμό λεπτομέρειας και/ή το πάχος της δομής που πρέπει να διαχειριστούν. Ως εκ τούτου, έχουν περιοριστεί σε εξειδικευμένες εφαρμογές. Οι θερμικές μέθοδοι έχουν πολύ περιορισμένη διείσδυση σε μονολιθικές δομές, ειδικά εάν είναι ηλεκτρικά αγώγιμες με μια επακόλουθη υψηλή θερμική αγωγιμότητα. Έχουν χρησιμοποιηθεί με επιτυχία για την επιθεώρηση ελαφρών δομών, συμπεριλαμβανομένων δομών για χρήση στο διάστημα, όπου έχουν εισαχθεί για επιθεώρηση αιχμής στο διαστημικό λεωφορείο. Οι θερμικές μέθοδοι είναι χρήσιμες για τον εντοπισμό αποκολλήσεων, για παράδειγμα η γερμανική ΠΑ ανέπτυξε μια θερμογραφική τεχνική για την ανίχνευση των αποκολλήσεων των στρώσεων θέρμανσης εισαγωγής κινητήρων. Η θερμογραφία έχει επίσης χρησιμοποιηθεί στην επιθεώρηση παραγωγής διαφόρων εξαρτημάτων συμπεριλαμβανομένων και πτερυγίων στροφείων ελικοπτέρων.

Οι οπτικές μέθοδοι είναι εξίσου περιορισμένες στη διείσδυση δομικών υλικών. Έχουν χρησιμοποιηθεί κυρίως για την επιθεώρηση παραγωγής δομών τύπου σάντουιτς λεπτού κελύφους.

Οι ακουστικές μέθοδοι έχουν πολύ διαφορετικούς περιορισμούς και είναι πιο κατάλληλες για την επιθεώρηση μεγάλων και βαριών διατομών με μεγάλο πάχος. Η



μέθοδος κατευθυνόμενου κύματος χρησιμοποιείται τώρα συστηματικά για την επιθεώρηση σωληνώσεων και δεξαμενών αποθήκευσης, αλλά δεν έχει την ανάλυση που απαιτείται για την επιθεώρηση πολύπλοκων δομών όπου υπάρχουν πάρα πολλά χαρακτηριστικά για να διαταράξουν τους παλμούς του κατευθυνόμενου κύματος. Τα κατευθυνόμενα κύματα μπορούν να διαδοθούν διαμέσω δομών σε κρυμμένα στοιχεία. Οι τεχνικές για την επιθεώρηση εσωτερικών δομών από το εξωτερικό χρησιμοποιώντας κύματα κατευθυνόμενα από την δομή έχουν χρησιμοποιηθεί σε πυρηνικούς αντιδραστήρες.

Οι ακουστικές εκπομπές έχουν χρησιμοποιηθεί επιτυχώς σε απλές, βαριές κατασκευές. Παρά τις επίμονες προσπάθειες και την συνεχιζόμενη ανάπτυξη δεν έχει γίνει δυνατόν να χρησιμοποιηθούν σε αεροπορικές εφαρμογές εξαιτίας της δυσκολίας στο διαχωρισμό ακουστικών συμβάντων συσχετιζόμενων με ελαττώματα από τον δομικό θόρυβο του περιβάλλοντος.

Εναλλακτικές μέθοδοι για τη βελτίωση της πρόσβασης στις δομές περιλαμβάνουν τη χρήση ανιχνευτών NDE ή συστημάτων απεικόνισης σε ενδοσκόπια, αυτό έχει γίνει με ψηφιακές κάμερες, υπερηχητικά λέιζερ και ανιχνευτές δινορευμάτων. Ρομπότ και μόνιμα εγκατεστημένοι αισθητήρες έχουν επίσης χρησιμοποιηθεί για συγκεκριμένες εφαρμογές.

#### **1.22.5 Ενσωμάτωση της NDE σε διαχείριση ζωής επιπέδου συστήματος.**

Η αξιοπιστία της NDE συχνά περιγράφεται από καμπύλες πιθανότητας ανίχνευσης (Probability of Detection – POD curves). Στην εκτίμηση χρόνου ζωής, μόνο το χαρακτηριστικό μέγεθος του ελαττώματος a<sub>90/95</sub> χρησιμοποιείται. Σε καταστάσεις όπου αυτό μοιάζει ανεπαρκές, η πιο αποτελεσματική ερμηνεία της αξιοπιστίας των NDE μπορεί να δώσει βελτιωμένες εκτιμήσεις απόδοσης. Θεωρητικά, μια επιθεώρηση μπορεί να επιλεχτεί ώστε ταιριάζει την επιθυμητή αξιοπιστία με το διάστημα της επιθεώρησης και το επίπεδο ασφαλείας. Αυτή τη στιγμή η αποδεκτή μεθοδολογία ασχολείται μόνο με απλές POD εξαρτώμενες από μία παράμετρο μεγέθους κατάλληλη για ρωγμές κόπωσης

Δεν υπάρχει ανάλογη πρότυπη προσέγγιση για τα δεδομένα εικόνας, ειδικά όπου χρησιμοποιείται αυτοματοποιημένη ανάλυση δεδομένων, που μπορεί να είναι κατάλληλο για ανίχνευση διάβρωσης. Μια ιστορική αντίρρηση στην χρήση των NDE ήταν ότι μπορεί να μειώσει την διαθεσιμότητα των αεροπορικών μέσων. Αν και οι εργασίες συντήρησης που θα προκύψουν από την ανίχνευση ελαττωμάτων από τις NDE μπορούν να προβλεφθούν, ο προγραμματισμός της συντήρησης είναι δύσκολος εάν χρησιμοποιείται μια αρχική επιθεώρηση για να καθορίσει την απαίτηση ή το εύρος της περαιτέρω εργασίας. Η NDE θα ήταν πολύ πιο πολύτιμη σαν μια βάση για προληπτική συντήρηση εάν χρησιμοποιούταν για να δώσει προειδοποίηση και για να προβλέψει την κατάσταση για μια μελλοντική ασφαλή περίοδο χρήσης. Αυτός είναι ο σκοπός των προγνωστικών.

#### **1.22.6 Συμπεράσματα.**

Λόγω έντονων πιέσεων για μειώσεις του κόστους ιδιοκτησίας, οι NDE χρησιμοποιείται με νέους τρόπους. Μερική μείωση του κόστους που συσχετίζεται με τις NDE προκύπτει από τις μειώσεις στα κόστη επιθεώρησης λόγω της ανάπτυξης πιο αποδοτικών

συστημάτων επιθεώρησης. Μεγαλύτερη εξοικονόμηση μπορεί να αναμένεται να προκύψει όταν οι NDE χρησιμοποιούνται για να επιτρέψουν αποτελεσματικές στρατηγικές CBM. Οι κύριες προκλήσεις για τις NDE είναι η αύξηση των πλατφόρμων που μπορούν να επιθεωρηθούν με οικονομικά αποδοτικό τρόπο, αυτό απαιτεί βελτιωμένες μεθόδους και τεχνικές κάλυψης μεγάλης επιφάνειας που βελτιώνουν την πρόσβαση. Πιο ποσοτικές και πιο ευαίσθητες μέθοδοι επιθεώρησης μπορεί να απαιτούνται για την επέκταση των διαστημάτων επιθεώρησης και για να επιτρέψουν την πρόβλεψη των ασφαλών διαστημάτων λειτουργίας με την ενσωμάτωση των NDE σε μια διαχειριστική προσέγγιση προγνωστικής υγείας. Προκειμένου να επωφεληθούμε πλήρως από την χρήση NDE για βελτιωμένη συντήρηση, οι NDE με τα οφέλη και τους περιορισμούς χρειάζεται να ενσωματωθεί πλήρως σε όλα τα επίπεδα της στρατηγικής διαχείρισης της διάρκειας ζωής. Οι δυνατότητες των NDE πρέπει να ενσωματωθούν στο μοντέλο του συστήματος για να κάνουν τη βέλτιστη χρήση των πληροφοριών που παρέχονται από τις NDE ως μια υπάρχουσα τεχνολογία για την επέκταση του χρόνου ζωής ή του προγραμματισμού της συντήρησης σε κατάσταση. [3]

Μέθοδος	Ευαισθησία Ανίχνευσης ρωγμής (χιλ)
Γάμμα-Ραδιογραφία	2% του πάχους του υλικού
Μαγνητικά σωματίδια	0.5
Krak Cage	0.25
Ακουστικών εκπομπών	0.1
Δινορεύματα	0.1
Οπτικό μικροσκόπιο	0.1-0.5
Ηλεκτρικό δυναμικό	0.1-0.5
Μαγνητικές ιδιότητες	0.076
Υπερήχων	0.05
Απεικόνιση ηλεκτροδίου γέλης	0.03
Διείσδυση υγρού	0.025-0.25
Ενδοτικότητα	0.01
Scanning electron microscope	0.001
Transmission electron microscope	0.0001
Scanning tunneling microscope	0.0001

**Πιν.1.1** Ευαισθησία τυπικών μεθόδων ανίχνευσης ρωγμής [2]

### 1.23 Δημιουργία ρωγμών υψηλών θερμοκρασιών.

Οι λειτουργικές απαιτήσεις υψηλών θερμοκρασιών για εξαρτήματα και εξοπλισμό έχουν αυξηθεί δραστικά τα τελευταία 20 με 30 χρόνια και κατασκευαστικοί τομείς όπως της αεροπορικής βιομηχανίας εξαρτώνται σε μεγάλο βαθμό από την ασφαλή και αποδοτική λειτουργία του χρησιμοποιούμενου εξοπλισμού. Για παράδειγμα, στη βιομηχανία παραγωγής ρεύματος, υπάρχουν εξαρτήματα που λειτουργούν μεταξύ του 0,3 και του 0,5 της απόλυτης θερμοκρασίας τήξης τους και έχουν σχεδιαστικό χρόνο ζωής που περιορίζεται από τον ερπυσμό. Αμυντικές και αεροδιαστημικές εφαρμογές εξαρτώνται σε μεγάλο βαθμό σε υλικά που διατηρούν την ακεραιότητα τους παρουσία συνδυασμού υψηλών θερμοκρασιών και τάσεων. επιπλέον, σε άλλες περιπτώσεις, όταν ο αρχικός σχεδιαστικός χρόνος ζωής λήγει, η εκτίμηση του υπολειπόμενου χρόνου ζωής της εξαρτημάτων που χρησιμοποιούνται σε σκοπό την επέκταση του χρόνου ζωής έχει

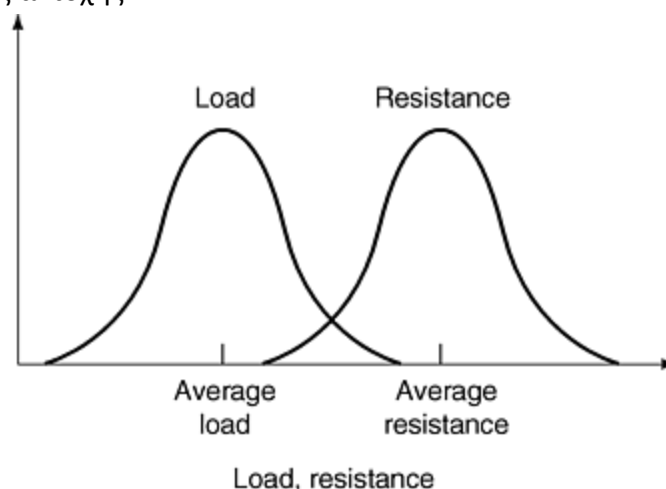
γίνει μια οικονομική και ασφαλής εκτίμηση. Σε πολλές περιπτώσεις πλέον έχουμε τη χρήση της φιλοσοφίας απόσυρση-αιτία για τον καθορισμό της υπολειπόμενης διάρκειας ζωής της χρήσης των εξαρτημάτων.

Παρά τις εξεζητημένες μεθόδους για την ανίχνευση των σφαλμάτων που χρησιμοποιούνται, ατέλειες και ακαθαρσίες είναι συνήθως παρούσες σε όλα τα εξαρτήματα και δύνανται να διαφύγουν την ανίχνευση. Στον τομέα των υψηλών θερμοκρασιών, τα εξαρτήματα αστοχούν με τη συσσώρευση χρονικά εξαρτωμένων παραμορφώσεων ερπυσμού σε αυτά τα ελαττώματα, που με το χρόνο εξελίσσονται σε ρωγμές που προκαλούν τελικά αστοχία. Αυτό συνεπάγεται οικονομικές απώλειες, αυξημένο χρόνο συντήρησης και πιθανόν και απώλεια ανθρώπινης ζωής.

#### 1.24 Στατιστική εκτίμηση στην κόπωση.

Οι στατιστικές και πιθανοτικές μέθοδοι είναι χρήσιμα εργαλεία όταν η αβεβαιότητα επηρεάζει σημαντικά αποτελέσματα. Η γνώση στατιστικής και πιθανοτήτων μας δίνει απαντήσεις σε σχέση με το πότε και όχι με το εάν θα προκύψει αστοχία. Ο σχεδιασμός των κατασκευών που υπόκεινται σε φορτία κόπωσης έχει δημιουργήσει σημαντικό ενδιαφέρον από την άποψη της στατιστικής με τη σημαντικότερη αβεβαιότητα να είναι ο χρόνος ζωής του εξαρτήματος. Συγκεκριμένα, ακόμα και υπό ελεγχόμενες εργαστηριακές συνθήκες, με ιδιαίτερη προετοιμασία των δοκιμών και της εφαρμογή των φορτίων, τα αποτελέσματα ταυτόσημων δοκιμών θα διαφέρουν σε σημαντικό βαθμό.

Στα πρώτα χρόνια της σχεδίασης κόπωσης, η προσοχή ήταν επικεντρωμένη κυρίως στο φαινόμενο του ορίου αντοχής στους χάλυβες. Το στατιστικό αποτέλεσμα ανάγεται στη συνέχεια στη απλή σύγκριση ενός επιπέδου φορτίου με έναν αριθμό αντοχής, το όριο αντοχής. Στο σχήμα ?? απεικονίζεται σχηματικά το πρόβλημα του καθορισμού της αποδεκτής απόστασης μεταξύ του μέσου φορτίου και του μέσου ορίου αντοχής. Ο σκοπός είναι να παραχθεί μια ικανοποιητικά χαμηλή πιθανότητα ότι ένας συνδυασμός από υψηλότερο του μέσου φορτίου και χαμηλότερης από τη μέση αντοχή θα καταλήξει σε αστοχία. Αυτό είναι ακριβώς ανάλογο με της τυποποιημένη προσέγγιση στον σχεδιασμό στατικής αντοχής.



Σχ.1.32 Διάγραμμα του πιθανοτικού ορισμού του φορτίου και της αντίστασης.

Συνεπώς υπάρχουν δυο μέρη για την αντιμετώπιση της αβεβαιότητας στη σχεδίαση κόπωσης: ο καθορισμός της κατανομής για πιθανές τιμές για όλες τις αβέβαιες εισόδους και ο υπολογισμός της πιθανότητας της αστοχίας εξαιτίας των αβέβαιων εισόδων. Οι

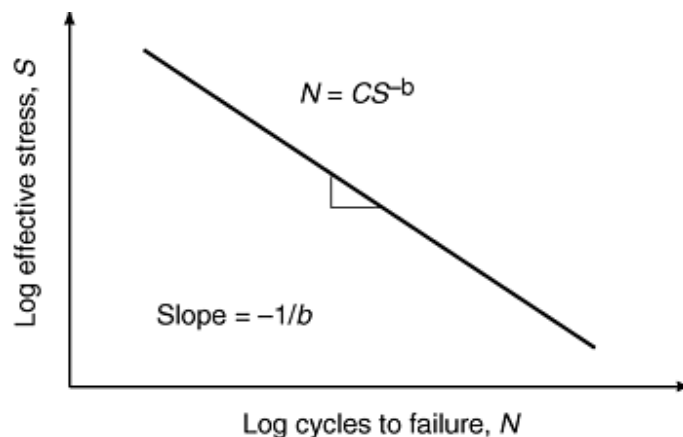
πηγές της αβεβαιότητας μπορούν να χωριστούν σε τέσσερις βασικές κατηγορίες:

- Ιδιότητες του υλικού
- Κατανομή των επιπέδων της εφαρμοζόμενης τάσης σε ένα δεδομένο περιβάλλον
- Περιβάλλοντα ή εντάσεις φορτίων
- Μοντελοποίηση ή πρόβλεψη

### 1.25 Αβεβαιότητα στα δεδομένα S-N.

Η καμπύλη S-N συνήθως καθορίζεται βασισμένη στα αποτελέσματα πολυάριθμων δοκιμών σταθερού εύρους σε αστοχία σε πολλά εύρη φόρτισης και μέσων τάσεων. Για να συμπυκνωθούν όλα σε μια καμπύλη S-N και να αυξηθεί ο αριθμός των δειγμάτων σε μια ανάλυση, το μέσο και το εύρος συχνά συμπυκνώνονται σε ένα δραστικό εύρος τάσεων χρησιμοποιώντας και μια μέση διόρθωση τάσης.

Ο στόχος της στατιστική ανάλυσης είναι γενικά αν βρεθεί μια καμπύλη S-N σε ένα αποδεκτό επίπεδο πιθανότητας, που αναπαριστά τη σχέση μεταξύ του δραστικού εύρους τάσης και της διάρκειας ζωής για την οποία λιγότερα από κάποιο μικρό ποσοστό από δοκίμια θα αποτύχουν. Η καμπύλη μπορεί μετά να εφαρμοστεί σε ένα ντετερμινιστικό υπολογισμό διάρκειας ζωής. Εάν όλες οι υπόλοιποι παράμετροι στην υπολογισμό είναι γνωστοί, το αποτέλεσμα είναι η πρόβλεψη της διάρκειας ζωής στην οποία λιγότερο από το καθορισμένο ποσοστό των αντικειμένων θα έχουν αποτύχει. [2]



Σχ.1.33 Διάγραμμα καμπύλης S-N.

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2

### ΦΘΟΡΑ-ΑΣΤΟΧΙΑ ΥΛΙΚΩΝ

#### Κόπωση

##### 2.1 Εισαγωγή.

Η κόπωση είναι η προοδευτική, εντοπισμένη και μόνιμη διαρθρωτική αλλαγή που συμβαίνει σε ένα υλικό που υποβάλλεται σε επαναλαμβανόμενα ή διακυμαινόμενες παραμορφώσεις που έχουν μέγιστες τιμές μικρότερη (και συνήθως πολύ μικρότερη) από την στατική αντοχή λυγισμού του υλικού. Η κόπωση μπορεί να καταλήξει σε ρωγμές και να προκαλέσει θραύση μετά από ένα επαρκή αριθμό διακυμάνσεων. Η ζημιά κόπωσης προκαλείται από την ταυτόχρονη δράση κυκλικής τάσης, τάσης εφελκυσμού και πλαστικής καταπόνησης. Εάν κάποια από τα παραπάνω δεν υπάρχει η ρωγμή κόπωσης δεν θα ξεκινήσει και δεν θα διαδοθεί. Η πλαστική καταπόνηση που καταλήγει από κυκλική τάση ξεκινάει τη ρωγμή ενώ η τάση εφελκυσμού προωθεί τη διάδοση της. Αν και τάσεις συμπίεσης δεν θα προκαλέσουν κόπωση, φορτία συμπίεσης μπορεί να καταλήξουν σε τοπικές εφελκυστικές τάσεις. Μικροσκοπικές πλαστικές καταπονήσεις μπορεί επίσης να είναι παρούσες σε χαμηλά επίπεδα τάσεων όπου η καταπόνηση μπορεί να εμφανίζεται διαφορετικά ως πλήρως ελαστική.

Κατά τη διάρκεια της αστοχίας κόπωσης σε ένα μέταλλο χωρίς ελαττώματα μικρορωγμών, οι μικρορωγμές σχηματίζονται, συγχωνεύονται ή αναπτύσσονται σε μακρορωγμές που διαδίδονται μέχρις ότου η σκληρότητα των ρωγμών του υλικού ξεπεραστεί και τελικά σχηματίζεται η ρωγμή. Κάτω από συνήθεις συνθήκες φόρτισης, οι ρωγμές κόπωσης ξεκινάνε κοντά ή σε ανωμαλίες που βρίσκονται ή πάνω ή ακριβώς κάτω από την επιφάνεια, όπως γρατζουνιές, οξείες αλλαγές σε τεμνόμενες περιοχές, τρύπες, εγκλείσματα η εύθραυστα σύνορα κόκκων.

Οι μικρορωγμές μπορεί να είναι αρχικά παρούσες εξαιτίας συγκόλλησης, θερμικής επεξεργασίας ή μηχανικής διαμόρφωσης. Ακόμα και σε ένα μέταλλο χωρίς καμία ατέλεια με μια εξαιρετικά γυαλισμένη επιφάνεια και χωρίς συγκεντρώσεις τάσεων, μια ρωγμή θραύσης μπορεί να σχηματιστεί. Εάν το πλάτος τη εναλλασσόμενης τάσης είναι αρκετά μεγάλο, λαμβάνει χώρα πλαστική παραμόρφωση η οποία οδηγεί σε σκαλοπάτια ολίσθησης στην επιφάνεια. Οι επαναλαμβανόμενοι κύκλοι οδηγούν σε μια ή περισσότερες ρωγμές. Εναλλακτικά, οι εξάρσεις μπορεί να συσσωρευτούν σε ένα εμπόδιο, όπως εγκλείσματα ή σύνορα κόκκων και να σχηματίσουν μια λωρίδα ολίσθησης, ένα ραγισμένο σωματίδιο, απώλεια συνοχής μεταξύ σωματιδίων και πλέγματος ή απώλεια συνοχής κατά μήκος του συνόρου των κόκκων.

Οι αρχικές ρωγμές είναι πολύ μικρές. Το μέγεθος τους δεν είναι γνωστό επειδή είναι δύσκολο να καθοριστεί τότε μια λωρίδα ολίσθησης ή κάποιο άλλο χαρακτηριστικό παραμόρφωσης φαίνεται ρωγμή. σίγουρα, όμως, ρωγμές τόσο μικρές όσο ένα κλάσμα του μικρού μπορούν να παρατηρηθούν χρησιμοποιώντας σύγχρονα μεταλλογραφικά εργαλεία όπως το “Scanning electron microscope” και το “Scanning tunneling microscope”. Οι μικρορωγμές στη συνέχεια μεγαλώνουν ή συνδέονται για να σχηματίσουν μία ή περισσότερες μακρορωγμές οι οποίες με τη σειρά τους αναπτύσσονται μέχρι το όριο θραύσης υπερβαίνεται.

Η διαδικασία κόπωσης μπορεί να διαχωριστεί σε 5 στάδια:

1. Κυκλική πλαστική παραμόρφωση πριν από την εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης.
2. Εκκίνηση ενός ή περισσότερων μικρορωγμών.
3. Διάδοση ή συνένωση ενός ή περισσότερων μικρορωγμών για το σχηματισμό ενός ή περισσότερων μακρορωγμών.
4. Διάδοση ενός ή περισσότερων μακρορωγμών.
5. Τελική αστοχία.

## **2.2 Ανάλυση της αντοχής σε αστοχία.**

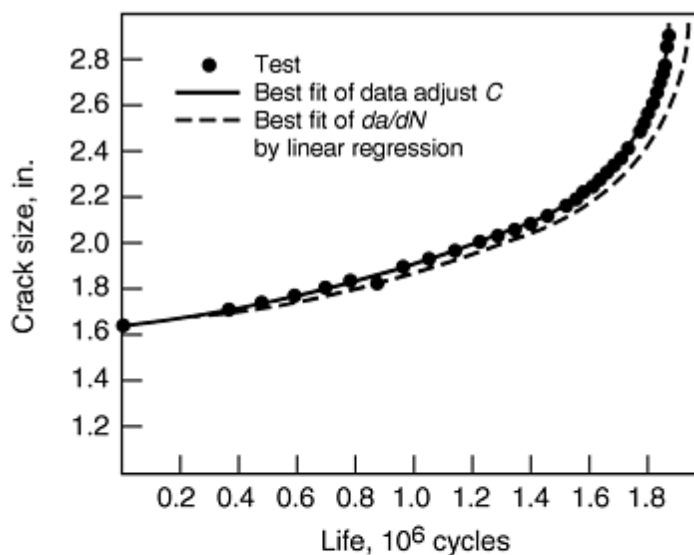
Η ανάλυση της αντοχής σε αστοχία αποτελείται από τρία μέρη:

- Υπολογισμός του διαγράμματος παραμένουσας αντοχής για την απόκτηση του επιτρεπτού μεγέθους της ρωγμής.
- Υπολογισμός της καμπύλης του ρυθμού ανάπτυξης της ρωγμής.
- Υπολογισμός των διαστημάτων επιθεώρησης.

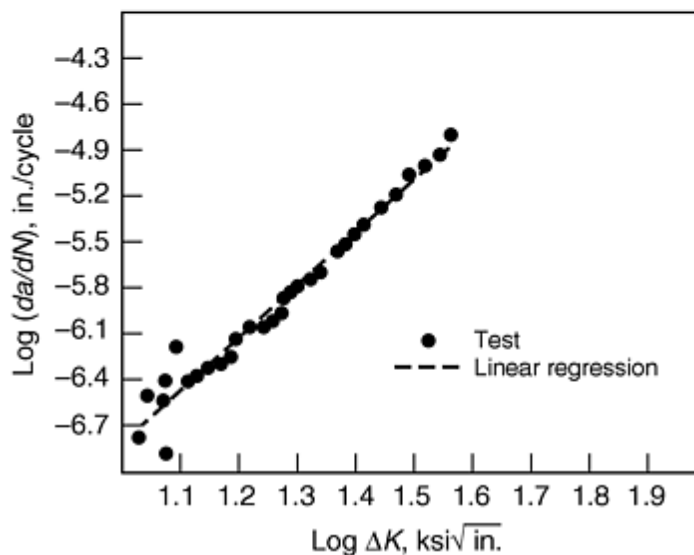
## **2.3 Δεδομένα του υλικού.**

Η ανάλυση της αντοχής σε ζημιά βασίζεται σε δεδομένα ιδιοτήτων του υλικού όπως η αντοχή σε θραύση,  $K_{Ic}$  ή  $K_{c}$ , και αντοχή σε εφελκυσμό  $F_{ty}$ . Η ανθεκτικότητα σε θραύση είναι σχετική με τον υπολογισμό της εναπομένουσας αντοχής, αλλά κατά τα άλλα δεν έχει καμία επίδραση στην υπολογισμένη καμπύλη ανάπτυξης ρωγμής (εκτός και εάν η ανάπτυξη της ρωγμής περιγράφεται από μοντέλα προσαρμογής της καμπύλης όπως η εξίσωση Forman ή η εξίσωση Collpriest.

Η αντοχή σε λυγισμό έχει μια πρωτεύουσα επίδραση εάν η ανάλυση της ανάπτυξης των ρωγμών πρέπει να εξηγήσει την επιβράδυνση των ρωγμών μετά από υπερφορτίσεις ή σε κύκλους χαμηλής φόρτιση, κάτι το οποίο είναι πολύ περίπλοκο σαν εφαρμογή. Η επιβράδυνση μπορεί να αλλάξει το αποτέλεσμα της ανάλυσης της ανάπτυξης της ρωγμής με έναν παράγοντα τάξεως 2 ή περισσότερο, εξαρτώμενη από την τιμή της αντοχής σε εφελκυσμό που χρησιμοποιήθηκε. Ωστόσο, προτιμάται να αγνοείται η επιβράδυνση της ρωγμής επειδή κάνοντας το είναι πιο συντηρητικό. Ούτως εχόντων των πραγμάτων, η μόνη σχετική είσοδος είναι το βαθμονομημένο διάγραμμα του υλικού, όπως φαίνεται στο Σχήμα 2.1. [2]



(a)



(b)

**Σχ.2.1** Εύρεση της καλύτερης αναπαράστασης της ταξινόμησης δεδομένων (χάλυβας ATSM A 533B στους 26ο C (A) Ταξινομημένα δεδομένα (B).

#### 2.4 Μηχανικές ιδιότητες.

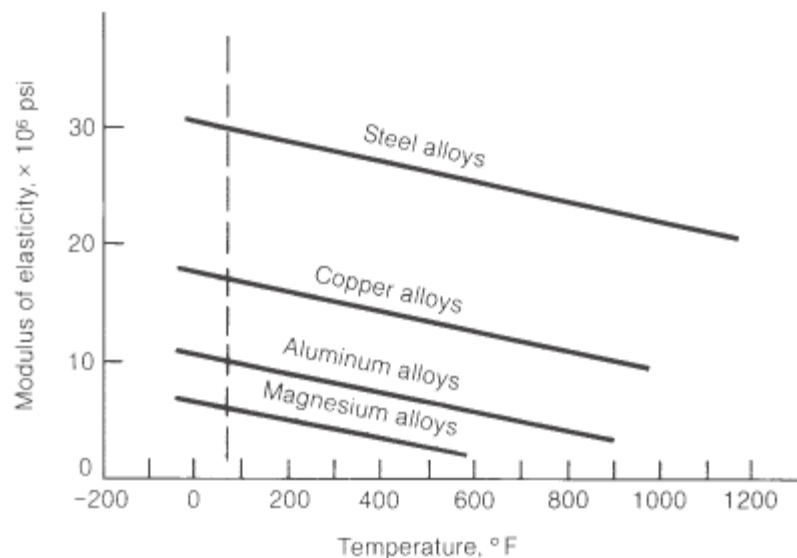
Η θραύση και η κόπωση είναι στενά συνδεδεμένες με τις μηχανικές ιδιότητες και γι' αυτό οι γενικές σχέσεις μεταξύ των μηχανικών ιδιοτήτων κάτω από συγκεκριμένες συνθήκες πρέπει να κατανοηθούν επιμελώς. Οι μηχανικές ιδιότητες καθορίζονται εξ' ορισμού ως «Οι ιδιότητες ενός υλικού που αποκαλύπτει την ελαστική και ανελαστική (πλαστική) συμπεριφορά όταν εφαρμόζεται δύναμη, συνεπώς υποδεικνύοντας έτσι την καταλληλότητα του για μηχανολογικές εφαρμογές: για παράδειγμα το μέτρο ελαστικότητας, αντοχή εφελκυσμού, επιμήκυνση, σκληρότητα και όρια κόπωσης». Άλλες μηχανικές ιδιότητες είναι αντοχή λυγισμού, σημείο λυγισμού, αντοχή στη κρούση και μείωση του εμβαδού. Γενικά, κάθε ιδιότητα που σχετίζεται με τα χαρακτηριστικά αντοχής των υλικών θεωρείται ότι είναι μηχανική ιδιότητα. Οι φυσικές ιδιότητες αφορούν την πυκνότητα και τις ηλεκτρικές, θερμικές και μαγνητικές ιδιότητες ενώ οι χημικές ιδιότητες αφορούν τις αντιδράσεις ενός υλικού με το περιβάλλον του και με τη γενική χημική σύνθεσή του.

## 2.5 Ελαστική και πλαστική παραμόρφωση.

Η ελαστική και η πλαστική παραμόρφωση χρησιμοποιούνται πολύ συχνά στην ανάλυση της αστοχίας. Η ελαστική παραμόρφωση αναφέρεται στην ελαστικότητα του υλικού, την ικανότητα του να επιστρέφει στο αρχικό μέγεθος του αφού φορτιστεί και αποφορτιστεί, η κατάσταση δηλαδή στην οποία λειτουργούν τα περισσότερα μεταλλικά εξαρτήματα. Εάν ωστόσο εφαρμοστούν μεγαλύτερα φορτία στο υλικό και ξεπεραστεί το εύρος της πλαστικής περιοχής του υλικού, τότε θα έχουμε την μόνιμη παραμόρφωση του υλικού.

## 2.6 Επίδραση της θερμοκρασίας.

Υπάρχει μόνο μια κατάσταση η οποία αλλάζει την σκληρότητα κάθε μέταλλο και αυτή είναι η θερμοκρασία. Η σκληρότητα του οποιοδήποτε μετάλλου μεταβάλλεται αντιστρόφως με τη θερμοκρασία του. Η σκληρότητα του αυξάνει με τη μείωση της θερμοκρασίας και αντίστροφα. Στο Σχήμα 2.2 φαίνεται η σχέση σκληρότητας-θερμοκρασίας για τέσσερα ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα. Για παράδειγμα, τα κράματα αλουμινίου συνήθως θεωρούνται ότι έχουν ένα μέτρο ελαστικότητας της τάξης των 29 με 30 psi, κάτι το οποίο ισχύει μόνο για θερμοκρασία δωματίου.



**Σχ.2.2** Συσχέτιση της σκληρότητας ή του μέτρου ελαστικότητας με τη θερμοκρασία για τέσσερα κοινά συστήματα κραμάτων.

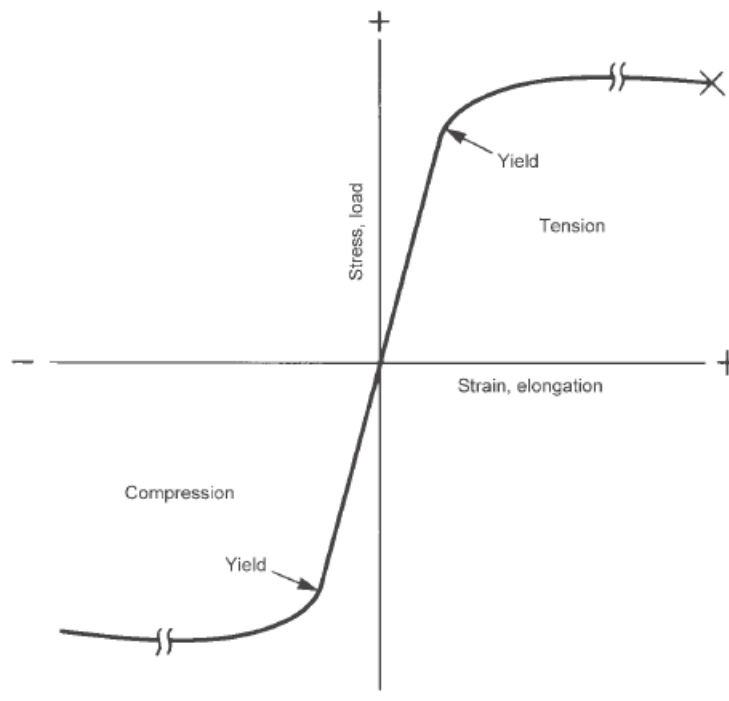
## 2.7 Μη-γραμμική συμπεριφορά.

Το παραπάνω διάγραμμα και η αντίστοιχη θεωρία εφαρμόζεται σχεδόν σε όλα τα μέταλλα. Ωστόσο, μερικά μέταλλα δεν συμμορφώνονται με το νόμο του Hooke, ο οποίος διατυπώνει ότι η τάση και η παραμόρφωση είναι γραμμικά ανάλογα με το εύρος ελαστικότητας. Η μη γραμμική συμπεριφορά προκαλείται από τις νιφάδες γραφίτη που είναι ενσωματωμένες στο ατσαλοειδές πλέγμα που δίνει στο γκρίζο χυτοσίδηρο τις μοναδικές ιδιότητες του. Οι νιφάδες δρουν ως εσωτερικές εγκοπές ή συγκεντρώσεις τάσεων όταν το μέταλλο έχει φορτιστεί με τάση. Τείνουν να προκαλούν μικροσκοπικό και μη αναστρέψιμο λυγισμό στις πλευρές ή στα άκρα των νιφάδων.



## 2.8 Αναστροφή της φόρτισης.

Σε μέταλλα που είναι ανθεκτικά στο λυγισμό, η αντοχή στον θλιπτικό λυγισμό συνήθως θεωρείται να είναι περίπου αντίστοιχη με την αντοχή στον εφελκυστικό λυγισμό. Με τα όλκιμα μέταλλα στη συμπίεση, δεν υπάρχει καθοριστικό τελικό σημείο. Κατόπιν, το τελικό σημείο πρέπει να είναι μια αυθαίρετα επιλεγμένη τιμή, ανάλογα με το βαθμό της παραμόρφωσης που υποδεικνύει μια πλήρη αστοχία του υλικού. Ορισμένα μέταλλα αστοχούν στην συμπίεση με μια συντριπτικού τύπου ρωγμή· αυτά είναι συνήθως τα πιο ψαθυρά υλικά που δεν παραμορφώνονται πλαστικά. Για παράδειγμα, ο γκρίζος χυτοσίδηρος που είναι μη ανθεκτικός στην φόρτιση εξαιτίας της μάζας των εσωτερικών νιφάδων γραφίτη έχει αντοχή στη συμπίεση πολλές φορές την αντοχή του στον εφελκυσμό. Το μέτρο της ελαστικότητας μειώνεται όταν ένα μέταλλο σε αυξημένη θερμοκρασία είναι σε συμπίεση συγκρινόμενο με όταν είναι υπό τάση σε υψηλή θερμοκρασία. Αυτό φαίνεται στο Σχήμα 2.4 όπου η θερμοκρασία  $T$  απεικονίζει μια αυθαίρετα επιλεγμένη βασική θερμοκρασία, όπως η θερμοκρασία δωματίου, και οι  $T1$  και  $T2$  απεικονίζουν αυξημένες θερμοκρασίες. Πρέπει να σημειωθεί ότι όχι μόνο μειώνεται το μέτρο ελαστικότητας αλλά και η αντοχή στη συμπίεση και στον εφελκυσμό. Σε πολλές περιπτώσεις έχουμε παραμένουσες (εσωτερικές) τάσεις που έχουν προκληθεί από θερμικά μέσα και μπορεί να προκαλέσουν παραμόρφωση όπως συμβαίνει στις συγκολλήσεις ή ρωγμές από εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις.

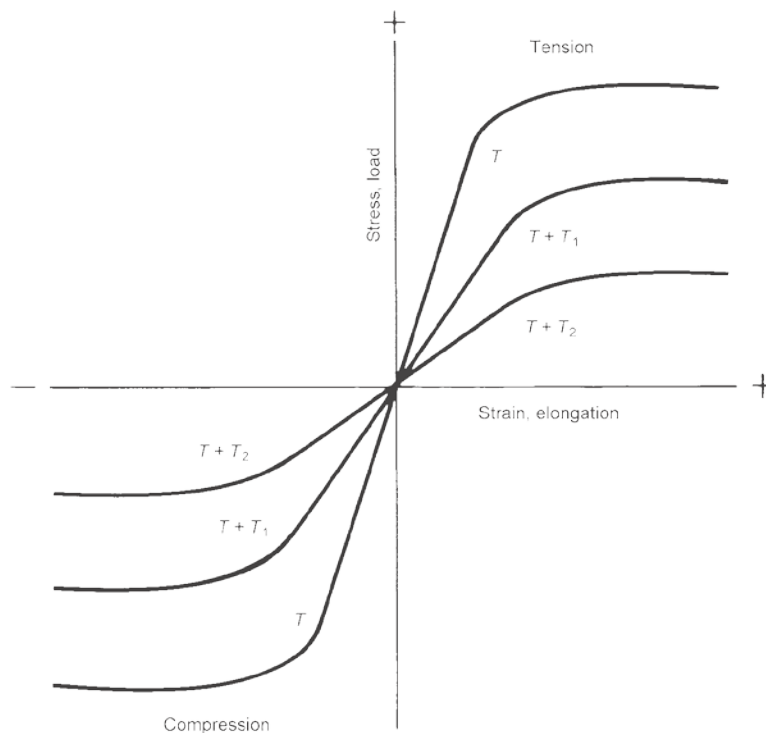


**Σχ.2.3** Πλήρης μηχανολογική καμπύλη τάσης – καταπόνησης που δείχνει την κανονικά θεωρούμενη όλκιμη περιοχή (επάνω δεξιά) και τη συχνά αμελούμενη περιοχή συμπίεσης (κάτω αριστερά).

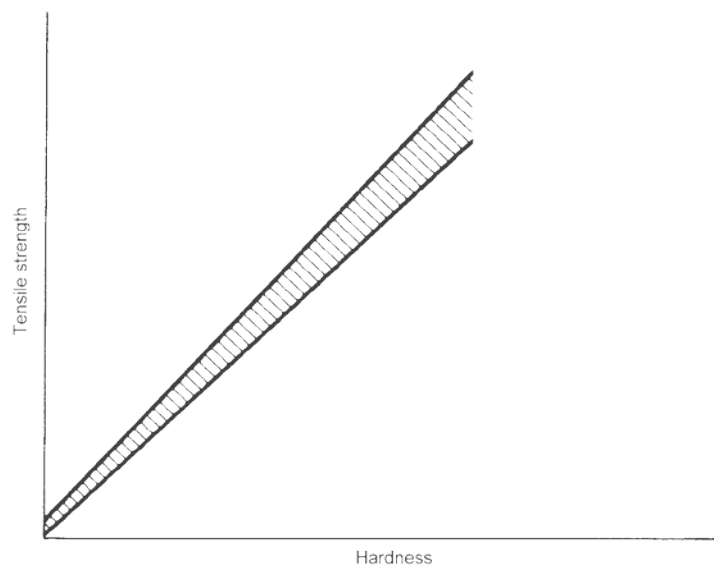
## 2.9 Αποτελέσματα της συγκέντρωσης τάσης.

Η αντοχή του μετάλλου είναι ανάλογη με τη σκληρότητα όπως φαίνεται και στο Σχήμα 2.5, ωστόσο η σχέση αυτή δεν ισχύει για υψηλά επίπεδα σκληρότητας ή με ψαθυρά

υλικά επειδή αυτά τα υλικά είναι πιο ευαίσθητα σε συγκεντρώσεις τάσης ή εγκοπές και μπορεί να δημιουργηθεί ρωγμή πρόωρα όταν ασκηθεί τάση. Όσο σκληρότερο και ανθεκτικότερο είναι το μέταλλο, τόσο πιο ευαίσθητο είναι στις συγκεντρώσεις τάσης. Συνεπώς, μέταλλα υψηλής σκληρότητας και αντοχής πρέπει να αντιμετωπίζονται προσεκτικά., σχεδόν τα πάντα γίνονται κρίσιμα καθώς τέτοια μέταλλα δεν μπορούν να διαχειριστούν εύκολα συγκεντρώσεις τάσης. Δεν μπορούν να παραμορφωθούν πλαστικά και σε περιοχές υψηλής τάσης των συγκεντρώσεων τάσης όπως τα πιο όλκιμα μέταλλα. Εντούτοις, τα μέταλλα υψηλής σκληρότητας είναι εξαιρετικά χρήσιμα όταν χρησιμοποιούνται με προσοχή, λόγω της υψηλής στατικής αντοχής και αντοχής σε αστοχία και λόγω της υψηλής αντίστασης τους σε φθορά.



**Σχ.2.4** Αποτέλεσμα των υψηλών θερμοκρασιών  $T_1$  και  $T_2$  στις εφελκυστικές και συμπιεστικές ιδιότητες ενός τυπικού μετάλλου.



**Σχ.2.5** Σχέση μεταξύ σκληρότητας και εφελκυστικής αντοχής σε μέταλλα απουσία συγκεντρώσεων τάσης.

### **2.10 Παραμένουσες τάσεις.**

Οι παραμένουσες τάσεις καθορίζονται ως οι τάσεις που είναι εσωτερικές ή κλειδωμένες σε ένα εξάρτημα ή μηχανισμούς, ακόμα και εάν το εξάρτημα ή ο μηχανισμός είναι απαλλαγμένος από εξωτερικές δυνάμεις ή θερμικές κλίσεις. Αυτά τα εσωτερικά συστήματα τάσεων, εάν είναι σε ένα ξεχωριστό εξάρτημα ή σε ένα μηχανισμό, είναι το αποτέλεσμα του κακού ταιριάσματος ή κακής προσαρμογής, μεταξύ των παρακείμενων περιοχών του εξαρτήματος ή του μηχανισμού. Η εσωτερική κακή προσαρμογή, που μπορεί να προκληθεί από μια πληθώρα αιτιών, παραμορφώνει τις γειτονικές περιοχές με ελαστικές τάσεις.

Αν και οι παραμένουσες τάσεις είναι δύσκολο να απεικονιστούν, δύσκολο να μετρηθούν, και σχεδόν αδύνατο να υπολογιστούν, είναι εξίσου σημαντικές με τη λειτουργία του εξαρτήματος με τις εξωτερικές δυνάμεις που εύκολα απεικονίζονται, μετρώνται και υπολογίζονται. Ένας μεμονωμένος κόκκος ή κρύσταλλος του μετάλλου σε ένα εξάρτημα αντιδρά σε μια τάση στην οποία υπόκειται είτε η τάση είναι από εξωτερική είτε από εσωτερική πηγή. Μια τάση από οιαδήποτε πηγή μπορεί να καταλήξει σε σοβαρά προβλήματα όπως ρωγμές και παραμόρφωση. Γι'αυτό το λόγο, οι παραμένουσες τάσεις πρέπει να λαμβάνονται υπόψη κατά την ανάλυση αστοχίας αν και είναι πολύ πιο δύσκολο να απεικονιστούν και να κατανοηθούν από τις εφαρμοζόμενες τάσεις.

Γενικά, είναι συνήθως επιθυμητό να έχουμε υψηλές συμπιεστικές παραμένουσες τάσεις στην επιφάνεια των εξαρτημάτων που υπόκεινται σε κόπωση, οξειδωτική τάση και διάβρωση. Ωστόσο, θα πρέπει να τονιστεί ότι πρέπει να υπάρχει μια εξισορρόπηση μεταξύ των παραμενουσών τάσεων στο εξάρτημα. Σε συγκεκριμένες περιπτώσεις, αυτές οι παραμένουσες τάσεις μπορεί να είναι πρόβλημα.

#### **2.10.1 Θερμικές παραμένουσες τάσεις.**

Οι θερμικές παραμένουσες τάσεις προκαλούνται κυρίως από διαφοροποιημένη διαστολή όταν ένα υλικό θερμαίνεται και συστολή όταν ψύχεται. Οι αλλαγές που λαμβάνουν χώρα στο μέταλλο σαν αποτέλεσμα της κακής προσαρμογής μπορεί να προκαλέσουν θερμικά επαγόμενη πλαστική παραμόρφωση η οποία προκαλεί παραμένουσες τάσεις. Οι θερμικές παραμένουσες τάσεις μπορεί να είναι ιδιαίτερα προβληματικές όταν δυο υλικά που έχουν πολύ διαφορετικούς συντελεστές διαστολής συνδέονται μεταξύ τους που είναι η συνήθης περίπτωση στα σύνθετα υλικά. Ο σχηματισμό των θερμικών παραμενουσών τάσεων είναι το αποτέλεσμα δυο παραγόντων: της θερμότητας (συμπεριλαμβανόμενης της έλλειψης της θερμότητας ή ψύξης) και της συγκράτησης. Και οι δύο παραπάνω παράγοντες πρέπει να είναι παρόντες για να δημιουργηθούν παραμένουσες τάσεις ή να επηρεαστεί η διάταξη των παραμενουσών τάσεων.

Μια βασική αρχή που εφαρμόζεται στις παραμένουσες τάσεις είναι η ακόλουθη: Η περιοχή του μετάλλου που ψύχεται τελευταία είναι σε παραμένουσα τάση (εάν δεν υπάρχει μετασχηματισμός σκλήρυνσης.)

#### **2.10.2 Μετασχηματικές παραμένουσες τάσεις.**

Οι παραμένουσες τάσεις που έχουν προκληθεί από μη ομοιόμορφη διαστολή εξαιτίας

μετασχηματισμών φάσης που λαμβάνουν χώρα εντός ενός υλικού ονομάζονται μετασχηματικές παραμένουσες τάσεις. Ένα κλασικό παράδειγμα, που είναι επίσης μια από τις πιο σημαντικές βιομηχανικές περιπτώσεις παραμένουσας τάσης σε εφαρμογή, είναι η ανομοιόμορφη διαστολή που συμβαίνει κατά τη διαδικασία σκλήρυνσης σχετιζόμενη με το μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη στο χάλυβα. Η γενική αρχή που εφαρμόζεται στο ατσάλι είναι η ακόλουθη: η περιοχή του μετάλλου που σκληραίνει (μετασχηματίζεται) τελευταία είναι σε παραμένουσα συμπίεση. Η ογκομετρική έκταση προκαλεί συμπιεστικές παραμένουσες τάσεις όταν η περιοχή που διαστέλλεται, περιορίζεται.

### **2.10.3 Μηχανικές παραμένουσες τάσεις.**

Η γενική αρχή που ισχύει για μηχανικά επαγόμενες εσωτερικές τάσεις είναι η ακόλουθη: ο εφελκυστικός λυγισμός υπό ένα εφαρμοζόμενο φορτίο καταλήγει σε συμπιεστικές παραμένουσες τάσεις όταν το φορτίο παύει να υφίσταται και αντιθέτως. Η απλή αρχή είναι μεγάλης σημασίας γιατί είναι η βάση για όλες τις επεξεργασίες που αποσκοπούν να βελτιώσουν την αντοχή σε κόπωση και την αντοχή στη δημιουργία ρωγμών από την οξειδωτική τάση και την οξείδωση.

### **2.10.4 Χημικά αποτελέσματα στις παραμένουσες τάσεις.**

Συγκεκριμένες χημικές επεξεργασίες είναι ανάμεσα σε πολλούς παράγοντες που επηρεάζουν τις παραμένουσες τάσεις. Πολλές μέθοδοι ελεγχόμενης διάβρωσης, ειδικά η χαρακτηριστική και η χημική κατεργασία τείνουν να αλλάξουν τη διάταξη των παραμενουσών τάσεων με το να αφαιρούν μέταλλο από την επιφάνεια. Αυτό επιτρέπει το υποκείμενο μέταλλο να παραμορφωθεί, εάν η ισορροπία των παραμενουσών τάσεων μεταβληθεί ή μερικές φορές να δημιουργηθούν ρωγμές εάν υψηλές εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις είναι παρόντες.

Οι επιφανειακές επικαλύψεις και επιστρώσεις μπορούν επίσης να επηρεάσουν τη διάταξη των παραμενουσών τάσεων, προκαλώντας γενικά εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις στα επιμεταλλωμένα μέταλλα. Αυτές μπορεί να προκαλέσουν τη δημιουργία ρωγμών στο επιμεταλλωμένο μέταλλο και πιθανότατα και στο μέταλλο που επιμεταλλώνεται. Η επιμετάλλωση σκληρού χρωμίου, συγκεκριμένα, μπορεί να είναι ιδιαίτερα επιβλαβής σε σκληρυμένους χάλυβες. Η πρόληψη των παραμενουσών τάσεων γίνεται με την χρήση της τεχνικής της σφυρηλάτησης. [1]

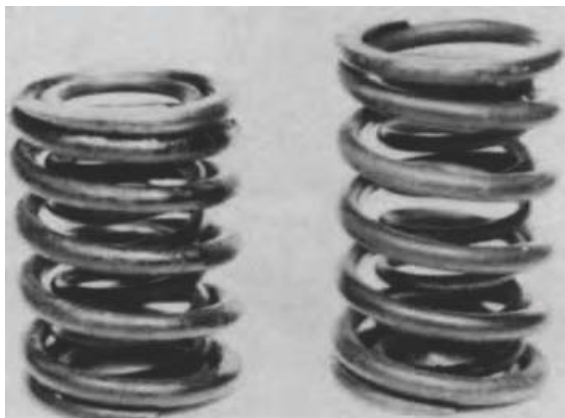
### **2.11 Αστοχίες παραμόρφωσης.**

Οι αστοχίες παραμόρφωσης προσδιορίζονται εύκολα από την εγγενή αλλαγή στη μέγεθος και στο σχήμα· ωστόσο, η διόρθωση μιας αστοχίας παραμόρφωσης μπορεί να είναι αρκετά περίπλοκη. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η παραμόρφωση περιλαμβάνει λεπτομέρειες του σχεδιασμού και της δομικής ανάλυσης, καθώς και της τεχνολογίας υλικών. Άλλη μια επιπλοκή είναι ότι η στρέβλωση μπορεί να προκληθεί από παραμένουσες τάσεις εντός του μετάλλου, καθώς και από εφαρμοζόμενες τάσεις.

Οι παραμορφώσεις στρέβλωσης είναι σοβαρές επειδή μπορεί να οδηγήσουν σε άλλους τύπους αστοχίας και ακόμα και σε ολοκληρωτική κατάρρευση μηχανισμών. Η στρέβλωση σε υψηλές θερμοκρασίες, ή ερπυσμός, εξαρτάται από την αλληλεπίδραση μεταξύ των συνιστωσών σχεδιασμού και τις ιδιότητες υψηλών θερμοκρασιών του μετάλλου.

## 2.12 Τύποι αστοχιών στρέβλωσης

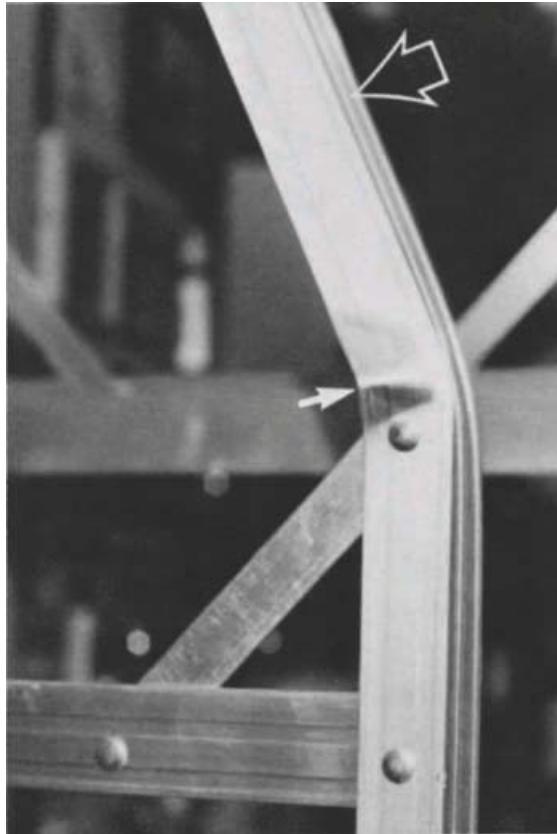
- Προσωρινή (ελαστική) παραμόρφωση.
- Μόνιμη (πλαστική) παραμόρφωση.
  - ο Λυγισμός κατά τη χρήση



**Σχ.2.6** Παραμορφωμένο ελατήριο βαλβίδας κινητήρα (αριστερά) συγκρινόμενο με κανονικό ελατήριο βαλβίδας. Η ακατάλληλη μικροδομή είχε ως αποτέλεσμα την ανεπαρκή αντοχή και σκληρότητα στην θερμοκρασία λειτουργίας.

ο Ερπυσμός: παρόμοιο με το πρόβλημα του λυγισμού κατά τη διάρκεια της χρήσης είναι το πρόβλημα του ερπυσμού. Ωστόσο, ο ερπυσμός διαφέρει από το λυγισμό στο ότι ο ερπυσμός δεν είναι ένα μοναδικό, μικρής διάρκειας φαινόμενο. Ο ερπυσμός καθορίζεται ως «Η χρονικά εξαρτώμενη καταπόνηση που συμβαίνει υπό τάση». Η συμπεριφορά του ερπυσμού εξαρτάται στο υλικό που επιλέγεται για δεδομένη εφαρμογή. Ο ερπυσμός εκδηλώνεται ως σταδιακή παραμόρφωση που γενικά συμβαίνει κατά τη διάρκεια μεγάλης περιόδου και σχετικά υψηλών θερμοκρασιών, αν και πολλές επιπλοκές εμπλέκονται σε αυτόν τον τύπο της αστοχίας. Ωστόσο, το γεγονός της στρέβλωσης, για δεδομένο υλικό, αυξάνεται για υψηλότερες τάσεις, υψηλότερες θερμοκρασίες και μεγαλύτερα χρονικά διαστήματα. Για κάθε έναν από τους συνεισφέροντες παράγοντες πρέπει να εξακριβώνεται πως οι πραγματικές συνθήκες της χρήσης.

- ο Λυγισμός (buckling)



**Σχ.2.7** Πτυσσόμενη φλάντζα (κάτω βέλος) ενός εξωθημένου τμήματος καναλιού αλουμινίου σκοπίμως φορτισμένο με μια πλευρική δύναμη (πάνω βέλος). Σε πραγματική χρήση, το τμήμα του καναλιού υποβάλλεται κυρίως σε αξονική συμπίεση παρά στην ανώμαλη πλευρική δύναμη που εφαρμόζεται εδώ.

### **2.13 Παράγοντες που επηρεάζουν την όγκιμη-ψαθυρή σχέση.**

- Θερμοκρασία.
- Ρυθμός φόρτισης.
- Γεωμετρία.
- Μέγεθος.
- Τύπος φόρτισης.
- Πίεση (Υδροστατική).
- Αντοχή.

### **2.14 Συστήματα τάσης συσχετιζόμενα με ρωγμές απλών φορτίων όγκιμων και ψαθυρών μετάλλων.**

- Συστήματα καθαρής φόρτισης.
- Φόρτιση τάσης.
- Στρεπτική φόρτιση.
- Συμπιεστική φόρτιση.
- Καμπτική φόρτιση.
- Κόπωση.

### **2.15 Ψαθυρή θραύση.**

#### **2.15.1 Χαρακτηριστικά ψαθυρής θραύσης.**

- Πρέπει να υπάρχει συγκέντρωση τάσης.

- Πρέπει να υπάρχει εφελκυστική τάση.
- Η θερμοκρασία πρέπει να είναι σχετικά χαμηλή.

#### **2.15.2 Μακροσκοπικά χαρακτηριστικά της ψαθυρής θραύσης.**

- Δεν υπάρχει μόνιμη ή πλαστική παραμόρφωση στην περιοχή της ψαθυρής θραύσης.
- Η επιφάνεια της ψαθυρής θραύσης είναι κάθετη στην κύρια εφελκυστική τάση.
- Χαρακτηριστικά σημάδια στην επιφάνεια της θραύσης συνήθως, αλλά όχι πάντα, υποδεικνύουν την περιοχή που ξεκίνησε η θραύση.

#### **2.15.3 Μικροσκοπικά χαρακτηριστικά της ψαθυρής θραύσης.**

- Ψαθυρότητα καταπόνησης - διάρκειας ζωής.
- Ψαθυρότητα σύνθλιψης-διάρκειας ζωής.
- «Μπλε» ψαθυρότητα.
- Ψαθυρότητα εκτόνωσης τάσης.
- Ψαθυρότητα επαναφοράς
- Ψαθυρότητα σκληρυμένου μαντεσίτη.
- Ψαθυρότητα φάσης σίγμα.
- Γραφίτιοποίηση.
- Ψαθυρότητα διαμεταλλικών ενώσεων.
- Ψαθυρότητα νετρονίων.
- Ψαθυρότητα υδρογόνου.
- Ρωγμοποίηση διάβρωσης τάσης.
- Ψαθυρότητα υγρού μετάλλου και στερεού μετάλλου.

#### **2.16 Μορφολογία μικτών ρωγμών.**

Η ρωγμή λόγω ψαθυρότητας δε προκαλείται πάντα από cleavage (σχίσσιμο) ή περικρυσταλλική ρωγμή. Σε πολλές περιπτώσεις μία μορφολογία ρωγμών κυριαρχεί, αλλά δεν είναι απαραίτητα η μόνη μορφολογία. Για παράδειγμα, σε μια κυριαρχούσα περικρυσταλλική ρωγμή στο ατσάλι πιθανώς να υπάρχουν περιοχές, μικρές ή μεγάλες, στην επιφάνεια της ρωγμής όπου θα περιέχονται και ρωγμές cleavage (σχισίματος). ενώ ισχύει και το αντίστροφο. Με άλλα λόγια, η μορφολογία της ρωγμής που εμφανίζεται σε μια συγκεκριμένη θέση εξαρτάται από την τοπική σύνθεση, την τάση, το περιβάλλον, οι τυχόν ατέλειες και κρυσταλλικός προσανατολισμός των κόκκων. Μπορεί επίσης να υπάρχουν περιοχές σκληρής, ινώδης, κοίλης διάνοιξης ρωγμής, ειδικά μακριά από την προέλευση της κύριας ρωγμής.

Πρέπει να σημειωθεί ότι τα χυτά μέταλλα γενικά τείνουν να είναι λιγότερο όλκιμα (ή περισσότερο ψαθυρά) από τα σφυρήλατα μέταλλα της ίδιας σύνθεσης υπό τις ίδιες συνθήκες. Ο λόγος είναι ότι διαφορετικοί τύποι ατελειών- και ιδιαίτερα πορώδης συρρίκνωσης, καθώς και ορισμένα είδη εγκλεισμάτων - λειτουργούν σαν εσωτερικές συγκεντρώσεις τάσης στις χυτεύσεις. Τα σφυρήλατα μέταλλα γενικά περιέχουν λιγότερες εγγενείς ατέλειες. [1]

#### **2.17 Όλκιμη ρωγμή.**

Τα αποτελέσματα της όλκιμης ρωγμής από την εφαρμογή υπερβολικής τάσης σε ένα μέταλλο που έχει τη δυνατότητα να παραμορφώνεται μόνιμα ή πλαστικά πριν από τη

δημιουργία της ρωγμής. Συνεπώς, η ιδιότητα της ολκιμότητας είναι απλά η δυνατότητα του υλικού να ρέει ή να παραμορφώνεται, που μπορεί ή όχι να οδηγήσει στη δημιουργία ρωγμής, εξαρτάται από το μέγεθος της τάσης που εφαρμόζεται.

### 2.17.1 Χαρακτηριστικά της όλκιμης ρωγμής.

Οι όλκιμες ρωγμές έχουν διαφορετικά χαρακτηριστικά από τις ψαθυρές ρωγμές. Ωστόσο πολλές ρωγμές περιέχουν χαρακτηριστικά και των δυο τύπων. Τα χαρακτηριστικά των όλκιμων ρωγμών είναι τα εξής:

- Υπάρχει σημαντική μόνιμη ή πλαστική παραμόρφωση στην περιοχή της όλκιμης ρωγμής. Σε πολλές περιπτώσεις είναι παρούσα μόνο στην περιοχή της τελικής ρήξης της ρωγμής που μπορεί να έχει ξεκινήσει με μια ρωγμή κόπωσης ή ψαθυρότητας.
- Οι όλκιμες ρωγμές είναι εκείνες όπου στις οποίες η διατμητική τάση ξεπερνά την αντοχή σε διάτμηση προτού προκύψει ρωγμή οποιουδήποτε άλλου τύπου. Συνεπώς, ο μικρομηχανισμός της ρωγμής είναι στην κατεύθυνση της διάτμησης αλλά αυτό δεν είναι προφανές στην μακροεξέταση. Τυπικά χρειάζεται μικροσκόπιο σάρωσης ηλεκτρονίων (scanning electron microscope) για τον καθορισμό της κατεύθυνσης της διάτμησης. Η επιφάνεια μιας όλκιμης ρωγμής δεν συσχετίζεται απαραίτητα με την κατεύθυνση της κύριας εφελκυστικής τάσης όπως στην ψαθυρή θραύση.



**Σχ.2.8** Ψαθυρή θραύση συγκρινόμενη με όλκιμη θραύση σε δυο χαλύβδινους ήλους που έχουν δεχτεί σκοπίμως θερμική επεξεργασία για να έχουν σημαντικά διαφορετικές ιδιότητες όταν έλκονται σε τάση. Ο ψαθυρός ήλος (αριστερά) σβήστηκε με μια σκληρότητα 47 hrC αλλά δεν είχε καμία εμφανή παραμόρφωση. Ο όλκιμος ήλος (δεξιά) αναδιπλώθηκε σε σκληρότητα 95 hrB (λιγότερο από 20 hrC) και εμφανίζει πολύ μεγάλη μόνιμη παραμόρφωση.

- Η χαρακτηριστική εμφάνιση της επιφάνειας μιας ψαθυρής θραύσης είναι θαμπή και ινώδης. Αυτό προκαλείται λόγω παραμόρφωσης στην επιφάνεια της θραύσης.

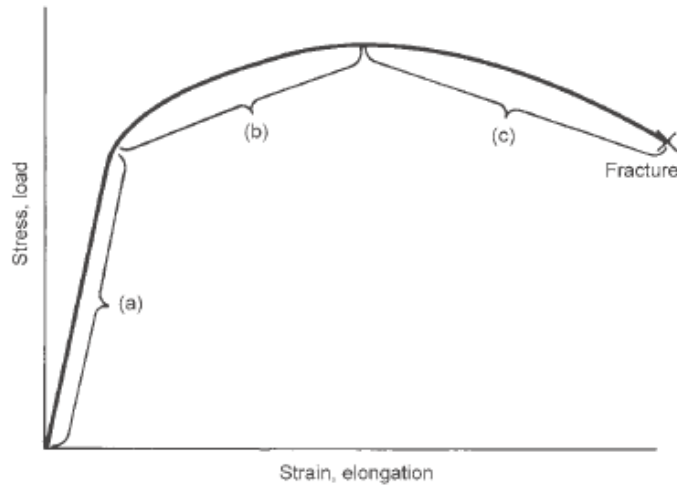




**Σχ.2.9** Ένα θραυσμένο δοκίμιο εφελκυσμού με το τυπικό σχήμα θραύσης (cup and cone) των όλκιμων μετάλλων που θραύονται σε τάση.



**Σχ.2.10** Δοκίμιο χυτού χάλυβα χαμηλού σε άνθρακα με έμφαση στον 45ο διαμητικό προσανατολισμό της όλκιμης θραύσης ενός όλκιμου μετάλλου. Οι διαγώνιες κορυφογραμμές είναι οι "Γραμμές Luders" ή "Στελέχη φορείου". Το πορώδες στον χάλυβα παρουσιάζει πολλά εντοπισμένα κατάγματα.



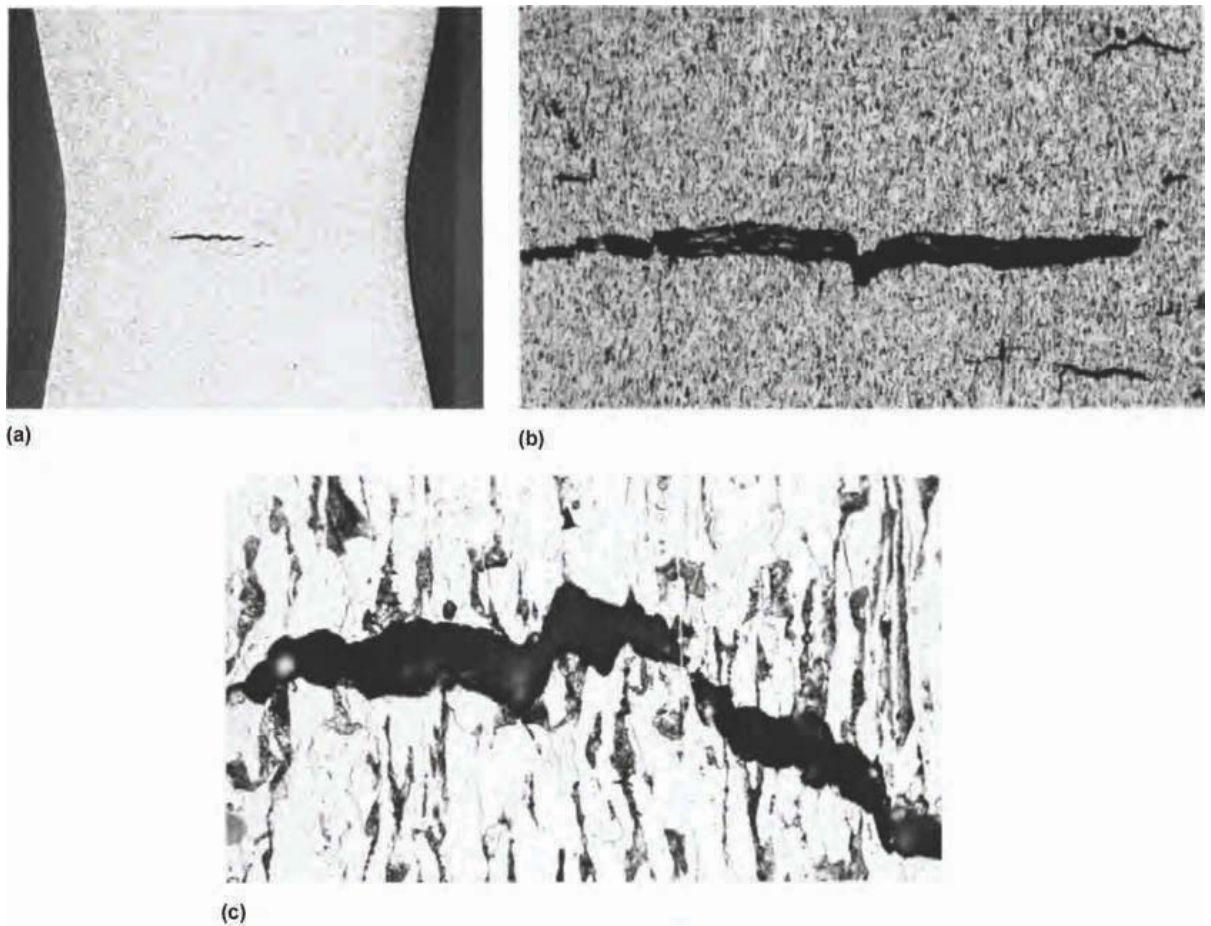
**Σχ.2.11** Τυπικό διάγραμμα τάσης – καταπόνησης που δείχνει διαφορετικές περιοχές της ελαστικής και πλαστικής περιοχής. (a) Ελαστική περιοχή στην οποία το αρχικό μέγεθος και σχήμα θα επανέλθουν μετά την απομάκρυνση του φορτίου. (b) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης αλλά χωρίς εντοπισμένο λαιμό. (c) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης με εντοπισμένο λαιμό πριν από τη θραύση στο “X”.

### 2.17.2 Μικροδομή της όλκιμης ρωγμής.

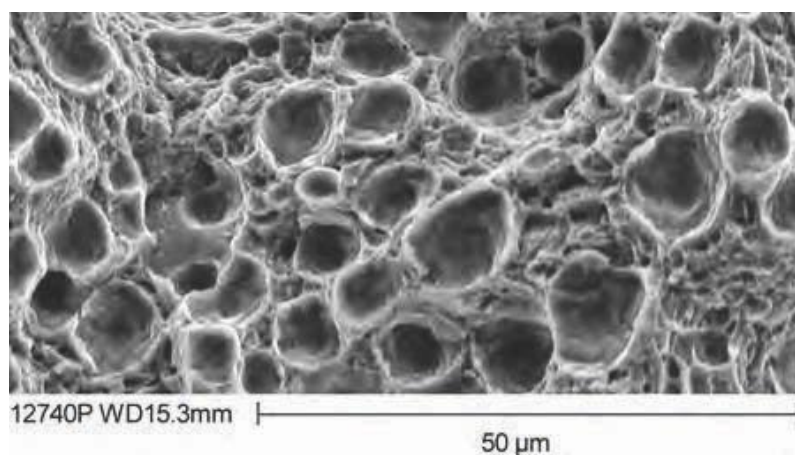
Τα χαρακτηριστικά της όλκιμης παραμόρφωσης και ρωγμής γίνονται ιδιαίτερα σε μικροσκοπική κλίμακα. Είναι απαραίτητο να εξεταστούν και οι αλλαγές που είναι ορατές με οπτικό μικροσκόπιο και αυτές που πρέπει να εξεταστούν με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σε μεγεθύνσεις που δεν είναι εφικτές με οπτικό μικροσκόπιο. Στο Σχ.?? φαίνεται η συμπεριφορά που συμβαίνει μέσα σε ένα τυπικό όλκιμο μέταλλο ακριβώς πριν τη θραύση λόγω μιας δύναμης εφελκυσμού. Στο σχήμα 5 α έχουμε μια φωτογραφία με μικρή μεγέθυνση (X6) του τμήματος του λαιμού ενός δοκιμίου χάλυβα ακριβώς πριν από τη θραύση. Παρατηρούμε ότι υπάρχει μια μεγάλη ρωγμή στο κέντρο της ελαττωμένης περιοχής και ότι υπάρχει μια μικρότερη ρωγμή πιο κοντά στο κέντρο.

Η εικόνα (b) είναι υψηλότερη μεγέθυνση (50x) της κεντρικής περιοχής που δείχνουν μια μεγάλη ρωγμή και πολλές μικρότερες στη γενικότερη περιοχή. Πολλές μικρότερες ρωγμές έχουν ενωθεί για να σχηματίσουν τις μεγάλες ρωγμές. Υπάρχει ακόμα πολύ μεγάλη αξονική επιμήκυνση των αρχικών ομοαξονικών κόκκων του χάλυβα. Η παραμόρφωση των κόκκων αυτού του τύπου είναι χαρακτηριστική της όλκιμης παραμόρφωσης και θραύσης και παρατηρείται συχνά σε βεβλημένα εξαρτήματα.

Η εικόνα 5 (c) είναι ακόμα μεγαλύτερης μεγέθυνσης (250x) ενός κομματιού της ρωγμής που δεν έχει αποκολληθεί ακόμα εντελώς. Πρέπει να τονιστεί ότι οι αντίθετες πλευρές της ρωγμής δεν ταιριάζουν μεταξύ τους λόγω της παραμόρφωσης. Είναι επίσης χαρακτηριστικό της ψαθυρής θραύσης: οι αντίθετες επιφάνειες δεν μπορούν να εφαρμοστούν μαζί όπως σε μια ψαθυρή θραύση. Πρέπει να τονιστεί επίσης η αξονική επιμήκυνση των κόκκων: οι λευκές περιοχές είναι μαλακός φερίτης ενώ οι σκούρες περιοχές είναι σκληρότερος περλίτης. [1]



**Σχ.2.12** Φωτογραφίες σε τρεις διαφορετικές μεγεθύνσεις (εδώ εμφανίζονται στο 75%) του διαμήκους τμήματος ενός δοκιμίου εφελκυσμού από χάλυβα θερμής έλασης 1020. Η δομική διακόπηκε ακριβώς πριν τη θραύση (περιοχή (c) του Σχήματος 2.12). (a) Σε μεγέθυνση 6x μπορούμε να δούμε εσωτερική θραύση, μειωμένη εσοχή και σημαντική παραμόρφωση της δομής των κόκκων (b). Σε μεγέθυνση 50x είναι εμφανείς μια μεγάλη ρωγμή και αρκετές μικρότερες και επιμηκυμένοι κόκκοι (c) Σε μεγέθυνση 250x είναι ξεκάθαρη η έλλειψη προσαρμογής λόγω παραμόρφωσης, όπως και επιμηκυμένος φερίτης (ανοιχτόχρωμες περιοχές) και περλίτης (σκοτεινές περιοχές).



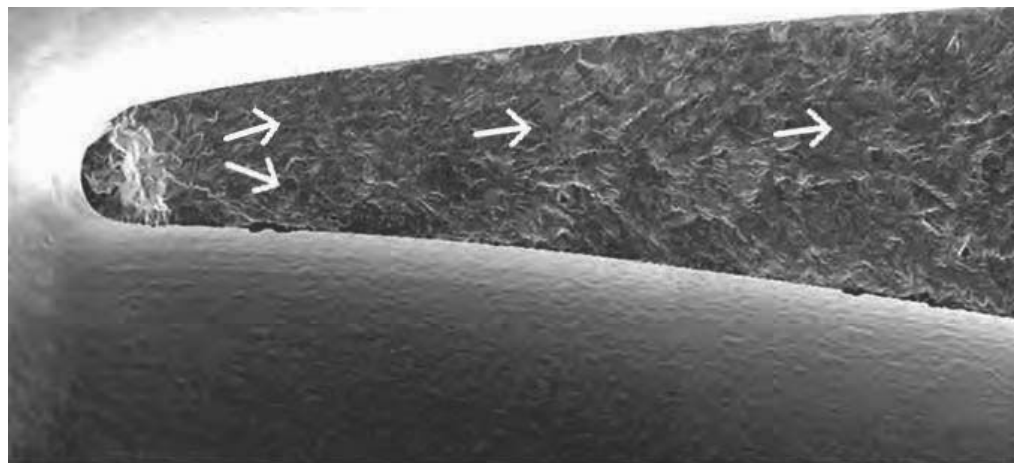
**Σχ.2.13** Τυπική επιφάνεια θραύσης ρήγματος με βαθουλώματα από όλκιμο μέταλλο που παρατηρείται σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. (scanning electron microscope – SEM) σε μεγέθυνση 1000x.

### 2.18 Θραύσεις κόπωσης.

Οι θραύσεις κόπωσης γενικά θεωρούνται ως ο πιο σοβαρός τύπος θραύσης σε μηχανολογικά εξαρτήματα για τον απλό λόγο ότι οι θραύσεις κόπωσης μπορεί να συμβούν σε κανονική χρήση, χωρίς υπερβολικές υπερφορτώσεις και υπό κανονικές λειτουργικές συνθήκες. Για παράδειγμα, στη αεροπορική βιομηχανία η κόπωση ευθύνεται για πάνω από το 90% των αστοχιών. Οι θραύσεις κόπωσης είναι «ύπουλες», για το λόγο ότι μπορεί να συμβούν χωρίς να έχουν ανιχνευθεί και χωρίς προειδοποίηση. Προφανώς, εάν η χρήση είναι ανώμαλη εξαιτίας υπερβολικού φορτίου, διαβρωτικών περιβαλλόντων ή άλλων συνθηκών, η πιθανότητα της θραύσης λόγω κόπωσης είναι αυξημένες.

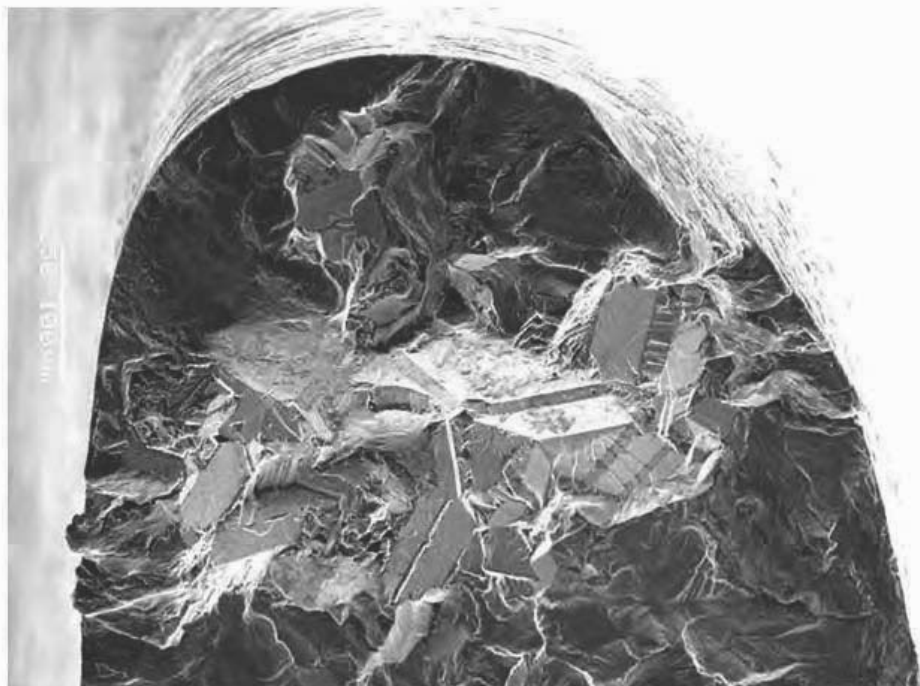
Υπάρχουν τρία στάδια της θραύσης κόπωσης:

1. Εκκίνηση.
2. Διάδοση
3. Τελική διάρρηξη (Υπερφόρτωση)



(a)

500 μm



(b)

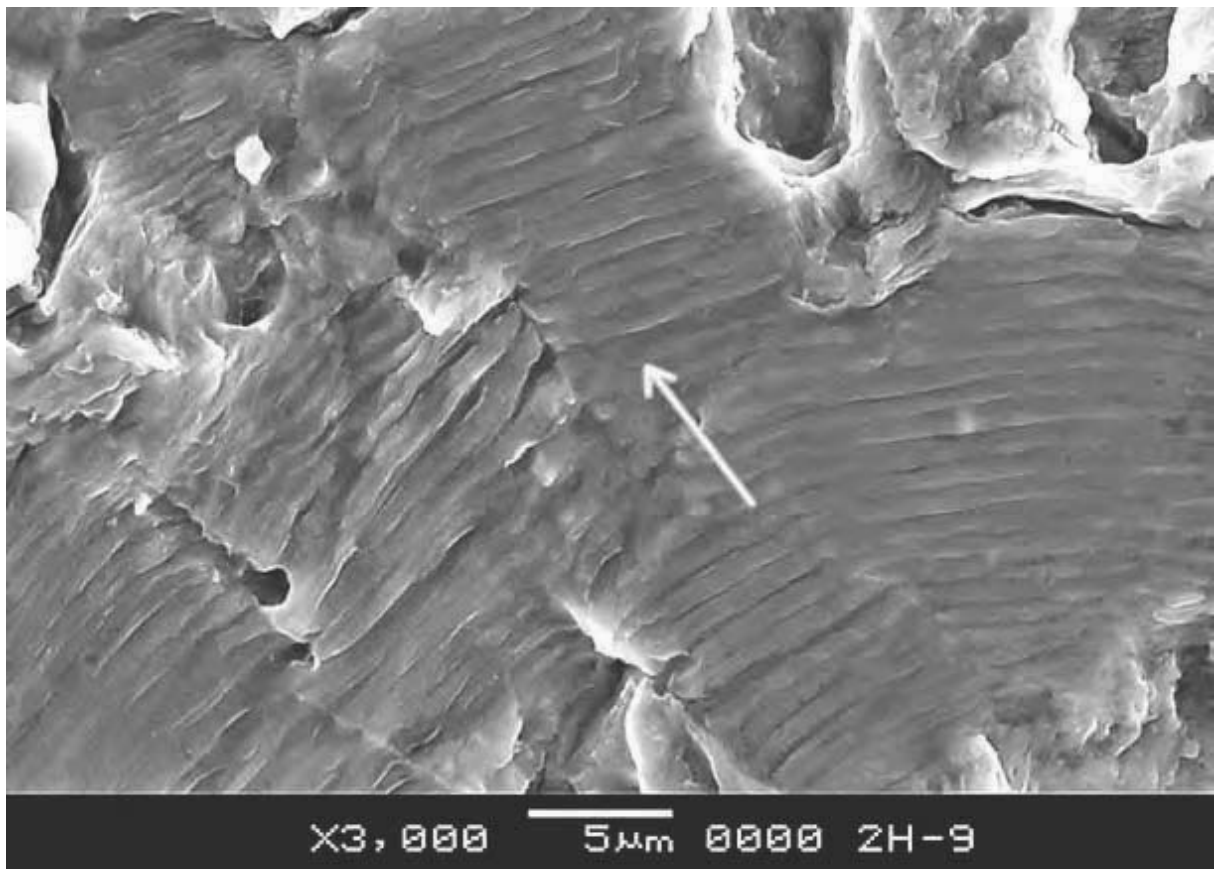
**Σχ.2.14** (a) Παράδειγμα έναρξης πολύπλευρου σταδίου 1 κόπωσης σε χυτό υπερκράμα νικελίου πτερυγίου τουρμπίνας. Τα βέλη καταδεικνύουν την κατεύθυνση

διάδοσης της ρωγμής.

(b) Συνολική θραύση πτερυγίου και συνέχιση της διάδοσης της ρωγμής επιπέδου 2 σε επίπεδη επιφάνεια που προέρχεται από την περιοχή του σταδίου 1.

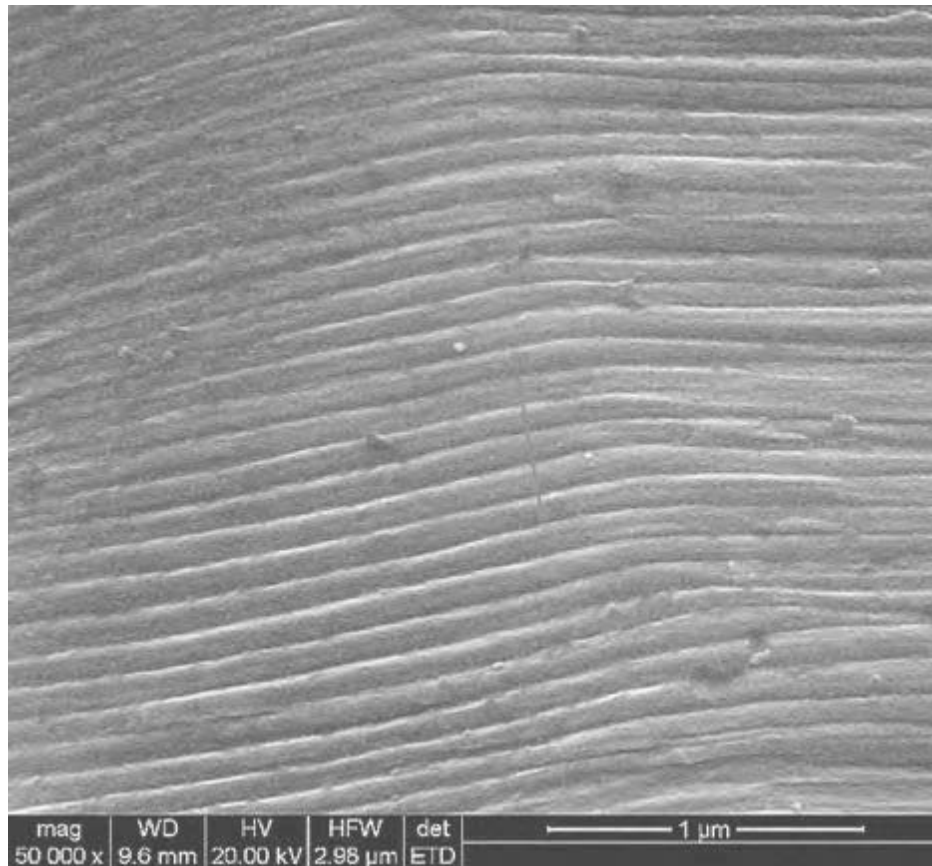
### 2.18.1 Μικροσκοπικά χαρακτηριστικά της θραύσης κόπωσης.

Οι ραβδώσεις είναι η πιο χαρακτηριστική μικροσκοπική απόδειξη της θραύσης κόπωσης, αν και ερμηνεύσιμες ραβδώσεις δεν είναι πάντα παρόντες στις επιφάνειες των ρωγμών κοπώσεων. Κατά τη διάρκεια του σταδίου 2, το πρωταρχικό στάδιο της διάδοσης της ρωγμής μιας ρωγμής κόπωσης, η άκρη της ρωγμής είναι μια εξαιρετικά αιχμηρή εγκοπή ή συγκέντρωση τάσεων. Στην πραγματικότητα, μπορεί να θεωρηθεί ότι είναι απείρως αιχμηρή, γιατί βασικά έχει μηδενική ακτίνα στην άκρη. Εντούτοις, κάθε φορά που η ρωγμή ανοίγει λόγω μιας εφελκυστικής τάσης επαρκούς μεγέθους, η άκρη της ρωγμής παραμορφώνεται πλαστικά, επεκτείνοντας τη ρωγμή και αμβλύνοντας ελαφρώς την άκρη σε μικροσκοπική κλίμακα. Στο κλείσιμο της ρωγμής, η άκρη της ρωγμής οξύνεται και η διαδικασία επαναλαμβάνεται, δημιουργώντας μια σειρά από ραβδώσεις κατά μήκος της θραύσης. Στα Σχήματα 2.15 και 2.16 βλέπουμε μικρογραφία από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο ραβδώσεων σε κράμα σφυρήλατου τιτανίου.



**Σχ.2.15** Παράδειγμα καλοσχηματισμένων ραβδώσεων σε σφυρήλατη λεπίδα συμπιεστή υψηλής πίεσης φτιαγμένη από κράμα τιτανίου. Η πυκνότητα των ραβδώσεων είναι περίπου 30,000 ραβδώσεις/ίντσα. (12.000 ραβδώσει/ cm). Το βέλος υποδηλώνει την κατεύθυνση διάδοσης της ρωγμής.





**Σχ.2.16** Παράδειγμα καλοσηματισμένων ραβδώσεων σε κράμα τιτανίου ( $P=0,05$ , μέγιστη εναλλασσόμενη τάση, 105 ksi). (R είναι η ελάχιστη τάση διαιρεμένη με την μέγιστη τάση). Η πυκνότητα των ραβδώσεων είναι περίπου 2663,000 ραβδώσεις/ίντσα (100,000/cm). το βέλος υποδεικνύει την κατεύθυνση διάδοσης της ρωγμής.

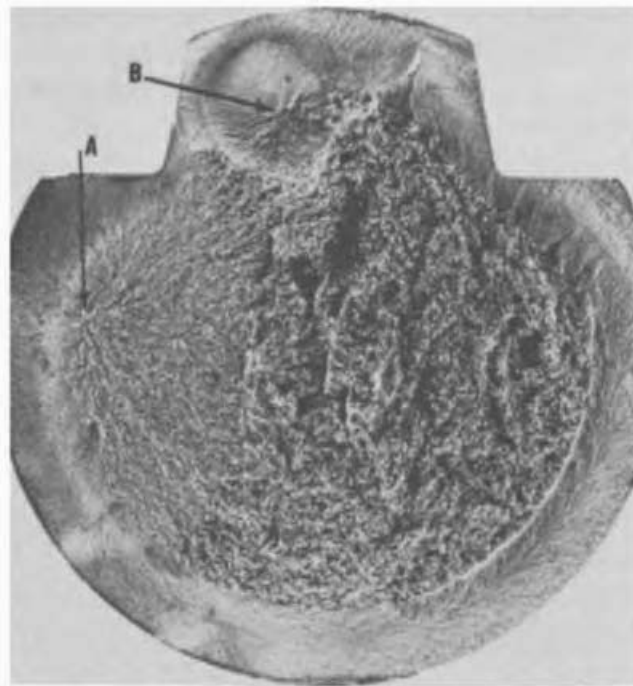
### 2.18.2 Μακροσκοπικά χαρακτηριστικά της θραύσης κόπωσης.

Ένα τεράστιο ποσό πληροφοριών μπορούν να εξαχθούν από μια θραύση κόπωσης μόνο με μακροσκοπική εξέταση. Η μελέτη με γυμνό μάτι και απλή μ μεγέθυνση (έως 20-25x) είναι ο πιο σημαντικός τρόπος για τη μελέτη και ανάλυση θραύσεων κόπωσης. Σε πολλές περιπτώσεις δεν είναι καν αναγκαίο να περάσουμε την μεγέθυνση 15-20x. Οι θραύσεις κόπωσης έχουν διαγνωστεί εδώ και πολλά χρόνια και χωρίς τη χρήση ηλεκτρονικών μικροσκοπίων, αν και αυτά τα όργανα βοηθούν παρά πολύ στην ανάλυση πολύ δύσκολων περιπτώσεων. Τα κυριότερα χαρακτηριστικά που αναλύουμε είναι τα:

- Η έλλειψη παραμόρφωσης.
- Beach marks (stop, arrest, clam marks).
- Ratchet marks. [1]

### 2.19 Λοιποί τύποι κοπώσεως.

- Κόπωση υποεπιφανειακής προέλευσης.



**Σχ.2.17** Θραύση κόπωσης υποεπιφανειακής προέλευσης σε επαγωγικά σκληρυμένο άξονα διαμέτρου 3 in., χάλυβα 1541 που δοκιμάστηκε επαναλαμβανόμενα σε περιστρεφόμενη καμπτική κόπωση στο εργαστήριο. Η πρωτεύουσα θραύση κόπωσης ξεκίνησε από το A ενώ μια μικρότερη ρωγμή προχωρούσε στο B. Να σημειωθεί ότι δεν είναι εμφανή beach marks εξαιτίας της συνεχόμενης δοκιμής και ότι οι δυο προελεύσεις είναι κοντά στην εσωτερική άκρη της επαγωγικά σκληρυμένης ζώνης. Η μεγαλύτερη ρωγμή κόπωσης (από το A) ήταν στο αριστερό τρίτο της θραύσης προτού πυροδοτήσει μια ψαθυρή θραύση σε αυτή την περίπτωση (φαίνονται τα μοτίβα σε σχήμα V κάτω δεξιά) και όλκιμη θραύση στον πυρήνα.

- Κόπωση υπό συμπιεστικές δυνάμεις.

- Θερμική κόπωση.: Η θερμική κόπωση είναι πολύ σημαντική για τη λειτουργία των αεριοστρόβιλων καθώς τα καυσαέρια που εξέρχονται από το θάλαμο καύσης βρίσκονται σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες. Η θερμική κόπωση προκαλείται από κυκλικές θερμικές τάσεις.

Η βασική αρχή που πρέπει να λάβουμε υπόψη είναι ότι το μέταλλο που ψύχεται τελευταίο έχει παραμένουσες εφελκυστικές τάσεις. Επίσης, για να συμβεί θερμική παραμένουσα τάση πρέπει να έχουμε και θερμότητα και περιορισμό.. Εάν, για παράδειγμα, μια οξεία άκρη ενός εξαρτήματος θερμαίνεται και ψύχεται επαναλαμβανόμενα ενώ το περιορισμένο μεγαλύτερο μέρος του εξαρτήματος παραμένει ψυχρό, η οξεία άκρη διαστέλλεται με τη θερμότητα και συστέλλεται όταν ψύχεται. Δηλαδή, η οξεία άκρη αναπτύσσει συμπιεστικές δυνάμεις και λυγίζει συμπιεστικά όταν είναι ζεστή λόγω της χαμηλότερης αντοχής και του χαμηλότερου μέτρου ελαστικότητας στην υψηλή θερμοκρασία. Όταν η άκρη ψύχεται, σχηματίζονται εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις. Εάν η διαδικασία επαναληφθεί πολλές φορές, αναπτύσσονται θερμικές ρωγμές κόπωσης και τείνουν να μεγαλώνουν κάθε φορά που το μέταλλο ψύχεται από την υψηλή θερμοκρασία γιατί εκείνη είναι η στιγμή όπου

εφαρμόζεται πάλι η παραμένουσα εφελκυστική τάση. Όταν το μέταλλο είναι ζεστό, οι ρωγμές τείνουν να κλείσουν αν και αυτό πιθανά βρίσκει αντίσταση από μια συγκέντρωση οξειδίων ή άλλων προϊόντων της καύσης στο περιβάλλον των υψηλών θερμοκρασιών. Τα παραπάνω προϊόντα της καύσης μπορεί να λειτουργήσουν ως σφήνα και να αυξήσουν το συμπιεστικό λυγισμό στις υψηλές θερμοκρασίες, έτσι ώστε οι παραμένουσες εφελκυστικές τάσεις που σχηματίζονται να αυξάνονται. Επειδή και η θερμότητα και οι περιορισμοί είναι απαραίτητοι για τη δημιουργία θερμικών παραμενουσών τάσεων και ταυτόχρονα η επαναλαμβανόμενη θερμική κυκλική φόρτιση είναι απαραίτητη για την πρόκληση θερμικής κόπωσης, οι μέθοδοι για την αποφυγή των παραπάνω θραύσεων είναι σχεδόν προφανείς. Εάν ο περιορισμός είναι εσωτερικός μέσα στο εξάρτημα, όπως προαναφέρθηκε με την εσωτερική μύτη, μπορεί να είναι δυνατόν να ελαττωθεί ο περιορισμός με το να επιτραπεί στο εξάρτημα να διασταλεί πιο ομοιόμορφα όταν θερμανθεί, αντί να έχουμε μόνο την έκταση της αιχμηρή μύτης. Εάν δεν είναι αυτό εφικτό, μπορεί να είναι δυνατό να αμβλυωθεί η αιχμηρή μύτη με την αλλαγή του σχήματος ώστε η δράση να μην συγκεντρώνεται σε μια στενή περιοχή. Ή μπορεί να είναι πιθανό να μειωθεί η θερμική διαβάθμιση εντός του εξαρτήματος με το να επιτρέπεται σε μεγαλύτερο μέρος του μετάλλου να θερμαίνεται ή με το σχεδιασμό καμπύλων εντός του εξαρτήματος ώστε η δυνάμεις της διαστολής και της συστολής να αλλάζουν απλά το σχήμα του εξαρτήματος αντί να αναπτύσσονται πιθανώς καταστροφικές παραμένουσες εφελκυστικές τάσεις. Αυτός είναι ο λόγος για τον οποίο σχεδιάζονται βρόχοι διαστολής σε σωληνώσεις υψηλών θερμοκρασιών και είναι αναγκαίοι σε σχεδιάσεις γεφυροποιίας και οδοποιίας.

- Κόπωση διάβρωσης.

Η κόπωση σε ένα εξάρτημα γίνεται ακόμα πιο περίπλοκη με την προσθήκη ενός οξειδωτικού υπερβάλλοντος. Η κόπωση διάβρωσης είναι η συνδυασμένη δράση των επαναλαμβανόμενων κυμαινόμενων τάσεων και του οξειδωτικού περιβάλλοντος για τη δημιουργία επιφανειακής προέλευσης ρωγμών κόπωσης. Κατά μια έννοια, όλες οι θραύσεις κόπωσης πρέπει να θεωρούνται ως θραύσεις κόπωσης διάβρωσης γιατί η δράση του περιβάλλοντος εντός της ρωγμής κόπωσης είναι κρίσιμη για την αστοχία του εμπλεκόμενου εξαρτήματος. Η αντοχή σε κόπωση ενός εξαρτήματος ή μετάλλου σε ένα αδρανές περιβάλλον όπου δεν υπάρχει διάβρωση, είναι υψηλότερη από αυτή του ίδιου εξαρτήματος σε ένα επιθετικό περιβάλλον όπου η διάβρωση μπορεί να διαδραματίσει πολύ σημαντικό ρόλο.

- Bolt fatigue (κόπωση ηλώσεων). [1]

## **2.20 Κόπωση αστοχιών φθοράς.**

Η φθορά συνήθως καθορίζεται ως η ανεπιθύμητη αφαίρεση υλικού από επιφάνειες που βρίσκονται σε επαφή λόγω μηχανικής δράσης. Αν και δεν είναι συχνά σοβαρό πρόβλημα όπως οι θραύσεις, η φθορά είναι ένα εξαιρετικά κοστοβόρο πρόβλημα. Η φθορά συνήθως είναι ένας προβλέψιμος τρόπος επιδείνωσης, περιμένουμε διάφορες τριβόμενες επιφάνειες σε μια μηχανή να φθαρούν τελικά. Σε πολλές περιπτώσεις αυτός ο τύπος της φθοράς μπορεί να ελαχιστοποιηθεί με κατάλληλη λίπανση, φιλτράρισμα και τεχνολογία υλικών ανάμεσα σε άλλους παράγοντες. Από πολλές απόψεις, η φθορά είναι



παρόμοια στην διάβρωση. Και οι δύο έχουν πολλές κατηγορίες και υποκατηγορίες, από τις οποίες συνήθως τουλάχιστον δυο προχωρούν ταυτόχρονα. Και οι δύο είναι προβλέψιμες κατά τη λειτουργία σε σταθερό περιβάλλον ενώ και οι δύο είναι εξαιρετικά δύσκολο να δοκιμαστούν και να αξιολογηθούν σε επιταχυνόμενες εργαστηριακές ή χρηστικές δοκιμές. Τέλος, και οι δύο έχουν συνήθως τεράστιες οικονομικές επιπτώσεις. Κατά τη μελέτη μιας αστοχίας όπου η φθορά είναι γνωστή ή υπάρχει η υποψία της ύπαρξής της, είναι αναγκαίο να υπάρχει καλή κατανόηση του ιστορικού και της χρήσης του εξαρτήματος ή του μηχανισμού που εμπλέκεται. Σε πολλές περιπτώσεις, δεν είναι δυνατόν να διεξαχθεί μια ενδεδειγμένη έρευνα μόνο με την απλή εξέταση του φθαρμένου εξαρτήματος. Επειδή η φθορά περιλαμβάνει και την αλληλεπίδραση και άλλων εξαρτημάτων και υλικών, αυτά πρέπει επίσης να μελετηθούν και επειδή η φθορά είναι ένα επιφανειακό φαινόμενο, οτιδήποτε επηρεάζει την επιφάνεια είναι πιθανόν να επηρεάζει και την συμπεριφορά της φθοράς.

### **2.21 Αποξεστικές και συγκολλητικές φθορές αστοχίας.**

Ο γενικός διαχωρισμός της φθοράς σε κατηγορίες φαίνεται παρακάτω:

- Αποξεστική φθορά
  - Διαβρωτική φθορά
  - Αλεστική τριβή
  - Τριβή κοίλανσης
- Συγκολλητική φθορά
- Fretting wear
- Κόπωση τάσεων επαφής
  - Κόπωση υποεπιφανειακής προέλευσης
  - Κόπωση επιφανειακής προέλευσης
  - Κόπωση subcase
  - Κόπωση σπηλαιώσης

### **2.22 Αστοχίες υδατικής διάβρωσης.**

- Γαλβανική διάβρωση.
- Ομοιόμορφη διάβρωση.
- Διάβρωση σχισμής.
- Διάβρωση με δημιουργία λάκκων
- Ρωγμές προκλημένες από την επίδραση του περιβάλλοντος.
- Ζημιά υδρογόνου.
- Διακρυσταλλική διάβρωση
- Αποκραμάτωση
- Αποσαθρωτική διάβρωση. [1]

### **2.23 Αστοχίες υψηλών θερμοκρασιών.**

Οι αστοχίες υψηλών θερμοκρασιών είναι πιθανόν το πιο πολύπλοκο είδος αστοχίας επειδή σχεδόν όλα τα είδη των αστοχιών μπορούν να συμβούν σε υψηλές θερμοκρασίες. Οι υψηλές θερμοκρασίες περιπλέκουν πάρα πολύ τις αναλύσεις των αστοχιών που συμβαίνουν και τις πιθανές λύσεις. Συνεπώς, αυτές οι αστοχίες πρέπει να εξετάζονται και να μελετώνται πολύ προσεκτικά επειδή τείνουν να αλληλεπιδρούν πολλοί από τους διαφορετικούς τύπους αστοχίας. Κατά κανόνα, ο τύπος της αστοχίας αναγνωρίζεται με την εξέταση των επιφανειών της θραύσης και με σύγκριση των συνθηκών λειτουργίας

για τις θραύσεις σε υψηλές θερμοκρασίες. Εκτός από την αξιολόγηση ρωγμών (fractographic), η οπτική μικροσκοπική ανάλυση σε αστοχίες υψηλών θερμοκρασιών χρειάζεται σε συνθήκες όπου οι συνθήκες είναι τέτοιες όπου συμβαίνει αλλαγή στη μεταλλουργική δομή των εξαρτημάτων που αστόχησαν.

Ο όρος υψηλές θερμοκρασίες χρειάζεται ορισμό. Κανονικά η ωφέλιμη στατική αντοχή ενός μετάλλου περιορίζεται από την αντοχή διαρροής του. Ωστόσο, όσο η θερμοκρασία αυξάνει, η ωφέλιμη αντοχή διαρροής ενός μετάλλου περιορίζεται από τον χρονικά εξαρτώμενο παράγοντα του ερπυσμού, ο οποίος είναι χρονικά εξαρτώμενη καταπόνηση που λαμβάνει χώρα υπό τάση. Κάθε μέταλλο ή κράμα πρέπει να θεωρείται ξεχωριστό λόγω των διαφορών στις ιδιότητες τους. Προσεγγιστικές τιμές για το χαμηλότερο όριο της συμπεριφοράς σε υψηλές θερμοκρασίες για ορισμένα μέταλλα και κράματα φαίνεται στον Πίνακα 2.1.

Μέταλλο	Θερμοκρασία	
	F	C
Κράματα αλουμινίου	300	150
Κράματα Τιτανίου	600	315
Χάλυβες χαμηλού άνθρακα και χαμηλής ποιότητας κράματα	700	370
Ωστεντίτης, κράματα σιδήρου υψηλών θερμοκρασιών	1000	540
Κράματα νικελίου και κοβαλτίου υψηλών θερμοκρασιών	1200	650
Πυρίμαχα μέταλλα και κράματα	1800-2800	980-1540

**Πίν.2.1** Προσεγγιστικές τιμές του κάτω ορίου της ανυψωμένης θερμοκρασιακής συμπεριφοράς για αρκετά μέταλλα και συστήματα κραμάτων.

Το κατάλληλο υλικό πρέπει να επιλέγεται για τον επιδιωκόμενο σχεδιασμό και συνθήκες χρήσης. Κάθε υλικό ή κράμα έχει όρια και μειονεκτήματα. Κατά τη λειτουργία σε υψηλές θερμοκρασίες, η διάρκεια ζωής ενός μεταλλικού εξαρτήματος είναι προβλέψιμα περιορισμένη είτε υπόκειται σε δυναμικά είτε σε στατικά φορτία. Αντιθέτως, σε χαμηλές θερμοκρασίες και απουσία διαβρωτικού περιβάλλοντος η διάρκεια ζωής ενός εξαρτήματος σε στατική λειτουργία είναι απεριόριστη, εάν τα λειτουργικά φορτία δεν ξεπερνούν το όριο διαρροής του μετάλλου.

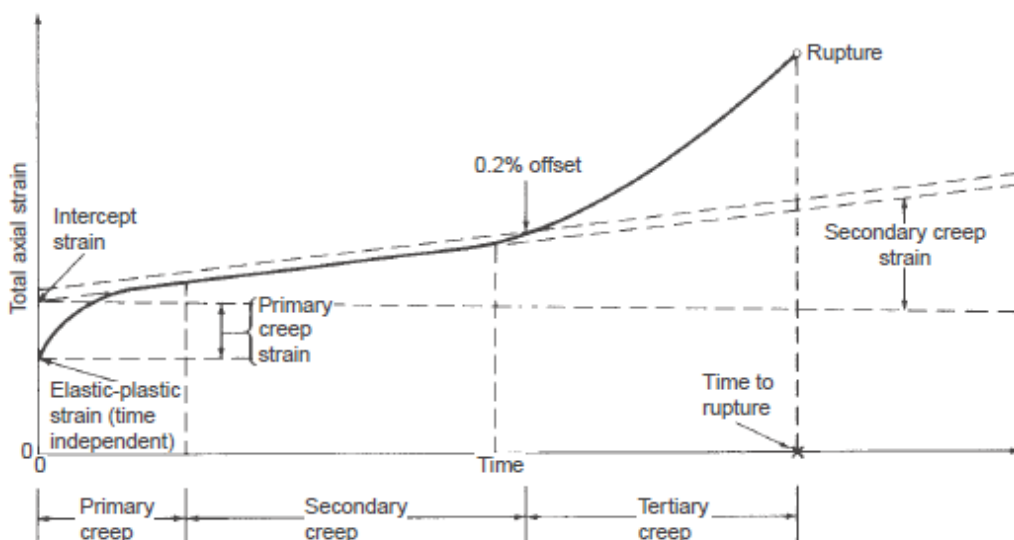
Οι βασικοί τύποι των αστοχιών αυξημένων θερμοκρασιών είναι ο ερπυσμός, η διάρρηξη τάσης, κόπωση χαμηλών ή υψηλών κύκλων, θερμική κόπωση, υπερφόρτωση, θερμή διάβρωση, ψαθυροποίηση, sulfidation, ενανθράκωση, οξείδωση, παραμόρφωση και συνδυασμοί τους όπως μεταβάλλεται το περιβάλλον. Τα προβλήματα υψηλών θερμοκρασιών είναι πολύ μεγάλες ανησυχίες στη βιομηχανία, καθώς και τους αεροπορικούς στροβιλοκινητήρες.

Γενικά, ο τύπος της αστοχίας στις παραπάνω εφαρμογές καθιερώνεται με την εξέταση των επιφανειών της θραύσης και με σύγκριση των συνθηκών λειτουργίας στις οποίες λαμβάνει χώρα η αστοχία με διαθέσιμα δεδομένα στον ερπυσμό, τάση διάρρηξης, πίεση, κόπωση υψηλών θερμοκρασιών και ιδιότητες θερμικής κόπωσης. Αυτή η ανάλυση είναι συνήθως επαρκής για τις περισσότερες αναλύσεις αστοχίας, αλλά μια πιο διεξοδική ανάλυση μπορεί να χρειάζεται όταν η τάση, ο χρόνος, η θερμοκρασία και το περιβάλλον έχουν ενεργήσει για να αλλάξει η μεταλλουργική μικροδομή του εξαρτήματος.

### 2.23.1 Ερπυσμός.

Εξ'ορισμού, ο ερπυσμός είναι η χρονικά εξαρτώμενη καταπόνηση ή σταδιακή αλλαγή του σχήματος ενός εξαρτήματος που είναι υπό τάση. Συνήθως θεωρείται ως το αποτέλεσμα της εφελκυστικής τάσης, αλλά ο ερπυσμός μπορεί και να συμβεί κάτω από όλους τους τύπους των τάσεων. Τυπικά, ο ερπυσμός ξεκινά σε περίπου το ένα τρίτο έως το μισό του σημείου τήξης του κράματος. Παράγοντες όπως η υψηλή θερμοκρασιακή έκθεση, γεωμετρία και η δομή των κόκκων επηρεάζουν τη συμπεριφορά του ερπυσμού. Ο ρυθμός ερπυσμού μειώνεται όταν αυξάνεται ο αριθμός των κόκκων. Μερικά εξαρτήματα όπως οι λεπίδες της τουρμπίνας επεξεργάζονται ώστε να σχηματίσουν δομή μονοκρυστάλλου (μονού κόκκου), η οποία έχει καλή αντίσταση στον ερπυσμό. Ο ερπυσμός δεν περιορίζεται στα μέταλλα, ενώ η σταδιακή αλλαγή του σχήματος υπό συμπιεστικές, στρεπτικές, καμπτικές και εσωτερικών πιέσεων τάσεις μπορεί ή όχι να οδηγήσουν σε θραύση.

Ο ερπυσμός συνήθως θεωρείται ότι προκύπτει σε τρία στάδια, όπως φαίνεται και στο Σχήμα 2.18 όπου απεικονίζεται η κόπωση ή επιμήκυνση εξαιτίας των εφελκυστικών τάσεων ως προς το χρόνο για σταθερές τιμές θερμοκρασίας και τάσης. Ακλουθώντας την αρχική ελαστική παραμόρφωση που προκύπτει από τα άμεσα αποτελέσματα του εφαρμοζόμενου φορτίου, το μέταλλο υποβάλλεται σε πλαστική καταπόνηση με μειούμενο ρυθμό καταπόνησης. Αυτό είναι το κύριο ή το πρώτο στάδιο του ερπυσμού που συμβαίνει εντός του μετάλλου κατά τη διάρκεια των πρώτων στιγμών μετά την εφαρμογή του φορτίου. Ωστόσο, ο ρυθμός παραμόρφωσης συνήθως επιβραδύνεται καθώς οι κρυσταλλογραφικές ατέλειες εντός του μετάλλου υφίστανται ευθυγράμμιση, οδηγώντας σε δευτερεύων ερπυσμό.



Σχ.2.18 Διάγραμμα καμπύλης τάσης – ερπυσμού που δείχνει τα τρία στάδια του ερπυσμού.

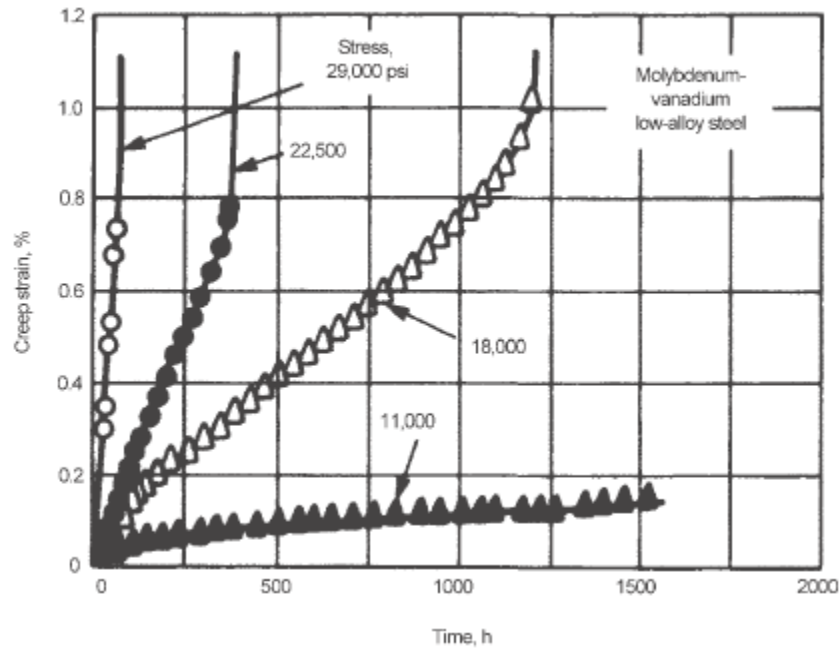
Το δεύτερο στάδιο ή δευτερεύων ερπυσμός, είναι ουσιαστικά μια κατάσταση ισορροπίας μεταξύ των μηχανισμών της λειτουργίας σκλήρυνσης και ανάκαμψης. Το μέταλλο ακόμα εκτείνεται υπό τάση αλλά όχι τόσο γρήγορα όσο το πρώτο στάδιο. Η διάρκεια του δευτέρου σταδίου του ερπυσμού εξαρτάται από την θερμοκρασία και τα

επίπεδα τάσης στο μέταλλο, όπως στο Σχήμα 2.18. Εδώ ένα κράμα χάλυβα δοκιμάστηκε σε μια συγκεκριμένη θερμοκρασία κάτω από τέσσερα επίπεδα τάσης που προκαλούν διαφορετικούς τύπους συμπεριφοράς. Το χαμηλότερο επίπεδο τάσης προκαλεί μικρή κόπωση ή αλλαγή στο σχήμα, ενώ διαδοχικά υψηλότερα επίπεδα τάσεων οδηγούν ταχέως σε θραύση.

Το στάδιο 3 ή τριτογενής ερπυσμός, είναι η σταδιακή αύξηση της καταπόνησης πριν την θραύση. Μπορεί να προέλθει από μεταλλουργικές αλλαγές εντός του μετάλλου που επιτρέπουν ταχείες αυξήσεις στην παραμόρφωση, συνοδευόμενα από σκλήρυνση κατά τη λειτουργία που είναι ανεπαρκής να επιβραδύνει τον αυξημένο ρυθμό ροής του μετάλλου. Στην τάση, ο τριτογενής ερπυσμός μπορεί να επιταχυνθεί με μια μείωση του εμβαδού διατομής που προκύπτει από ρωγμές ή εντοπισμένους λαιμούς. Περιβαλλοντικές επιδράσεις, όπως οξειδωση ή διάβρωση, μπορούν επίσης να αυξήσουν τον τριτογενή ρυθμό ερπυσμού.

Υπό ορισμένες συνθήκες, ορισμένα μέταλλα μπορεί να μην παρουσιάσουν και τα τρία στάδια της πλαστικής παραμόρφωσης. Για παράδειγμα, σε υψηλές τάσεις ή θερμοκρασίες, η απουσία του πρωτεύοντος ερπυσμού δεν είναι ασυνήθιστη, με τη δευτερεύουσα ή και σε εξαιρετικές περιπτώσεις, με την τριτογενή να ακολουθεί αμέσως μετά την φόρτιση. Στο άλλο άκρο, ιδιαίτερα σε χυτά κράματα μπορεί να μην παρατηρηθεί ο τριτογενής ερπυσμός και η θραύση μπορεί να συμβεί μόνο με την ελάχιστη έκταση.

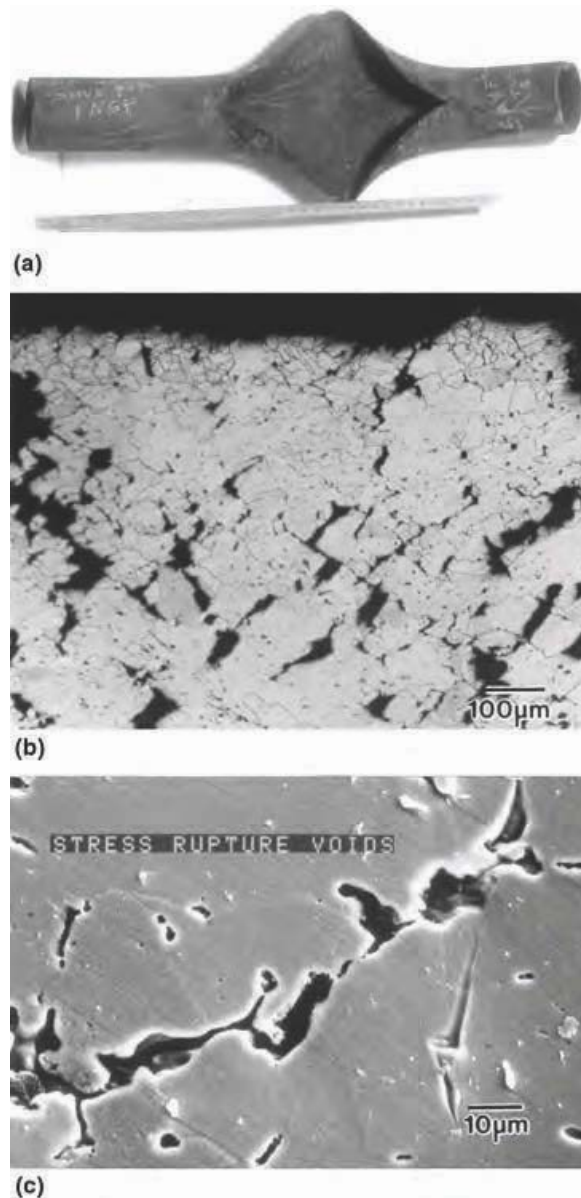
Η αναγνώριση των αστοχιών που προκαλούνται από τον ερπυσμό είναι συνήθως σχετικά εύκολη, κυρίως λόγω της παραμόρφωσης που εμπλέκεται συχνά. Ωστόσο, ανάλογα με το κράμα, η θραύση ερπυσμού μπορεί να είναι μακροσκοπικά είτε ψαθυρή είτε όλκιμη. Η ψαθυρή θραύση είναι περικρυσταλλική και συμβαίνει με λίγη ή καθόλου επιμήκυνση ή δημιουργία λαιμού. Οι διακρυσταλλικές θραύσεις ξεκινούν τυπικά στα τριπλά όρια των κόκκων κάτω από υψηλές τάσεις και χαμηλές θερμοκρασίες ερπυσμού ή στα κενά ερπυσμού (σπηλαιώσεις) κάτω από υψηλές θερμοκρασίες και χαμηλές τάσεις. Η όλκιμη θραύση είναι διακρυσταλλική και τυπικά συνοδεύεται από αισθητή επιμήκυνση και δημιουργία λαιμού. Ο τύπος της θραύσης εξαρτάται όχι μόνο από την θερμοκρασία αλλά και από το ρυθμό παραμόρφωσης. Σε σταθερή θερμοκρασία, η εμφάνιση είτε διακρυσταλλικής είτε περικρυσταλλικής θραύσης εξαρτάται από το ρυθμό κόπωσης. Αντίστροφα, σε σταθερό ρυθμό κόπωσης, ο τύπος της θραύσης εξαρτάται από την θερμοκρασία. Σε γενικές γραμμές, οι χαμηλότεροι ρυθμοί ερπυσμού, μεγαλύτεροι χρόνοι ρήξης ή υψηλότερες θερμοκρασίες προωθούν τις περικρυσταλλικές θραύσεις. Μερικές φορές, εξαρτήματα υποβαλλόμενα σε υψηλές θερμοκρασίες δεν αστοχούν ή δεν δημιουργείται ρωγμή, αλλά στρεβλώνονται.



**Σχ.2.19** Καμπύλες ερπυσμού για χάλυβα χαμηλού κράματος μολυβδαινίου – βαναδίου υπό τάση σε τέσσερα επίπεδα τάσης στους 600ο C.

### 2.23.2 Θραύση κόπωσης.

Οι όροι ρήξη τάσης και θραύση ερπυσμού χρησιμοποιούνται συχνά εναλλακτικά. Είναι παρόμοιοι, εκτός από το ότι στην αστοχία ρήξης τάσης, η τάση είναι υψηλότερη και ο χρόνος για την θραύση είναι μικρότερος από ότι στην κατάσταση ερπυσμού. Για παράδειγμα, τεστ ερπυσμού και ρήξης τάσης συχνά εκτελούνται για να αξιολογήσουν τη προσδόκιμο όριο ζωής ενός υλικού. Κατά τη διάρκεια μιας δοκιμής ρήξης τάσης, συνήθως μόνο η ονομαστική τάση, η θερμοκρασία, ο χρόνος θραύσης και η συνολική κόπωση καταγράφονται. Αυτά είναι ανεπαρκή δεδομένα για να σχεδιαστεί μια πλήρης καμπύλη ερπυσμού.



**Σχ.2.20** Ρήξη τάσης θερμαντικού σωλήνα: (a) θερμαντικός σωλήνας που αστόχησε εξαιτίας ρήξης τάσης (b) και (c) κενά ρήξης τάσης κοντά στην θραύση.

### 2.23.3 Αστοχία υπερθέρμανσης.

Η αστοχία υπερθέρμανσης γενικά εννοεί την αστοχία που καταλήγει από χρήση ενός εξαρτήματος σε θερμοκρασία υψηλότερη από αυτή που αναμενόταν στο σχεδιασμό. Ο χρόνος στη θερμοκρασία είναι πολύ σημαντικός παράγοντας και αυτού του τύπου οι αστοχίες συχνά αποκαλούνται βραχυπρόθεσμες και μακροπρόθεσμες αστοχίες υπερθέρμανσης. Μια βραχυπρόθεσμη αστοχία υπερθέρμανσης είναι εκείνη στην οποία ένα μοναδικό περιστατικό ή ένας μικρός αριθμός αριθμός από περιστατικά εκθέτει το εξάρτημα σε εξαιρετικά υψηλή θερμοκρασία (πολύ παραπάνω από το κανονικό), σε σημείο όπου συμβαίνει παραμόρφωση ή λυγισμός. Η υπερθέρμανση προκαλείται λόγω μη φυσιολογικών συνθηκών όπως η απώλεια ψυκτικής ροής και υπερβολικές θερμοκρασιακές μετατοπίσεις. Η μακροπρόθεσμη υπερθέρμανση συμβαίνει σε μακροπρόθεσμη περίοδο μηνών ή χρόνων. Μπορεί επίσης να υπάρχουν ενδείξεις βαριάς οξειδωσίας, ελάχιστης παραμόρφωσης και δευτερευόντων ρωγμών.

#### **2.23.4 Κόπωση υψηλής θερμοκρασίας.**

Η επίδραση της θερμοκρασίας στην αντοχή κόπωσης είναι επισημασμένη. Η αντοχή κοπώσεως μειώνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας. Ωστόσο, η ακριβής σχέση μεταξύ θερμοκρασίας και αντοχής κόπωσης ποικίλλει ευρέως, ανάλογα το κράμα και την θερμοκρασία στην οποία υποβάλλεται. Σε ορισμένες περιπτώσεις, το εξάρτημα μπορεί να λειτουργεί σε αυξημένη θερμοκρασία με τις τάσεις σταθερής κατάστασης και τύπου κοπώσεως (κυκλικές) να εναλλάσσονται. Σε αυτά τα εξαρτήματα, τα συνδυασμένα φορτία κόπωσης-ερπυσμού καταλήγουν σε σημαντικά μειωμένη ζωή σε υψηλές θερμοκρασίες σε σχέση με το αναμενόμενο σε απλά φορτία ερπυσμού, και αυτή η επίδραση πρέπει να λαμβάνεται υπόψη στην ανάλυση αστοχίας. Εάν η οξειδωση στη θραύση φαίνεται να είναι μέγιστη κοντά στην επιφάνεια του εξαρτήματος, η ρωγμή προκλήθηκε κατά κύριο λόγο εξαιτίας της κόπωσης. Ωστόσο, εάν η οξειδωση εμφανίζεται να είναι σχετικά ομοιόμορφη στην επιφάνεια της θραύσης, τα στατικά φορτία ή σταθερής κατάστασης μπορεί να ήταν πιο σημαντικά. Ωστόσο, άλλες παρατηρήσεις ανάλυσης αστοχίας πρέπει να γίνουν, όπως η παραμόρφωση ή η απουσία της και τα μοτίβα στην επιφάνεια της θραύσης.

#### **2.23.5 Θερμική κόπωση.**

Η κόπωση μπορεί να προκληθεί είτε από κυκλική μηχανική τάση είτε από κυκλική θερμική τάση. Οι ρωγμές της θερμικής κόπωσης είναι το αποτέλεσμα των επαναλαμβανόμενων κύκλων θέρμανσης και ψύξης, που παράγουν εναλλασσόμενα διαστολή και συστολή. Όταν το μέταλλο ψύχεται, διαστέλλεται, προκαλώντας παραμένουσες εφελκυστικές τάσεις εάν είναι περιορισμένο και δεν μπορεί να κινηθεί ελεύθερα. εάν η εναλλασσόμενη διαστολή και συστολή συνεχιστούν, θα σχηματιστούν ρωγμές κόπωσης και θα διαδίδονται κάθε φορά που το μέταλλο ψύχεται, όπως σε μια βαλβίδα εξαγωγής κινητήρα.

Οι θερμικοί κύκλοι μπορεί να προκληθούν από την τριβή, όπως σε δίσκους φρένων και πλάκες συμπλέκτη, όπου η επιφάνεια θερμαίνεται συχνά και διαστέλλεται λόγω της τριβής αλλά εμποδίζεται να επεκταθεί ελεύθερα από το ψυχρότερο, πιο ανθεκτικό μέταλλο κάτω από την επιφάνεια. Στην θερμή στρώση εμφανίζεται συμπιεστικός λυγισμός, προκαλώντας εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις όταν το μέταλλο συστέλλεται κατά την ψύξη. Αυτή η κατάσταση προκαλεί συχνά ρωγμές θερμικής κοπώσεως και καλείται συχνά θερμική αναχαίτιση. Αυτό το δίκτυο των πολλαπλών ρωγμών στην τριβόμενη επιφάνεια μπορεί να είναι ακίνδυνο εκτός εάν οι ρωγμές φθείρουν την ή εκτός εάν μια ή περισσότερες ρωγμές διαδοθούν και προκαλέσουν ολική θραύση.

Η θερμική κόπωση μπορεί να προκληθεί σε πολλά εξαρτήματα με το σχεδιασμό καμπυλών αντί ευθειών γραμμών εντός του συστήματος. Όταν γίνει αυτό, οι κύκλοι ψύξης και θέρμανσης απλά προκαλούν παραμόρφωση των καμπυλών αντί της δημιουργίας παραμενουσών τάσεων εφελκυσμού κατά την ψύξη. Βρόχοι επέκτασης και φουσούνες στις σωληνώσεις υψηλών θερμοκρασιών λειτουργούν με αυτή τη λογική.

Οι ρωγμές θερμικής κόπωσης συχνά εκκινούν στην επιφάνεια και στη συνέχεια διαδίδονται προσανατολισμένες κάθετα προς την επιφάνεια και το επίπεδο της μέγιστης τάσης. Μπορεί να εμφανιστούν μεμονωμένα, αλλά πολύ συχνά συμβαίνουν πολλαπλές μαζί. Επειδή η ρωγμή ξεκινάει εξωτερικά, το ποσό της διάβρωσης ή οξειδωσης κατά

μήκος της επιφάνειας μιας ρωγμής θερμικής κόπωσης είναι αντιστρόφως ανάλογη της ρωγμής. Οι ρωγμές θερμικής κόπωσης συνήθως διαδίδονται διακρυσταλλικά. Ωστόσο, παρουσία περικρυσταλλικής οξειδωσης, που μπορεί να βοηθήσει στην εκκίνηση των ρωγμών, οι ρωγμές θερμικής κόπωσης τείνουν να διαδίδονται κατά μήκος των ορίων των κόκκων.

#### **2.24 Μεταλλουργικές αστάθειες.**

Η τάση, ο χρόνος, η θερμοκρασία και το περιβάλλον μπορεί να ενεργήσουν για να αλλάξει η μεταλλουργική δομή κατά τις δοκιμές ή τη λειτουργία ενός εξαρτήματος και να συμβάλλει έτσι στην αστοχία μειώνοντας την αντοχή. Αυτές οι αλλαγές στη μικροδομή αναφέρονται ως μεταλλουργικές αστάθειες. Οι πηγές της αστάθειας περιλαμβάνουν διακρυσταλλική και μετακρυσταλλική μετάβαση θραύσης, ανακρυστάλλωση, γήρανση ή υπεργήρανση, καθίζηση διαμεταλλικής φάσης, καθυστερημένη μεταμόρφωση σε φάσεις ισορροπίας, μετάβαση τάξης-αταξίας, γενική οξειδωση, διακρυσταλλική οξειδωση, ρωγμές τάσης-διάβρωσης, διάβρωση ενισχυμένης σκουριάς και μόλυνση με ιχνοστοιχεία.

Η εκτίμηση της διάρκειας ζωής των μηχανισμών αστοχίας υψηλών θερμοκρασιών και μεταλλουργικών ασταθειών που μειώνουν το χρόνο ζωής ή προκαλούν απώλεια της λειτουργίας ή του χρόνου λειτουργίας σε εξαρτήματα υψηλών θερμοκρασιών γίνεται με κατάλληλες μεθόδους και τεχνικές που έχουν αναπτυχθεί για το σκοπό αυτό.

#### **2.25 Αστοχίες περιβαλλοντικής προέλευσης.**

Ένας κρίσιμος παράγοντας στην απόδοση των μετάλλων σε λειτουργία υψηλών θερμοκρασιών είναι το περιβάλλον και οι προκύπτουσες επιδράσεις επιφάνειας-περιβάλλοντος. Στην πραγματικότητα, η πιο σημαντική πηγή των αστοχιών αυξημένων θερμοκρασιών που απαιτούν την πρόωρη αντικατάσταση ενός εξαρτήματος είναι η περιβαλλοντική υποβάθμιση. Ο έλεγχος του περιβάλλοντος ή η προστασία των υλικών (με επικαλύψεις ή αυτό-προστατευόμενα οξειδία) είναι αναγκαίο για τις περισσότερες εφαρμογές υψηλών θερμοκρασιών.

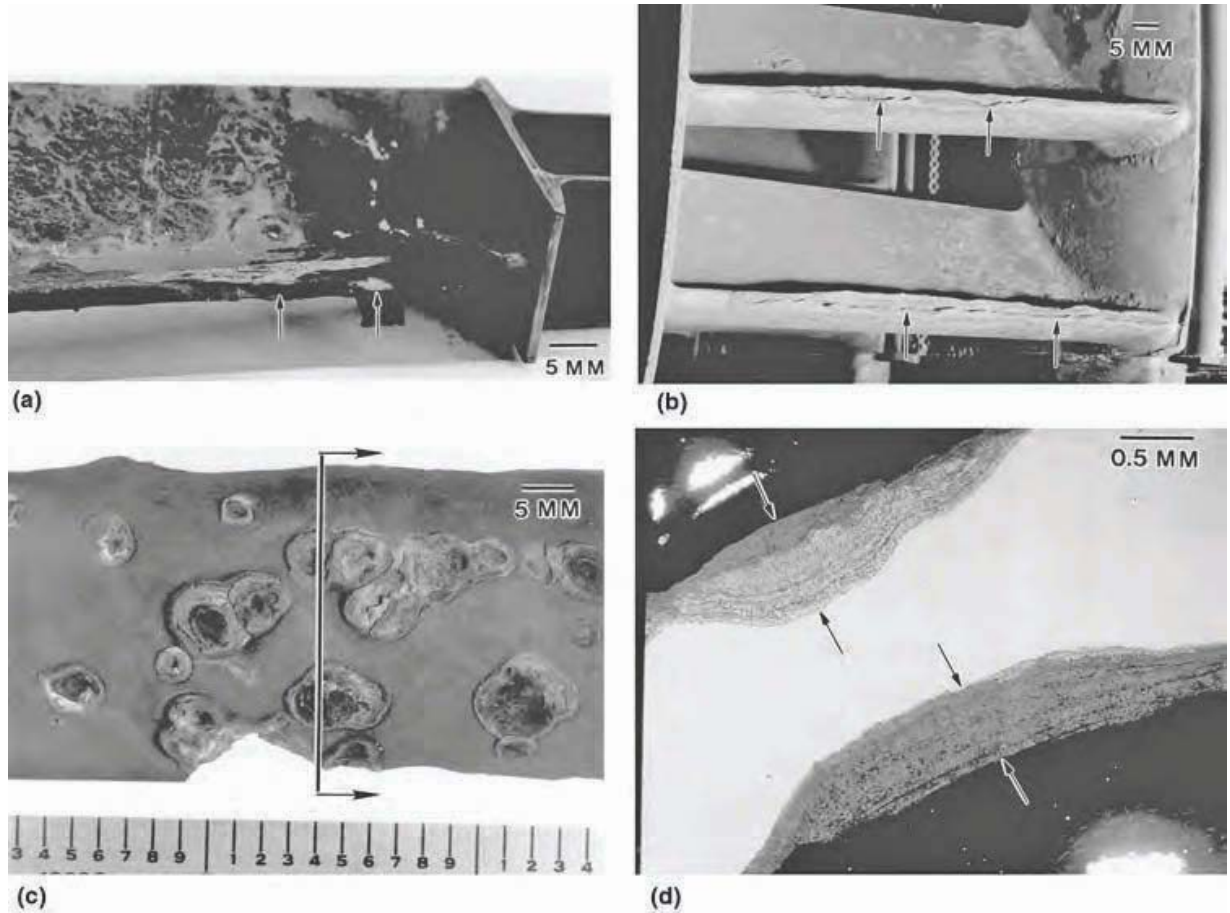
Η γενική οξειδωση μπορεί να οδηγήσει σε πρόωρη αστοχία. Η οξειδωση στο όριο των κόκκων μπορεί να παράγει ένα αποτέλεσμα εγκοπής που μπορεί να περιορίσει επίσης το διάστημα ζωής. Κάποια περιβάλλοντα μπορεί να είναι πιο επιβλαβή από κάποια άλλα. Η προσβολή των θερμαινόμενων επιφανειών σε ατμολέβητες από τέφρα που παράγεται από καύσιμα που περιέχουν βανάδιο μπορεί να είναι εξαιρετικά σοβαρή. Εμφανίζεται απώλεια μετάλλου στην εξωτερική επιφάνεια των σωληνώσεων που οδηγεί σε αδυνάτισμα του μετάλλου και αυξημένη κόπωση του σωλήνα. Επίσης, η προσβολή τέφρας βαναδίου και η θερμή διάβρωση είναι εξίσου βλαβερές στους αεριοστροβίλους. Η προσβολή υψηλών θερμοκρασιών συμβαίνει εξαιτίας του σχηματισμού χαμηλών σημείων τήξης βαναδίου ή επικαθήσεων θειωδών που προσβάλλουν τις επικαλύψεις και τα μεταλλικά εξαρτήματα. Στο Σχήμα 2.21 βλέπουμε την προσβολή θερμής διάβρωσης ενός πτερυγίου τουρμπίνας κράματος νικελίου.

Σε όλες τις αστοχίες αυξημένων θερμοκρασιών, τα χαρακτηριστικά του περιβάλλοντος πρέπει να εκτιμηθεί προσεκτικά. Αυτά περιλαμβάνουν όχι μόνο τη θερμοκρασία αλλά επίσης και εάν η θερμοκρασία είναι σταθερή ή κυμαινόμενη, τον ρυθμό της θερμοκρασιακής αλλαγής (που θα επηρεάσει τη διαφορική διαστολή και συστολή), τη



Θερμική αγωγιμότητα των εμπλεκόμενων μετάλλων, τα χαρακτηριστικά των ρευστών (υγρών και αέριων) που είναι σε επαφή με τις επιφάνειες και τον τρόπο που τα ρευστά έρχονται σε επαφή με τις μεταλλικές επιφάνειες.

Η φύση της επαφής των ρευστών είναι πολύ σημαντική σε ορισμένους τύπους εξαρτημάτων που έχουν υψηλούς ρυθμούς ροής αερίων ή υγρών σε υψηλές θερμοκρασίες και μπορούν να προκαλέσουν προβλήματα αποσάθρωσης.



**Σχ.2.21** Θερμή διαβρωτική προσβολή πτερυγίων τουρμπίνας κράματος νικελίου Rene 77 (a) Πτερύγιο χερσαίας τουρμπίνας πρώτου σταδίου. Παρατηρείται η συσσώρευση επικαθήσεων, το ξεφλούδισμα και η διάσπαση της ακμής προσβολής. (b) Σταθερά πτερύγια (c) Πτερύγιο χερσαίας τουρμπίνας, πρώτου σταδίου που έχει υποστεί θερμή προσβολή 2ου τύπου (d) Μεταλλουργική διατομή που δείχνει την στρωματοποιημένη διαβρωτική προσβολή που παρουσιάζεται στο (c).

### 2.26 Διάβρωση και αποσαθρωτική διάβρωση.

Ορισμένοι τύποι εξαρτημάτων λειτουργούν σε περιβάλλοντα όπου οι υψηλοί ρυθμοί ροής ρευστών σε υψηλές θερμοκρασίες είναι φυσιολογικά. Τυπικά αυτών των αερίων περιβαλλόντων είναι οι βαλβίδες εξαγωγής ΜΕΚ, λεπίδες και πτερύγια στα θερμά τμήματα αεριοστροβίλων και ατμοστροβίλων, συγκεκριμένες περιοχές σε διάφορους τύπους κλιβάνων και αγωγοί και σωληνώσεις που μεταφέρουν θερμά αέρια. Τυπικά εξαρτήματα ρευστών περιβαλλόντων υψηλών θερμοκρασιών είναι ακροφύσια και στρόβιλοι.

Το πρόβλημα με αυτά τα κομμάτια είναι ότι ο συνδυασμός υψηλών θερμοκρασιών και ροών ρευστών υψηλών ταχυτήτων συχνά καταλήγει σε διαβρωτική φθορά σε κρίσιμες περιοχές που συχνά καταστρέφει την αποτελεσματικότητα αυτών των

εξαρτημάτων και των συγκροτημάτων τους, η διαβρωτική φθορά προκαλείται από υψηλής ταχύτητας, χαμηλής τάσης σωματίδια που τείνουν να κόβουν ή διαβρώνουν κάθε υλικό στο οποίο γλιστρούν ή το πλήττουν. Σε γενικές γραμμές, οι υψηλές θερμοκρασίες μειώνουν τη σκληρότητα και την αντοχή του μετάλλου. Συνεπώς, οποιοδήποτε εξάρτημα που αλλάζει την κατεύθυνση των ρευστών υψηλής θερμοκρασίας και υψηλής ταχύτητας υπόκειται και σε αυξημένη αποσάθρωση από τη μηχανική δράση και σε αυξημένη διάβρωση από την χημική δράση των ρευστών στο εξάρτημα.

Τα προβλήματα διάβρωσης υψηλών θερμοκρασιών και αποσθρωτικής διάβρωσης είναι συχνά δύσκολο να αποφευχθούν. Οι πιθανές λύσεις περιλαμβάνουν ανάπτυξη και επιλογή ειδικών κραμάτων που μπορούν να αντισταθούν στην διάβρωση και αποσάθρωση υψηλών θερμοκρασιών, χρήση προστατευτικών επιστρώσεων και χρήση τεχνικών ψύξης για τη μείωση της θερμοκρασίας στα λειτουργικά εξαρτήματα. Συχνά, προστατευτικές επιστρώσεις διαφόρων τύπων μπορεί να είναι χρήσιμες, ειδικά εάν αυτά διαχέονται το βασικό μέταλλο και δημιουργούν ενώσεις ανθεκτικές στη διάβρωση και την φθορά. Διάφοροι τύποι επικαλύψεων πλούσιων σε αλουμίνιο χρησιμοποιούνται συχνά. όπως και κράματα με νικέλιο, κοβάλτιο και χρώμιο. [1]

### **2.27 Τύποι διάβρωσης.**

- Διάβρωση ενωμένης δομής.
- Διάβρωση συγκέντρωσης πυρήνων.
- Χασματοδιάβρωση.
- Διάβρωση ξεφλουδίσματος.
- Διάβρωση ψαθυρότητας.
- Διάβρωση υψηλής θερμοκρασίας.
- Διακρυσταλλική διάβρωση.
- Διάβρωση με δημιουργία βαθουλωμάτων.
- Σπηλαιωτική διάβρωση.
- Διάβρωση κόπωσης.
- Διαβρωτική οξείδωση.
- Νηματοειδής διάβρωση.
- Γαλβανική διάβρωση.
- Ψαθυρότητα υδρογόνου
- Μικροβιολογική διάβρωση.
- Ρωγμές διάβρωσης λόγω καταπόνησης. [2]

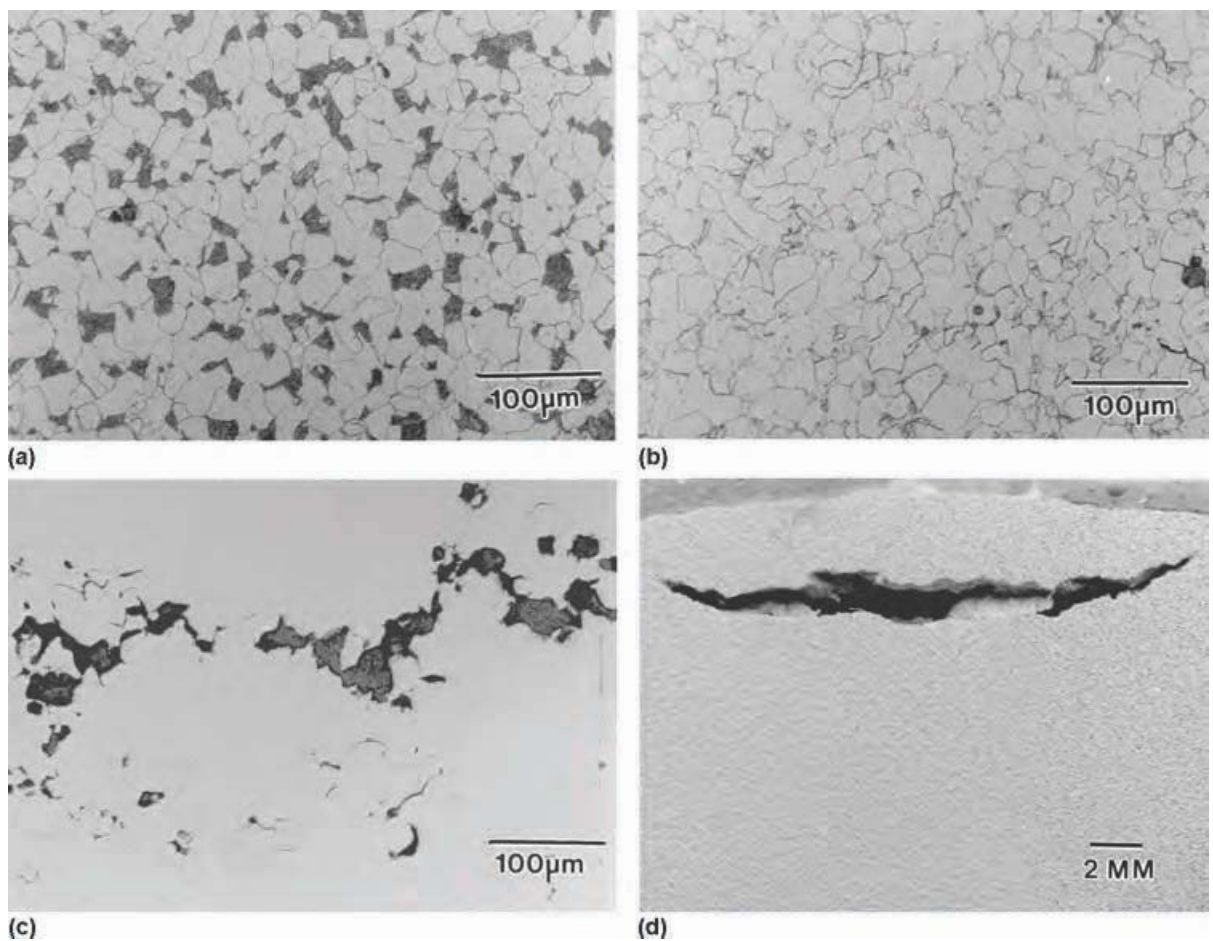
### **2.28 Γενική οξείδωση.**

Η οξείδωση έχει αναγνωριστεί από καιρό ως ένας σοβαρός περιορισμός στην χρησιμοποίηση των μετάλλων σε υψηλές θερμοκρασίες. Σε συγκεκριμένες εφαρμογές, το κυριότερο πρόβλημα των υψηλών θερμοκρασιών είναι η γενική οξείδωση ή scaling (φολίδωση). Αυτό είναι ιδιαίτερα αληθές όταν το μέταλλο υποβάλλεται σε επαναλαμβανόμενους κύκλους θέρμανσης και ψύξης. Στην οποία ένα στρώμα οξειδωτικών προϊόντων (scales-φολίδες) σχηματίζεται εξαιτίας της έκθεσης σε υψηλές θερμοκρασίες σε ένα οξειδωτικό περιβάλλον, συνήθως αέρας. Οι flakes (νιφάδες)

ξεφλουδίζουν όταν το μέταλλο κρυσώνει λόγω των διαφορών στη θερμική διαστολή και συστολή των φολιδών με το βασικό μέταλλο. Αφού οι φολίδες δεν είναι μέταλλο αλλά ένωση μετάλλου-οξειδίου, οι ιδιότητες μπορεί να είναι τελείως διαφορετικές. Σαν ομάδα, οι φερριτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες με χρώμιο θεωρούνται συνήθως ανώτεροι στην οξειδωτική αντίσταση σε σχέση με πολλά άλλα κράματα σιδήρου.

### 2.29 Επιπρόσθετες κατηγορίες οξείδωσης.

- Κονιοποίηση μετάλλου.
- Θρυμματισμός.
- Θείωση.
- Προσβολή υδρογόνου υψηλής θερμοκρασίας.
- Επαφή και ψαθυροποίηση υγρού μετάλλου. [1]



**Σχ.2.22** Γραμμή πλατφόρμας διυλιστηρίου προσβλημένη από υδρογόνο (a) Μικροδομή χωρίς φθορά (b) Απανθρακωμένες περιοχές που προκλήθηκαν από το υδρογόνο που εξαντλεί τα καρβίδια σιδήρου (c) Μικρορηγματώσεις σε εγκλείσματα (d) Κυψέλη υδρογόνου που προκλήθηκε από το σχηματισμό μεθανίου.

### 2.30 Πολυαξονική αντοχή κόπωσης.

Πολλά μηχανολογικά σχέδια και αναλύσεις αστοχιών περιλαμβάνουν τρισδιάστατους συνδυασμούς τάσης και καταπόνησης (πολυαξονικότητα) στην περιοχή των επιφανειών και εγκοπών που μπορεί να είναι περιοριστικά στις εφαρμογές κοπώσεως. Η προσέγγιση αυτή θεωρείται ως διακριτή από τις προσεγγίσεις θραυστομηχανικής εν όψει των δυσκολιών στην εφαρμογή της τελευταίας στις μικρές ρωγμές κόπωσης με αυστηρό

τρόπο.

### **2.31 Πρόσθετες εκτιμήσεις για την πρόβλεψη πολυαξονικής πρόβλεψης διάρκειας ζωής.**

- Αποτελέσματα μέσης καταπόνηση.
- Αποτελέσματα ακολουθιών εύρους καταπόνησης.
- Ακολουθίες της κατάστασης καταπόνησης.
- Όριο κόπωσης στην πολυαξονική πρόβλεψη διάρκεια ζωής.

### **2.32 Διάβρωση κόπωσης.**

Η διάβρωση κόπωσης αναφέρεται στο φαινόμενο της δημιουργία ρωγμών σε υλικά κάτω από την συνδυασμένη δράση της φόρτισης (ή κυκλικής) κόπωσης και διαβρωτικού (επιβλαβούς) περιβάλλοντος. Το φαινόμενο είναι γνωστό να συμβαίνει σε πολλά μηχανολογικά κράματα σε ένα μεγάλο εύρος περιβαλλοντικών συνθηκών και έχει αναγνωριστεί σαν μια πολύ σημαντική αιτία για την αστοχία μηχανολογικών κατασκευών. Ο χαρακτηρισμός και η κατανόηση της κινηματικής και των μηχανισμών της διάβρωσης κόπωσης, είναι αναγκαία για την πρόβλεψη της διάρκειας ζωής της λειτουργίας, τον έλεγχο της κόπωσης και την ανάπτυξη κραμάτων ανθεκτικών στην κόπωση. Το πρωτεύον χαρακτηριστικό της ανάπτυξης των ρωγμών διαβρωτικής κόπωσης είναι ότι ο ρυθμός ανάπτυξης μπορεί να είναι σημαντικά μεγαλύτερος στο διαβρωτικό περιβάλλον σε σχέση με αυτούς που λήφθηκαν σε αβλαβή περιβάλλοντα (όπως περιβάλλον κενού) και ότι ο ρυθμός ανάπτυξης των ρωγμών μπορεί να εξαρτάται από ένα μεγάλο αριθμό χημικών και ηλεκτροχημικών μεταβλητών που δεν είναι παρόντες σε ένα αβλαβές περιβάλλον.

Πολλαπλοί μηχανισμοί διαβρωτικής κόπωσης έχουν προταθεί για να εξηγήσουν τους αυξημένους ρυθμούς ανάπτυξης των ρωγμών με ποικίλους βαθμούς επιτυχίας. Ο γενικευμένος μηχανισμός σχηματισμού ρωγμών διαβρωτικής κόπωσης περιλαμβάνει την μοναδική ή αμοιβαία εμφάνιση υδρογονικά-προκλημένων ρωγμών και την ανοδική διάλυση του άκρου της ρωγμής. Φαίνεται ότι υπάρχουν επί του παρόντος τουλάχιστον τέσσερεις πιθανοί μηχανισμοί ανοδικής διάλυσης:

- Διάλυση ολίσθησης.
- Διάλυση ψαθυρού φιλμ (στρώσης).
- Διαβρωτική σπηλαιώση.
- Επιλεκτική διάλυση (αποκραμάτωση-dealloying)

Η ψαθυρότητα υδρογόνου φαίνεται να διαίρειται σε πέντε τύπους μηχανισμών:

- Απώλεια συνοχής.
- Πίεση.
- Προσρόφηση.
- Παραμόρφωση.
- Ψαθυρότητα υδριδίου. [2]

### **2.33 Διαβρωτική κόπωση.**

Η διαβρωτική κόπωση είναι μια ειδική διαδικασία φθοράς που εμφανίζεται στην επιφάνεια επαφής μεταξύ δύο υλικών κάτω από φορτίο και υποβαλλόμενα σε μικρή σχετική κίνηση με κραδασμούς ή κάποια άλλη δύναμη. Η ζημιά ξεκινά με την τοπική

κόλληση μεταξύ των εφαιπτόμενων επιφανειών και εξελίσσεται όταν τα κολλημένα σωματίδια αφαιρούνται από την επιφάνεια. Όταν τα κολλημένα σωματίδια αφαιρούνται από την επιφάνεια, μπορεί αν αντιδράσουν με τον αέρα ή άλλα διαβρωτικά περιβάλλοντα. Οι πληγείσες επιφάνειες εμφανίζουν λάκκους ή αυλάκια με περιβάλλοντα προϊόντα διάβρωσης. Σε σιδηρούχα μέταλλα, το προϊόν της διάβρωσης είναι συνήθως ένα πολύ λεπτό, κοκκινωπό οξείδιο σιδήρου. Στο αλουμίνιο, είναι συνήθως μαύρο. Τα υπολείμματα από την διάβρωση των ευγενών μετάλλων δεν οξειδώνονται.

### **2.34 Αξιολόγηση διάρκειας ζωής υψηλών θερμοκρασιών.**

Η τρέχουσα θεωρία της θραυστομηχανικής αντιμετωπίζει την κυκλική ανάπτυξη ρωγμής ως ένα γραμμικό ελαστικό φαινόμενο. Η παραμένουσα αντοχή σε ένα δομικό συστατικό συχνά υπολογίζεται σε δείκτες γραμμικής ελαστικής θραύσης. Η ελαστοπλαστική ή πλήρης πλαστική ανάλυση όπως η J-ολοκληρωτική προσέγγιση, χρησιμοποιείται όταν προκύπτει λυγισμός μεγάλης κλίμακας. Όλες οι υπάρχουσες μέθοδοι για την ανάλυση της ανάπτυξης των ρωγμών για την φασματική πρόβλεψη της διάρκειας ζωής βασικά ασχολούνται με τη χρήση δεδομένων υλικού σταθερού εύρους ανάπτυξης ρωγμής για τον υπολογισμό ιστορικού ανάπτυξης ρωγμής ενός δομικού συστατικού. Για την ανάπτυξη ρωγμής σε υψηλή θερμοκρασία, η συμβατική μεθοδολογία ανάπτυξης ρωγμής που έχει αναπτυχθεί στη συμπεριφορά του υλικού σε θερμοκρασία δωματίου δεν θα είναι πλέον εφαρμόσιμη.

### **2.35 Εκτίμηση διάρκειας ζωής υψηλών θερμοκρασιών.**

Οι τρέχουσες προσεγγίσεις στην εκτίμηση ζημιάς ερπυσμού των εξαρτημάτων μπορεί να ταξινομηθεί σε 2 ευρείς κατηγορίες:

1. Ιστορικά βασιζόμενες μέθοδοι, στις οποίες η λειτουργική ιστορία μηχανημάτων σε συνδυασμό με πρότυπα δεδομένα ιδιοτήτων υλικών εφαρμόζονται για να υπολογίζουν την κλασματική διάρκεια ζωής ερπυσμού που έχει απομείνει, χρησιμοποιώντας τον κανόνα διάρκειας ζωής-κλάσματος ή άλλους κανόνες ζημιάς.
2. Μέθοδοι βασισμένες σε αξιολόγηση μετά το πέρας της λειτουργία του εξαρτήματος.

Σε ιστορικά βασισμένες μεθόδους, τα αρχεία των μηχανημάτων και το ιστορικό χρόνου-θερμοκρασίας των εξαρτημάτων επανεξετάζεται. Το κλάσμα ερπυσμού-διάρκειας ζωής που καταναλώνεται για κάθε τμήμα χρόνου-θερμοκρασίας μπορεί στη συνέχεια να υπολογιστεί και να συνοψιστεί χρησιμοποιώντας το χαμηλότερο φράγμα δεδομένων του ISO και τον κανόνα διάρκειας ζωής-κλάσματος ή άλλους κανόνες ζημιάς. Η πιο κοινή προσέγγιση στον υπολογισμό της ζημιάς του συσσωρευτικού ερπυσμού είναι να υπολογίσει το ποσό της διάρκειας που δαπανήθηκε χρησιμοποιώντας χρονικά κλάσματα ή καταπόνησης. Όταν όλες οι κλασματικές ζημιές προστίθενται, τότε η αστοχία έχει τεκμηριωθεί ότι συμβαίνει.

Οι τρέχουσες διαδικασίες αξιολόγησης μετά τη λειτουργική χρήση ενός εξαρτήματος περιλαμβάνουν συμβατικές Μη καταστροφικές μεθόδους (NDE), μετρήσεις διαστάσεων και εκτιμήσεις διάρκειας ζωής-ερπυσμού μέσω της επιταχυνόμενης δοκιμής ερπυσμού. Όλες αυτές οι μέθοδοι έχουν περιορισμούς. Οι συνήθεις NDE μέθοδοι συχνά αποτυγχάνουν να ανιχνεύσουν αρχόμενη ζημιά ερπυσμού και ζημιά στη μικροδομή, που

μπορεί να είναι πρόδρομοι ταχείας και απροσδόκητης αστοχίας. Λόγω αγνώστων αποκλίσεων στις αρχικές διαστάσεις, αλλαγές στις διαστάσεις δεν μπορούν να ανιχνευτούν με σιγουριά. Οι μετρήσεις διαστάσεων αποτυγχάνουν να παρέχουν ενδείξεις τοπικής ζημιάς ερπυσμού που προκαλείται από τοπική κόπωση όπως αυτές που προκαλούνται στις περιοχές των συγκολλήσεων που έχουν επηρεαστεί από την θερμότητα και σε περιοχές των συγκεντρώσεων τάσεων στο βασικό μέταλλο. Οι ρωγμές συχνά εκδηλώνονται χωρίς την εκδήλωση συνολικής τάσης. Επιπλέον, η κρίσιμη συσσώρευση τάσης που προηγείται της θραύσης μπορεί να ποικίλλει ευρέως με μια ποικιλία λειτουργικών παραμέτρων των υλικών και με την κατάσταση της καταπόνησης.

Μια κοινή μέθοδος για την εκτίμηση της υπολειπόμενης διάρκειας ζωής του ερπυσμού είναι η διεξαγωγή επιταχυνόμενων δοκιμών ρήξης σε θερμοκρασίες πολύ παραπάνω από τη θερμοκρασία λειτουργίας. Η καταπόνηση διατηρείται όσο κοντά γίνεται στην λειτουργική τιμή της επειδή μόνο δοκιμές κυμαινόμενης ισοκαταπόνησης πιστεύεται ότι συμμορφώνονται με τον κανόνα της διάρκειας ζωής-κλάσματος. Τα αποτελέσματα του χρόνου για ρήξη χαράσσονται σε σχέση με τη θερμοκρασία. Με παρεκβολή των αποτελεσμάτων των δοκιμών στην θερμοκρασία λειτουργίας, υπολογίζεται η υπολειπόμενη διάρκεια ζωής για τις πραγματικές συνθήκες λειτουργίας.

### **2.36 Διάρκεια ζωής ερπυσμού.**

Η ανάπτυξη των ρωγμών ερπυσμού μπορεί να χαρακτηριστεί από την άποψη της ανάπτυξης ρωγμών θραυστομηχανικής από την σταθερής κατάστασης (μεγάλης κλίμακας καθεστώς ανάπτυξη ρωγμής) παραμέτρου  $C^*$  και της μεταβατικής παραμέτρου  $C_t$ . η παράμετρος  $C_t$  είναι θεωρητικά ισοδύναμη με το  $K$  (ο παράγοντας τάσης-έντασης της κορυφής της ρωγμής) υπό μικρής κλίμακας ερπυσμό. Γίνεται  $C^*$  όταν το ποσό της παραμόρφωσης λόγω ερπυσμού προσεγγίζει την σταθερή κατάσταση ερπυσμού. Συνεπώς, ο συντελεστής  $C_t$  μπορεί να χρησιμοποιηθεί για όλο το εύρος των παραμορφώσεων ερπυσμού. Επειδή ο παράγοντας  $K$  είναι ένας πιο βολικός παράγοντας και όλες οι μεθοδολογίες ανάλυσης της ανάπτυξης ρωγμής έχουν βασιστεί στο  $K$ , η χρήση του  $K$  (αντί του  $C_t$ ) είναι προτιμότερη όταν το επιτρέπει η κατάσταση. Εάν το υλικό είναι ανθεκτικό στον ερπυσμό, η ζώνη ερπυσμού του μπορεί να είναι μικρότερη από τις αντίστοιχες σε όγκιμα υλικά ως προς τον ερπυσμό. Με την ανάλυση και αναθεώρηση των δεδομένων ανάπτυξης ρωγμών ερπυσμού έχει εξαχθεί το συμπέρασμα ότι τα περισσότερα υπερκράματα υψηλών θερμοκρασιών για αεροσκάφη ανήκουν στην κατηγορία των υλικών που είναι ανθεκτικά στον ερπυσμό. Σε αυτές τις περιπτώσεις, η γραμμική ελαστική σταθερά  $K$  μπορεί, σε κάποιες περιπτώσεις, να χαρακτηρίζει επαρκώς τη συμπεριφορά υψηλών θερμοκρασιών σε αυτά τα κράματα. [2]

### **2.37 Θερμική και θερμομηχανική κόπωση σε δομικά κράματα.**

#### **2.37.1 Εκκίνηση ρωγμών σε θερμική και θερμομηχανική κόπωση.**

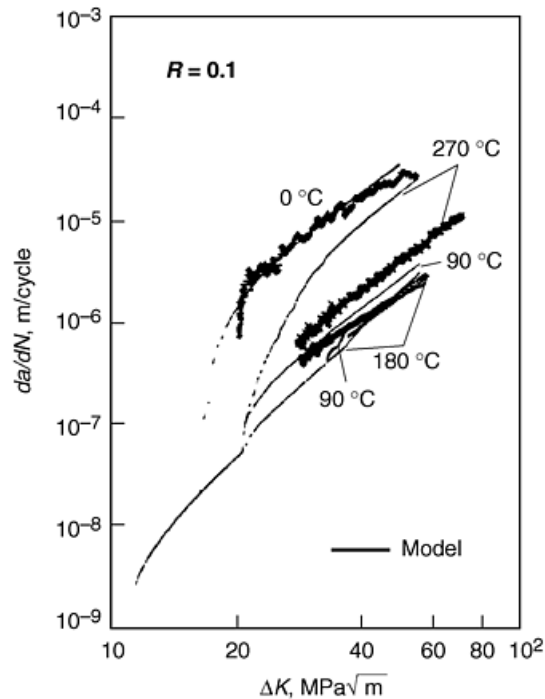
Η έναρξη της ρωγμής σε υπερκράματα βασισμένα στο νικέλιο μπορεί να συμβεί περικρυσταλλικά σε οξειδωμένα, επιφανειακά εκτεθειμένα σύνορα των κόκκων ή διακρυσταλλικά. Η διακρυσταλλική εκκίνηση μπορεί να προκληθεί από ετερογενή ολίσθηση επιπέδων που προκαλεί εκκίνηση κατά μήκος παραμενουσών ζωνών ολίσθησης σε ελεύθερες επιφάνειες. Η διακρυσταλλική έναρξη μπορεί επίσης να προκύψει σε πόρους, εγκλείσματα και καρβίδια. Η διακρυσταλλική εκκίνηση ρωγμών

είναι πιο εμφανής σε χαμηλές θερμοκρασίες και υψηλές συχνότητες. Αυτό οφείλεται στο ότι η συνεισφορά του ερπυσμού και των περιβαλλοντικών συνιστωσών είναι ελάχιστη. Οι Gell και Leverant υπέδειξαν ότι μια από τις πρώτες παρατηρούμενες επιδράσεις ενός αυξημένου συστατικού ερπυσμού είναι η μετάβαση από την διακρυσταλλική στην περικρυσταλλική εκκίνηση. Όσο αυξάνει η θερμοκρασία, οι συνθήκες εκκίνησης μεταβάλλονται από διακρυσταλλικά σε περικρυσταλλικά. Σε υψηλές θερμοκρασίες η εκκίνηση των ρωγμών είναι κυρίως περικρυσταλλικά. Αυτό αποδίδεται στην αυξημένη συνεισφορά της ζημιάς από τον ερπυσμό και την περιβαλλοντική προσβολή. Η περιβαλλοντική προσβολή φαίνεται να είναι η πιο κυρίαρχη από τους δύο μηχανισμούς ζημιάς. Η περικρυσταλλική εκκίνηση της ρωγμής τυπικά λαμβάνει χώρα στα σύνορα κόκκων συνδεόμενα ε οξειδωμένη επιφάνεια που συνδέονται συχνά με παρακείμενη ζώνη «εξάντλησης». Η επιλεκτική περιβαλλοντική προσβολή των συνόρων των κόκκων συμβαίνει εξαιτίας της ευκολότερης διαδρομής της διάχυσης οξυγόνου. Η μείωση στη διάρκεια ζωής της κόπωσης με την αυξημένη θερμοκρασία και μειωμένη συχνότητα μπορεί να αποδοθεί μερικώς στη μετάβαση από την διακρυσταλλική στην περικρυσταλλική εκκίνηση τη ρωγμής. Γενικά, η περικρυσταλλική εκκίνηση ρωγμής συμβαίνει με ταχύτερο ρυθμό από την διακρυσταλλική εκκίνηση ρωγμής.

### **2.37.2 Διάδοση ρωγμών σε θερμική και θερμομηχανική κόπωση.**

Είναι σημαντικό να γνωρίζουμε τον τρόπο της διάδοσης της ρωγμής για να αναπτύξουμε ουσιαστικά μοντέλα θραυστομηχανικής ή μικρομηχανικά μοντέλα για να χαρακτηρίσουμε την οδηγή δύναμη της διάδοσης. Η αλληλεπίδραση της ζημιάς ερπυσμού και της περιβαλλοντικής προσβολής και των επιδράσεων τους στην διάδοση τω ρωγμής υπό συνθήκες θερμοδυναμικής κόπωσης μπορεί να είναι πολύ περίπλοκη. Γενικά, η θερμομηχανική κόπωση **OP** προκαλεί διακρυσταλλική διάδοση ρωγμής ενώ η θερμομηχανική κόπωση **IP** προκαλεί περικρυσταλλική, εντός αντιπροσωπευτικών λειτουργικών ορίων θερμοκρασίας και τάσης. Επιπλέον, η περικρυσταλλική διάδοση της ρωγμής στην θερμομηχανική περίπτωση **IP** αποδίδεται σε ένα στοιχείο εφελκυστικού ερπυσμού που καταλήγει σε ratcheting στο μικροεπίπεδο και τελικά καταλήγει στην αποδυνάμωση των κόκκων.

Γενικά, η TMF **OP** παράγει περικρυσταλλική διάδοση ρωγμών ενώ η περικρυσταλλική διάδοση ρωγμών παρατηρείται στην περίπτωση της περίπτωσης TMF **IP**. Αυτό έχει επιβεβαιωθεί με πολλαπλά πειράματα, αν και έχουμε περιπτώσεις όπου έχουμε την ύπαρξη και διακρυσταλλικής και περικρυσταλλικής διάδοσης ρωγμών σε TMF **OP**.



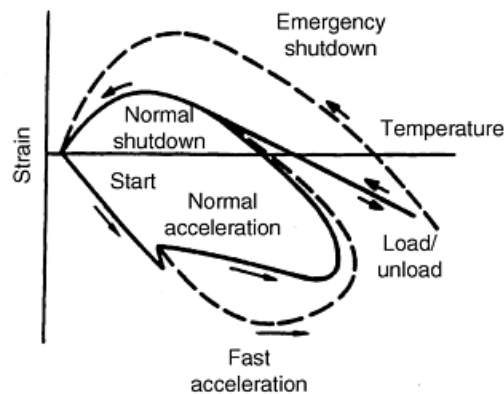
**Σχ.2.23** Ρυθμοί ανάπτυξης ρωγμών σε θερμική και θερμομηχανικές περιπτώσεις για κράμα νικελίου Inconel 718.

### 2.37.3 Μεταβολές θερμοκρασίας-τάσης σε υπηρεσία.

Οι McNight, Laflen και Spamer διεξήγαγαν ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων των πτερυγίων τουρμπίνας με έναν απλουστευμένο κύκλο αποστολής. Ο σκοπός ήταν η ανάλυση της άκρης της ρωγμής εξαιτίας της θερμομηχανικής κόπωσης. Στην ανάλυση τους ενός αερόψυκτου πτερυγίου τουρμπίνας επικεντρώθηκαν σε ένα κάλυμμα μύτης που καταδείχτηκε ως “squealer tip” ακριβώς κάτω από το χείλος προσβολής. Έδειξαν ότι σε αυτή την κρίσιμη περιοχή, το πτερύγιο υφίσταται έναν κύκλο τύπου TMF OP με ένα μικρό ποσό ratcheting στην κατεύθυνση της συμπίεσης. Η ανάλυση έδειξε ότι το εύρος μηχανικής κόπωσης (το κύριο στοιχείο της καταπόνησης) στην κρίσιμη περιοχή ήταν κοντά στο 0.31% μετά από αρκετούς κύκλους και με τη μέγιστη θερμοκρασία στους 3100° C. Και η μέγιστη και η ελάχιστη μηχανική καταπόνηση ήταν αρνητικές. Η θερμοκρασία καταπόνησης ήταν κατά κύριο λόγο ένας κύκλος TMF OP με μια αρχική θερμοκρασία 300° C. κάτω από αυτές τις συνθήκες η διάρκεια ζωής του Rene 80 (υπερκράμα νικελίου) προσομοιωμένο σε εργαστηριακό δείγμα ήταν 3000 κύκλοι. Οι Embley και Russell μελέτησαν τις φάσεις της θερμοκρασίας που είναι ιδιαίτερα περίπλοκες και αντιπροσωπευτικές αυτών που βιώνονται από τα πτερύγια των τουρμπίνων. Ο Bernstein και οι συνάδελφοι του μελέτησαν επίσης «πιστές» ιστορίες τυπικές του χείλους προσβολής των πτερυγίων τουρμπίνων. Ένα σχήμα του ιστορικού δίδεται στο Σχήμα.24 και είναι παρόμοιο με αυτό των Embley και Russell. Πρέπει να σημειωθεί ότι κατά την εκκίνηση η συμπεριφορά είναι τύπου TMF OP. Υψηλότερες καταπονήσεις στην κατεύθυνση συμπίεσης επιτυγχάνονται για ταχεία επιτάχυνση σε σχέση με την φυσιολογική επιτάχυνση. Η θερμοκρασία δεν φτάνει μέγιστο στην κορυφή της θερμοκρασίας· η θερμοκρασία φτάνει ένα μέγιστο κατά τη σταθερή λειτουργία (το τμήμα φόρτωσης/αποφόρτισης). Κατά το φυσιολογικό σβήσιμο, η καταπόνηση αυξάνεται στην κατεύθυνση του εφελκυσμού όπως μειώνεται η θερμοκρασία. Στην περίπτωση σβησίματος έκτακτης ανάγκης οι εφελκυστικές μηχανικές καταπονήσεις που



επιτυγχάνονται μπορεί να είναι σημαντικά μεγαλύτερες.



Σχ.2.24 Ιστορικό καταπόνησης/θερμοκρασίας από ένα πτερύγιο τουρμπίνας.

#### 2.37.4 Θερμικό σοκ.

Το θερμικό σοκ εμφανίζεται κάτω από συνθήκες ταχείας αλλαγής της θερμοκρασίας και καταλήγει σε θερμικές τάσεις που προκαλούν θραύση του υλικού. Υπάρχουν τρεις βασικές διαφορές μεταξύ του θερμικού σοκ και της θερμικής κόπωσης:

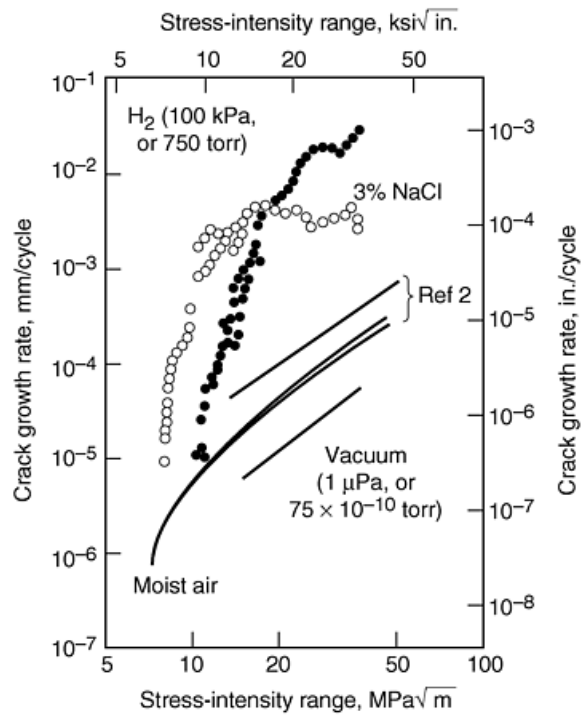
1. Το θερμικό σοκ είναι μια μοναδική εφαρμογή της μεταβολής της θερμοκρασίας ενώ η θερμική κόπωση ευνοεί επαναλαμβανόμενους θερμικούς κύκλους.
2. Οι φυσικές ιδιότητες όπως η ειδική θερμότητα και η θερμική αγωγιμότητα επηρεάζουν τις τάσεις που αναπτύσσονται κάτι που δεν συμβαίνει στην περίπτωση της ημιστατικής θερμικής καταπόνησης επειδή οι ρυθμοί καταπόνησης είναι υψηλοί στην περίπτωση του θερμικού σοκ και είναι σημαντική και η ευαισθησία του υλικού στον ρυθμό της καταπόνησης.
3. Οι τάσεις που παράγονται στο θερμικό σοκ είναι αρκετά υψηλές ώστε τα επίπεδα της σκληρότητας της θραύσης είναι σημαντικά ενώ δεν υπεισέρχονται στους υπολογισμούς της θερμικής κόπωσης.

Το θερμικό σοκ στα μέταλλα μπορεί να εμφανιστεί σε θερμές βιομηχανικές εφαρμογές, όπως η ταχεία αύξηση της θερμοκρασίας στον κάννη ενός όπλου, συνθήκες θερμότητας τριβής όπως οι δίσκοι των φρένων και ταχείες εκκινήσεις κινητήρων.

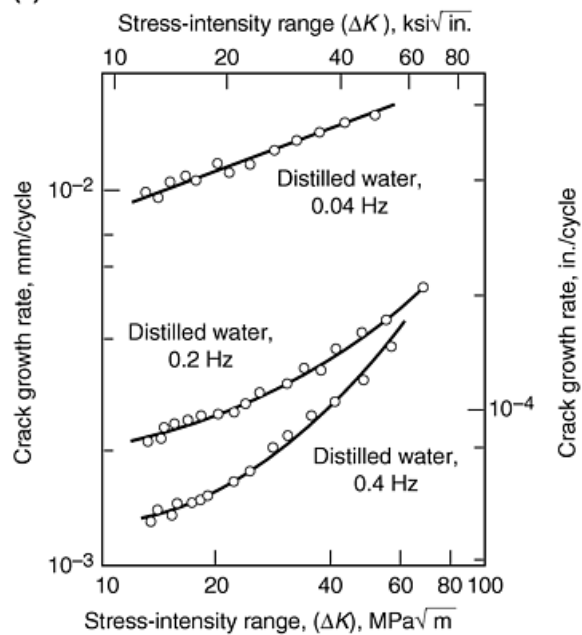
Μια παραλλαγή του θερμικού σοκ είναι η θερμική διαγράμμιση. Στην κόπωση της θερμικής διαγράμμισης οι επιφανειακές διακυμάνσεις της θερμότητας αναπτύσσονται εξαιτίας της ανάμειξης των ρευμάτων των ρευστών που προσκρούουν στην επιφάνεια των δομών. Μια βαθμίδα θερμοκρασίας αναπτύσσεται μέσα στο τοίχωμα του εξαρτήματος και οι συχνότητες είναι γενικά πολύ ψηλότερες από τις κλασικές δοκιμές θερμικής κόπωσης.

#### 2.38 Δοκιμές κόπωσης οξείδωσης.

Οι περιβαλλοντικές επιδράσεις διαδραματίζουν ένα κυρίαρχο ρόλο στην συμπεριφορά της κόπωσης, όπως απεικονίζεται και στην ανάπτυξη ρωγμών κόπωσης εργαστηριακών δοκιμών (Σχήμα 2.25). Πολλά περιβάλλοντα μπορούν να παράξουν μια σημαντική αύξηση στο ρυθμό ανάπτυξης των ρωγμών, συμπεριλαμβανόμενων και φαινομενικά αβλαβών περιβαλλόντων νερό υψηλής καθαρότητας, εργαστηριακός αέρας και πολύ χαμηλές μερικές πιέσεις οξυγόνου, υδρογόνου ή υδρατμών.

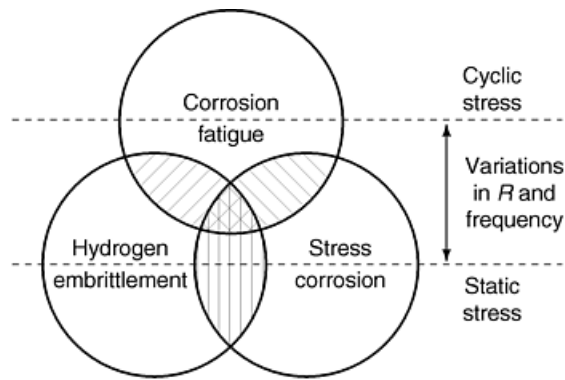


(a)

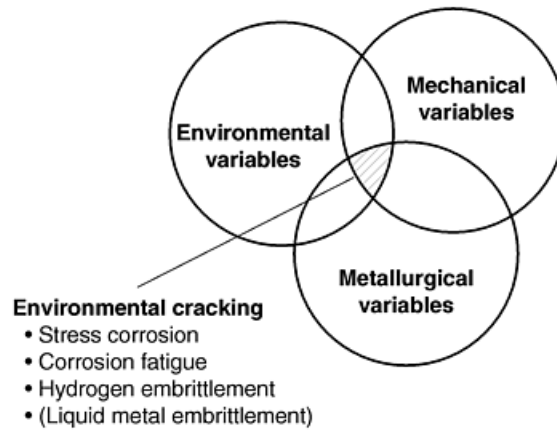


(b)

**Σχ.2.25** Ρυθμοί ανάπτυξης ρωγμής διαβρωτικής κόπωσης σε θερμοκρασία δωματίου (A) Επίδραση του περιβάλλοντος στην διάδοση ρωγμής κόπωσης σε χάλυβα 4130 με τάση λυγισμού 1330 MPa (195 KSI). Η γραμμή των δεδομένων για την γραμμή αέρα με υγρασία απεικονίζει τη δημιουργία ρωγμών σε 13 χάλυβες με ποικίλες μικροδομές και αντοχή στο λυγισμό που κυμαίνονται από 300 σε 2100 MPa, θερμοκρασία 23ο C, συχνότητα 0,1 Hz, αναλογία φορτίου 0,1 (B) Αποτέλεσμα του εύρους τάσης έντασης και της συχνότητας φόρτισης στο ρυθμό ανάπτυξης ρωγμής διαβρωτικής κόπωσης σε χάλυβα υπερύψηλης αντοχής 4340 εκτεθειμένου σε απιονισμένο νερό.



(a)



(b)

**Σχ.2.26** Γενικές αλληλεπιδράσεις συνδεόμενες με την περιβαλλοντικά ενισχυμένη δημιουργία ρωγμών, που μπορεί να ενσωματώσει ρυθμούς ανάπτυξης από μεγαλύτερα από 10 mm/s σε λιγότερα από 10-10 mm/s. (A) Venn διάγραμμα των μηχανισμών (B) Venn διάγραμμα των μεταβλητών που αναφέρονται παρακάτω:

### 2.39 Μεταβλητές υλικού, μηχανικές και περιβαλλοντικές της περιβαλλοντικά υποβοηθούμενης δημιουργίας ρωγμών.

#### 2.39.1 Μεταλλουργικές μεταβλητές.

- Σύνθεση του κράματος.
- Κατανομή στοιχείων του κράματος και ακαθαρσίες.
- Μικροδομή και κρυσταλλική δομή.
- Θερμική καταπόνηση.
- Μηχανική επεξεργασία.
- Προτιμώμενος προσανατολισμός των κόκκων και σύνορα κόκκων (υφή).
- Μηχανικές ιδιότητες (αντοχή, σκληρότητα θραύσης, κοκ)

#### 2.39.2 Περιβαλλοντικές μεταβλητές.

- Θερμοκρασία.
- Τύπος του περιβάλλοντος: αέρια, υγρό, υγρού μετάλλου, κοκ.
- Μερική πίεση καταστροφικού τύπου σε αέρια περιβάλλοντα.
- Ηλεκτρικό δυναμικό
- Ph.
- Επιστρώσεις, αναστολείς, κοκ.

### 2.39.3 Μηχανικές μεταβλητές.

- Μέγιστη τάση ή συντελεστής έντασης τάσης.
- Κυκλική τάση ή εύρος έντασης τάσης.
- Λόγος τάσης R.
- Κυκλική συχνότητα φορτίου.
- Κυκλική κυματομορφή φορτίου (σταθερού εύρους φόρτισης).
- Κατάσταση της τάσης.
- Παραμένουσα τάση.
- Μέγεθος ρωγμής και σχήμα και η σχέση τους με το μέγεθος του εξαρτήματος και με τη γεωμετρία.

### 2.40 Παράταση ζωής και ανοχή ζημιάς σε αεροσκάφη.

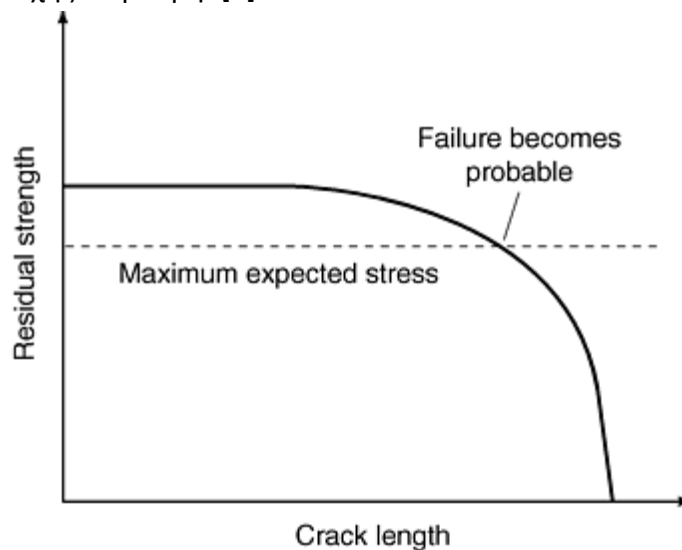
Η διάρκεια ζωής ενός δομικού στοιχείου περιορίζεται από την ικανότητα του να αντιστέκεται τα αποτελέσματα του ιστορικού της λειτουργίας του, που αποτελείται από κυκλικά φορτία, διακυμάνσεις στη θερμοκρασία ή ένα διαβρωτικό περιβάλλον. Ακόμα και με αναμενόμενη χρήση, οι ιδιότητες του υλικού ενός εξαρτήματος υποβαθμίζονται με το χρόνο και αυτή η υποβάθμιση μπορεί να οδηγήσει τελικά σε αστοχία. Ένας από τους μηχανισμούς με τους οποίους αυτή η διαδικασία λαμβάνει χώρα, η κόπωση, είναι η εκκίνηση και διάδοση των ρωγμών. Η κόπωση είναι η κύρια αιτία της αστοχίας στις δομές των αεροσκαφών. Για αυτό το λόγο, μια αξιόπιστη πρόβλεψη της διάρκειας ζωής της κόπωσης ενός εξαρτήματος είναι κρίσιμο για την ασφάλεια του αεροσκάφους. Η παράταση της ζωής χρησιμοποιώντας τη μέθοδο σχεδιασμού ανοχής σε βλάβη έχει γίνει η πιο εξέχουσα στην αεροπορική βιομηχανία. Καθώς η μέση ηλικία του παγκόσμιου αεροπορικού στόλου συνεχίζει να αυξάνεται, αυτή η ανάλυση γίνεται πιο διαδεδομένη. Λόγω του αυξανόμενου κόστους των νέων αεροσκαφών, οι φορείς βρίσκουν πιο οικονομικό να ανακαινίζουν και να διατηρούν τα υπάρχοντα αεροσκάφη παρά να τα αντικαθιστούν με καινούρια. Η προκύπτουσα αύξηση στον αριθμό των αεροσκαφών που λειτουργούν πέρα από την αναμενόμενη υπηρεσιακή ζωή τους εγείρει σημαντικά ερωτήματα ασφαλείας σχετικά με τη δομική ακεραιότητα των αεροσκαφών. Για να απαντηθούν αυτά τα ερωτήματα, έχουν αναπτυχθεί πολλές προσεγγίσεις που επιχειρούν να παρέχουν κάποιο μέτρο της ωφέλιμης ζωής των δομικών στοιχείων των αεροσκαφών. Αυτές οι προσεγγίσεις είναι είτε βασισμένες σε μεθόδους κόπωσης, που μπορεί να χρησιμοποιούν στατιστικά δεδομένα και δομικές για την κατάληξη σε μια εκτίμηση της ζωής ενός εξαρτήματος, είτε σε μεθόδους ανοχής βλάβης που καταλήγουν σε ένα εύλογο διάστημα ελέγχου για την εξασφάλιση της ασφαλείας των εξαρτημάτων. Αυτή η τελευταία μέθοδος βασίζεται στο ρυθμό ανάπτυξης των ρωγμών που υποτίθεται ότι υπάρχουν στο εξάρτημα ως αποτέλεσμα της κόπωσης, τυχαίας ζημιάς ή υλικών και κατασκευαστικών ελαττωμάτων. Το αποτέλεσμα της διάβρωσης και η υποβάθμιση που επιβάλλει στα υλικά είναι περίπλοκη και όχι άμεσα ντετερμινιστική ως συνάρτηση του χρόνου. Οι κατασκευαστές αεροσκαφών επιλέγουν υλικά και διαδικασίες για να εμποδίσουν την επίδραση της διάβρωσης και οι χρήστες των αεροσκαφών προσπαθούν να εμποδίσουν την καταστροφική φύση της διάβρωσης ως τακτικό κομμάτι του προγράμματος επιθεώρησης τους. [2]

#### 2.40.1 Μέθοδοι ανάλυσης.

- Μέθοδοι ζωής κόπωσης.
- Όριο κόπωσης σταθερού πλάτους.
- Φόρτιση μεταβαλλόμενου πλάτους.
- Μέθοδοι θραυστομηχανικής.
- Παραμένουσα αντοχή και κριτήριο Griffith.
- Παράγοντας έντασης τάσης.
- Σχέσεις ανάπτυξης ρωγμών.

#### 2.40.2 Διαδικασίες υπολογισμού ζωής.

- Προσέγγιση ασφάλειας-ζωής
- Προσέγγιση ζωής-ασφάλειας
- Προσέγγιση ανοχής σε βλάβη. [2]

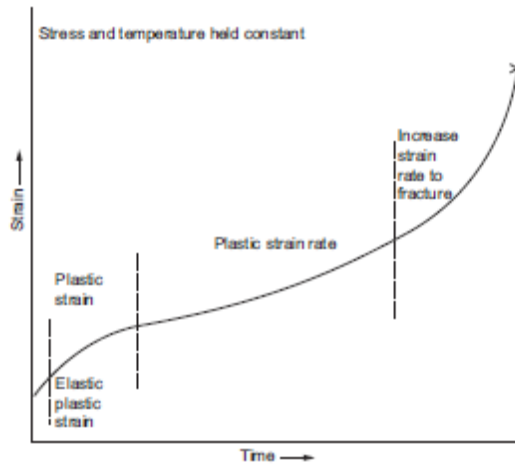


Σχ.2.27 Διάγραμμα εναπομένουσας αντοχής.

#### 2.41 Γενική μεταλλουργική συμπεριφορά στους αεριοστροβίλους.

##### 2.41.1 Ερπυσμός και ρήξη.

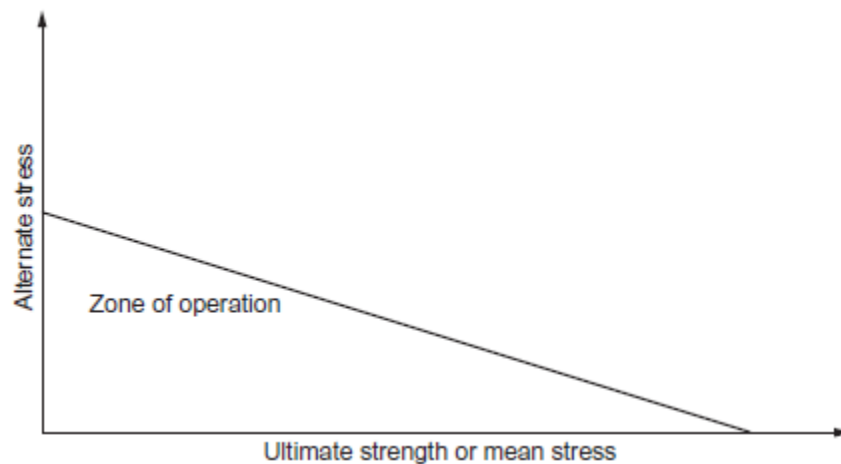
Το σημείο τήξης των διαφόρων μετάλλων ποικίλλει σημαντικά και οι αντοχές τους σε διάφορες θερμοκρασίες είναι διαφορετικές. Σε χαμηλές θερμοκρασίες, όλα τα υλικά παραμορφώνονται ελαστικά και μετά πλαστικά και είναι χρονικά ανεξάρτητα. Ωστόσο, σε υψηλές θερμοκρασίες η παραμόρφωση σημειώνεται υπό συνθήκες σταθερού φορτίου. Αυτή η υψηλής θερμοκρασίας και χρονικά εξαρτώμενη συμπεριφορά καλείται ρήξη ερπυσμού. Στο Σχήμα 2.28 φαίνεται μια σχεδιασμένη καμπύλη ερπυσμού με τα διάφορα στάδια του ερπυσμού. Η αρχική ή ελαστική καταπόνηση είναι η πρώτη περιοχή που μεταβαίνει σε μια περιοχή πλαστικής καταπόνησης με μειούμενο ρυθμό. Στη συνέχεια, ένας ονομαστικά σταθερός πλαστικός ρυθμός καταπόνησης ακολουθείται από έναν αυξανόμενο ρυθμό καταπόνησης έως τη θραύση. Η φύση του ερπυσμού εξαρτάται από το υλικό, την τάση, την θερμοκρασία και το περιβάλλον. Ο περιορισμένος ερπυσμός (<1%) είναι επιθυμητός για τα πτερύγια του στροβίλου. Τα χυτά υπερκράματα αστοχούν μόνο με ελάχιστη επιμήκυνση. Αυτά τα κράματα αστοχούν σε ψαθυρή θραύση-ακόμα και σε αυξημένες θερμοκρασίες λειτουργίας. [4]



Σχ.2.28 Χρονικά εξαρτώμενη καμπύλη καταπόνησης υπό σταθερό φορτίο.

### 2.41.2 Κυκλική κόπωση.

Όλα τα υλικά αστοχούν σε ένα συγκεκριμένο φορτίο εάν υποβληθεί σε ένα μεγάλο αριθμό κύκλων. Ένας πολύ κοινός τύπος αστοχίας σε πτερύγια στροβίλων είναι γνωστός ως «κόπωση υψηλών κύκλων». Αυτός ο τύπος της αστοχίας προκαλείται όταν το πτερύγιο υπόκειται επαναλαμβανόμενα σε ασταθή φορτία. Τα πιο πολλά υλικά, υπό αυτά τα εναλλασσόμενα φορτία, θα αστοχούσαν σε περίπου 10<sup>7</sup> κύκλους, υποθέτοντας ότι η συχνότητα συντονισμού για ένα δεδομένο πτερύγιο είναι 103 Hz. Αυτό θα έτεινε να σημαίνει ότι το υλικό θα αστοχούσε σε 104 s, περίπου 2.8 ώρες, εάν το πτερύγιο υποβαλλόταν σε μια εναλλασσόμενη δύναμη που θα διέγειρε τη συχνότητα του πτερυγίου συντονισμού. Αυτός ο τύπος αστοχίας θα απεικονιζόταν με ένα τύπο μοτίβου στην επιφάνεια που αστόχησε, κοντά στην ακμή εκφυγής του πτερυγίου. Το διάγραμμα Goodman χρησιμοποιείται συχνά για να καθορίσει το ποσό της εναλλασσόμενης τάσης στα πτερύγια σε διαφορετικές φορτίσεις. Το διάγραμμα Goodman φαίνεται στο Σχήμα ???. Το διάγραμμα αυτό είναι ιδιαίτερα χρήσιμο για τον προσδιορισμό της αποτελεσματικότητας ενός υλικού ή εξαρτήματος που θα υποβληθεί σε κυκλική τάση υπερτιθέμενη σε μη μηδενική μέση τάση. Ο οριζόντιος άξονας είναι η μέση τάση ή η μέγιστη αντοχή σε megapascal και ο κάθετος άξονας είναι η εναλλασσόμενη τάση, που είναι η μισή μέγιστη αντοχή ή μέση τάση πολλαπλασιασμένη με οποιονδήποτε συντελεστή διόρθωσης ή ασφαλείας.



Σχ.2.29 Τυπικό διάγραμμα τάσης – καταπόνησης που δείχνει διαφορετικές περιοχές

της ελαστικής και πλαστικής περιοχής. (a) Ελαστική περιοχή στην οποία το αρχικό μέγεθος και σχήμα θα επανέλθουν μετά την απομάκρυνση του φορτίου. (b) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης αλλά χωρίς εντοπισμένο λαιμό. (c) Περιοχή μόνιμης παραμόρφωσης με εντοπισμένο λαιμό πριν από τη θραύση στο "X".

#### **2.41.3 Θερμική κόπωση.**

Η θερμική κόπωση των πτερυγίων της τουρμπίνας είναι ένας δευτερεύων μηχανισμός αστοχίας. Οι θερμικές διαφορές που αναπτύσσονται κατά την εκκίνηση και το σταμάτημα της τουρμπίνας προκαλούν θερμικές τάσεις. Οι επαναλαμβανόμενοι κύκλοι αυτών των θερμικών τάσεων είναι η θερμική κόπωση. Η θερμική κόπωση είναι χαμηλών κύκλων και παρόμοια με την αστοχία ερπυσμού-ρήξης. Η ανάλυση της θερμικής κόπωσης είναι ουσιαστικά ένα πρόβλημα με μεταφορά θερμότητας και ιδιότητες όπως μέτρο ελαστικότητας, συντελεστής θερμικής διαστολής και θερμική αγωγιμότητα. Οι πιο σημαντικοί μεταλλουργικοί παράγοντες είναι η ολκιμότητα και η σκληρότητα. Υλικά με υψηλή ολκιμότητα τείνουν να είναι πιο ανθεκτικά στην θερμική κόπωση. Παρουσιάζονται επίσης ως πιο ανθεκτικά στην εκκίνηση και διάδοση των ρωγμών. Ερευνητικά προγράμματα βρίσκονται σε εξέλιξη για να επιδείξουν ότι ψαθυρά υλικά μπορούν να χρησιμοποιηθούν με επιτυχία σε απαιτητικές δομικές εφαρμογές υψηλών θερμοκρασιών. Από προηγούμενες εφαρμογές, έχει διαπιστωθεί ότι το νιτρίδιο του πυριτίου και το καρβίδιο του πυριτίου, στην ποικιλία των μορφών και κατασκευών, είναι οι δυο πιο πιθανοί υποψήφιοι για τις μελλοντικές κεραμικές εφαρμογές σε αεριοστροβίλους. Και τα δυο παρουσιάζουν μια κατάλληλη λειτουργικότητα, την απαιτούμενη αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες και την ευκολία παρασκευής για να γίνουν πιθανοί υποψήφιοι για εξαρτήματα αεριοστροβίλων. Το πρόγραμμα λειτουργίας ενός αεριοστροβίλου παράγει θερμική καταπόνηση χαμηλής συχνότητας. Ο αριθμός των εκκινήσεων ανά ώρα λειτουργίας επηρεάζει άμεσα τον χρόνο ζωής των πτερυγίων.

#### **2.41.4 Διάβρωση.**

Η χρήση υπερκραμάτων βασισμένων στο Νικέλιο σε πτερύγια τουρμπίνων σε πραγματικές ατμοσφαιρικές συνθήκες προκαλεί την υποβάθμιση των ιδιοτήτων του υλικού. Αυτή η υποβάθμιση μπορεί να προκληθεί από διάβρωση ή οξείδωση. Η διάβρωση προκαλείται από σκληρά σωματίδια που προσκρούουν στην επιφάνεια των πτερυγίων και αφαιρούν υλικό άπαυτη. Τα σωματίδια αυτά μπορεί να έχουν εισέλθει μέσω του στομίου του στροβίλου ή να είναι επικαθήσεις που αποκολλήθηκαν από τον θάλαμο καύσης. Η οξείδωση περιγράφεται ως θερμή διάβρωση και διαδικασίες θείωσης. Η θερμή οξείδωση είναι η ταχεία οξείδωση των κραμάτων με την εναπόθεση  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ . Η οξείδωση καταλήγει από την εισαγωγή αλάτων στον κινητήρα και θείο από την καύση του καυσίμου. Η θειώδης οξείδωση θεωρείται μια μορφή θερμής οξείδωσης στην οποία τα υπολείμματα περιέχουν αλκαλικά θειώδη. Η οξείδωση προκαλεί την υποβάθμιση των υλικών των λεπίδων και μειώνει τη διάρκεια ζωής των εξαρτημάτων. Η θερμή διάβρωση είναι μια ταχεία μορφή προσβολής που γενικά συνδέεται με αλκαλικούς μεταλλικούς ρυπαντές όπως το Νάτριο και το Κάλιο που αντιδρούν με το θείο στο καύσιμο για να σχηματίσουν λιωμένα θειώδη. Η παρουσία μόνο μερικών μερών ανά εκατομμύριο (ppm) τέτοιων μολυντών στο καύσιμο, ή το αντίστοιχο στον αέρα, είναι αρκετό να προκαλέσει αυτή τη διάβρωση. Το Νάτριο μπορεί να εισαχθεί σε μια σειρά

από τρόπους όπως θαλασσινό νερό στα υγρά καύσιμα, διαμέσω της εισαγωγής του αεριοστρόβιλου σε περιοχές κοντά σε θαλάσσιο περιβάλλον ή άλλες μολυσμένες περιοχές, ή σαν μολυντές σε εγχύσεις ατμού/νερού. Πέρα από τα αλκαλικά μέταλλα όπως το Νάτριο και το Κάλιο, άλλα χημικά στοιχεία μπορούν να επηρεάσουν ή να προκαλέσουν οξείδωση ή bucketing. Αξιοσημείωτο σε αυτή την σύνδεση είναι το Βανάδιο που βρίσκεται πρωταρχικά σε αργά και παραμένοντα καύσιμα. Υπάρχουν δύο διακριτές μορφές θερμής οξείδωσης που αναγνωρίζονται από την βιομηχανία, αν και το τελικό αποτέλεσμα είναι το ίδιο, οι οποίες είναι υψηλής θερμοκρασίας ή επιταχυνόμενη (Τύπου 1 ή HTHC) και χαμηλής θερμοκρασίας (Τύπου 2 ή LTHC).

Η υψηλής θερμοκρασίας θερμή διάβρωση είναι γνωστή από τη δεκαετία του 1950. Είναι μια εξαιρετικά ταχεία μορφή οξείδωσης που λαμβάνει χώρα σε θερμοκρασίες μεταξύ 816 και 927°C παρουσία θειικού νατρίου ( $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ). Το θειικό νάτριο παράγεται στη διαδικασία καύσης σαν το αποτέλεσμα της αντίδρασης ανάμεσα στο Νάτριο, Θείο και Οξυγόνο. Το Θείο υπάρχει ως φυσικό μολυσματικό στα καύσιμα

Η θερμή οξείδωση χαμηλής θερμοκρασίας αναγνωρίστηκε σαν ένας ξεχωριστός μηχανισμός διάβρωσης στα μέσα της δεκαετίας του 1970. Η προσβολή αυτή μπορεί να είναι πολύ επιθετική εάν οι συνθήκες είναι σωστές. Η προσβολή αυτή λαμβάνει χώρα σε θερμοκρασίες ανάμεσα στους 593 και 760°C και απαιτεί μια σημαντική μερική πίεση  $\text{SO}_2$ . Προκαλείται από χαμηλής τάξης εύτηκτες ενώσεις και μερικά από τα συστατικά του κράματος όπως Νικέλιο και Κοβάλτιο. Είναι, πράγματι, κάπως ανάλογο με τον τύπο της οξείδωσης που καλείται οξείδωση εστίας σε λέβητες που χρησιμοποιούν άνθρακα.

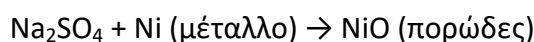
Οι δυο τύποι της θερμής οξείδωσης προκαλούν διαφορετικούς τύπους προσβολής του υλικού. Η οξείδωση υψηλής θερμοκρασίας χαρακτηρίζεται από περικρυσταλλική προσβολή, θειούχα σωματίδια και μια απογυμνωμένη ζώνη του βασικού μετάλλου. Η οξείδωση του μετάλλου λαμβάνει χώρα όταν άτομα Οξυγόνου συνδυάζονται με άτομα του μετάλλου για να σχηματίσουν φολίδες οξειδίου. Όσο υψηλότερη είναι η θερμοκρασία, τόσο πιο γρήγορη είναι η διαδικασία, κάτι που δημιουργεί την πιθανότητα για την αστοχία των εξαρτημάτων εάν πάρα πολύ από το υλικό του υποστρώματος έχει καταναλωθεί για τη δημιουργία των οξειδίων. Η οξείδωση χαμηλής θερμοκρασίας χαρακτηριστικά δεν εμφανίζει απογυμνωμένη ζώνη, καθόλου περικρυσταλλική προσβολή και μια στρωματικού τύπου κλίμακα οξείδωσης.

Οι τρόποι για την αποφυγή της οξείδωσης είναι παρόμοιοι και για τις δυο περιπτώσεις. Πρώτο βήμα είναι η μείωση των μολυντών. Δεύτερο βήμα είναι η χρήση υλικών όσο το δυνατόν ανθεκτικά στην οξείδωση. Τρίτο βήμα είναι η χρήση επικαλύψεων για την βελτίωση της αντίστασης στην οξείδωση του κράματος (bucket alloy).

Η θερμή οξείδωση περιλαμβάνει δύο μηχανισμούς.

- Ταχεία οξείδωση

Κατά τη διάρκεια των αρχικών-Η επιφάνεια των πτερυγίων είναι καθαρή

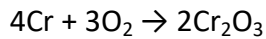
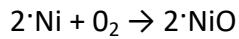


- Καταστροφική οξείδωση

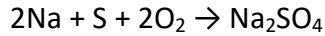
Συμβαίνει με παρόντα Mo, W, and V – μειώνει το στρώμα του NiO-αυξάνει το ρυθμό



οξειδωσης – κράματα βασισμένα στο Ni-προστατευτικά φιλμ οξειδίου.



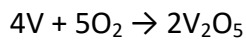
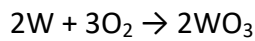
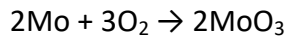
οθειώδη



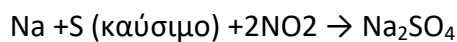
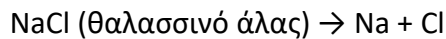
Na από το NaCl (άλας)

S από το καύσιμο

οΆλλα οξειδία



Η επιφάνεια του βασισμένου στο Νικέλιο κράματος είναι εκτεθειμένη σε ένα οξειδωτικό αέριο, σχηματίζοντας πυρήνες οξειδωσης και ένα συνεχές φιλμ οξειδίου (Ni) ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$  κτλ.). αυτό το φιλμ οξειδίου είναι ένα προστατευτικό στρώμα. Τα ιόντα του μετάλλου διαχέονται στην επιφάνεια του στρώματος της οξειδωσης και συνδυάζονται με το τηγμένο  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  για την καταστροφή του προστατευτικού στρώματος. Αποτελέσματα  $\text{Ni}_2\text{S}$  και  $\text{Cr}_2\text{S}_3$  (θείωση):

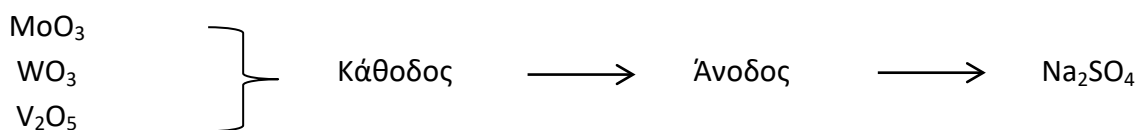


Cl – στα όρια των κόκκων – προκαλεί περικρυσταλλική οξειδωση

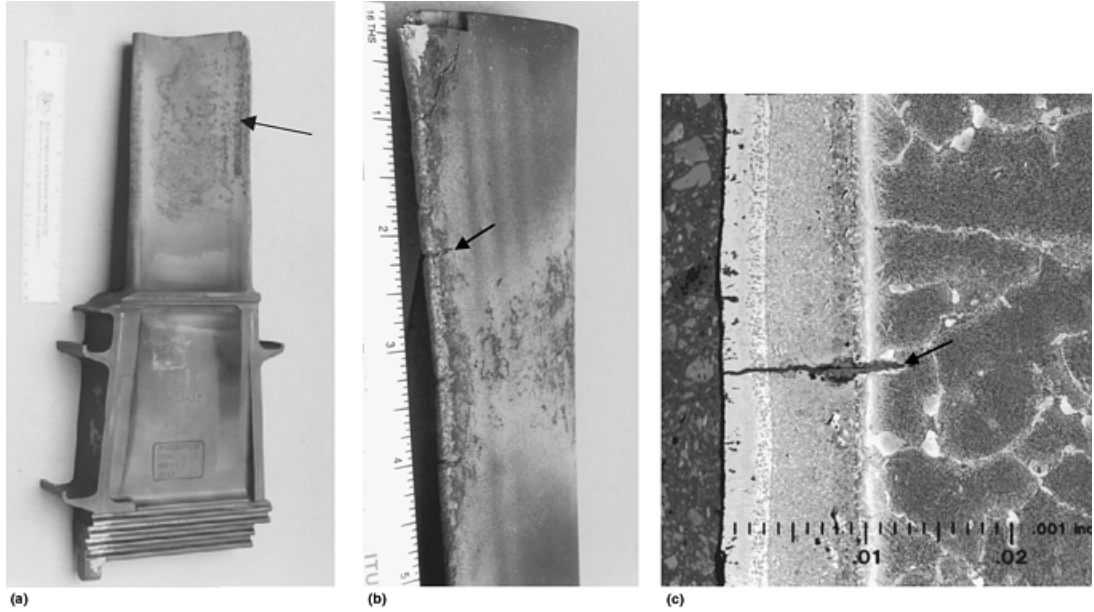
Η έκταση της διάβρωσης εξαρτάται από την ποσότητα του Νικελίου και του Χρωμίου στο κράμα. Τα φιλμ του οξειδίου γίνονται πορώδη και μη-προστατευτικά, κάτι που αυξάνει τον ρυθμό οξειδωσης (επιταχυνόμενη οξειδωση).

Η καταστροφική οξειδωση απαιτεί την παρουσία του  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  και Mo, W ή/και V. τα ακατέργαστα έλαια είναι πλούσια σε V, η τέφρα θα είναι 65%  $\text{V}_2\text{O}_5$  ή υψηλότερα. Το V μπορεί να χρησιμοποιηθεί σε κράματα μετάλλου.

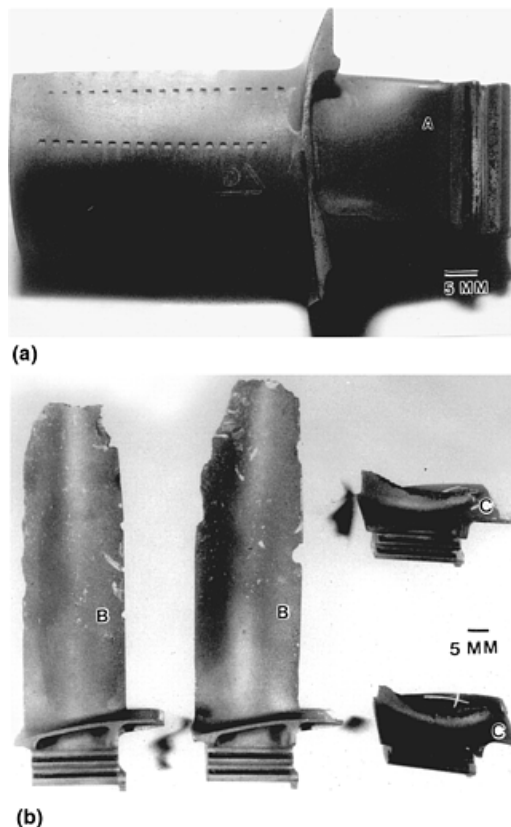
Δημιουργείται ένα γαλβανικό στοιχείο:



## 2.42 Φωτογραφίες με ενδεικτικές φθορές οξείδωσης και υψηλών θερμοκρασιών.

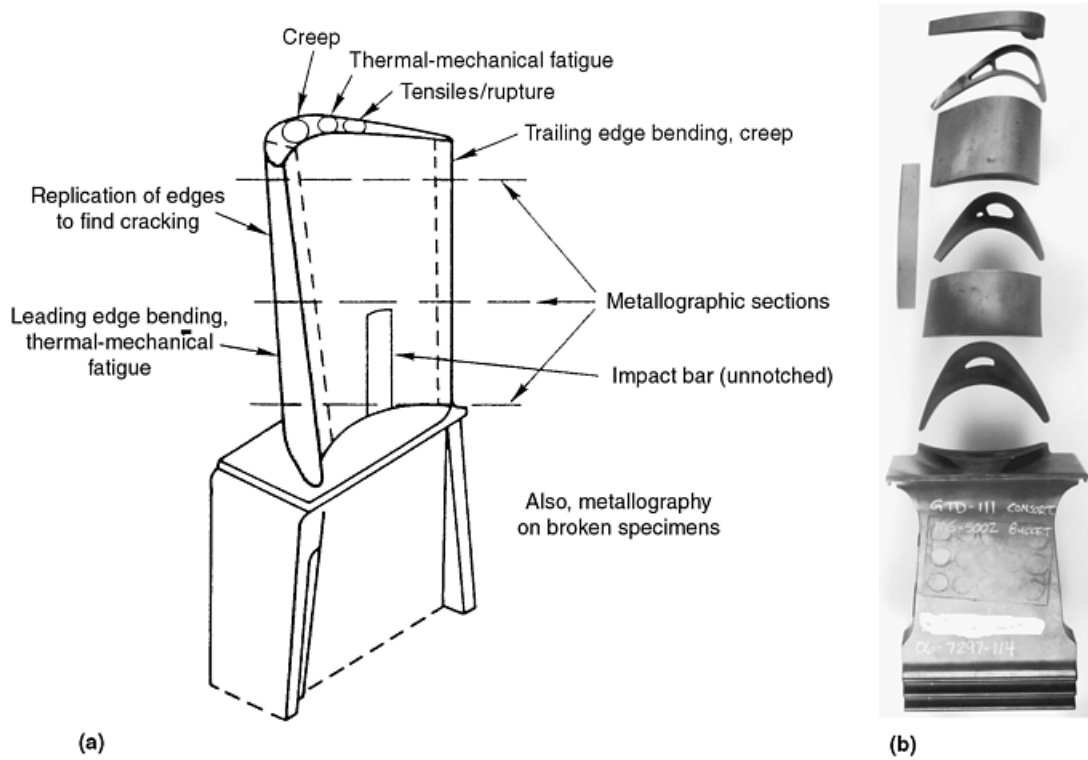


**Σχ.2.30** Παραδείγματα ρωγμών θερμομηχανικής κόπωσης και οξείδωσης σε πτερύγιο τουρμπίνας πρώτου σταδίου. [5]

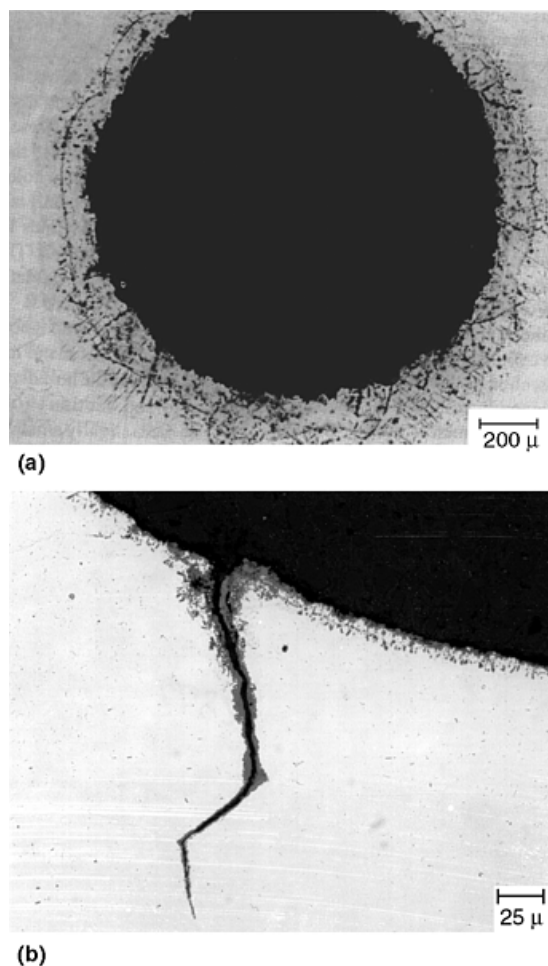


**Σχ.2.31** Πτερύγια τουρμπίνας με θερμική ζημιά (a) Πτερύγιο τουρμπίνας πρώτου ή δεύτερου σταδίου με θερμική φθορά (A) το οποίο παρέμεινε ακέραιο αλλά με σκούρα εμφάνιση. Είναι κοινό να έχουμε πτερύγια που φαίνονται να βρίσκονται σε σχετικά καλή κατάσταση αλλά με μια υποκείμενη κατάσταση υπερθέρμανσης.

(b) Δύο πτερύγια τρίτου σταδίου (B) με σημαντική ζημιά αεροτομής από την κατάσταση της υπερθέρμανσης που έχει μια επιβλαβή επίδραση στις μικροδομές. Της πτερύγια τετάρτου σταδίου (C) που έχουν σπάσει λόγω της χαμηλής αντοχής σε θραύση και αντίσταση σε ερπυσμό που προκαλείται από τη λειτουργία σε υψηλές θερμοκρασίες σε αεροστροβίλους. [5]



**Σχ.2.32** Χωρισμός σε τμήματα πτερυγίων τουρμπίνων για μεταλλογραφική εξέταση (a) Τυπικές περιοχές για τμηματοποίηση κατά μήκος των πτερυγίων τουρμπίνων (b) Όψη του τμηματοποιημένου πτερυγίου. [5]

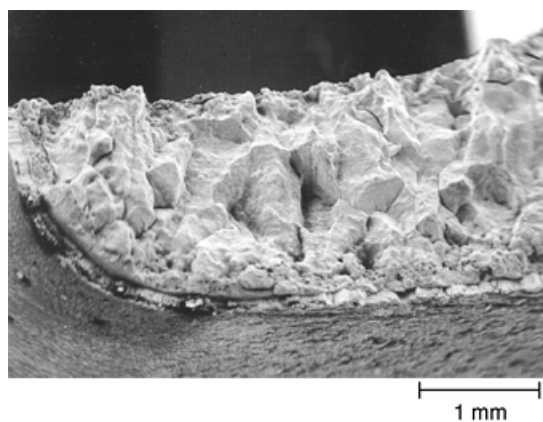


**Σχ.2.33** Οξειδωση και ρωγμές στις οπές ψύξης σε πτερύγιο τουρμπίνας (a) Οπή ψύξης

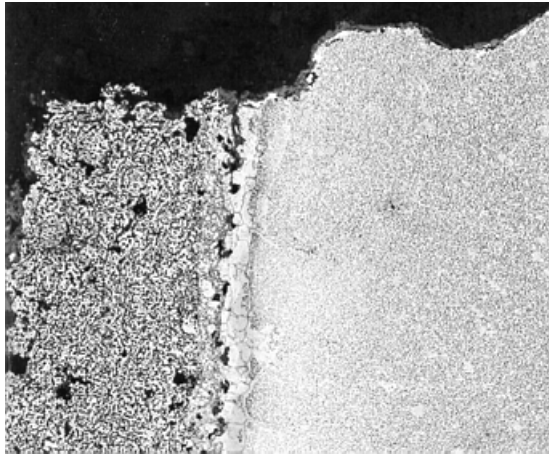
χείλους εκφυγής που δείχνει οξείδωση και προσβολή νιτρώδους στην επιφάνεια μετά από 32.000 ώρες λειτουργίας. (b) Ρωγμή που βρίσκεται στη επιφάνεια σπής ψύξης. Η οξείδωση στην επιφάνεια της ρωγμής και της σπής είναι εμφανής. [5]



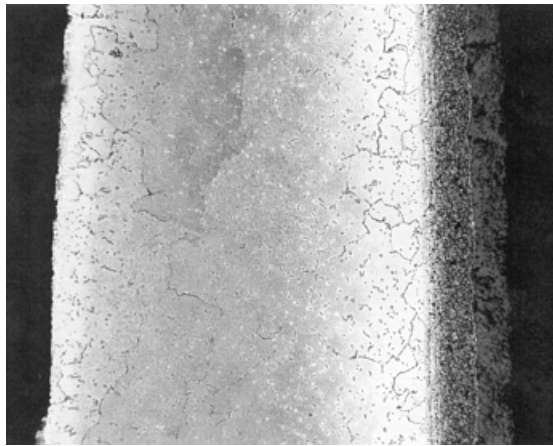
**Σχ.2.34** Ρωγμή (βέλος) που παρατηρείται στο χείλος εκφυγής κοντά στη βάση πτερυγίου τουρμπίνας που λειτούργησε σχεδόν μέχρι τον μέγιστο προβλεπόμενο χρόνο. [5]



**Σχ.2.35** Επιφάνεια θραύσης από ρωγμή στο χείλος εκφυγής πτερυγίου τουρμπίνας που ανοίχθηκε για μελέτη στο εργαστήριο. [5]



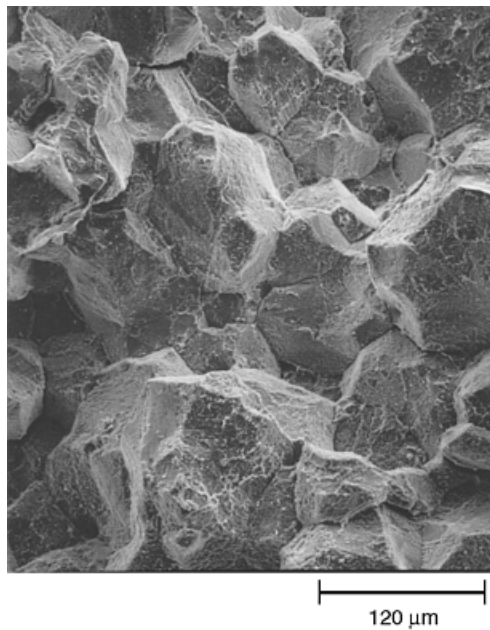
**Σχ.2.36** Μεταλλογραφική τομή κατά μήκος της ρωγμής που παρουσιάστηκε στην προηγούμενη φωτογραφία. Έλλειψη σχισμών και κενών υποδεικνύει ότι η θραύση δεν προκλήθηκε από μηχανισμό φθοράς ερπυσμού. [5]



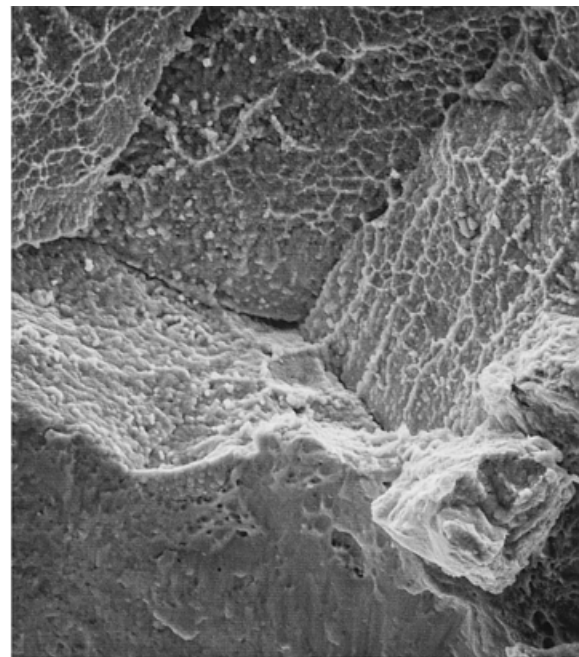
**Σχ.2.37** Μεταλλογραφική τομή περιοχής πτερυγίου τουρμπίνας. Παρατηρούνται οι διαφορές στην προσβλημένη δομή κοντά στις επιφάνειες, η οποία έγινε ηλεκτρολυτικά, με 20% θειικό οξύ σε μεθανόλη 28 x. [5]



**Σχ.2.38** Μπιμπικωτή θραύση (Dimple fracture) που δημιουργήθηκε από συνένωση μικροκενών σε βαμμένο και σκληρυμένο χάλυβα. Να σημειωθεί η παρουσία σωματιδίων καρβιδίων στον πάτο πολλών μπιμπικιών. [5]

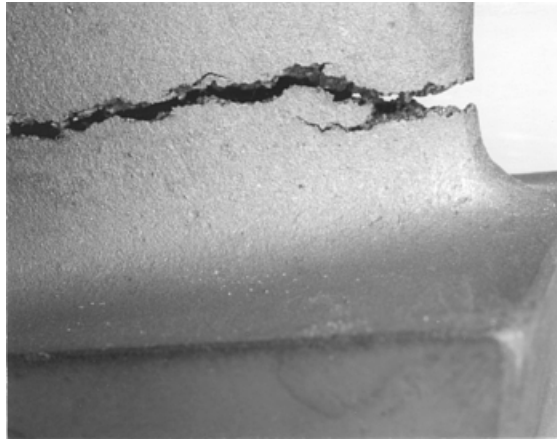


(a)

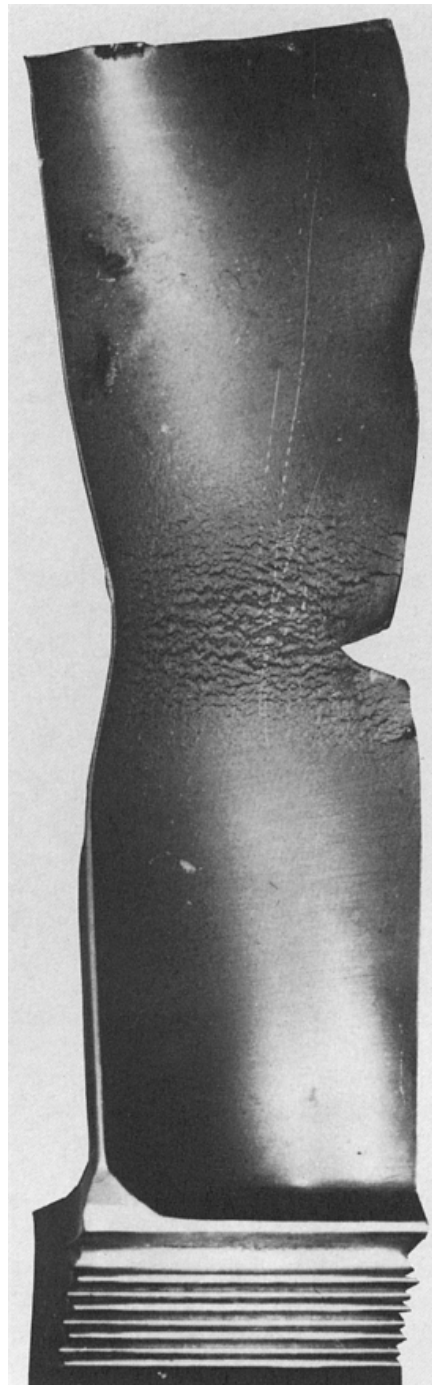


(b)

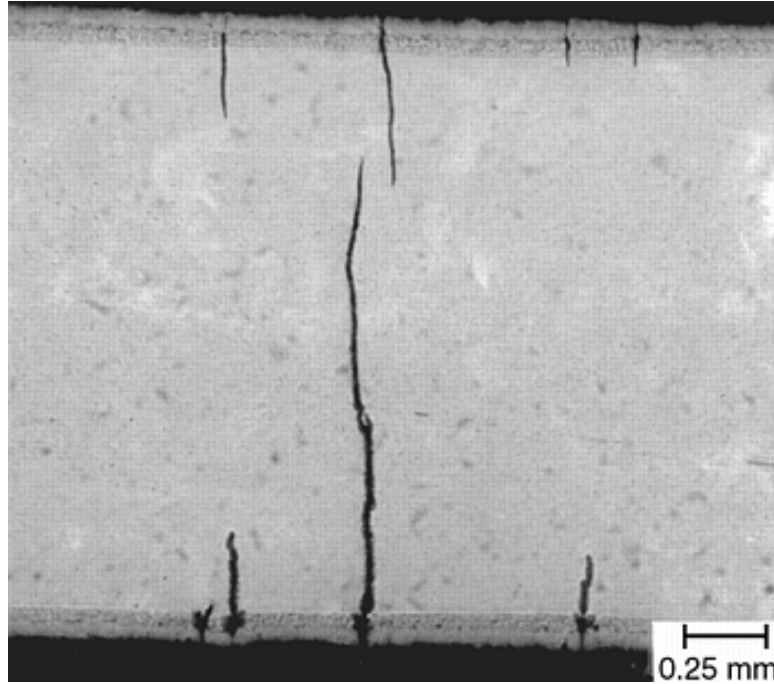
**Σχ.2.39** Εικόνα από SEM επιφανείας θραύσης σε κράμα νικελίου (Inconel 751, ξεβαμμένο και παλαιωμένο) μετά από θραύση τάσης (730o C, 380MPa, 125 ώρες) (a) Άποψη χαμηλής μεγέθυνσης (250x) (b) Όψη υψηλής μεγέθυνσης (1000x). [5]



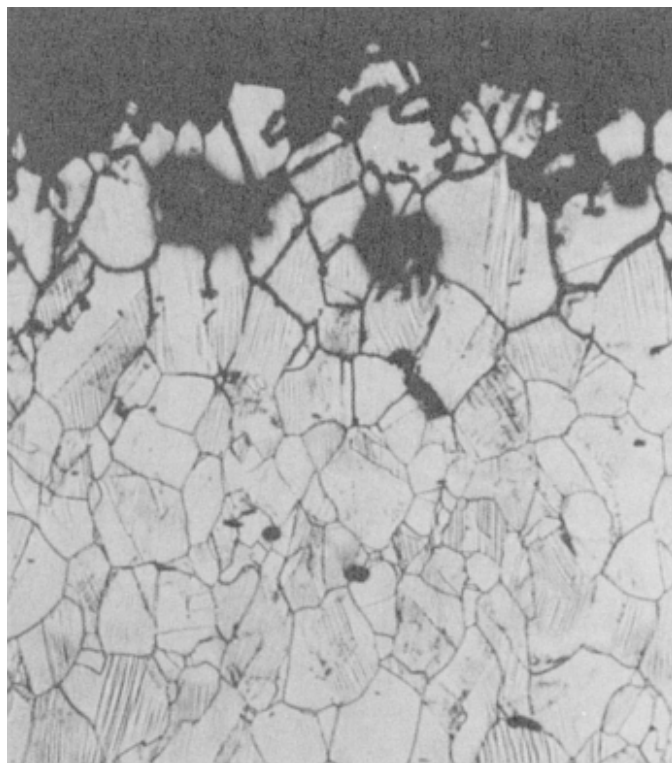
**Σχ.2.40** Ρωγμή ερπυσμού σε πτερύγιο τουρμπίνας. [5]



**Σχ.2.41** Τυπική παραμόρφωση ερπυσμού και διακρυσταλλική ρωγμοποίηση σε πτερύγιο τουρμπίνας αεροπορικού κινητήρα. [5]

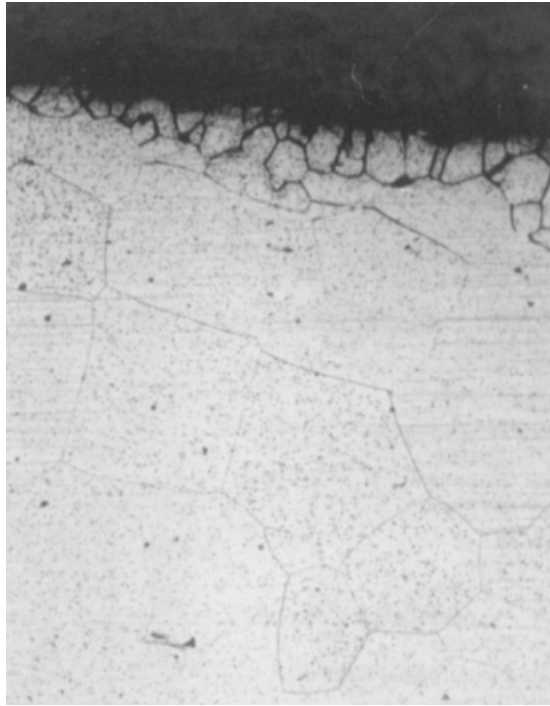


**Σχ.2.42** TMF ρωγή που ξεκίνησε στην επικάλυψη και προχώρησε στο υλικό βάσης σε λεπτό πτερυγίου τουρμπίνας. [5]

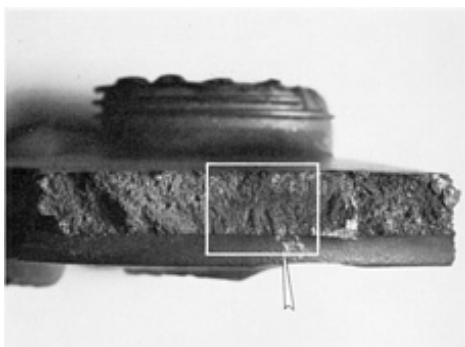


**Σχ.2.43** Ανοξείδωτος χάλυβας 304 που παρουσιάζει διακρυσταλλική προσβολή, 100x. [5]

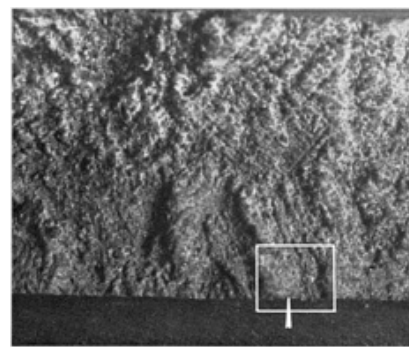




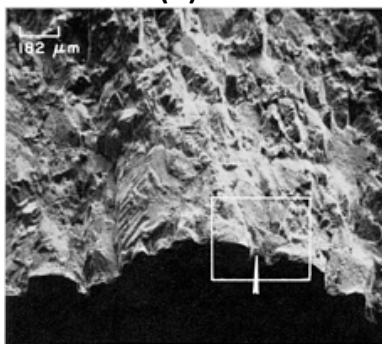
**Σχ.2.44** Διακρυσταλλική διάβρωση στην εσωτερική επιφάνεια της θερμικά επηρεασμένης ζώνης ανοξείδωτου χάλυβα κοντά στη γραμμή συγκόλλησης. [5]



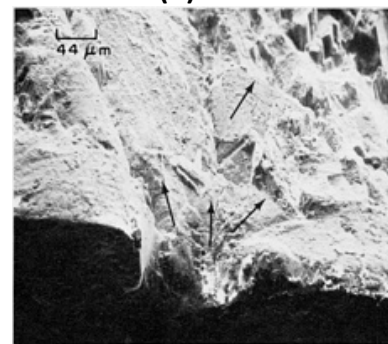
**(Α) 2X**



**(Β) 10x**

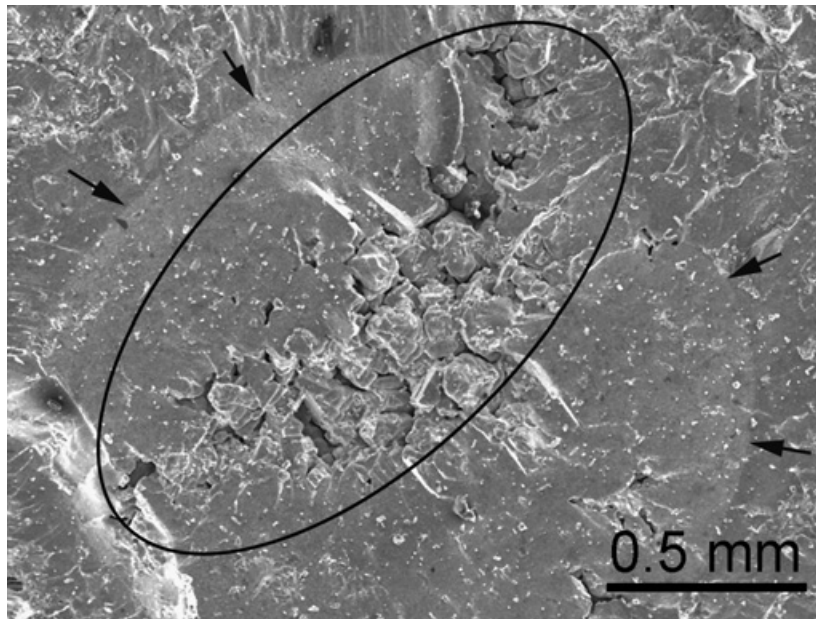


**(Γ) 55x**

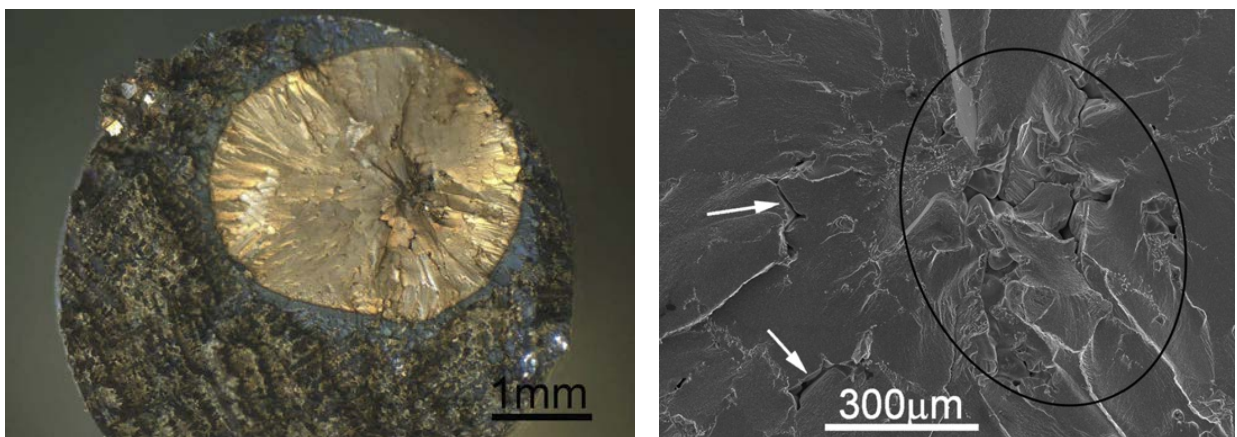


**(Δ) 225x**

**Σχ.2.45** Δίσκος από 2<sup>η</sup> βαθμίδα αεριογόνου από κράμα 713C, όπου είχαμε θραύση κόπωσης κατά τη χρήση. Η θραύση ξεκίνησε στο βέλος στην εικόνα (Α) ενώ σημαντικό κομμάτι του δίσκου δεν ανακτήθηκε ποτέ. Στις εικόνες (Β) και (Γ) βλέπουμε πάλι στο βέλος το σημείο όπου ξεκίνησε η ρωγμή και στην Εικόνα (Δ) βλέπουμε αυλακώσεις κόπωσης ενώ τα βέλη υποδεικνύουν την κατεύθυνση της θραύσης που μοιάζει να είναι επιφανειακή ατέλεια ενώ οι πτυχές βρέθηκαν να είναι περικρυσταλλικές. [6]



**Σχ.2.46** Εκκίνηση ρωγμής κόπωσης σε ένα μεγάλο κατασκευαστικό ελάττωμα σε χυτό κομμάτι IN 713C. [7]



**Σχ.2.47** Εκκίνηση ρωγμής κόπωσης σε χυτό δοκίμιο IN 713C σε μικρή και σε μεγαλύτερη μεγέθυνση. [7]

Στο Σχήμα 2.49, το οποίο αποτελεί επισκευασμένο Gas Turbine Nozzle, έχουμε την μικροδομή τη περιοχής κοντά στην κύρια ρωγμή (που εμφανίστηκε στην οπή ψύξης) και τα σημάδια της συγκόλλησης παρατηρούνται στην άκρη της θραύσης. Φαίνεται ότι η κύρια ρωγμή ξεκίνησε από τη ζώνη συγκόλλησης. Παρατηρούνται και δευτερεύουσες ρωγμές στη ζώνη συγκόλλησης που διαδίδονται στον κύριο όγκο και επίσης στην εσωτερική επιφάνεια του καναλιού ψύξης. Η συνένωση αυτών των ρωγμών μπορεί να οδηγήσει σε αποκόλληση των κομματιών του Nozzle.

Στο Σχήμα 2.50 έχουμε τη μικροδομή δοκιμίου που ελήφθηκε από την περιοχή του εξωτερικού δίσκου, στο οποίο παρατηρούμε ότι καρβίδια σχηματίζονται και συσσωρεύονται ανάμεσα στα κλαδιά της δενδριτικής κρυσταλλικής δομής ενώ σε μεγαλύτερες μεγεθύνσεις μπορούμε να παρατηρήσουμε δια και ενδοκρυσταλλικές δομές καρβιδίων με διαφορετικές μορφολογίες.

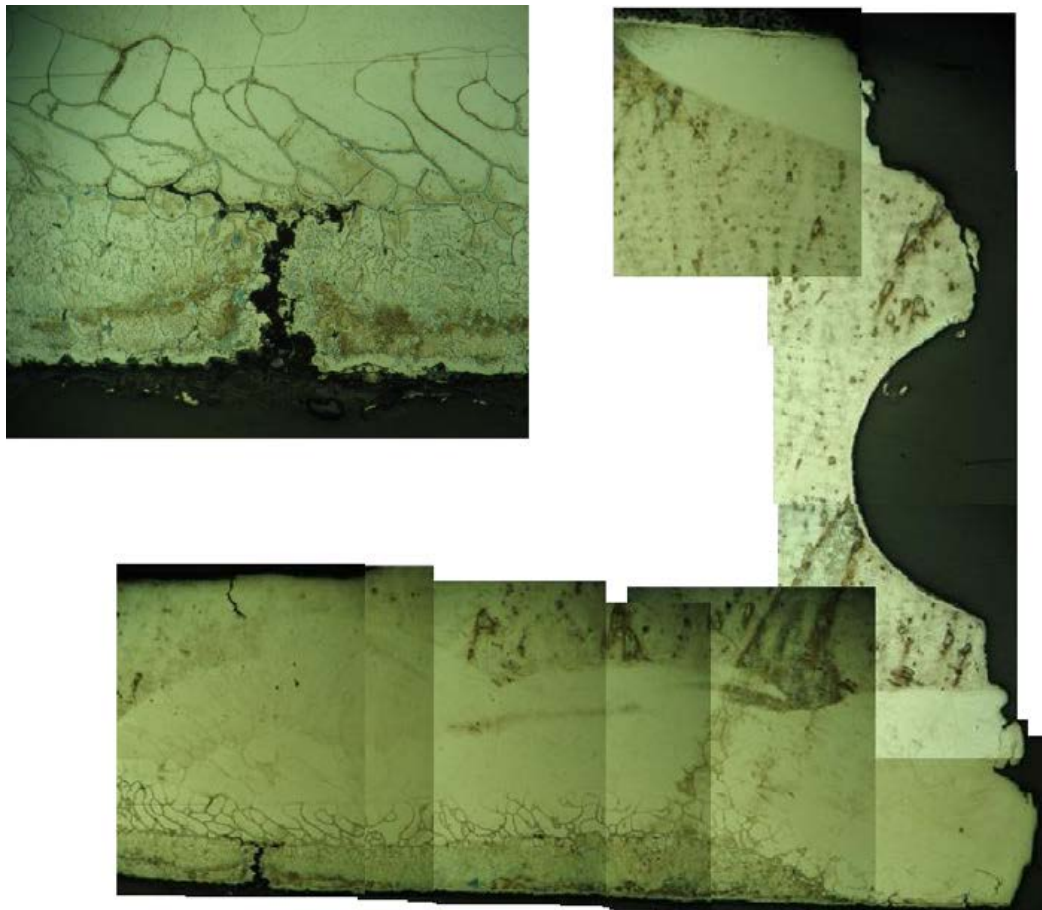
Στο Σχήμα 2.51 έχουμε τη μικροδομή δοκιμίου που λήφθηκε από την άκρη της ακμής εκφυγής της επιφάνειας της ρωγμής και παρατηρούμε δυο διαφορετικούς τύπους μικροδομής και δυο διαφορετικές χημικές συστάσεις που παραπέμπουν σε δυο

διαφορετικά κράματα κοβαλτίου. Οι διαφορές στη χημική δομή αποδίδονται στην μείωση των στοιχείων κατά τη χρήση.

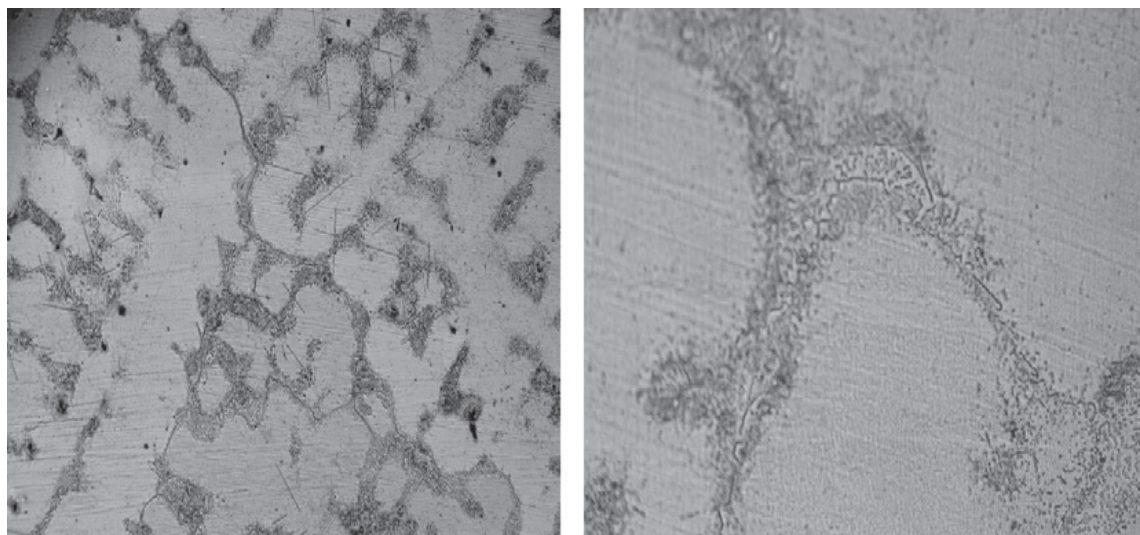
Στο Σχήμα 2.52 έχουμε τη μικροδομή της περιοχής II (Zone II) που αποτελείται από μια μήτρα και συνεχόμενα καρβίδια που συσσωρεύονται κατά μήκος των ορίων των κόκκων με διαφορετικά μεγέθη και μορφολογίες και επίσης καρβίδια σχήματος βελόνας στο εσωτερικό των κόκκων. Ανάλυση τους με EDX τα εμφανίζει ως καρβίδια τύπου  $M_{23}C_6$ , όπου  $M = Cr, Co, W$ .

Συμπερασματικά, το επισκευασμένο κομμάτι που ήταν κατασκευασμένο από κράμα κοβαλτίου X-45 είχε 23.872 ώρες λειτουργίας σε βασικό φόρτο και 183 κύκλους εκκίνησης/σβησίματος. Οι κυριότερες ζημιές ήταν στο χείλος εκφυγής και κοντά στον εξωτερικό δίσκο. Ο αποχωρισμός της επικάλυψης, αποκόλληση υλικού και φθορά από ξένα αντικείμενα αναγνωρίζονται ως οι κυριότεροι παράγοντες της φθοράς στο κομμάτι. Είχαμε έντονη αποδόμηση της μικροδομής συμπεριλαμβανομένου της κατακρήμνισης των συνεχόμενων καρβιδίων στα όρια των κόκκων, σχηματισμό ευτηκτικών και βελονοειδών καρβιδίων, σκλήρυνση καρβιδίων και εξάντληση στοιχείων όπως το Cr, Ti και Al κοντά στην εσωτερική επιφάνεια. Ατελής διαδικασία επισκευής και ατελής απομάκρυνση των επιφανειακών ρωγμών πριν την συγκόλληση και συγκέντρωση τους στην οπίσθια μεριά της περιοχής συγκόλλησης είναι επίσης σημαντικοί λόγοι για αλλοιώσεις.

Εκτιμήθηκε ότι η εκκίνηση των ρωγμών και η διάδοση τους προήλθαν από μηχανισμό θερμικής κόπωσης. Οι αλλαγές στη μικροδομή και τα ελαττώματα της επισκευής προκάλεσαν την διάδοση της ρωγμής και αυτό το φαινόμενο κατέληξε στην απομάκρυνση θραυσμάτων που προκάλεσαν ζημιά στο κομμάτι λόγω της υψηλής ταχύτητας περιστροφής του ρότορα και του υψηλού ρυθμού ροής των θερμών αερίων. Η μακροπρόθεσμη έκθεση σε υψηλές θερμοκρασίες, μετά την πρόκληση της ζημιάς, επέφερε αύξηση στο επίπεδο της επιδείνωσης. [8]

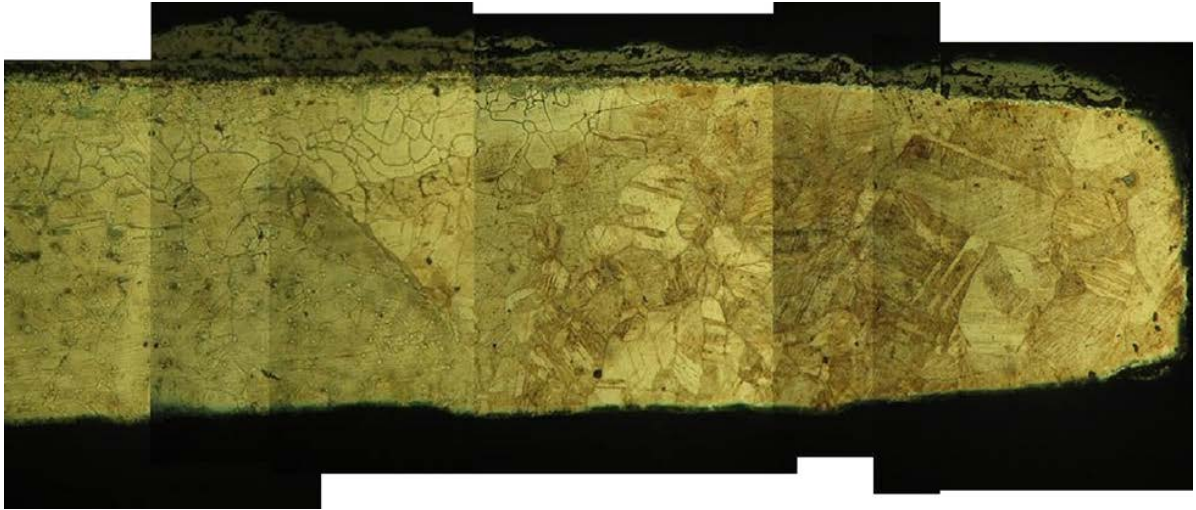


Σχ.2.48 Μικροδομή της περιοχής κοντά στην κύρια ρωγμή. [8]

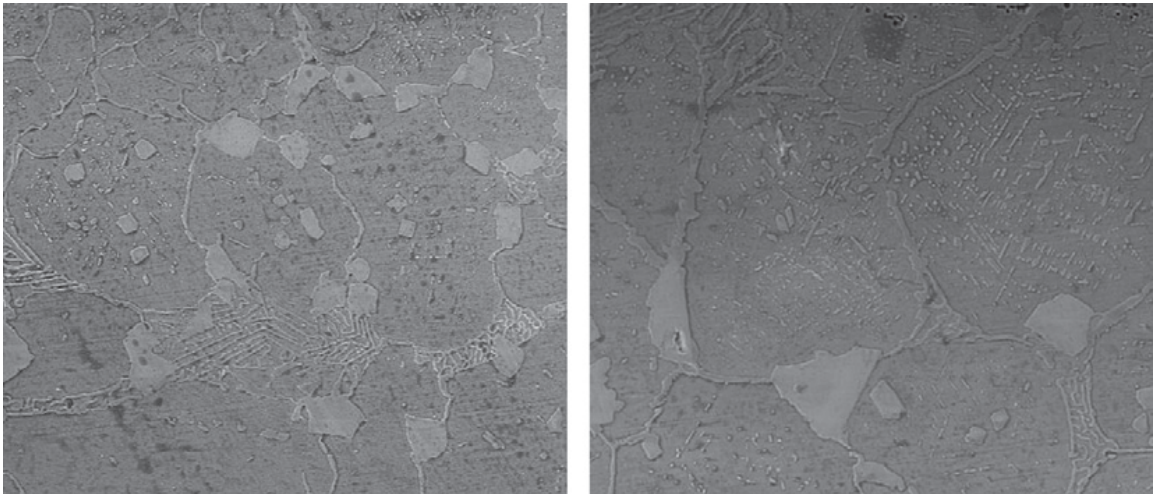


Σχ.2.49 Μικροδομή δοκιμίου του εξωτερικού δίσκου. [8]





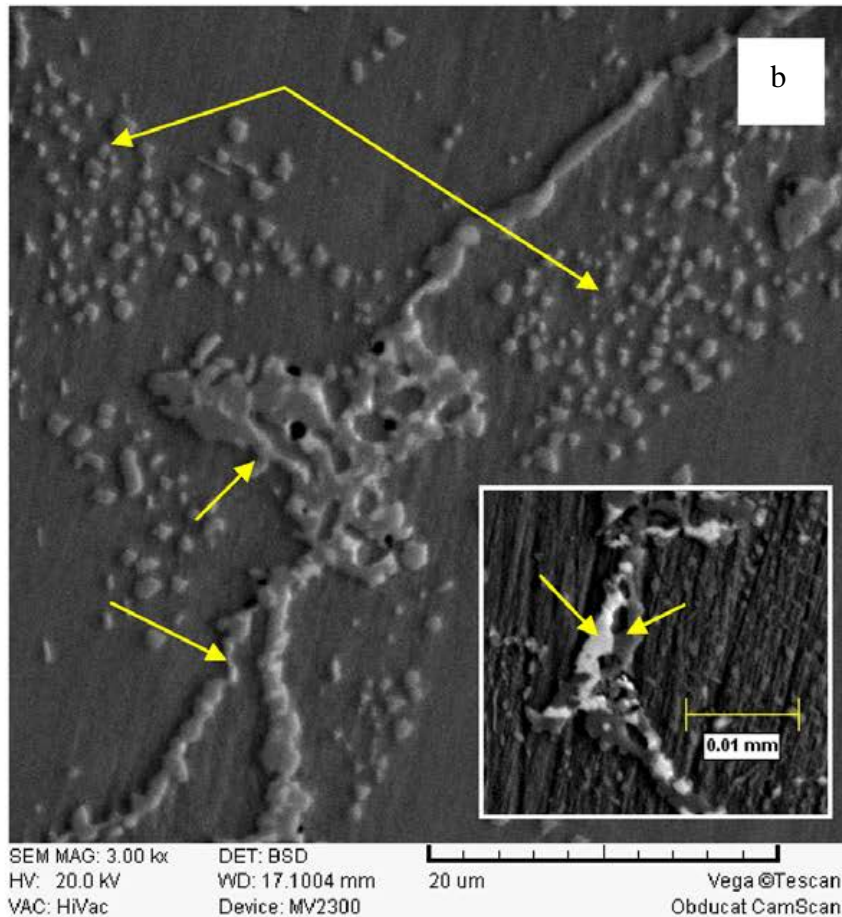
Σχ.2.50 Μικροδομή της άκρης του χείλους εκφυγής κοντά στην επιφάνεια θραύσης. [8]



Σχ.2.51 Μικροδομή της Περιοχής II (Zone II). [8]

Το Σχήμα 2.52 (a) απεικονίζει την μικροδομή στο εσωτερικό δίσκου ενός First Stage Gas Turbine Nozzle που είναι επιφάνεια αναφοράς καθώς δεν υπόκειται σε υψηλές θερμοκρασίες και το Σχήμα 2.52(b) δείχνει πρωτεύοντα και δευτερεύοντα καρβίδια που σχηματίζονται. [9]

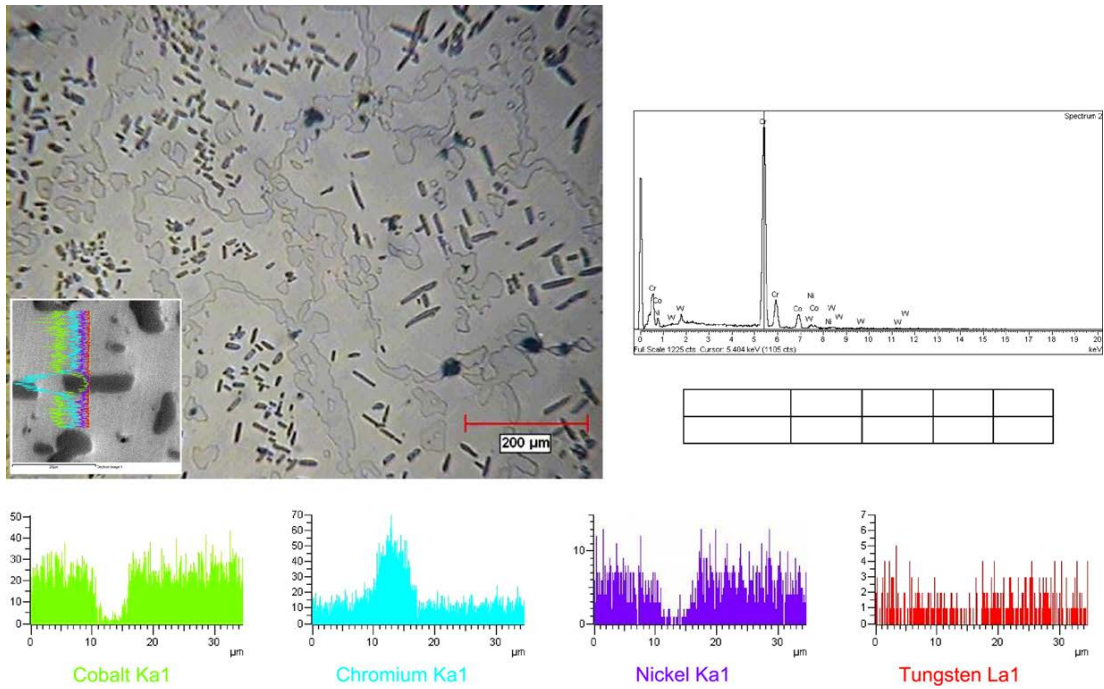




**Σχ.2.52** (a) Μικροδομή χυτού X-45, (b) Τα πρωτεύοντα και δευτερεύοντα καρβίδια δίπλα τους. [9]

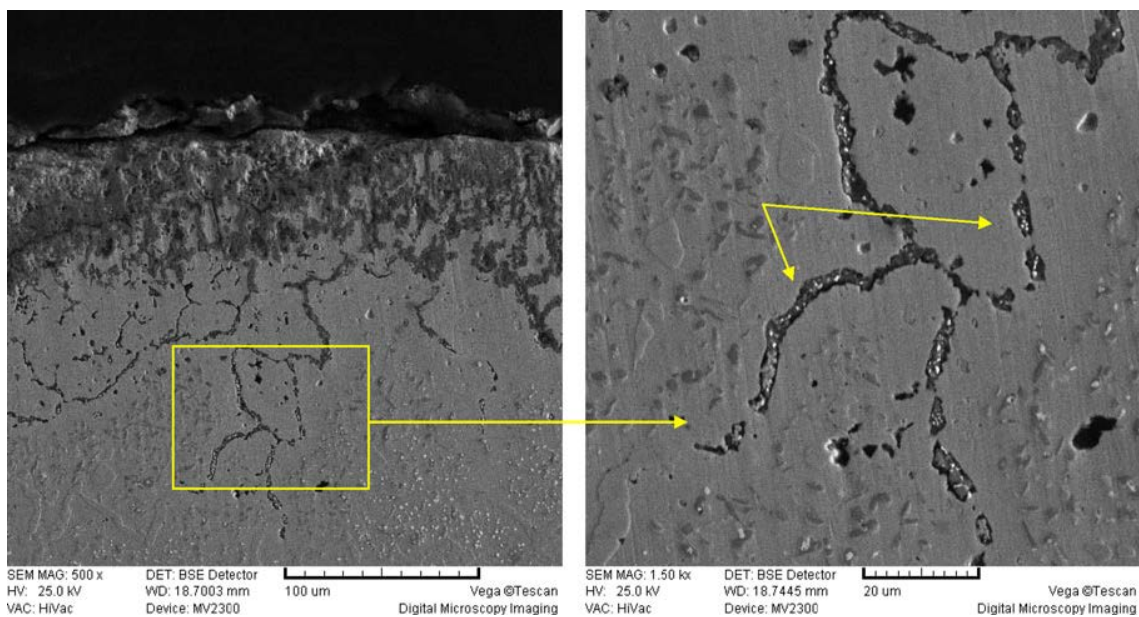
Το Σχήμα 2.53 δείχνει την υψηλότερη ζημιά που προκλήθηκε από τη χρήση στο υλικό του ακροφυσίου δίπλα σε μια ρωγμή που ξεκίνησε στην περιοχή του χείλους εκφυγής και παρατηρούμε ότι η μικροδομή περιέχει μια  $\gamma$ -φάση, συνεχόμενα στρώματα δευτερευόντων κατακρημνίσεων και βελονοειδείς φάσεις. Επιπλέον βλέπουμε ότι το κυριότερο συστατικό είναι καρβίδια-Cr ( $M_{23}C_6$ ) που κατακρημνίζονται κατά μήκος των ορίων των κόκκων.





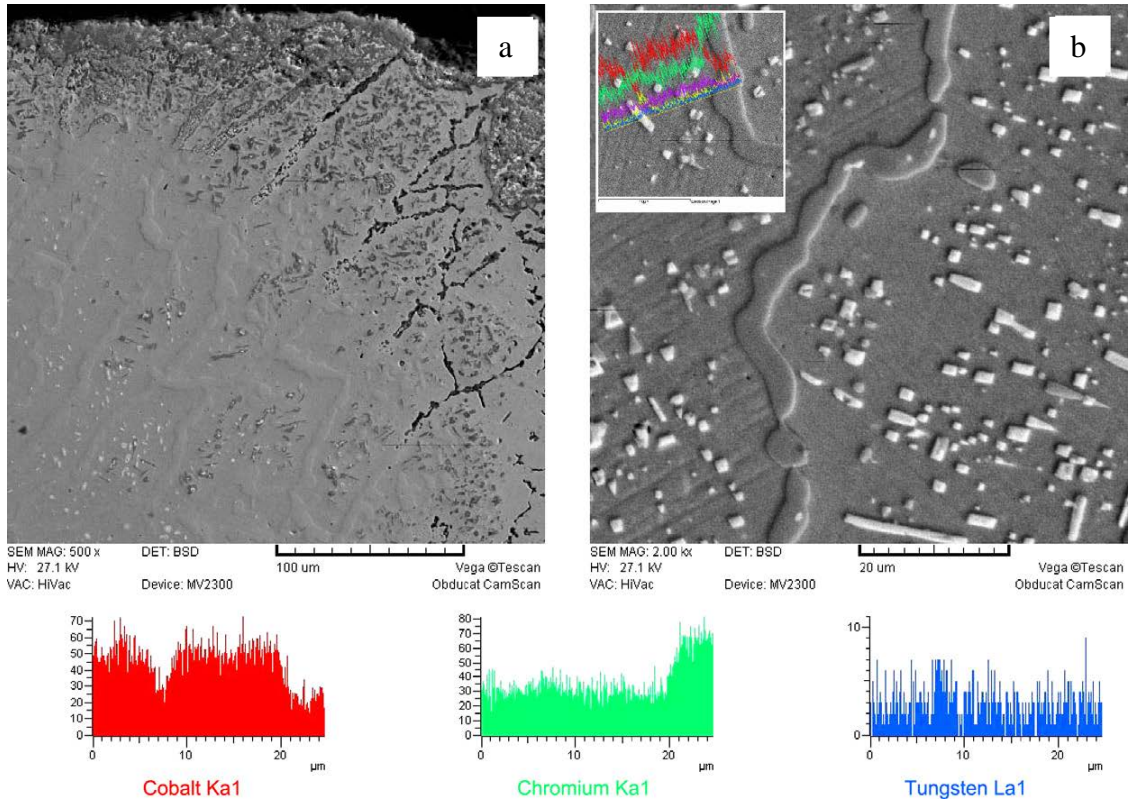
**Σχ.2.53** Αύξηση και σκλήρυνση του καρβιδίου M23C6 στο όριο των κόκκων και το εσωτερικό των κόκκων μαζί με X-Ray line scan του καρβιδίου στο εσωτερικό του κόκκου. [9]

Το Σχήμα 2.54 δείχνει θερμή διάβρωση υψηλής θερμοκρασίας (high temperature hot corrosion-ΗΤΗC) δίπλα στο χείλος εκφυγής. Γενικά, η ΗΤΗC ξεκινά με τη συγκέντρωση τηγμένων αλκαλικών μεταλλικών αλάτων στην επιφάνεια των θερμών εξαρτημάτων. Ξεκινά έτσι ένας κύκλος χημικών αντιδράσεων που επιτίθεται στο προστατευτικό φιλμ οξειδίου και προοδευτικά εξαντλεί το χρώμιο στο υλικό βάσης, οπότε και επιταχύνεται η οξείδωση στο υλικό βάσης. Συνεπώς, η διακρυσταλλική οξείδωση οδηγεί στο σχηματισμό των ρωγμών οξείδωσης που φαίνονται σε κλίμακα φολίδας στο Σχήμα 2.54



**Σχ.2.54** Διακρυσταλλική οξείδωση κατά μήκους των ορίων των κόκκων.

Στο Σχήμα 2.55(a) βλέπουμε έναν αριθμό ρωγμών οξείδωσης κατά μήκος των ορίων των κόκκων, κάθε μια από τις οποίες παίζει ένα επιζήμιο ρόλο στην εκκίνηση των ρωγμών κατά τη διαδικασία εκκίνησης/σβησίματος του κινητήρα. Οπότε και έχουμε στο Σχήμα 2.55 (b) την ύπαρξη συνεχόμενου φιλμ καρβιδίων.



**Σχ.2.55** (a) Έντονη διακρυσταλλική οξείδωση στο χείλος εκφυγής (b) Καρβίδια σε ένα όριο κόκκου

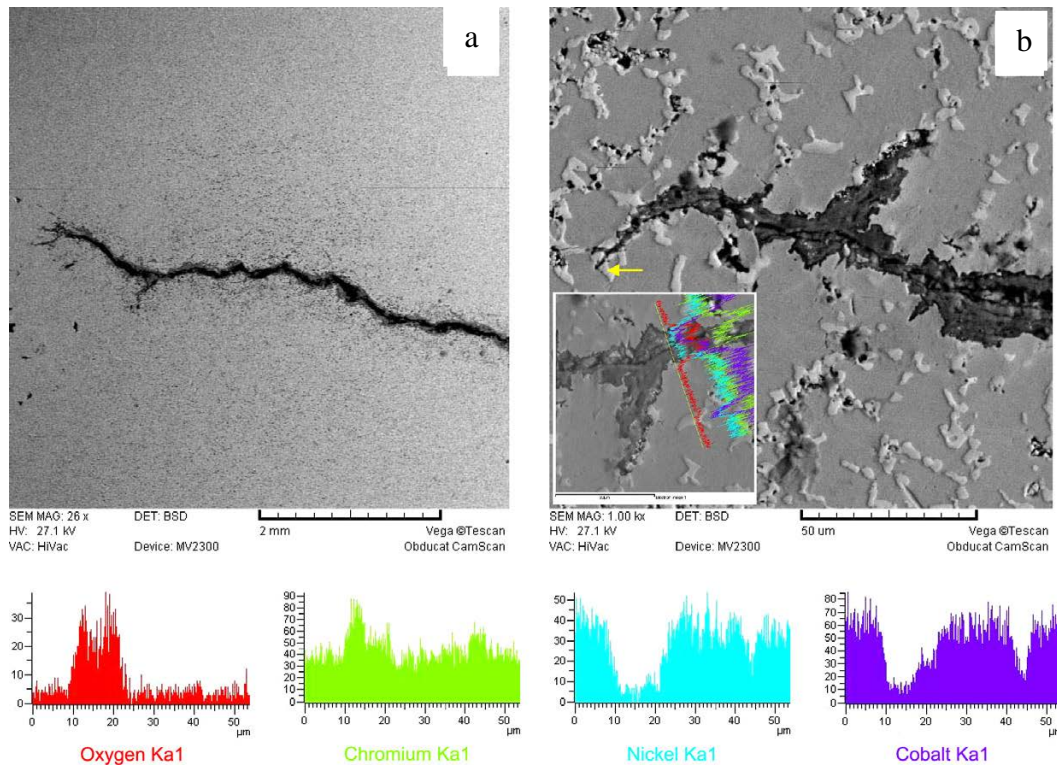
Στο Σχήμα 2.56 παρατηρούμε ένα πυκνό και συνεχόμενο δίκτυο καρβιδίων που μειώνει την ολκιμότητα και στην σκληρότητα του κράματος και διευκολύνει την εκκίνηση και τη διάδοση των ρωγμών καταλήγοντας σε μικρότερη διάρκεια ζωής. Επιθυμητό είναι τα καρβίδια να είναι διεσπαρμένα εντός της μήτρας και ως ξεχωριστά σωματίδια στα όρια των κόκκων.





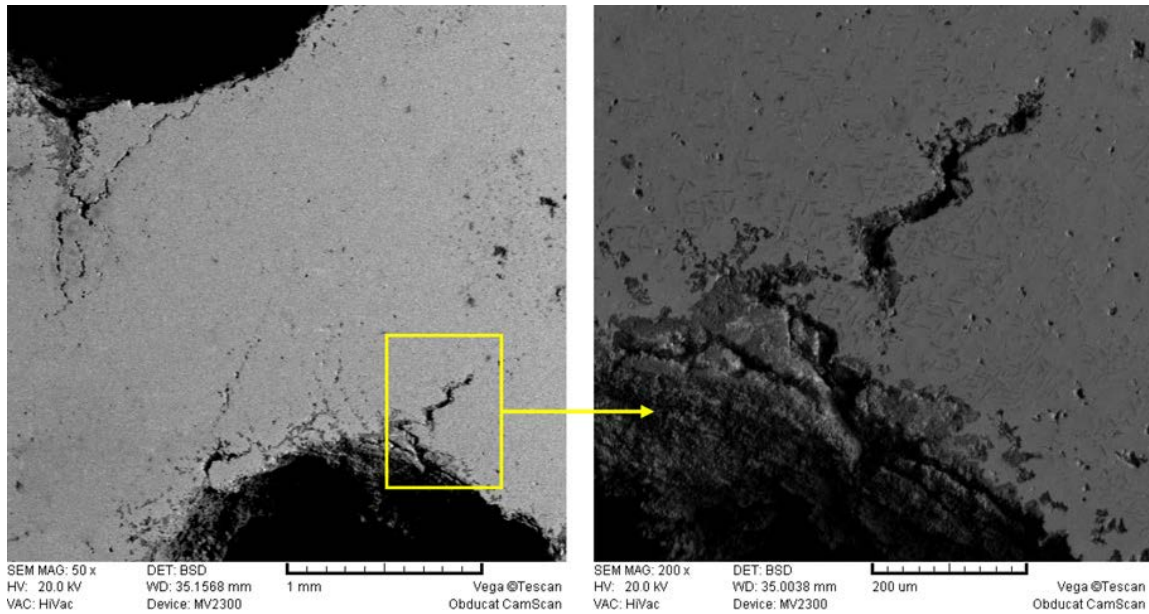
**Σχ.2.56** Διάδοση της ρωγμής κατά μήκος ενός ορίου κόκκου.

Τη διάδοση μιας ρωγμής την παρατηρούμε στο Σχήμα 2.57 και πιθανότατα ξεκίνησε από ρωγή οξείδωσης σαν αποτέλεσμα της εκκίνησης/σβησίματος του κινητήρα. Επιπλέον, βλέπουμε ότι η ρωγή ακολουθεί το συνεχές φιλμ των καρβιδίων στο όριο των κόκκων.

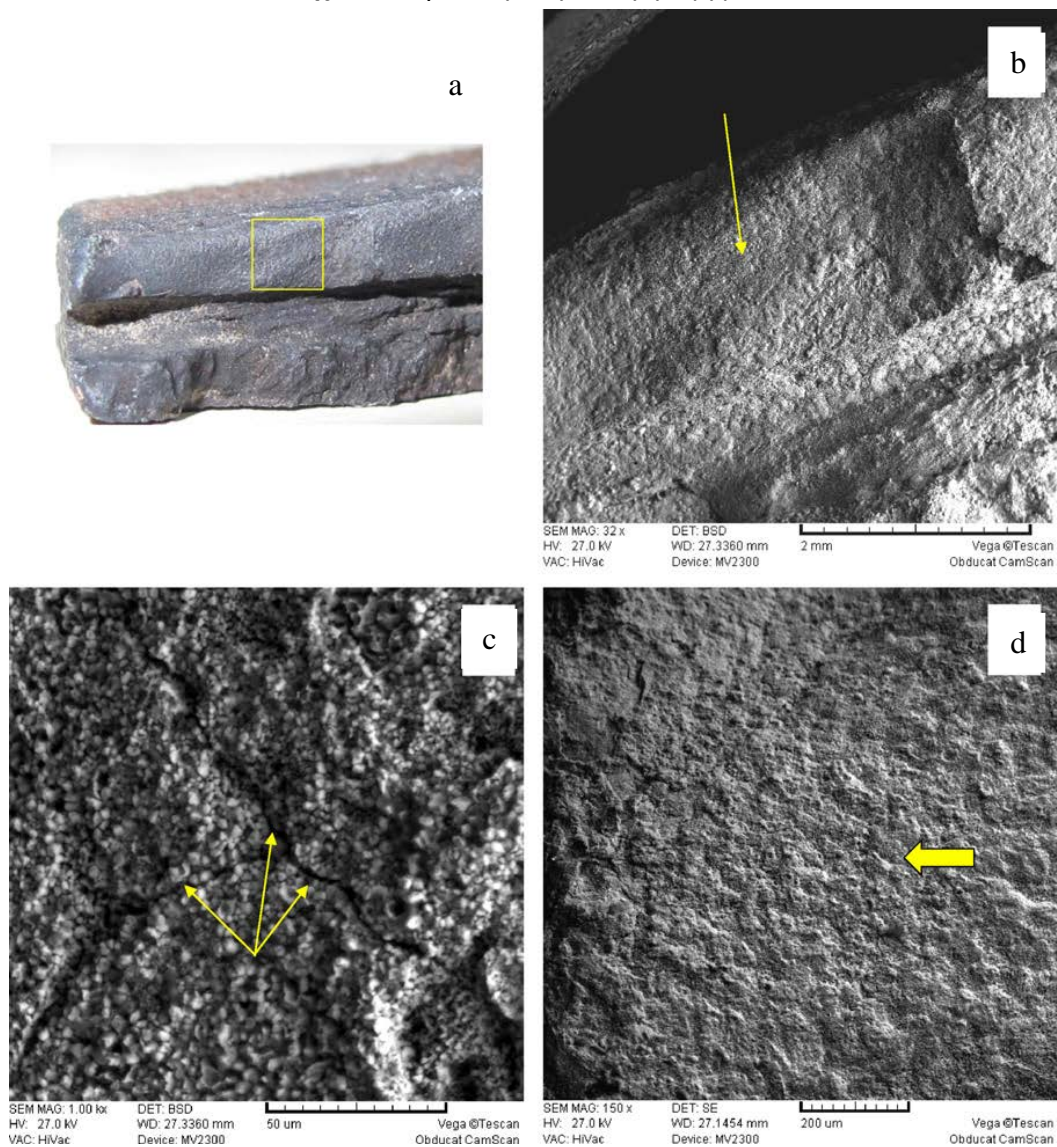


**Σχ.2.57** (α) το τέλος μιας ρωγμής στην ακμή εκφυγής του nozzle (β) Η ρίζα της ρωγμής. Ας σημειωθεί ότι το βέλος δείχνει το σημείο που σταμάτησε η ρωγή επειδή δεν είχε καρβίδια να ακολουθήσει.

Το ίδιο φαινόμενο παρατηρείται και στο εσωτερικό των όπως ψύξης, την εκκίνηση δηλαδή μιας ρωγμής λόγω οξείδωσης και την διάδοση της στο υπόστρωμα ακολουθώντας τις τροχιές των ορίων των κόκκων. [9]



Σχ.2.58 Θραύση στην οπή ψύξης [9]



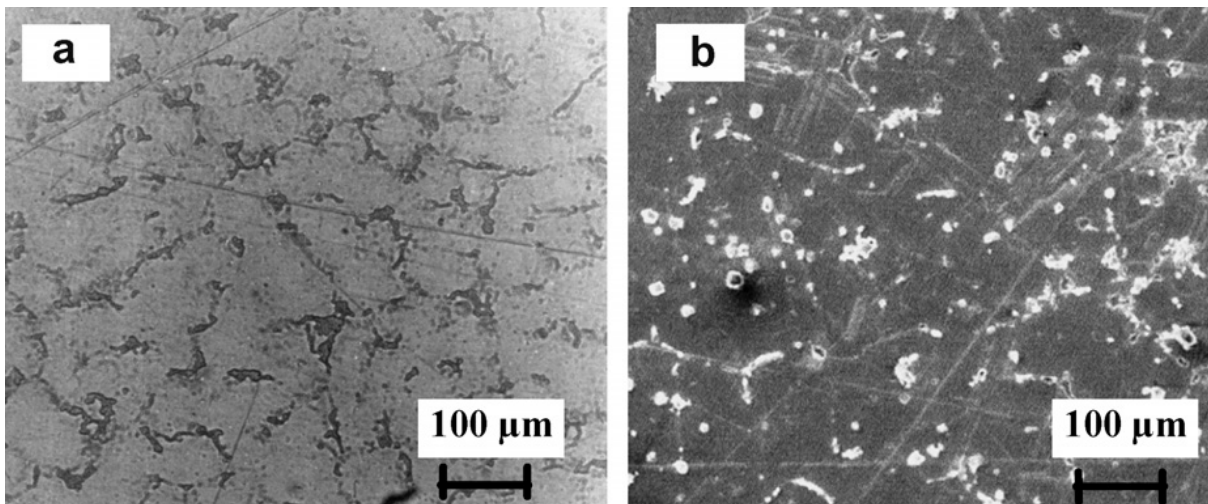
Σχ.2.59 (α) επιφάνεια της ρωγμής για θραυστογραφική ανάλυση (β) Εκτεταμένη



οξειδωση της επιφανείας (c) Μικρορωγμή που διακλαδώνεται κατά μήκος των ορίων των κόκκων (d) Αυλακώσεις που προκλήθηκαν από αστοχία κόπωσης κατά την εκκίνηση/σβήσιμο υποδεικνυόμενες από το βέλος. [9]

Η διάδοση των ρωγμών ενισχύεται λόγω της ευθραυστότητας του δικτύου των καρβιδίων που βρίσκονται στα όρια των κόκκων, όπως φαίνεται στο Σχήμα 2.59. επιπλέον παρατηρούμε την ύπαρξη αυλακώσεων στις επιφάνειες που είναι ενδεικτικό σημάδι φθοράς κόπωσης. [9]

Σε μια άλλη περίπτωση αστοχίας Gas Turbine Nozzle, κατασκευασμένου από κράμα κοβαλτίου FSX-414 παρατηρούμε τη μικροδομή δοκιμίου που προσβλήθηκε χημικά και γυαλίστηκε κατάλληλα ώστε να εμφανιστούν οι λεπτομέρειες. Η μικροδομή αποτελείται από ισοκατανεμημένους κόκκους γ-φάσης που αποτελούν τη μήτρα του κράματος και διασκορπισμένα σωματίδια καρβιδίων στα όρια των κόκκων και της μήτρας.



**Σχ.2.60** Μέγεθος κόκκων και σωματίδια καρβιδίων που κατακρημνίστηκαν στην μήτρα και στα όρια των κόκκων.

Στην ανάλυση βλάβης που έγινε στα θερμά τμήματα των πτερυγίων αποκαλύφθηκε η ύπαρξη συνεχών φιλμ καρβιδίων στο υλικό βάσης και μια αύξηση του όγκου των καρβιδίων 10 με 8 φορές λόγω του μετασχηματισμού των καρβιδίων από καρβίδια τύπου  $M_6C$  σε καρβίδια τύπου  $M_{23}C_6$  εξαιτίας των υψηλών θερμοκρασιών που επικρατούν στην περιοχή.

Παρόμοιοι είχαμε την υποβάθμιση της γ-μήτρας και την αύξηση του μεγέθους των κόκκων στις θερμές περιοχές σε σχέση με τις ψυχρές από 6 μέχρι 10 φορές. [10]

Τέλος, μετά από δοκιμές κυκλικής οξειδωσης με επικαλύψεις 78Ni-20Cr-2Al με μέσο μέγεθος κόκκου 65-350 nm που παράχθηκαν με μαγνητική απόθεση και με διαφορετικές πιέσεις περιβάλλοντος Ar, τα αποτελέσματα έδειξαν ότι η επιλεκτική οξειδωση του  $Al_2O_3$  είναι μια εξίσωση του μεγέθους του κόκκου της επικάλυψης. Σε μικρά μεγέθη κόκκων (~65 nm) σχηματίστηκε λεπτόκοκκο στρώμα  $Al_2O_3$  ενώ σε μεγαλύτερα μεγέθη κόκκων (280-350nm) σχηματίστηκε χρωμία ( $Cr_2O_3$ ). Σε δοκίμια χωρίς επικάλυψη είχαμε το σχηματισμό χρωμίας,  $NiCr_2O_4$ , και φάσεις  $MgAl_2O_4$ . Η διάχυση βραχυκύκλωσης διαμέσω των ορίων των κόκκων πιστεύεται ότι διαδραματίζει τον πιο σημαντικό ρόλο στο αποτέλεσμα στις διαφορετικές συμπεριφορές της οξειδωσης, [11]



## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3

### ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ ΚΑΙ ΚΑΤΑΣΚΕΥΑΣΤΙΚΕΣ ΜΕΘΟΔΟΙ

#### 3.1 Εισαγωγή.

Κατά τη διάρκεια των σταδίων σχεδιασμού του αεροπορικού στροβιλοκινητήρα, διατηρείται στενή επαφή μεταξύ του σχεδιασμού, της κατασκευής, της ανάπτυξης και της υποστήριξης του προϊόντος για να διασφαλιστεί ότι ο τελικός σχεδιασμός είναι ένα ταίριασμα μεταξύ των μηχανολογικών προδιαγραφών και των δυνατοτήτων των κατασκευαστικών διαδικασιών.

Η λειτουργία του στροβιλοκινητήρα με τον υψηλό λόγο ισχύος προς βάρος απαιτεί την υψηλότερη δυνατή αποδοτικότητα από κάθε εξάρτημα. Σύμφωνα με αυτή την απαίτηση, κάθε εξάρτημα πρέπει να κατασκευαστεί με το μικρότερο δυνατό βάρος και κόστος και να παρέχει μηχανολογική ακεραιότητα για μια μεγάλη διάρκεια ζωής. Κατά συνέπεια, οι μέθοδοι που χρησιμοποιούνται κατά την κατασκευή είναι ποικίλες και καθορίζονται από τα καθήκοντα που κάθε εξάρτημα πρέπει να εκπληρώσει.

Καμία κατασκευαστική τεχνική ή διαδικασία που με οποιοδήποτε τρόπο προσφέρει ένα πλεονέκτημα αγνοείται και οι περισσότερες διαθέσιμες μηχανολογικές μέθοδοι και διαδικασίες χρησιμοποιούνται για την κατασκευή αυτών των κινητήρων. Σε μερικές περιπτώσεις, η τεχνική ή διαδικασία μπορεί να εμφανίζεται με μερικά πρότυπα να είναι περίτεχνη, αλλά υιοθετείται μόνο μετά από επιβεβαίωση ότι παράγει μεγιστοποιημένη διάρκεια ζωής εξαρτημάτων συγκρινόμενη με αποτελέσματα δοκιμών.

Τα εξαρτήματα του κινητήρα κατασκευάζονται από μια ποικιλία χαλύβων υψηλής εφελκυστικής αντοχής και σφυρήλατα κράματα υψηλών θερμοκρασιών νικελίου και κοβαλτίου. Ένα ποσοστό των εξαρτημάτων χυτεύονται με την διαδικασία χύτευσης με επένδυση. Ενώ τα σύνθετα εξαρτήματα, που αποτελούν ένα αυξανόμενο περιεχόμενο, παράγονται από υλικά όπως ανοξείδωτο χάλυβα, τιτάνιο και κράματα νικελίου χρησιμοποιώντας σύγχρονες τεχνικές σύνδεσης, όπως για παράδειγμα συγκόλληση με αδρανές αέριο βολφραμίου, συγκόλληση με αντίσταση, συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων και συγκόλληση υψηλών θερμοκρασιών σε φούρνους κενού.

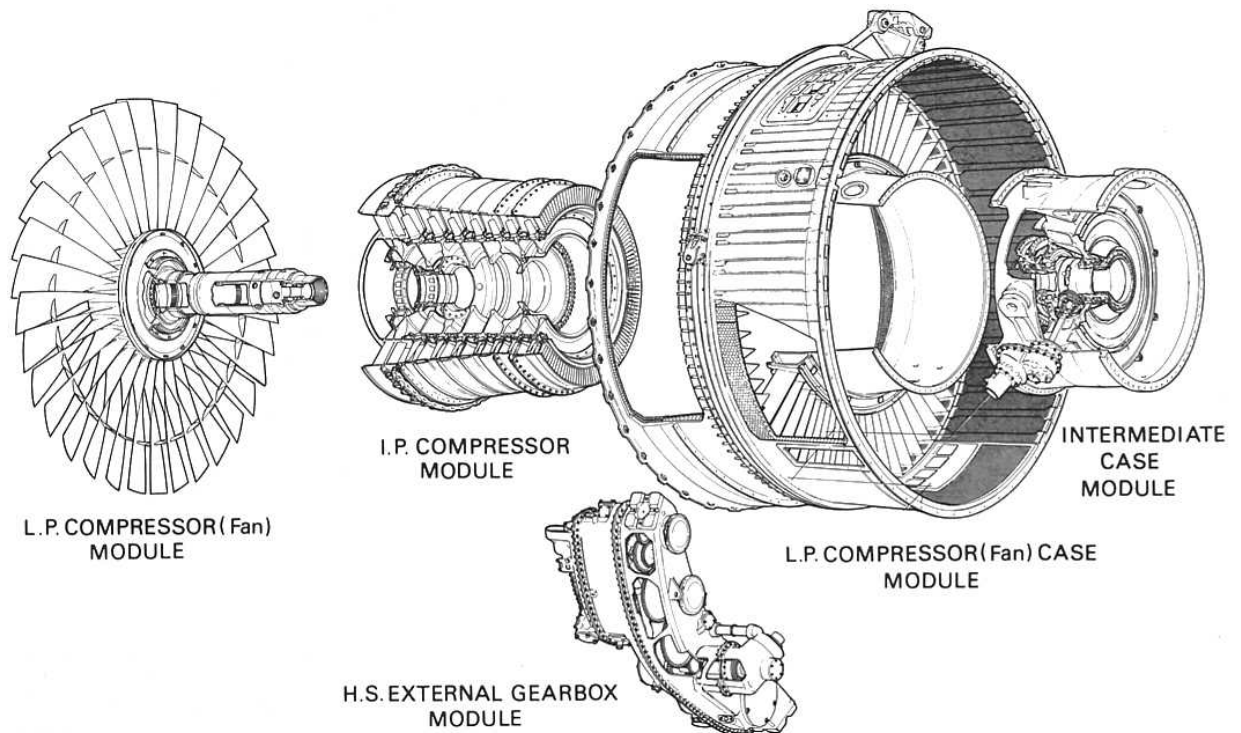
Οι μέθοδοι επεξεργασίας των εξαρτημάτων του κινητήρα περιλαμβάνουν τη λείανση, τη διάτρηση και τη διάνοιξη όποτε είναι δυνατόν, με τα πιο δύσκολα υλικά και διαμορφώσεις να κατεργάζονται με ηλεκτρο-εκφόρτιση, ηλεκτροχημικά, διάνοιξη οπών με λέιζερ και χημική μείωση του μεγέθους.

Τα δομικά στοιχεία, όπως πχ. ψυχρές αεροτομές, δακτύλιοι θέσης και αγωγοί παράκαμψης επωφελούνται από σημαντική μείωση βάρους όταν χρησιμοποιούνται σύνθετα υλικά.

Εκτός από τις ποικίλλες κατασκευαστικές μεθόδους, χημικές και θερμικές διεργασίες χρησιμοποιούνται σε μερικώς ολοκληρωμένα και ολοκληρωμένα εξαρτήματα. Αυτά περιλαμβάνουν θερμική επεξεργασία, ηλεκτροθεραπεία, στεγανοποίηση χρωμίου, χημικές επεξεργασίες, ανοδίωση για την πρόληψη της διάβρωσης, χημικό και μηχανικό καθαρισμό, ξηρή και υγρή αποξεστική λείανση, ψεκασμό πλάσματος, ηλεκτρολυτική χάραξη και στίλβωση για την αποκάλυψη μεταλλουργικών ατελειών. Επιπλέον χρησιμοποιείται μια ποικιλία από barreling τεχνικές για την απομάκρυνση τραχειών ατελειών και βελτίωση της επιφανείας. Οι πιο πολλές διαδικασίες αφορούν τις επιφανειακές αλλαγές, κάποιες δίνουν αντίσταση στη διάβρωση ενώ άλλες μπορούν να

χρησιμοποιηθούν για την απομάκρυνση των παραμενουσών τάσεων.

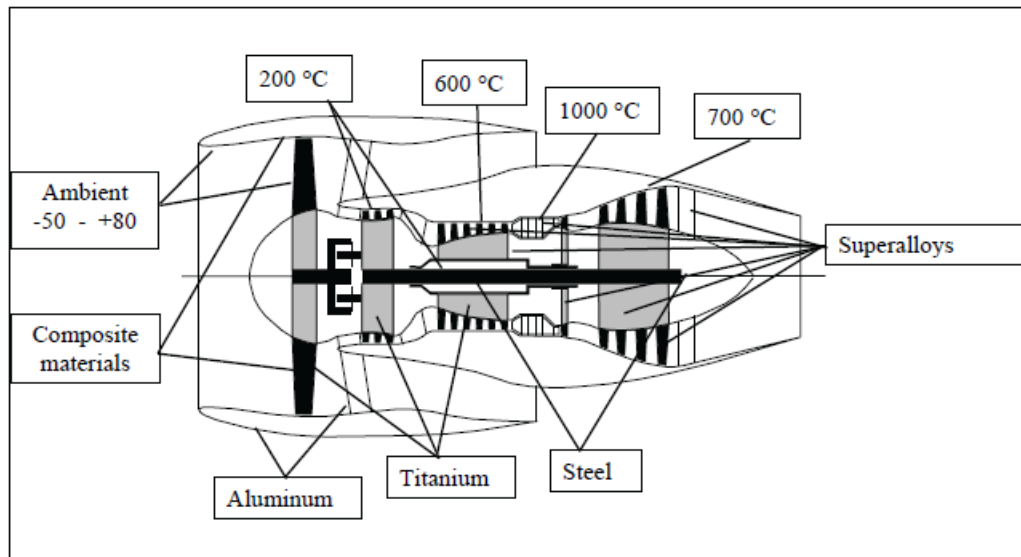
Η κύρια δομή ενός αεροστροβίλου σχηματίζεται από έναν αριθμό κυκλικών περιβλημάτων, όπως φαίνεται και στο παρακάτω σχήμα, τα οποία συναρμολογούνται και ασφαλιζονται μεταξύ τους με φλαντζοειδείς αρμούς και συνδέσεις που εγκαθίστανται με πείρους και τσιόνια. Αυτοί οι κινητήρες χρησιμοποιούν καμπύλες και συνδέσμους για να επιτρέψουν την συγκέντρωση των ζευγών συνδέσμων που με τη σειρά τους βοηθούν έναν χειριστή όταν χρειάζεται η συντήρηση. [12], [13]



**Σχ.3.1** Διάταξη ενός τριβάθμιου Turbojet κινητήρα.

### 3.2 Θερμοκρασίες και υλικά.

Η θερμοκρασία λειτουργίας ενός δομικού στοιχείου καθορίζει βασικά το είδος των υλικών που είναι κατάλληλα όπως φαίνεται και στο σχηματικό του κινητήρα (υποδεικνύοντας σε αυτή την περίπτωση έναν στροβιλοκινητήρα geared turbofan) στο παρακάτω σχήμα.



Σχ.3.2 Διάταξη ενός τριβάθμιου Turbojet κινητήρα.

Με το βάρος ως την κύρια παράμετρο πρέπει να εξετάσουμε την ειδική ισχύ πάνω και στην συγκεκριμένη δυσκαμψία ή μέτρο καθώς αυτό είναι επίσης πολύ σημαντικό για μεγάλες και σύνθετες δομές. Όταν σχεδιάζονται ως προς τη θερμοκρασία αυτές οι συγκεκριμένες ιδιότητες για διαφορετικές κατηγορίες υλικών, όπως φαίνεται στο Σχήμα 3.2, κάνοντας το ευκολότερο να κατανοηθούν οι ιδιότητες των υλικών του παραπάνω σχήματος. Προφανώς, η κλίμακα της αντοχής είναι αυθαίρετη σε κάποιο βαθμό αφού υπάρχουν πολυάριθμα διαφορετικά κράματα που ανήκουν σε οιαδήποτε κατηγορία υλικών καθένα με την δική της αντοχή και θερμοκρασιακά χαρακτηριστικά.

Θα ήταν χρήσιμο σε αυτό το σημείο να εξετάσουμε τις συγκρίσεις που φαίνονται στο παραπάνω σχήμα.

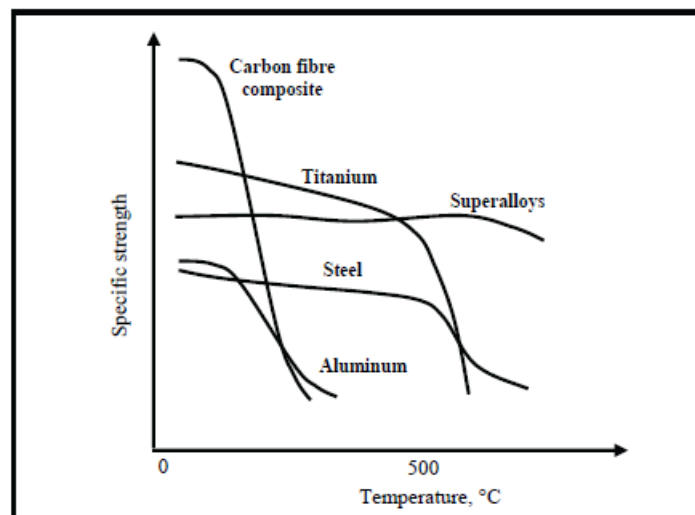
Ξεκινώντας από τις χαμηλές θερμοκρασίες τα ανθρακονημάτινα υλικά με πολυμερή μήτρα (εποξική), που συχνά αναφέρονται ως PMC (Polymer Matrix Composite – Πολυμερική Συνθετική Μήτρα), έχει ένα εντυπωσιακό συγκεκριμένο πλεονέκτημα αντοχής σε σχέση με όλα τα άλλα υλικά κυρίως λόγω της αντοχής των ινών άνθρακα. Αυτό το πλεονέκτημα κάνει τη χρήση τους σχεδόν ακαταμάχητη παρά τις σκληρές προκλήσεις κατά τη σχεδίαση αλλά και την κατασκευή τους. Για μεγάλα πλαίσια, μεγαλύτερα από 2 m σε διάμετρο, όπως φαίνεται στο Σχήμα 3.3, όχι μόνο η αντοχή είναι σημαντική αλλά και το η σκληρότητα εξαιτίας του πολύ υψηλού μέτρου ελαστικότητας Young των ινών του άνθρακα. Στην πραγματικότητα η σκληρότητα μπορεί να είναι η μόνη πραγματική παράμετρος των υλικών που θα φέρει τελικά τα εξαρτήματα σε χρήση όταν οι περιορισμοί της αντοχής που επιβάλλονται από συνδέσμους και φθορά στις δομές των PCM επιτρέπουν για αυτό στο σχεδιασμό, μειώνοντας τα προφανή οφέλη του σχήμα 3.2.

Από το σχήμα 3.3 είναι προφανές γιατί το τιτάνιο είναι η δεύτερη καλύτερη επιλογή στις χαμηλότερες θερμοκρασίες όπως τα πτερύγια του ανεμιστήρα. Είναι επίσης κατανοητό γιατί ο χάλυβας βρίσκει όλο και λιγότερη χρήση στους αεροπορικούς κινητήρες, ιδιαίτερα για εφαρμογές αξόνων όπου πολύ υψηλής αντοχής μαρτενσιτικοί χάλυβες μπορούν να χρησιμοποιηθούν. Οι ιδιότητες του αλουμινίου συγκρινόμενες με το τιτάνιο εξηγούν γιατί αυτά τα κράματα χρησιμοποιούνται σπάνια όταν ο λόγος αντοχής –βάρους αποτελεί το κύριο μέλημα. Η θερμοχωρητικότητα χαμηλών

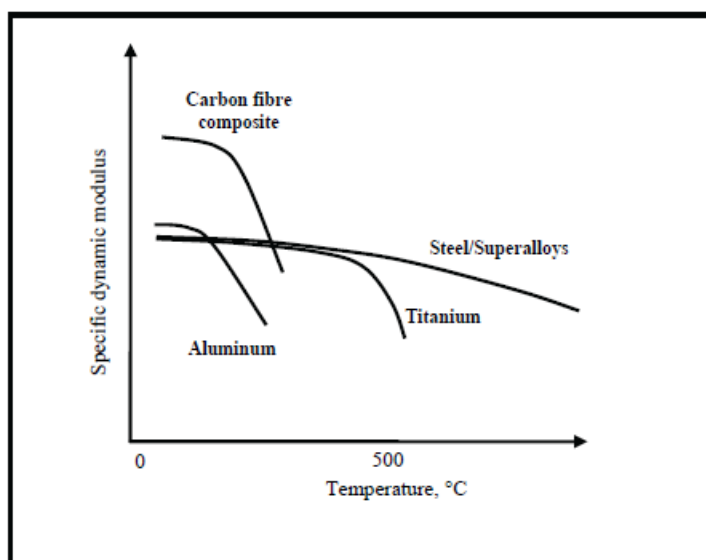
θερμοκρασιών των κραμάτων αλουμινίου είναι επίσης ένας πολύ σημαντικός περιορισμός σε σύγκριση με το τιτάνιο.

Για λόγους πληρότητας, τα κράματα μαγνησίου πρέπει να αναφερθούν αφού έχουν μια πολύ ελκυστική χαμηλή πυκνότητα. Εντούτοις, η αντοχή και το μέτρο ελαστικότητας είναι χαμηλά και οι περιορισμοί της θερμοκρασίας είναι πολύ πιο αυστηροί από τα κράματα αλουμινίου. Πάνω απ'όλα, όμως, υπάρχει ένα γαλβανικό πρόβλημα διάβρωσης που είναι δύσκολο, αλλά δυνατό, να ληφθεί υπόψη στο σχεδιασμό. Υπάρχει επίσης ένας κίνδυνος πυρκαγιάς και συμπερασματικά τα κράματα μαγνησίου έχουν πολύ σπάνια χρησιμοποιηθεί για δομές αεροπορικών κινητήρων.

Σε υψηλότερες θερμοκρασίες η αντοχή του PMC ελαττώνεται πολύ γρήγορα αφήνοντας τα κράματα τιτανίου χωρίς ανταγωνισμό με εξαίρεση τα υπερκράματα τα οποία αποκτούν μεγαλύτερη σημασία με αυξανόμενες θερμοκρασίες. Πάνω από περίπου τους 500° C όπου η περισσότερη αντοχή εξαφανίζεται από τα κράματα τιτανίου, τα υπερκράματα πρέπει να επιλεχθούν για τα δομικά εξαρτήματα. Δεδομένου ότι οι χάλυβες, κυρίως ανοξείδωτοι 12%χρωμίου όπως ο ελληνικός Ascoly, είναι λιγότερο δαπανηροί και μπορούν να χρησιμοποιηθούν όπου η χαμηλή αντοχή μπορεί να αντισταθμιστεί και για κάτω από τους 600° C μπορούν να χρησιμεύσουν ως εναλλακτικές λύσεις εάν το κόστος είναι πρωταρχικής σημασίας. Με την αύξηση των θερμοκρασιών των κινητήρων όλο και λιγότεροι χάλυβες βρίσκονται σήμερα στα θερμά λειτουργικά μέρη των αεροπορικών κινητήρων. Πάνω από τους 600° C δεν υπάρχουν ανταγωνιστές στα υπερκράματα ως υλικό για τις δομές. Για χρήση σε πτερύγια τουρμπίνων τα αργιλίδια τιτανίου βρίσκουν τώρα τις πρώτες εφαρμογές. Και εφόσον έχουμε διπλό όφελος από την σχεδίαση πτερυγίων χαμηλού βάρους, λιγότερη τάση στα περιστρεφόμενα μέρη και χαμηλότερες απαιτήσεις της εξωτερικής δομής από την οπτική μεριά του πτερυγίου και σαν αποτέλεσμα χαμηλότερα βάρη και στα δυο εξαρτήματα. Επιπλέον, η ευθραυστότητα των αλουμινιδίων τιτανίου είναι επίσης ένα πλεονέκτημα καθώς δημιουργείται λιγότερο χάος στο πτερύγιο σε σύγκριση με ένα όγκιμο μεταλλικό υλικό. Ωστόσο, η ευθραυστότητα τους τα κάνει λιγότερο κατάλληλα για οποιοσδήποτε κατασκευαστική εφαρμογή.







**Σχ.3.3** Ειδική αντοχή και δυναμικό μέτρο ως προς τη θερμοκρασία για τυπικά υλικά που χρησιμοποιούνται σε αεροπορικούς κινητήρες.

### 3.3 Κυριότερα υλικά που χρησιμοποιούνται.

- Ενισχυμένο πλαστικό ινών άνθρακα (CFRP – Carbon Fiber Reinforced Plastic)
- Κράματα αλουμινίου
- Κράματα τιτανίου
- Υπερκράματα

Τα υπερκράματα είναι κράματα που περιέχουν μεγάλα ποσοστά κραματικών στοιχείων, για την επίτευξη συνδυασμού μεγάλης αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες (500-1000° C+) και σε οξειδωτικές συνθήκες. Τα υπερκράματα μπορούν να χρησιμοποιηθούν υπό εξαιρετικά δυσμενείς συνθήκες, όπως υψηλή θερμοκρασία, έντονα διαβρωτικό περιβάλλον (αέρας, καυσαέρια, χημικά υγρά, τηγμένα μέταλλα και άλατα, κλπ.), ενώ η φθορά τους λόγω διάλυσης, χημικής αντίδρασης ή οξείδωσης είναι η ελάχιστη δυνατή. Οι κύριες κατηγορίες υπερκραμάτων είναι τρεις:

- Κράματα με βάση το σίδηρο και το νικέλιο
- Κράματα με βάση το νικέλιο
- Κράματα με βάση το κοβάλτιο

Η υψηλή αντοχή των υπερκραμάτων σε ερπυσμό οφείλεται:

- Στη σκλήρυνση της μεταλλικής μήτρας λόγω δημιουργίας στερεού διαλύματος, με την προσθήκη στοιχείων όπως Cr, Mo, W (σε υψηλά ποσοστά) και Ta, Zr, Nb, B (σε χαμηλότερα ποσοστά)
- Στην παρουσία στη δομή των υπερκραμάτων διασκορπισμένων καρβιδίων που σχηματίζονται από την παρουσία του άνθρακα. Τα καρβίδια αυτά είναι συνήθως τα: TiC, BC, ZrC, TaC, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Mo<sub>6</sub>C και W<sub>6</sub>C και σχηματίζουν ένα δίκτυο, το οποίο παρεμποδίζει την κίνηση των διαταραχών και την ολίσθηση των ορίων των κόκκων.
- Στην εμφάνιση πολύ λεπτών μεσομεταλλικών φάσεων σε διασπορά στη μήτρα. Πολλά από τα κράματα Ni και Fe-Ni, τα οποία περιέχουν Al και Ti σχηματίζουν τις μεσομεταλλικές ενώσεις Ni<sub>3</sub>Al και Ni<sub>3</sub>Ti κατά τη γήρανση. Πρόκειται για τα κατακρημνίσματα γ', υψηλής σκληρότητας, τα οποία έχουν κρυσταλλική συνάφεια με τη μήτρα – δηλαδή και αυτά κρυσταλλώνονται στο κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα.

Δεδομένου ότι η κρυσταλλική παράμετρος της φάσης γ' είναι ελαφρά διαφορετική από εκείνη της μήτρας, η παρουσία της στο κρυσταλλικό δίκτυο της τελευταίας επιφέρει την παραμόρφωση του, γεγονός που συντελεί στην αύξηση της αντοχής σε ερπυσμό. [14]

### 3.4 Βασικές αρχές.

Πολλά διαφορετικά μεταλλικά στοιχεία χρησιμοποιούνται για τη μεταλλουργική μηχανολογία των διαφόρων υπερκραμάτων. Το νικέλιο και το κοβάλτιο είναι τα πιο επιφανή στοιχεία που επιτρέπουν τους δυο διαφορετικούς τύπους υπερκραμάτων: το υπερκράμα κοβαλτίου όπου το κοβάλτιο είναι το κυρίαρχο στοιχείο και τα υπερκράματα νικελίου όπου το νικέλιο είναι το κύριο συστατικό. Και το νικέλιο και το κοβάλτιο, κοντά το ένα στο άλλο στον περιοδικό πίνακα, σταθεροποιούν την ευνοϊκή (από την άποψη της αντοχής στην υψηλή θερμοκρασία) ωστενιτική μήτρα με το σίδηρο επίσης ως κύριο συστατικό κυρίως για λόγους κόστους. Τα κράματα νικελίου είναι σήμερα, μακράν, ο πιο σημαντικός τύπος αν μη τι άλλο εξαιτίας του πολύ υψηλού κόστους του κοβαλτίου. Τα υπερκράματα κοβαλτίου, σε αντίθεση με τα υπερκράματα νικελίου, δεν είναι σκληρυνόμενα με κατακρήμνιση (Precipitation Hardenable) άλλα ακόμα είναι σκληρυνόμενα με μεταλλικά κραματικά στοιχεία που προσδίδουν διαλυματικά σκληρυνόμενα αποτελέσματα αποτελεσματικά σε όλη την κλίμακα της θερμοκρασίας. Τα κράματα κοβαλτίου είναι κατάλληλα για τη χρήση σε υψηλές θερμοκρασίες, συχνά ως φύλλα υλικού, σε εφαρμογές όπως στους θαλάμους καύσης όπου η μέτρια αντοχή είναι αποδεκτή. Η καλή του συγκολλησιμότητα αποδίδεται σε αυτό.

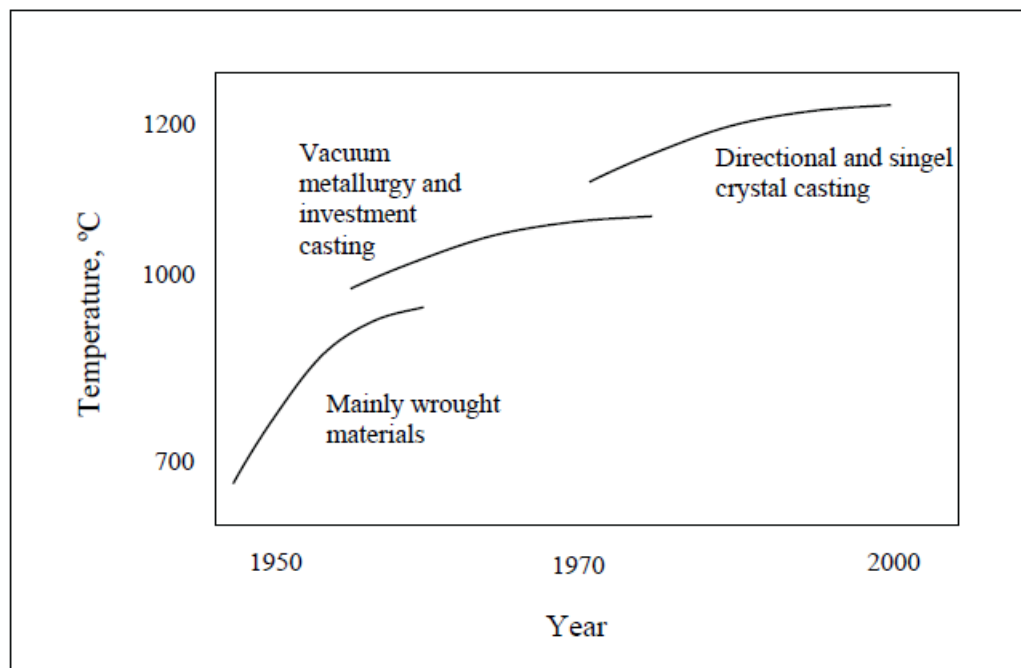
Οι προσθήκες χρωμίου που κυμαίνονται από ένα μικρό ποσοστό έως σχεδόν 25% επιφέρουν αντίσταση στη θερμή και στην υγρή διάβρωση. Το αλουμίνιο και το τιτάνιο, σε μικρό ποσοστό, επιτρέπει την precipitation hardening των κραμάτων νικελίου. Το μολυβδαίνιο, το βανάδιο το βολφράμιο και άλλα στοιχεία αργής διάχυσης προστίθεται, επίσης σε μικρό ποσοστό τοις εκατό, για να παραχθεί σκλήρυνση στερεού διαλύματος και για να επιβραδυνθεί η συμπεριφορά ερπυσμού σε υψηλές θερμοκρασίες. Πολυάριθμα άλλα στοιχεία προστίθενται για άλλους ειδικούς λόγους.

Ειδικού ενδιαφέροντος είναι το στοιχείο νιόβιο (η κολόμβιο), Nb, το οποίο είναι το στοιχείο πίσω από την επιτυχία του κράματος 718, το οποίο από μόνο του αντιπροσωπεύει για περίπου το ήμισυ του όγκου των υπερκραμάτων. Η σημαντική ποσότητα σιδήρου στο κράμα 718 επίσης αποδίδεται στο γεγονός αυτό εξαιτίας του οφέλους του κόστους από αυτή την προσθήκη. Το 5% Nb στο κράμα 718 παράγει επίσης ένα διαφορετικό τύπο precipitation hardening, τη γ''-σκλήρυνση σε σχέση με την γ'-σκλήρυνση των άλλων κραμάτων αλουμινίου και τιτανίου ως στοιχεία σκλήρυνσης. Αυτό κάνει το κράμα 718 πιο ευέλικτο στην απόκριση επεξεργασίας και βρίσκει εκτεταμένες εφαρμογές στους αεροπορικούς κινητήρες όπως δίσκους, συγκροτήματα και πτερύγια για όσο η θερμοκρασία περιορίζεται στους 650ο C.

Για βασικούς θερμοδυναμικούς λόγους η αποδοτικότητα όλων των κύκλων του κινητήρα συμπεριλαμβανομένης της απόδοσης των τουρμπίνων από την υψηλότερη δυνατή θερμοκρασία καύσης αλλά σε βέλτιστο ή στοιχειομετρικό μείγμα αέρα-καυσίμου οι θερμοκρασίες θα φτάσουν πολύ παραπάνω από ό,τι πρακτικά ένα υλικό σχεδιασμού θα μπορέσει να αντισταθεί και οποιαδήποτε τουρμπίνα θα καταστρεφόταν σε

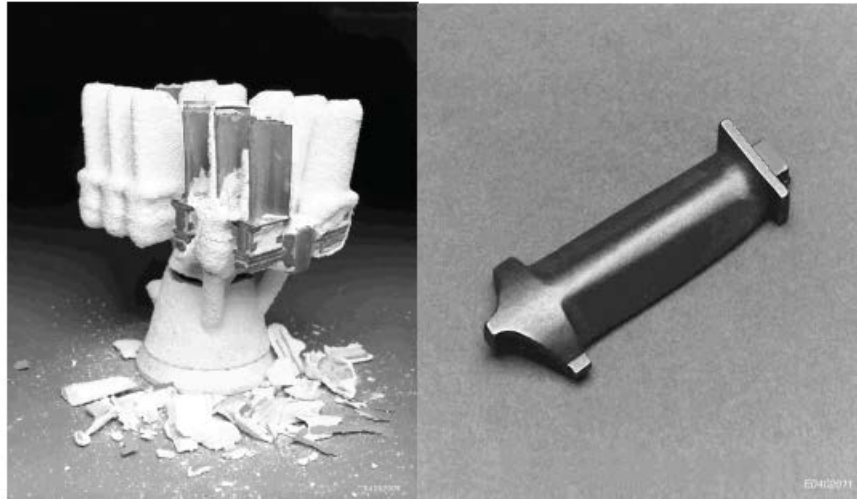
δευτερόλεπτα με ένα τέτοιο μείγμα και γι' αυτό το λόγο το μείγμα είναι φτωχό.

Η Αχίλλειος πτέρνα της τουρμπίνας είναι επομένως ότι τα υλικά που θα πρέπει να έρχονται αντιμέτωπα με την υψηλότερη θερμοκρασία, πχ να αντιστέκονται τις θερμοκρασίες των θερμών αερίων που εξέρχονται από τον θάλαμο καύσης και εισέρχονται στο ακροφύσιο εισόδου της τουρμπίνας, και ειδικότερα στα σταθερά πτερύγια και στα πτερύγια του στροβίλου της πρώτης βαθμίδας. Πολύ περίτεχνες προσπάθειες έχουν γίνει για τη βελτίωση της θερμοκρασιακής απόδοσης των υπερκραμάτων κατά τη διάρκεια των ετών από τότε που οι πρώτοι στροβιλοκινητήρες κατασκευάστηκαν στην αρχή του 2<sup>ου</sup> ΠΠ. Αυτό φαίνεται διαγραμματικά στο παρακάτω σχήμα.



**Σχ.3.4** Βελτιώσεις στην θερμική αντίσταση των αεροτομών και των πτερυγίων των τουρμπίνων ανά κράμα και διαδικασία ανάπτυξης σε συνδυασμό.

Ένα πρόδρομος αυτής της εξέλιξης ήταν οι προσπάθειες που έγιναν για τη βελτίωση της απόδοσης των στρατιωτικών εμβολοφόρων αεροπορικών κινητήρων με ισχυρούς υπερσυμπιεστές αναγκαίους για πτητικές επιχειρήσεις σε μεγάλα ύψη. Η φτωχή θερμική αντίσταση του υλικού στα πτερύγια της τουρμπίνας ήταν και εδώ το εμπόδιο. Από μια ιστορική σύμπτωση, ξεπεράστηκε από μια εταιρεία που ανέπτυξε την τεχνική χύτευσης του χαμένου κεριού για την παραγωγή οδοντικών προσθέσεων σύνθετου σχήματος και από ένα κράμα βάσης κοβαλτίου, Vitallium, και η διαδικασία και το κράμα αποδείχτηκαν επιτυχημένα για τον υπερσυμπιεστή της GE που χρησιμοποιήθηκε. Ένα από τα 35 εκατομμύρια πτερύγια που παράχθηκαν κατά τη διάρκεια του πολέμου φαίνεται στο Σχήμα 3.5 μαζί με ένα σύγχρονο τυπικό «δέντρο» χύτευσης περιβλήματος.



**Σχ.3.5** Ένα τυπικό μοντέρνο «δέντρο» χύτευσης (γυρισμένο ανάποδα) με το κέλυφος του καλουπιού μερικών αφαιρεμένο στην αριστερή εικόνα και στη δεξιά ένα από τα πρώτα πτερύγια τουρμπίνας που κατασκευάστηκαν με αυτή τη μέθοδο από κράμα κοβαλτίου προορισμένο για την μέθοδο οδοντικής πρόσθεσης, ένα από τα 35 εκατομμύρια που παράχθηκαν κατά το 2ο Παγκόσμιο Πόλεμο.

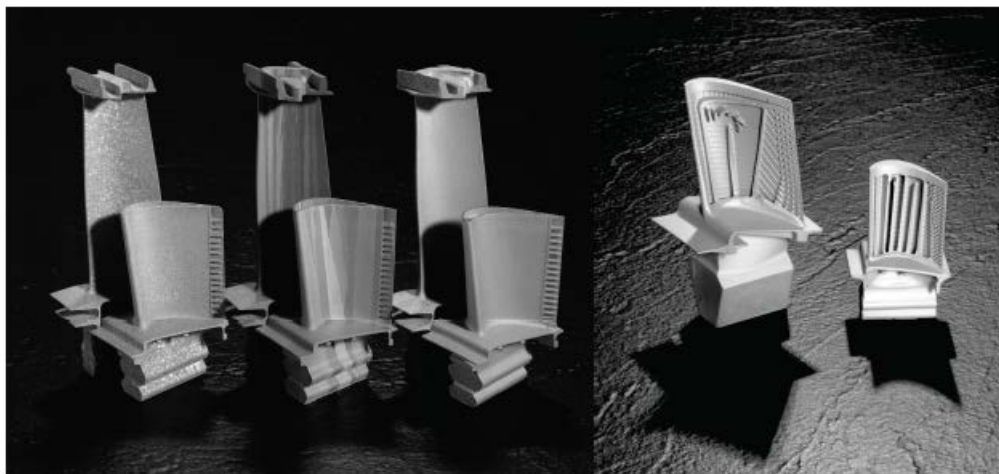
Η βελτίωση της θερμοκρασίας κατά τη διάρκεια των ετών που φαίνεται στο Σχήμα 3.4 οφείλεται στις εξελίξεις των κραμάτων αλλά και των μεταλλουργικών διαδικασιών. Πριν από την έλευση της χύτευσης κενού τη δεκαετία του 1950, ήταν πολύ δύσκολο να χρησιμοποιηθούν τέτοια μεταλλικά κραματικά στοιχεία που οξειδώνονται εύκολα όπως το τιτάνιο που προαναφέρθηκε, το αλουμίνιο και το νιόβιο είναι άλλα δυο στοιχεία που αντιδρούν με το οξυγόνο στην παραδοσιακή ανοιχτού τύπου μεταλλουργική διαδικασία και συνεπώς σαν το τιτάνιο καταλήγουν εύκολα με ακαθαρσίες οξειδίων στο χυτό μέταλλο. Κάθε τελικό προϊόν θα ήταν πολύ χαμηλής ποιότητας με αυτή την μεταλλουργική διαδικασία. Δεδομένου ότι και τα τρία στοιχεία που προαναφέρθηκαν είναι αναγκαία για την σημαντική precipitation hardening, το φαινόμενο αυτό ήταν πολύ δύσκολο να επιτευχθεί πριν την ανάπτυξη της μεταλλουργίας κενού.

Με την εισαγωγή της τήξη επαγωγής υπό κενό (Vacuum induction method – VIM) ήταν με αυτό τον τρόπο δυνατό όχι μόνο να παραχθεί δραματικά υψηλότερη ποιότητα (λιγότερα εγκλείσματα οξειδίου) στις ράβδους υπερκραμάτων, σχεδιασμένες για περαιτέρω μηχανολογική επεξεργασία σε διάφορα είδη επεξεργασμένων προϊόντων, αλλά και στην εισαγωγή στοιχείων (Al, Ti και Nb) για το σκοπό της precipitation hardening και ουσιαστικά πολύ ισχυρότερα υπερκράματα. Αργότερα, η χύτευση επένδυσης υπό κενό εισήχθη για αεροτομές με ακόμα μεγαλύτερα πλεονεκτήματα για αντοχή υψηλών θερμοκρασιών καθώς ήταν δυνατό να εισαχθούν ακόμα υψηλότερα περιεχόμενα των στοιχείων precipitation hardening λόγω του γεγονότος ότι διαδικασία χύτευσης επένδυσης έδινε κατευθείαν την τελική μορφή. Το ίδιο υψηλής περιεκτικότητας κράμα σε χυτές υπό κενό μπιλιέτες θα τις είχε κάνει αδύνατες να υποστούν επεξεργασία είτε στη θερμή είτε στην ψυχρή κατάσταση. Κατά τη διάρκεια της δεκαετίας του 1970 η εκρηκτική ανάπτυξη της τεχνολογίας της κονιομεταλλουργίας υπερκραμάτων άνοιξε ιδιοφυώς ένα παράθυρο για παραγωγή σφυρήλατων προϊόντων με τόσο υψηλές περιεκτικότητες κραμάτων και θερμική αντοχή που τώρα είναι καθιερωμένα σαν υλικά στους θερμότερους δίσκους στους σύγχρονους

στροβιλοκινητήρες αεροσκαφών.

Όπως υποδεικνύεται στο Σχήμα 3.4, ένα περαιτέρω βήμα στη βελτίωση της θερμοκρασιακής αντοχής των πτερυγίων των τουρμπίνων ήταν η ανάπτυξη της κατευθυνόμενης στερεοποίησης (Directional Solidification – DS) με την οποία ήταν δυνατόν να ταξινομηθούν οι αυθαίρετα προσανατολισμένοι κόκκοι κρυστάλλων μιας συμβατικής χύτευσης σε μια πιο ευνοϊκή κατεύθυνση έναντι της τάσης των υψηλά φορτισμένων πτερυγίων της τουρμπίνας. Τα όρια μεταξύ των κόκκων των κρυστάλλων είναι αδύναμες θέσεις με δυο τρόπους. Σε υψηλές θερμοκρασίες οι κόκκοι θα «γλιστρήσουν» κατά μήκος των ορίων και ο ρυθμός ερπυσμού, που είναι ένας πολύ σημαντικός παράγοντας για το σχεδιασμό των πτερυγίων, θα αυξηθεί με μικρότερο μέγεθος κόκκου, έτσι προτιμώνται μεγαλύτεροι κόκκοι. Πιο σημαντικό για τον ερπυσμό είναι ωστόσο η κατεύθυνση των ορίων των κόκκων σε σχέση με την κατεύθυνση της κύριας τάσης που είναι για τα πτερύγια μακράν κατά μήκος του ακτινικού άξονα εξαιτίας των φυγοκεντρικών δυνάμεων που εμπλέκονται. Οι άλλες αδυναμίες των ορίων των κόκκων είναι ότι είναι επίσης ευάλωτα σε θερμή διάβρωση όταν την ίδια στιγμή υπόκεινται σε υψηλά μηχανικά φορτία. Ο προσανατολισμός των ορίων των κόκκων κατά μήκος του πεδίου της τάσης είναι επίσης από αυτή την προοπτική πολύ πιο ελκυστική.

Με την εμφάνιση των μονοκρυσταλλικών (Single Crystal – SC) χυτεύσεων, μια ακόμα πιο εξελιγμένη τεχνολογία, η αδυναμία των ορίων των κόκκων έγινε δυνατό να εξαιρεθεί πλήρως. Η ανάπτυξη από την πολλαπλών κρυστάλλων σε μονοκρυσταλλική χύτευση παρουσιάζεται στο Σχήμα 3.6 μαζί με την περαιτέρω ανάπτυξη με την οποία περίπλοκα κανάλια εσωτερικής ψύξης ενσωματώθηκαν στα πτερύγια κατά την διαδικασία της χύτευσης. Η ψύξη των πτερυγίων βελτιώνει σημαντικά την θερμοκρασιακή αντίσταση.



**Σχ.3.6** Απεικόνιση της ανάπτυξης της τεχνολογίας χύτευσης κενού των πτερυγίων τουρμπίνας. Η αυξημένη αντοχή στη θερμότητα και στην τάση επιτυγχάνεται με την αντικατάσταση των συμβατικά τυχαία προσανατολισμένων κόκκων των κρυστάλλων (ισοσταθμισμένων) στην αριστερή εικόνα από την κατευθυνόμενη στερεοποίηση με αρκετούς κρυστάλλους σε παράλληλη και τελικά με έναν μοναδικό κρύσταλλο με μια ευνοημένη κατεύθυνση, στη δεξιά εικόνα, αλλά επίσης με περίπλοκα εσωτερικά κανάλια ψύξης (η επιφάνεια των πτερυγίων έχει απογυμνωθεί για έκθεση).

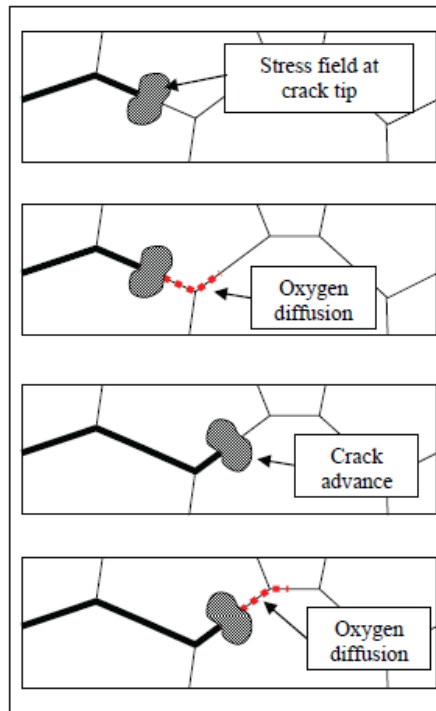
### **3.5 Όρια των κόκκων – Η Αχίλλειος πτέρνα στις υψηλές θερμοκρασίες.**

Τα όρια των κόκκων έχουν ιδιαίτερη σημασία για τις ιδιότητες του υλικού όχι μόνο από επιδείνωση στις υψηλές θερμοκρασίες. Σε χαμηλή θερμοκρασία, αντιθέτως, είναι επωφελείς για βασικά όλες τις μηχανικές ιδιότητες των περισσότερων υλικών. Με πολλά όρια κόκκων στο υλικό έχουμε λεπτόκοκκο υλικό με υψηλότερη αντοχή, καλύτερη ολκιμότητα και όχι λιγότερο σημαντικό στη σχεδίαση των αεροπορικών κινητήρων καλές ιδιότητες καταπόνησης χαμηλών κύκλων.

Σε υψηλές θερμοκρασίες, το κυριότερο μέλημα σχετικά με τα υπερκράματα είναι ωστόσο ακόμα μια αδυναμία αλλοίωσης των ορίων των κόκκων που μπορεί να είναι πολύ περιοριστική ακόμα και στο ενδιάμεσο θερμοκρασιακό εύρος. Ενώ η οξειδωση και η καταπόνηση αλληλεπιδρούν στα όρια των κόκκων στην υψηλότερη θερμοκρασία, πάνω από τους 800o C, μέσω ενός άμεσου μηχανισμού που συχνά καθορίζεται ως SAGBO – Strain Assisted Grain Boundary Oxidation, η αλληλεπίδραση είναι πιο ήπια σε χαμηλότερες θερμοκρασίες διαμέσω ενός μηχανισμού που ονομάζεται δυναμική ευθραυστότητα.

Ο συμβατικός σχεδιασμός των εξαρτημάτων των αεροπορικών κινητήρων συχνά βασίζεται σε δεδομένα κόπωσης από δοκιμές με εναλλασσόμενη τάση και μες συχνότητα 1/sec (1Hz) αλλά σε υπηρεσιακές συνθήκες οι κύκλοι είναι συχνά πολύ μεγαλύτερης διάρκειας και εδώ είναι όπου η δυναμική ευθραυστότητα μπορεί να δυσχεράνει την κατάσταση. Μια ανοιχτή ρωγμή υπό εφελκυστική τάση μπορεί να μεγαλώσει με το χρόνο και τότε τα δεδομένα της σχεδίασης θα μοιάζουν αισιόδοξα.

Στις μύτες των ρωγμών σε χαμηλές θερμοκρασίες όπως 450o C τα οξυγόνο διεισδύει επιλεκτικά τα όρια των κόκκων μπροστά από τη ρωγμή επειδή η διάχυση είναι πολύ γρηγορότερη κατά μήκος αυτών των ορίων παρά στο κύριο σώμα της μήτρας. Το οξυγόνο τότε ψαθυροποιεί τα όρια με το χρόνο σε τέτοια έκταση που η πραγματική ένταση της τάσης στο άκρο θα είναι αρκετά μεγάλη για να σπάσει τους εξασθενημένους δεσμούς και η άκρη της ρωγμής θα προχωρήσει διαμέσω του ψαθυροποιημένου τμήματος των ορίων των κόκκων και θα επιβραδυνθεί όταν φτάνει πιο μέσα στο υλικό όπου το οξυγόνο δεν έχει φτάσει ακόμα και η διαδικασία επαναλαμβάνεται με ένα δυναμικό τρόπο. Συνεπώς, αυτή η διαδικασία θεωρείται να είναι η ουσία του φαινομένου της δυναμικής ευθραυστότητας με το οποίο μια ρωγμή υπό σταθερό φορτίο θα μεγαλώσει με το χρόνο, όπως φαίνεται και στο Σχήμα 3.7.



**Σχ.3.7** Η διαδικασία δυναμικής ψαθυροποίησης. Σε ενδιάμεσες υψηλές θερμοκρασίες το οξυγόνο διεισδύει τα όρια των κόκκων στην άκρη μιας ρωγμής και κάνει τη ρωγμή να μεγαλώνει κάτω από συνεχές φορτίο με διακοπτόμενο τρόπο.

### 3.6 Στρατηγική κατασκευής.

Η κατασκευή αλλάζει και θα συνεχίσει να αλλάζει για να ικανοποιήσει τις αυξανόμενες απαιτήσεις των εξαρτημάτων των αεροστροβίλων για αποδοτικότητα καυσίμου, μειώσεις κόστους και βάρους και για να μπορεί να επεξεργάζεται τα υλικά που απαιτούνται για να ικανοποιηθούν αυτές οι απαιτήσεις.

Με την έλευση των μικροεπεξεργασιών και επεκτείνοντας τη χρήση του υπολογιστή, η πλήρης αυτοματοποίηση των εξαρτημάτων που θεωρούνται για εσωτερική κατασκευή εφαρμόζονται σε σειρά με κατασκευαστική στρατηγική ομάδων εφοδιασμού, όλα τα άλλα εξαρτήματα εφοδιάζονται από το παγκόσμιο δίκτυο προμηθευτών. Αυτή η αυτοματοποίηση εφαρμόζεται ήδη στην κατασκευή των χυτών πτερυγίων τουρμπίνων και σε κέντρα επεξεργασίας C.N.C. (Computer Numerical Controlled), σε σκληρόνσεις λέιζερ και διάνοιξη οπών ψύξης με επεξεργασία ηλεκτροεκφόρτισης (E.D.M. – Electro-discharge Machining)

Οικογένειες δίσκων τουρμπίνων και συμπιεστών παράγονται σε ευέλικτα κατασκευαστικά “κελιά”, που χρησιμοποιούν αυτοματοποιημένα κατευθυνόμενα οχήματα που παραδίδουν παλετοποιημένα εξαρτήματα από ψηφιοποιημένη αποθήκευση σε κατασκευαστικά κελία C.N.C. που όλα χρησιμοποιούν παρτίδα μιας τεχνικής. Τα μικρότερα πτερύγια, με πολύ λεπτά τμήματα αεροτομής, παράγονται με ενοποιημένη διάνοιξη ηλεκτροχημική κατεργασία (E.C.M. – Electrochemical machining) 360ο ενώ η επιθεώρηση και η επεξεργασία είναι αυτοματοποιημένες χρησιμοποιώντας ηλεκτρονικό υπολογιστή.

Οι ανοχές μεταξύ σχεδιασμού και κατασκευής είναι πολύ πιο κοντά όταν οι προδιαγραφές σχεδιασμού ταιριάζουν με την αποδεδειγμένη κατασκευαστική δυνατότητα.

Ο σχεδιασμός με τη βοήθεια υπολογιστή (C.A.D. - Computer aided design) και η



κατασκευή με τη βοήθεια υπολογιστή (C.A.M.- Computer assisted manufacture) παρέχει ένα ισοδύναμο σύνδεσμο όταν τα εξαρτήματα που σχεδιάζονται με CAD μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την προετοιμασία των σχεδιαστικών σκαριφημάτων, προγραμμάτων για αριθμητικά ελεγχόμενες μηχανές, για διατάξεις εργαλείων, για το σχεδιασμό εργαλείων, για λειτουργική ακολουθία, για εκτιμήσεις και προγραμματισμό. Η προσομοίωση με υπολογιστή επιτρέπει σε δυνητικά κελιά και τη ροή της γραμμής κατασκευής να δοκιμάζονται πριν την φυσική αγορά των μηχανημάτων και τη λειτουργία τους, συνεπώς αποτρέποντας τον εξοπλισμό από το να μην εκπληρώνει τον σκοπό για τον οποίο προορίζονται

Κάθε περίβλημα κατασκευάζεται από το ελαφρύτερο υλικό αντίστοιχο με τις τάσεις και τις θερμοκρασίες στις οποίες υπόκειται κατά τη λειτουργία του. Για παράδειγμα, κράματα μαγνησίου, σύνθετα και κατασκευές τύπου σάντουιτς χρησιμοποιούνται για περιβλήματα εισαγωγών αέρα, εφόσον είναι τα ψυχρότερα μέρη του κινητήρα. Κράματα πυριτίου χρησιμοποιούνται για τα περιβλήματα των τουρμπίνων και των στατόρων όπου οι θερμοκρασίες είναι υψηλές και επειδή αυτά τα περιβλήματα συνήθως ενσωματώνουν τις πίσω βάσεις στήριξης του κινητήρα. Για περιβλήματα που υπόκεινται σε μεσαίες θερμοκρασίες, πχ αγωγοί παράκαμψης και περιβλήματα θαλάμων καύσης, χρησιμοποιούνται κράματα αλουμινίου και τιτανίου.

- Σφυρηλάτηση

Οι άξονες κίνησης, οι δίσκοι του συμπιεστή, οι δίσκοι του στροβίλου και τα γρανάζια των ταχυτήτων είναι σφυρηλατημένα σε ένα σχεδόν ιδανικό μέγεθος όσο είναι πρακτικά ανάλογο με μη καταστροφικές δοκιμές, πχ με υπερήχους, με μαγνητικά σωματίδια και επιθεώρηση διείσδυσης. Με τα πτερύγια των συμπιεστών και των τουρμπίνων, τα κατασκευασμένα με ακρίβεια λεπτά τμήματα των αεροτομών ποικίλους βαθμούς κάμπερ και συστροφής, σε μια ποικιλία κραμάτων συνεπάγεται ένα υψηλό επίπεδο σφυρηλάτησης ακριβείας (Σχήμα 3.8). Εντούτοις η σφυρηλάτηση ακριβείας αυτών των πτερυγίων είναι μια αναγνωρισμένη πρακτική και επιτρέπει ένα να παράγεται από ένα διαμορφωμένο καλούπι με την ελάχιστη περαιτέρω επεξεργασία.

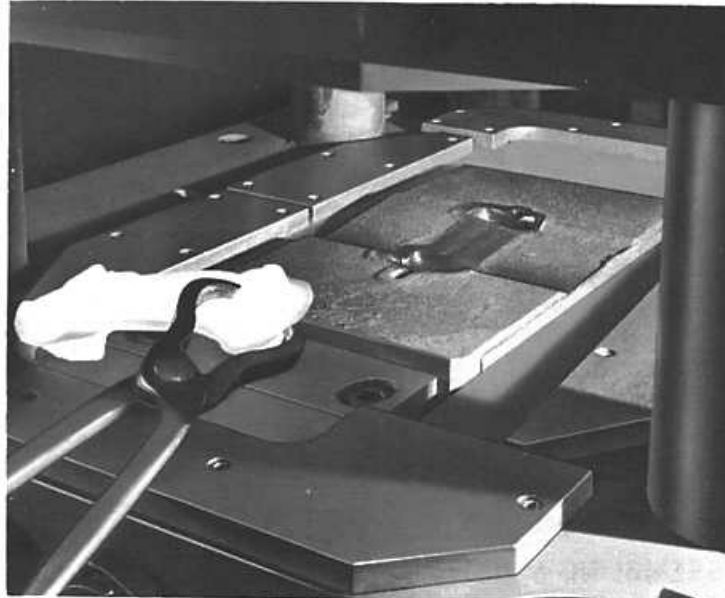
Οι υψηλές θερμοκρασίες λειτουργίας στις οποίες οι δίσκοι της τουρμπίνας πρέπει να λειτουργούν απαιτεί τη χρήση κραμάτων βασισμένων στο νικέλιο. Οι δίσκοι του συμπιεστή στο πίσω μέρος του συμπιεστή παράγονται από χάλυβες ανθεκτικούς στον ερπυσμό, η ακόμα και από κράματα βασισμένα στο νικέλιο, εξαιτίας των υψηλών θερμοκρασιών στις οποίες υπόκεινται. Οι δίσκοι του συμπιεστή στο εμπρός μέρος του συμπιεστή είναι κατασκευασμένοι από τιτάνιο. Η υψηλή αντοχή του τιτανίου στις μεσαίες θερμοκρασίες λειτουργίας στο εμπρός μέρος του συμπιεστή, μαζί με το χαμηλό βάρος παρέχουν ένα σημαντικό πλεονέκτημα έναντι του χάλυβα.

Η χύτευση απαιτεί έναν πολύ στενό έλεγχο της θερμοκρασίας κατά τη διάρκεια των διαφόρων ενεργειών. Ένα εξαιρετικά υψηλό επίπεδο ελέγχου του εξοπλισμού ελέγχου του κλιβάνου, σχολαστική συντήρηση και καθαριότητα των σφυριών σφυρηλάτησης, πρεσών και μητρώων είναι αναγκαίο.

Οι δακτύλιοι δακτυλιοειδούς καύσης μπορούν να σφυρηλατηθούν στις ακριβείς ανοχές και επιφάνειες που μειώνουν την ανάγκη για περαιτέρω κατεργασία πριν συγκολληθούν μεταξύ τους για να παράξουν το περίβλημα της καύσης.



Τα περιβλήματα του συμπιεστή υψηλής του αεριοστροβίλου σφυρηλατούνται ως δακτύλιοι ή ημιδακτύλιοι που όταν συναρμολογηθούν, σχηματίζουν την άκαμπτη δομή του κινητήρα. Παράγονται από διάφορα υλικά, όπως ανοξείδωτο ατσάλι, τιτάνιο και κράματα νικελίου.



Σχ.3.8 Σφυρηλάτηση ακριβείας.

- Χύτευση

Ένα αυξανόμενο ποσοστό των αεριοστροβίλων παράγεται από χυτά εξαρτήματα χρησιμοποιώντας χύτευση σε άμμο, χυτοπρεσαριστά και με χρήση τεχνικών χύτευσης με επένδυση. Η τελευταία τείνει να γίνει η κυριότερη σε χρήση εξαιτίας της δυνατότητας της να παράγει εξαρτήματα με επιφάνειες που δεν απαιτούν περαιτέρω επεξεργασία. Είναι αναγκαίο ότι όλες οι χυτεύσεις είναι χωρίς ελαττώματα μέσω της καθαρότητας κατά τη διαδικασία της χύτευσης διαφορετικά θα μπορούσαν να προκαλέσουν την αστοχία του εξαρτήματος.

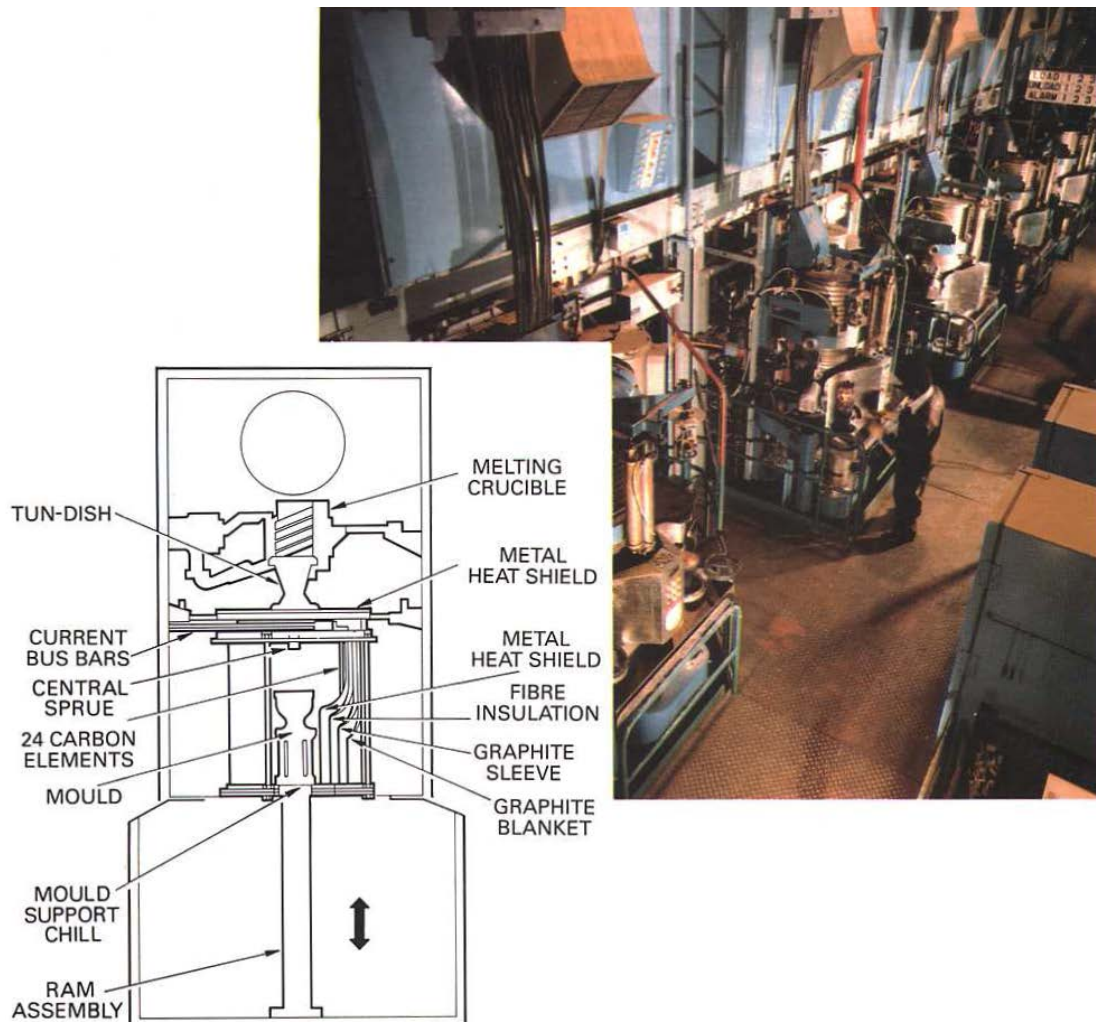
Όλες οι τεχνικές χύτευσης εξαρτώνται από την φροντίδα με μεθόδους επιθεώρησης όπως σωστή χημική σύσταση, δοκιμές μηχανικών ιδιοτήτων, ραδιολογικές και μικροσκοπικές επιθεωρήσεις, αντοχή σε εφελκυσμό και δοκιμές ερπυσμού.

Η πολυπλοκότητα των διαμορφώσεων μαζί με ακριβείς ανοχές σε μέγεθος και επιφανειακό φινίρισμα είναι απόλυτα εξαρτημένα σε στενή σχέση με το σχεδιασμό, την κατασκευή, τη μεταλλουργία, τη χημεία, την κατασκευή του καλουπιού, τον χειρισμό του κλιβάνου και την τελική χύτευση.

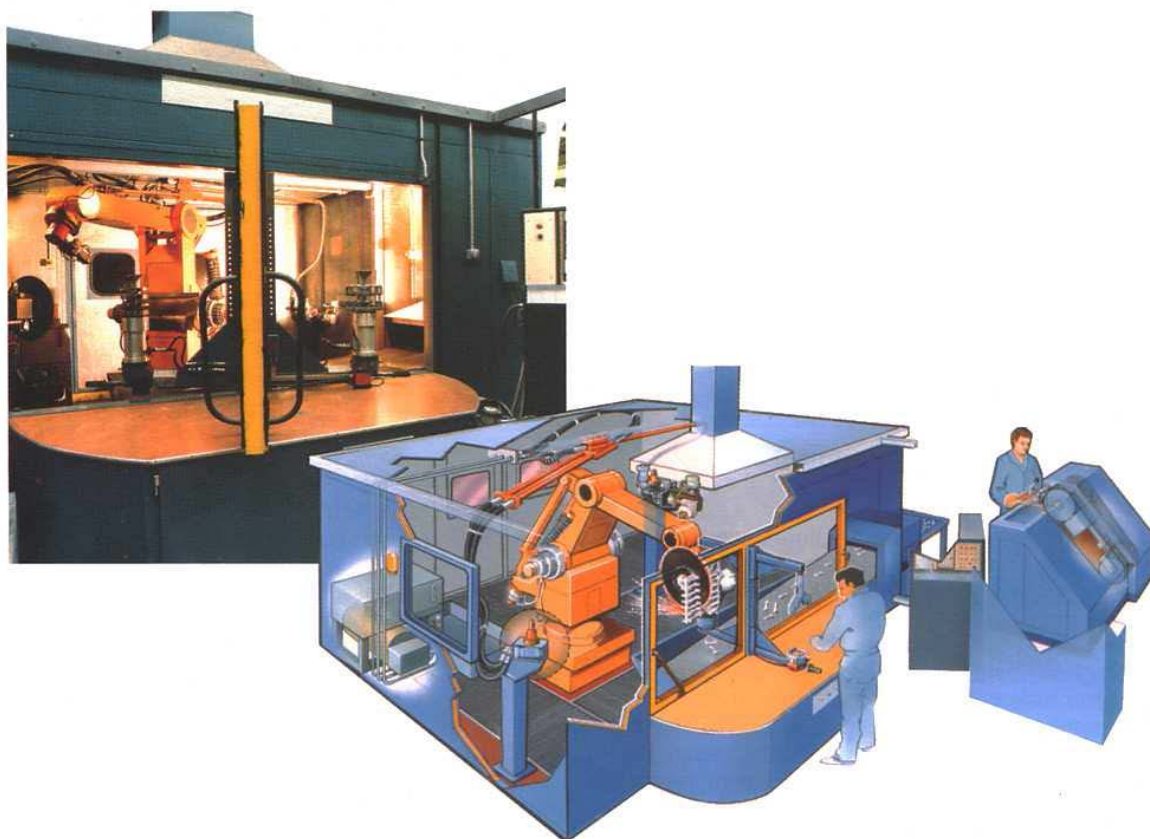
Επιδιώκοντας την συνεχώς καλύτερη χύτευση, τα πτερύγια της τουρμπίνας παράγονται από κράματα νικελίου υψηλών θερμοκρασιών που χυτεύονται με τη χύτευση με επένδυση ή τεχνική “χαμένου κεριού”. Κατευθυνόμενα στερεοποιημένα και μονοκρυσταλλικά πτερύγια τουρμπίνας χυτεύονται χρησιμοποιώντας αυτή την τεχνική με σκοπό την αύξηση των κύκλων ζωής.

Το παρακάτω σχήμα απεικονίζει την αυτόματη χύτευση που χρησιμοποιείται στην παραγωγή των ισοαξονικών, κατευθυνόμενα στερεοποιημένων και μονοκρυσταλλικών πτερυγίων τουρμπίνων. Η τεχνική του “χαμένου κεριού” είναι απαράμιλλη στην ικανότητα της να παρέχει τα υψηλότερα στάνταρ του επιφανειακού φινιρίσματος,

επαναλαμβανόμενης ακρίβειας και επιφανειακής ακρίβειας σε ένα χυτό εξάρτημα. Οι αυξανόμενες απαιτήσεις των κινητήρων έχουν εκδηλωθεί στην ανάγκη να περιοριστούν τα όρια των κόκκων και να παρέχουν σύνθετες εσωτερικές διαβάσεις. Τα καλούπια που χρησιμοποιούνται για κατευθυνόμενη στερεοποίηση και μονοκρυσταλλικές χυτεύσεις διαφέρουν από τα συμβατικά καλούπια στο ότι είναι ανοιχτά και στα δυο άκρα, η βάση ενός καλούπιού σχηματίζει μια εφαρμοστή θήκη ξιφολόγχης μέσα στην οποία μια ψυχρή πλάκα βρίσκεται κατά τη διάρκεια της χύτευσης. Το μέταλλο εισάγεται από την κεντρική χοάνη στα τοιχώματα του καλούπιού μέσω ενός κεραμικού φίλτρου. Αυτά και προσανατολισμένοι κρύσταλλοι, εφόσον απαιτηθεί, συναρμολογούνται με τη διάταξη πριν την επένδυση. Εκτεταμένος αυτοματισμός είναι πιθανόν να εξασφαλίσει ότι οι κέρινες διατάξεις επικαλύπτονται με το υλικό του κελύφους συνεχώς με τη χρήση ρομπότ. Το τελικό προϊόν της χύτευσης μπορεί να έχει την αποκοπή των ανυψώσεων με τη χρήση ελαστικών τροχών αποκοπής που κατευθύνονται από ρομπότ.



**Σχ.3.9** Αυτοματοποιημένη χύτευση επένδυσης.

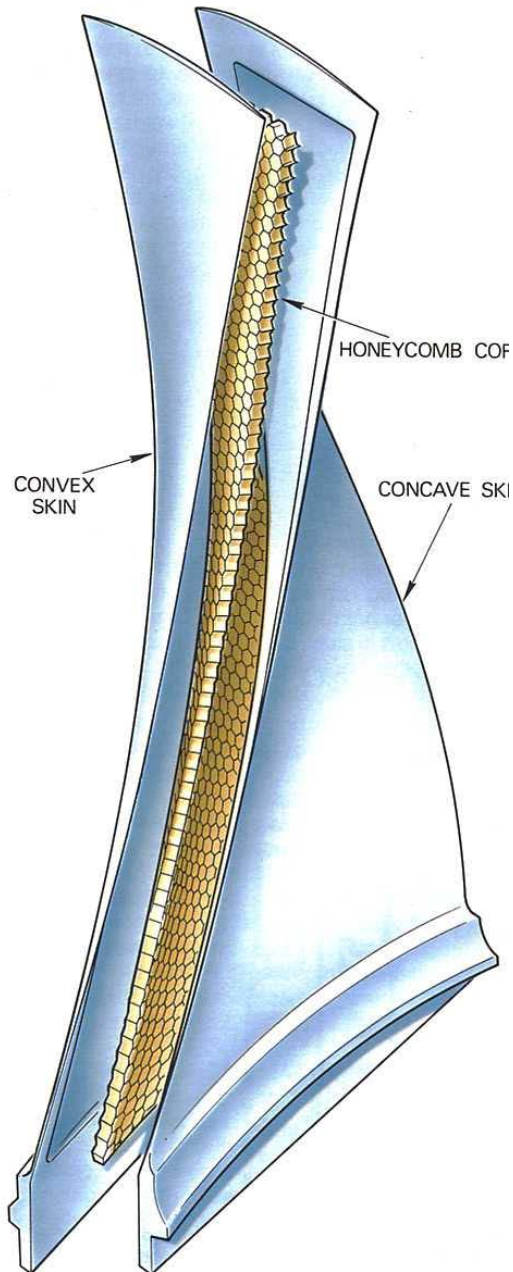


**Σχ.3.10** Αποκοπή με ρομπότ.

- Κατασκευή

Τα κύρια κατασκευαστικά στοιχεία του αεριοστρόβιλου, όπως πχ, περιβλήματα εδράνων, θαλάμων καύσης και περιβλήματα τουρμπίνων, μονάδες εξάτμισης, σωλήνες έγχυσης (jet pipes), μονάδες ανάμειξης παράκαμψης και περιβλήματα συμπιεστών χαμηλής μπορούν να παραχθούν ως κατασκευασμένα συγκροτήματα χρησιμοποιώντας φύλλα υλικών όπως ανοξείδωτο ατσάλι, τιτάνιο και διάφοροι τύποι κραμάτων νικελίου.

Άλλες κατασκευαστικές τεχνικές για την κατασκευή του πτερυγίου του ανεμιστήρα ευρείας χορδής περιλαμβάνουν πλαϊνά πλαίσια ελασμένου τιτανίου συναρμολογημένα σε μήτρες, στρεβλωμένα θερμά σε κλίβανο και τελικά μορφοποιημένα με θερμό ερπυσμό για να επιτευχθεί η απαιτούμενη διαμόρφωση. Η χημική επεξεργασία χρησιμοποιείται για να σημειώσει το κέντρο κάθε πλαισίου που έχει σε μορφή σάντουιτς έναν κυψελοειδή πυρήνα, και τελικά και τα δύο πλαίσια και ο κυψελοειδής πυρήνας ενώνονται μαζί χρησιμοποιώντας αυτοματοποιημένους κλιβάνους όπου ενεργοποιείται μια διαδικασία δεσμών διάχυσης, όπως στο Σχήμα 3.11.



**Σχ.3.11** Κατασκευή πτερυγίων ανεμιστήρα ευρείας χορδής.

- Συγκολλήσεις

Οι διεργασίες συγκόλλησης χρησιμοποιούνται εκτεταμένα στη κατασκευή των εξαρτημάτων των αεροστροβίλων, όπως πχ, συγκόλληση αντίστασης με σημείο και ραφή, αδρανούς αερίου βολφραμίου και δέσμης ηλεκτρονίων είναι μεταξύ των ευρύτερα χρησιμοποιούμενων σήμερα. Επιπλέον, πρέπει να λαμβάνεται μέριμνα για τον περιορισμό της στρέβλωσης και της συρρίκνωσης που συνδέεται με αυτές τις τεχνικές.

- ο Συγκόλληση αδρανούς αερίου βολφραμίου (T.I.G.)

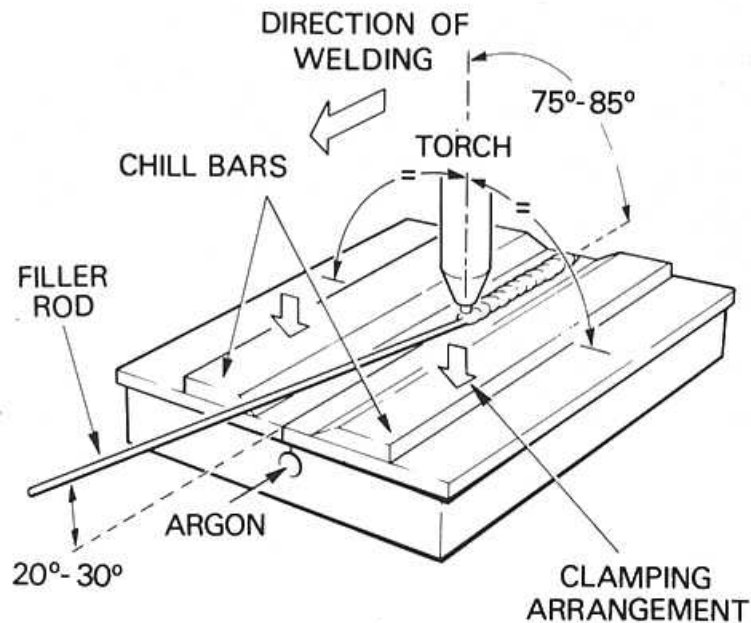
Η πιο κοινή μορφή της συγκόλλησης αδρανούς αερίου βολφραμίου, Σχήμα 3.13, σε χρήση είναι η άμεσου ρεύματος κανονικής πολικότητας, πχ, ηλεκτρόδιο αρνητικού πόλου. Αυτή είναι ευρύτατα χρησιμοποιούμενη και η πιο οικονομική μέθοδος παραγωγής κολλήσεων υψηλής ποιότητας για το εύρος των υλικών υψηλής αντοχής/υψηλών θερμοκρασιών που χρησιμοποιούνται στους αεροστροβίλους. Για αυτή την κατηγορία των εργασιών, Αργκόν υψηλής ποιότητας για προστασία

τροφοδοτείται και στις δυο πλευρές της συγκόλλησης και στο ακροφύσιο του φλόγιστρου της συγκόλλησης εφαρμόζεται με ένα φακό αερίου για να σιγουρευτεί η μέγιστη απόδοση στην κάλυψη του αερίου προστασίας. Ένα αναλώσιμο 4 % θοριομένο ηλεκτρόδιο βολφραμίου, μαζί με μια κατάλληλη μέθοδο μη-επαφής τόξου εκκίνησης χρησιμοποιείται και το ρεύμα της συγκόλλησης μειώνεται με ελεγχόμενο τρόπο στο τέλος της κάθε συγκόλλησης για την αποφυγή του σχηματισμού ρωγμών φινιρίσματος. Όλες οι συγκολλήσεις επιθεωρούνται οπτικά και με εισχώρηση και επιπρόσθετα συγκολλήσεις που σχετίζονται με κινούμενα μέρη, όπως πχ, συμπιεστής και τουρμπίνα ελέγχονται ραδιολογικά στα Όρια Αποδοχής Ποιότητας. Κατά τις διεργασίες συγκόλλησης και για τη βοήθεια του ελέγχου της στρέβλωσης και συρρίκνωσης συνίσταται η χρήση επεκτεινόμενης βάσης και, όποτε είναι δυνατόν, μηχανοποιημένη συγκόλληση εφαρμοζόμενη μαζί με την τεχνική παλμικής αψίδας. Μια τυπική διαδικασία συγκόλλησης T.I.G. φαίνεται στο σχήμα 3.12.



**Σχ.3.12** Συγκόλληση αδρανούς αερίου βολφραμίου

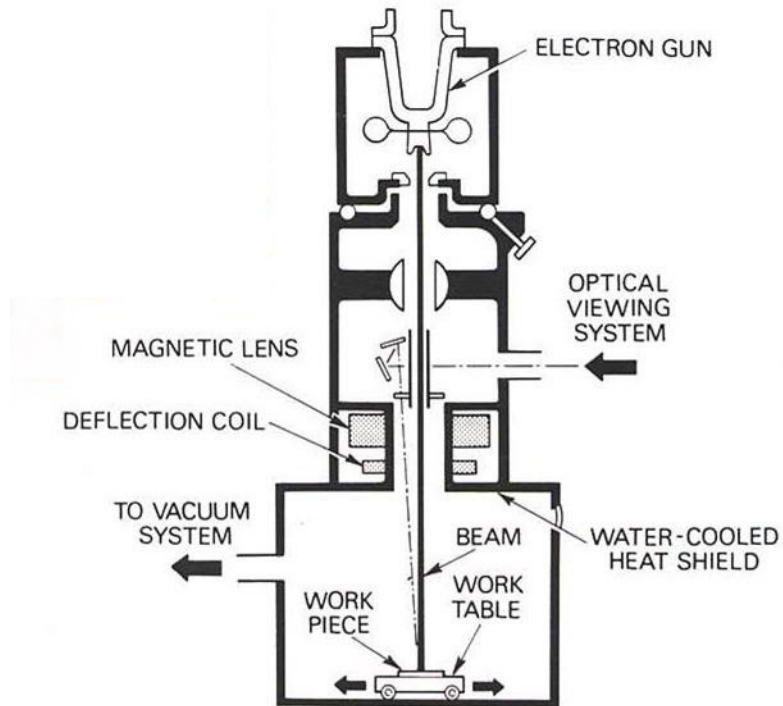




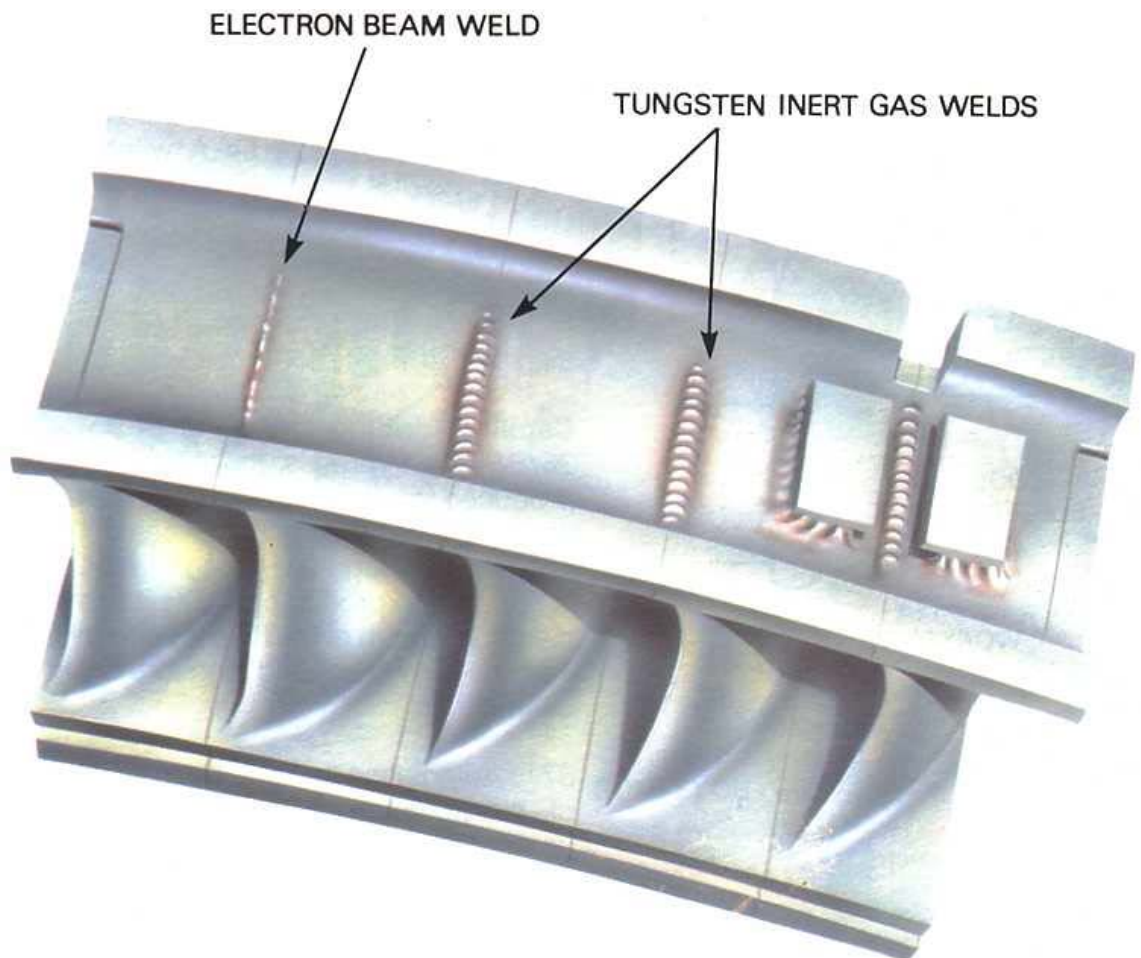
**Σχ.3.13** Λεπτομέρειες τυπικής κόλλησης αδρανούς αερίου βολφραμίου

ο Συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων

Αυτό το σύστημα, που μπορεί να είναι είτε χαμηλής είτε υψηλής τάσης, χρησιμοποιεί μια δέσμη ηλεκτρονίων υψηλής πυκνότητας ισχύος για να ενώνει ένα μεγάλο εύρος διαφορετικών υλικών και με διαφορετικά πάχη. Η μηχανή συγκόλλησης, Σχήμα 3.14, αποτελείται από ένα όπλο ηλεκτρονίων, οπτικό σύστημα παρατήρησης, θάλαμο εργασίας και εξοπλισμό χειρισμού, σύστημα άντλησης κενού, τροφοδοσία ισχύος χαμηλής η υψηλής τάσης και έλεγχοι χειρισμού. Πολλά κύρια περιστρεφόμενα συγκροτήματα για τους αεριοστροβίλους κατασκευάζονται σαν μεμονωμένα αντικείμενα από ατσάλι, τιτάνιο και κράματα νικελίου και ενώνονται μαζί, όπως πχ, μεσαίας και υψηλής πίεσης τύμπανα συμπιεστή. Αυτή η τεχνική επιτρέπει σχεδιαστική ευελιξία στο ότι η παραμόρφωση και η συρρίκνωση μειώνονται και ανόμοια υλικά, που έχουν σχετικά διαφορετικές λειτουργίες, μπορούν να ενωθούν ομογενώς μεταξύ τους. Για παράδειγμα, τα στελέχη του άξονα της τουρμπίνας υψηλής πίεσης (H.P.) που απαιτούν ένα σταθερό χάλυβα στήριξης συγκολλημένο σε ένα υλικό το οποίο μπορεί να επεκταθεί με τον αντίστοιχο δίσκο στροβίλου. Ο αυτοματισμός έχει ενισχυθεί με την εφαρμογή C.N.C. (Computer Numerical Controlled) για τον χειρισμό και την διαχείριση. Η παρακολούθηση της ραφής σιγουρεύει ότι η άρθρωση ακολουθείται με ακρίβεια και κλείνει βρόγχο με έλεγχο σφαιριδίων για να εξασφαλίσει ότι το πλήρες βάθος του πάχους του υλικού συγκολλείται. Στο Σχήμα 3.15 έχουμε ένα παράδειγμα συγκολλήσεων.



**Σχ.3.14** Συγκόλληση αδρανούς αερίου βολφραμίου



**Σχ.3.15** Παράδειγμα T.I.G. και EG κολλήσεων.

- Ηλεκτροχημική επεξεργασία (E.C.M.)

Αυτός ο τύπος της μηχανουργικής κατεργασίας χρησιμοποιεί και χημικές και ηλεκτρικές επιδράσεις για την απομάκρυνση του μετάλλου. Η χημική μορφοποίηση, η

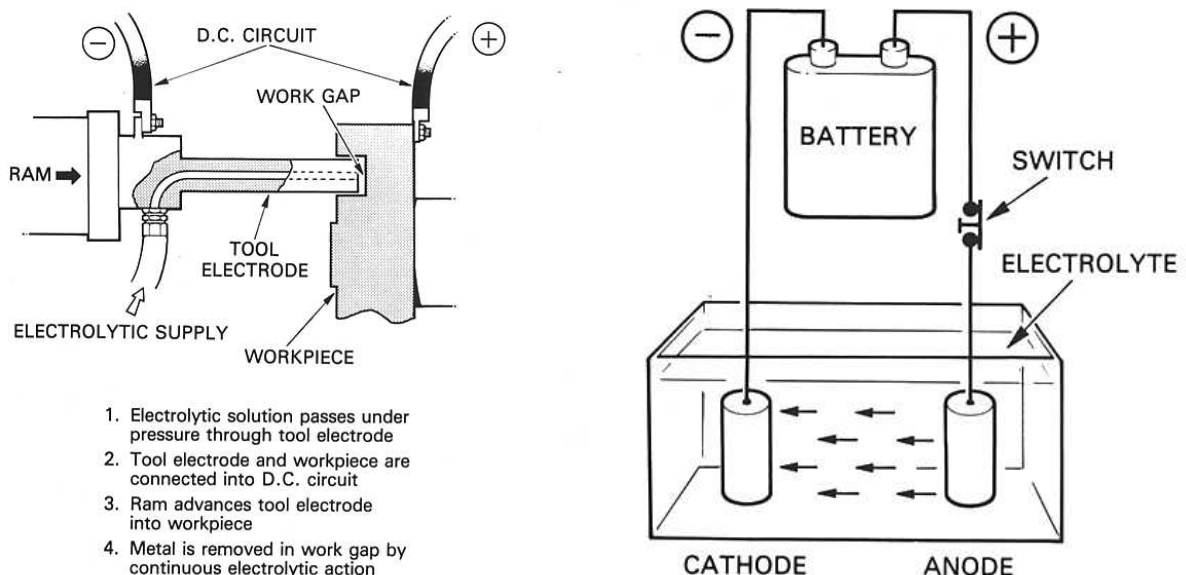
ηλεκτροχημική διάτρηση και η ηλεκτρολυτική λείανση είναι τεχνικές της ηλεκτροχημικής μηχανουργικής κατεργασίας που χρησιμοποιούνται στην κατασκευή των εξαρτημάτων των αεροστροβίλων.

Οι αρχές της διαδικασίας είναι ότι όταν ένα ρεύμα ρέει μεταξύ των ηλεκτροδίων που είναι βυθισμένα σε ένα διάλυμα αλάτων, λαμβάνουν χώρα χημικές διεργασίες στις οποίες μεταλλικά ιόντα μεταφέρονται από το ένα ηλεκτρόδιο στο άλλο. (Σχήμα 3.16). Ο Νόμος της ηλεκτρόλυσης του Faraday εξηγεί ότι το ποσό της χημικής αντίδρασης που παράγεται από ένα ρεύμα είναι ανάλογο της ποσότητας του ρεύματος που περνάει.

Στη χημική μορφοποίηση (Σχήμα 3.16, το ηλεκτρόδιο (κάθοδος) και το τεμάχιο εργασίας (άνοδος) συνδέονται σε ένα άμεσο κύκλωμα ρεύματος. Ηλεκτρολυτικό διάλυμα διέρχεται υπό πίεση, διαμέσω του ηλεκτροδίου και αφαιρείται μέταλλο από το κενό της εργασίας με ηλεκτρολυτική δράση. Ένα υδραυλικό έμβολο προωθεί τα ηλεκτρόδια στο τεμάχιο εργασίας για να δημιουργήσει το επιθυμητό πέρασμα.

Η ηλεκτρολυτική λείανση εφαρμόζει ένα αγωγίμο τροχό που είναι εμποτισμένος με λειαντικά σωματίδια. Ο τροχός περιστρέφεται κοντά στην επιφάνεια του επεξεργαζόμενου τεμαχίου, με τέτοιο τρόπο ώστε το ίδιο το μέταλλο αφαιρείται με ηλεκτροχημικό τρόπο. Τα υποπροϊόντα, που θα παρεμπόδιζαν την διαδικασία, αφαιρούνται από τα αιχμηρά σωματίδια που θα περιόριζαν τη διαδικασία.

Οι τεχνικές διάτρησης στελέχους και τριχοειδής διάτρησης χρησιμοποιούνται κυρίως στην διάτρηση μικρών οπών συνήθως οπών ψύξης, όπως απαιτείται όταν παράγονται πτερύγια τουρμπίνων.



**Σχ.3.16** Ηλεκτροχημική επεξεργασία

ο Διάτρηση στελέχους

Αυτή η διαδικασία αποτελείται από σωλήνες (καθόδους) που παράγονται από τιτάνιο και μονώνονται κατάλληλα για να εξασφαλίσουν την αντίδραση στην άκρη. Ένα διάλυμα 20% νιτρικού οξέος τροφοδοτείται υπό πίεση στο πτερύγιο και παράγει οπές στην περιοχή της διαμέτρου 0,026 της ίντσας. Η διαδικασία είναι πιο γρήγορη στην εφαρμογή από την ηλεκτροχημική μηχανουργική κατεργασία και είναι ικανή να τρυπήσει οπές μέχρι ένα βάθος 2 εκατοντάδες φορές τη διάμετρο των σωλήνων σε χρήση.



#### ο Τριχοειδής διάτρηση

Παρόμοια σε διαδικασία με την διάτρηση στελέχους αλλά χρησιμοποιώντας σωλήνες που έχουν παραχθεί από γυαλί με ενσωματωμένο πυρήνα σύρματος πλατίνας (κάθοδος). Ένα διάλυμα 20% νιτρικού διαλύματος διέρχεται διαμέσω του σωλήνα στο κατεργαζόμενο τεμάχιο και είναι ικανό να παράγει οπές τόσο μικρές όσο 0,009 ίντσες (0.02286 εκ.) σε διάμετρο. Το βάθος της οπής είναι μέχρι και 40 φορές μεγαλύτερο από τον σωλήνα σε χρήση και συνεπώς καθορίζεται από τη διάμετρο του σωλήνα.

Η αυτοματοποίηση έχει επίσης προστεθεί στη διαδικασία την ηλεκτροχημικής μηχανολογικής κατεργασίας (E.C.M.) με την εισαγωγή της επεξεργασίας σε εύρος 360 μοιρών μικρών πτερυγίων συμπίεστη. Για κάποια πτερύγια χαμηλότερου μήκους αεροτομής, η τεχνική αυτή είναι πιο αποτελεσματική ως προς το κόστος και από την τελείως σχηματισμένη αεροτομή συγκρινόμενη με τη χρήση τεχνικών χύτευσης ακριβείας. Τα πτερύγια που παράγονται με ηλεκτροχημική μηχανολογική κατεργασία χρησιμοποιούν ολοκληρωμένες κάθετες μηχανές λείανσης που παίρνουν κομμένα κομμάτια υλικού σε προκαθορισμένα μήκη, παράγουν το χαρακτηριστικό της βάσης του πτερυγίου, όπως ένα έλατο, και χρησιμοποιώντας το αυτό ως βάση παράγουν και στις δυο πλευρές τη λεπτή περιοχή της αεροτομής σε μια διεργασία.

#### • Μηχανολογική κατεργασία ηλεκτρικής εκκένωσης (Electro-Discharge Machining – E.D.M.)

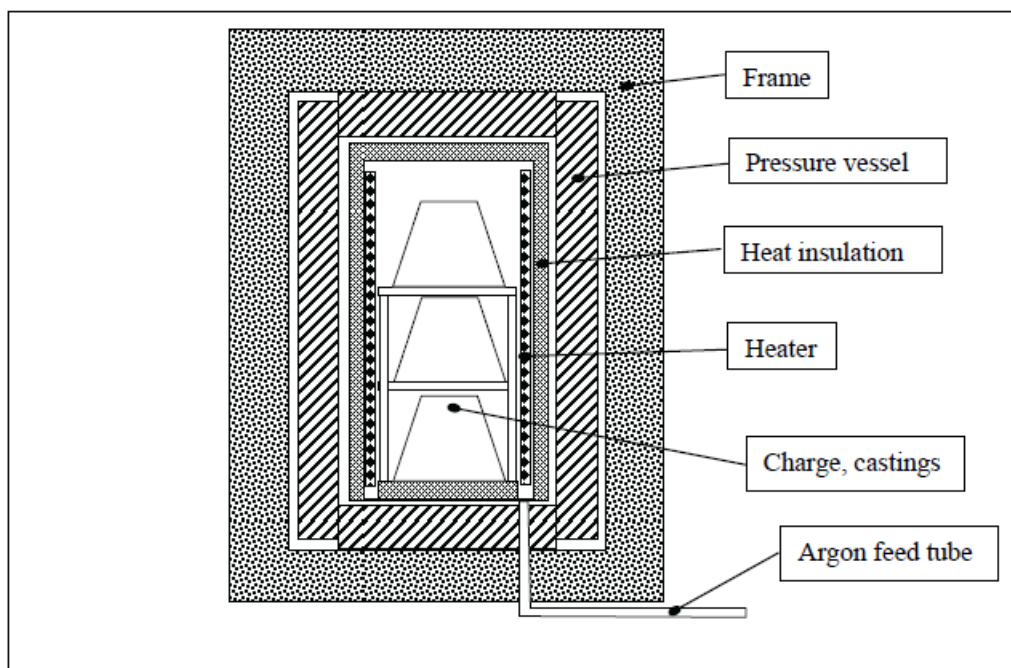
Αυτός ο τύπος κατεργασίας αφαιρεί το μέταλλο από το τεμάχιο μετατρέποντας την κινητική ενέργεια των ηλεκτρικών σπιθών σε θερμότητα καθώς οι σπίθες χτυπούν το κατεργαζόμενο τεμάχιο.

Μια ηλεκτρική σπίθα προκύπτει όταν ένα ηλεκτρικό δυναμικό μεταξύ δυο αγώγιμων επιφανειών φτάνει σε ένα σημείο στο οποίο η συγκέντρωση των ηλεκτρονίων έχει αποκτήσει επαρκή ενέργεια για να γεφυρώσει το κενό μεταξύ των δυο επιφανειών και να ολοκληρώσει το κύκλωμα. Σε αυτό το σημείο, τα ηλεκτρόνια διέρχονται διαμέσω του διηλεκτρικού μέσου μεταξύ των αγώγιμων επιφανειών και, κινούμενα από το αρνητικό (το ηλεκτρόδιο) στο θετικό (το κατεργαζόμενο τεμάχιο), χτυπούν την τελευταία επιφάνεια με πολύ μεγάλη ενέργεια.

Όταν μια σπίθα χτυπάει το κατεργαζόμενο τεμάχιο, η θερμότητα είναι τόσο έντονη που το μέταλλο που αφαιρείται εξατμίζεται στιγμιαία με εκρηκτικά αποτελέσματα. Μακριά από το πραγματικό κέντρο της έκρηξης, το μέταλλο σχίζεται σε θραύσματα τα οποία μπορεί να λιώσουν από την έντονη θερμότητα. Το διηλεκτρικό μέσο, συνήθως παραφινέλαιο, που διοχετεύεται στο κενό ανάμεσα στο ηλεκτρόδιο και το κατεργαζόμενο τεμάχιο, έχει την τάση να σβήνει την έκρηξη και να παρασύρει μεταλλικούς ατμούς και λιωμένα σωματίδια.

Το ποσό των εργασιών που επηρεάζεται στο σύστημα είναι μια λειτουργία της ενέργειας των μεμονωμένων σπιθών και της συχνότητας με την οποία εμφανίζονται.

Το σχήμα του ηλεκτροδίου είναι η κατοπτρική εικόνα του περάσματος που είναι να κατεργαστεί στο κατεργαζόμενο τεμάχιο και, για να διατηρήσει ένα συνεχές εργαζόμενο κενό, το ηλεκτρόδιο τροφοδοτείται στο κατεργαζόμενο τεμάχιο καθώς πραγματοποιείται η διάβρωση.



**Σχ.3.17** Σχηματική άποψη του εξοπλισμού HIP (High Isostatic Pressing) για τη θεραπεία του εσωτερικού πορώδους στις χυτεύσεις.

### 3.7 Επιθεώρηση σύνθετων υλικών και κελυφών τύπου σάντουιτς.

Ο μεγάλος λόγος ισχύος προς βάρος και το χαμηλό κόστος είναι πολύ σημαντικές εκτιμήσεις στον σχεδιασμό οποιουδήποτε αεριοστρόβιλου, αλλά όταν η λειτουργία μιας τέτοιας μηχανής είναι να υποστηρίξει τη μετάβαση στην κάθετη απογείωση, ή σαν Βοηθητική Μονάδα Ισχύος (Auxiliary Power Unit - A.P.U.), τότε ο λόγος ισχύος προς βάρος γίνεται εξαιρετικά κρίσιμος.

Σε αυτούς τους κινητήρες, το πλεονέκτημα των σύνθετων υλικών επιτρέπει στον σχεδιαστή να παράγει κατασκευές στις οποίες οι κατευθυνόμενες δυνάμεις μπορούν να διαφέρουν με την κατευθυνόμενη διάταξη των ινών σύμφωνα με τα εφαρμοζόμενα φορτία.

Τα σύνθετα υλικά έχουν και θα συνεχίσουν να αντικαθιστούν περιβλήματα τα οποία, σε προηγούμενες μηχανές, θα είχαν παραχθεί από χάλυβες ή τιτάνιο. Οι αγωγοί παράκαμψης που αποτελούνται από τρία περιβλήματα κατασκευάζονται αυτή τη στιγμή από προ-σκληρυμένα υλικά για τη δομή του περιβλήματος. Οι φλάντζες και οι βάσεις τοποθέτησης προστίθενται κατά την κατασκευαστική διαδικασία, που στη συνέχεια τρυπιούνται και κατεργάζονται για περιφερειακή τοποθέτηση σε κέντρα κατεργασίας C.N.C, που για ένα στοιχειώδες φορτίο, κατεργάζονται πλήρως όλα τα αναγκαία χαρακτηριστικά.

Τα συμβατικά χυτά και κατασκευασμένα περιβλήματα και καλύμματα αντικαθίστανται επίσης με περιβλήματα κατασκευής σάντουιτς που παρέχουν αντοχή μαζί με μικρό βάρος και επίσης δρουν ως ένα μέσο καταστολής θορύβου. Οι κατασκευές τύπου σάντουιτς αποτελούνται από μια κυψελώδη δομή αλουμινίου ή ανοξείδωτου ατσάλιου που παρεμβάλλεται μεταξύ στρώσεων ανόμοιου υλικού. Τα υλικά που χρησιμοποιούνται εξαρτώνται από το περιβάλλον στο οποίο χρησιμοποιούνται.

### **3.8 Επιθεώρηση.**

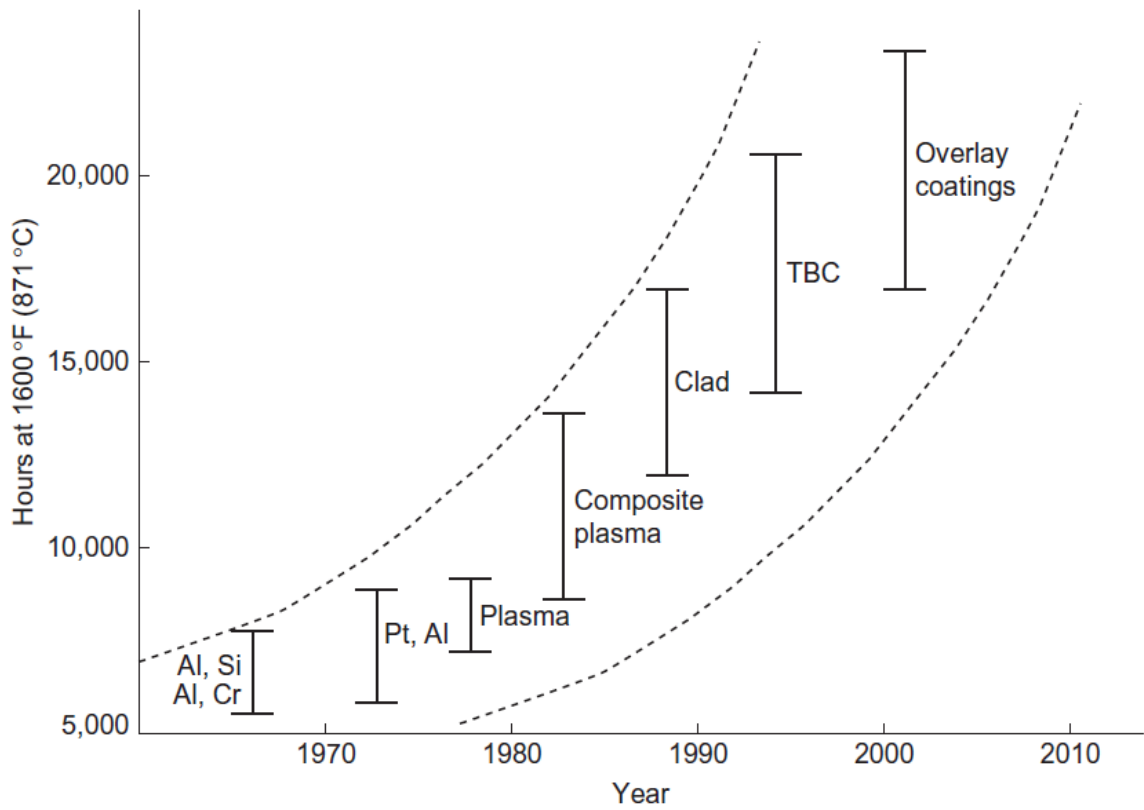
Κατά τη διαδικασία της κατασκευής, τα μέρη των εξαρτημάτων πρέπει να επιθεωρούνται για να εξασφαλίσουν ότι κατασκευάζονται μηχανές χωρίς ελαττώματα. Χρησιμοποιώντας αυτοματοποιημένες μηχανές και αυτοματοποιημένη επιθεώρηση, η ακρίβεια των διαστάσεων διατηρείται χρησιμοποιώντας ανιχνευτές πολλαπλών κατευθύνσεων που καταγράφουν το μέγεθος και τη θέση των χαρακτηριστικών. Η μηχανή επιθεώρησης C.N.C. μπορεί να επιθεωρήσει οικογένειες εξαρτημάτων σε προκαθορισμένα χρονιά διαστήματα χωρίς περαιτέρω ανάμειξη του χειριστή. Στην chip μηχανουργική επεξεργασία (διάτρηση, έλαση, τρνάρισμα, κοκ) και στις διαδικασίες σχηματισμού μετάλλων τα εργαλεία μηχανής του C.N.C. επιτρέπουν την συνοχή της κατασκευής που μπορεί να επιθεωρηθεί στατιστικά, πχ ένα στα δέκα τεμάχια. Η ακεραιότητα των εξαρτημάτων επιτυγχάνεται με χρήση υπερήχων, ραδιολογίας, επιθεώρησης μαγνητικών σωματιδίων και διείσδυσης, καθώς και ηλεκτρολυτικής και όξινης χαρακτηριστικής για να εξασφαλιστεί ότι όλες οι ιδιότητες του υλικού διατηρούν πρότυπα αποδοχής και εργαστηρίου και ποιοτικά.

### **3.9 Επικαλύψεις (Coatings) Υπερκραμάτων.**

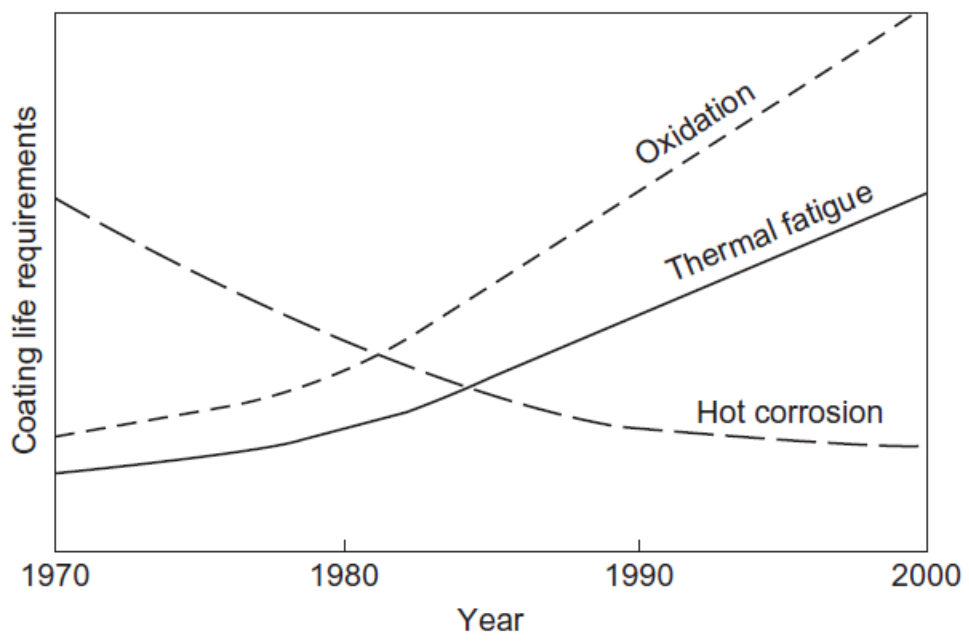
Σε αυτό το σημείο πρέπει να γίνει μια ξεχωριστή αναφορά στις επικαλύψεις που χρησιμοποιούνται στους στροβιλοκινητήρες. Οι επικαλύψεις αναπτύχθηκαν για χρήση σε αεροπορικούς κινητήρες επειδή οι θερμοκρασίες είναι πολύ υψηλές, το περιβάλλον έντονα διαβρωτικό και γι'αυτό έχουμε την έντονη προσβολή τους από την θερμή διάβρωση ή υπερβολική μόλυνση. Οι επικαλύψεις χρησιμοποιούνται για την προστασία από διάβρωση, οξείδωση και μηχανική αποδόμηση.

Καθώς τα υπερκράματα έχουν γίνει πιο περίπλοκα, έχει γίνει εξαιρετικά δύσκολο να αποκτηθούν και τα υψηλά επίπεδα αντοχής και ένα ικανοποιητικό επίπεδο προστασίας από την οξείδωση και τη διάβρωση χωρίς τη χρήση επικαλύψεων. Συνεπώς, η τάση για υψηλότερες θερμοκρασίες καύσης αυξάνει την ανάγκη για επικαλύψεις. Η χρήση των επικαλύψεων είναι να παρέχουν μια επιφανειακή δεξαμενή στοιχείων που θα σχηματίσουν πολύ προστατευτικά και προσκολλημένα, συνεπώς προστατεύοντας το υποκείμενο υλικό βάσης από οξείδωση και οξειδωτική προσβολή και υποβάθμιση,

Δοκιμές σε πτερύγια κατασκευασμένα από In 738 για λειτουργία σε έντονα δυσμενές περιβάλλον έδειξαν ότι τα πτερύγια έχουν μια εκτιμώμενη διάρκεια ζωής 25.000 ωρών. Τα ίδια πτερύγια με επικάλυψη εκτιμάται ότι θα μπορούν να επεκτείνουν τη διάρκεια ζωής για άλλες 20.000 ώρες, κάτι που αποδεικνύει την αξία και τη δυνατότητα τους. Η χρήση του τύπου της επικάλυψης εξαρτάται από το περιβάλλον και τις συνθήκες λειτουργίας του κινητήρα. [4]



**Σχ.3.18** Πρόοδος στην τεχνολογία των επικαλύψεων με το χρόνο



**Σχ.3.19** Ανάγκες στις επικαλύψεις με το χρόνο και τις φθορές

## **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4**

### **ΕΦΑΡΜΟΓΗ ΣΤΟΝ ΚΙΝΗΤΗΡΑ T53 L-13B**

#### **4.1 Σκοπός.**

Σκοπός της πειραματικής διαδικασίας είναι η ανάλυση των φθορών που παρουσιάζουν τα δυο απάρτια του στροβιλοκινητήρα με σκοπό την εύρεση των αιτιών που προκάλεσαν την αστοχία τους. Γι'αυτό το σκοπό παραλήφθηκαν δυο απάρτια που είχαν κριθεί ακατάλληλα για χρήση από το 307 ΤΣΥΑΥ κατά τη διάρκεια της προγραμματισμένης συντήρησης του κινητήρα.

#### **4.2 Μεθοδολογία.**

Η μελέτη των φθορών γίνεται με τις παρακάτω διαδικασίες:

- Οπτική παρατήρηση
- Χημική ανάλυση XRF
- Παρατήρηση με τη χρήση στερεοσκοπίου (Μακροσκοπική παρατήρηση)
- Μικροσκοπική παρατήρηση με τη χρήση μεταλλογραφικού οπτικού μικροσκοπίου
- Μικροσκοπική παρατήρηση σε εντοπισμένες φθορές που παρουσιάζουν ενδιαφέρον σε επίπεδο μικροκλίμακας με τη χρήση Ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης - Scanning electron microscope (SEM) ταυτόχρονα με χημική ανάλυση των συστατικών των κραμάτων (EDS)

Για την παρατήρηση σε μακροσκοπική και μικροσκοπική κλίμακα αποκόπηκαν δοκίμια με τη χρήση του δισκοτόρνου του εργαστηρίου σε κατάλληλο μέγεθος. Οι κοπές έγιναν με χρήση κατάλληλου δίσκου για την κοπή υπερκραμάτων νικελίου που χρησιμοποιούνται σε αεροπορικούς κινητήρες και έγιναν χωρίς τη χρήση ψυκτικού υγρού για να μην έχουμε αλλοίωση των επιφανειών.

##### **4.2.1 Οπτική παρατήρηση.**

Η ανάλυση της φθοράς γίνεται αρχικά σε μακροσκοπικό επίπεδο με τον εντοπισμό εμφανών φθορών στο γυμνό μάτι. Σε πολλές περιπτώσεις έχουμε μεγάλη έκταση φθορών ή εμφανείς ζημιές όπως μεγάλες ρωγμές που εντοπίζονται εύκολα με γυμνό και για τις οποίες μπορούμε να βρούμε τις αιτίες που τις προκάλεσαν.

##### **4.2.2 Χημική ανάλυση XRF.**

Η χημική ανάλυση XRF έγινε με το φορητό μηχάνημα ανάλυσης XRF Bruker S1 Turbo SD του εργαστηρίου των Ναυπηγών Μηχανικών σαν μια αρχική επιβεβαίωση των εκτιμήσεων του υλικού από το οποίο είναι κατασκευασμένα τα υλικά. Τα φορητά μηχανήματα ανάλυσης XRF είναι πολύ χρήσιμα για την χημική ανάλυση μεταλλικών δοκιμίων και ιδιαίτερα όταν έχουμε μηχανήματα ή κατασκευές που είναι πολύ μεγάλες για να μετακινηθούν αλλά όπως όλα τα μηχανήματα χρειάζονται τακτική διακρίβωση για να δίνουν πάντα σωστά αποτελέσματα.



**Σχ.4.1** Φορητό μηχάνημα ανάλυσης XRF Bruker S1 Turbo SD.

#### **4.2.3 Παρατήρηση με τη χρήση στερεοσκοπίου.**

Το επόμενο στάδιο της οπτικής παρατήρησης είναι η συνέχιση της με τη χρήση στερεοσκοπίου. Για το σκοπό αυτό λήφθηκαν δοκίμια από τα απάρτια του κινητήρα από περιοχές που είχαν εντοπιστεί ότι παρουσιάζουν ενδιαφέρον για περαιτέρω μελέτη.

Η παρατήρηση και η λήψη των φωτογραφιών έγινε στο στερεοσκόπιο Leica του εργαστηρίου το οποίο έχει προσαρμοσμένη ψηφιακή φωτογραφική μηχανή ενώ διαθέτει και ένα εύρος μεγεθύνσεων για την προσαρμογή σε κάθε δοκίμιο.



**Σχ.4.2** Στερεοσκόπιο Leica του εργαστηρίου.

#### **4.2.4 Παρατήρηση με τη χρήση μεταλλογραφικού οπτικού μικροσκοπίου.**

Η παρατήρηση έγινε με το μεταλλογραφικό μικροσκόπιο του εργαστηρίου των Χημικών Μηχανικών το οποίο διαθέτει ειδικό φίλτρο για την ευκρινέστερη παρατήρηση των μεταλλικών δοκιμίων. Οι μεγεθύνσεις που διαθέτει είναι 100X 200X και 500X

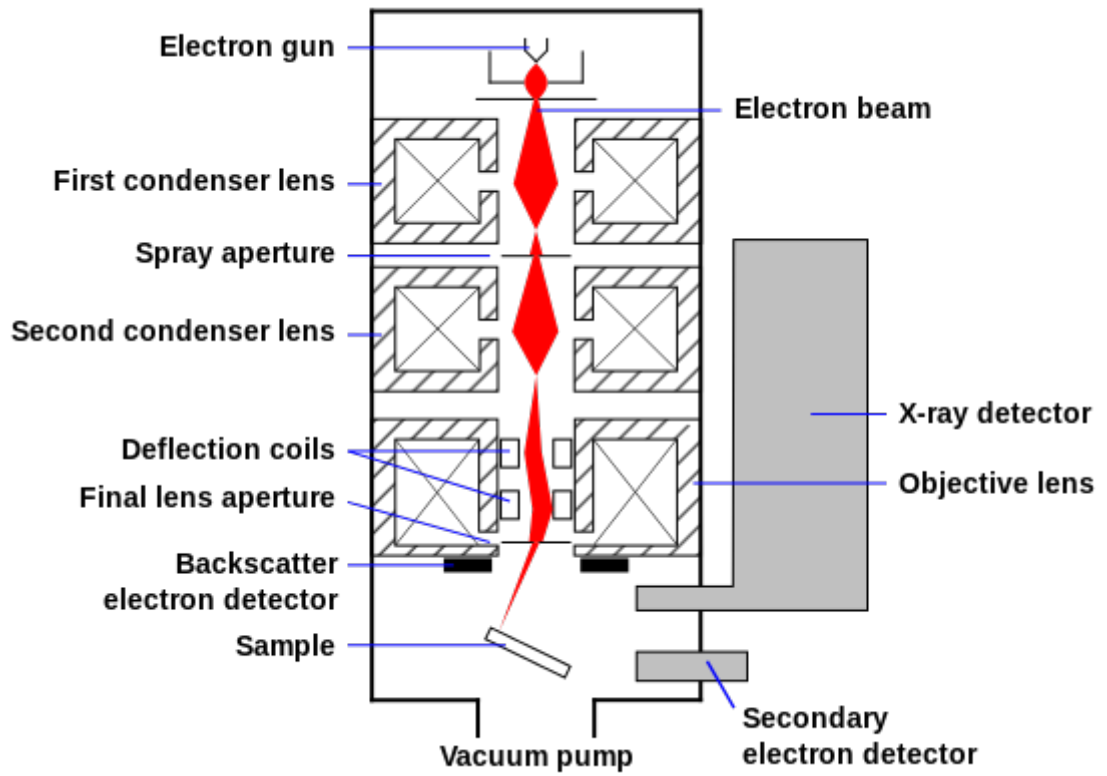


**Σχ.4.3** Οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο

#### **4.2.5 Παρατήρηση με τη χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης και χημική ανάλυση EDS.**

Οι παρατηρήσεις έγιναν σε δυο διαφορετικά μηχανήματα, στο SEM της Σχολής Χημικών Μηχανικών και στο SEM της ΣΕΗΤ η οποία είναι μονάδα της Πολεμικής Αεροπορίας που ασχολείται με την ανάλυση και εξακρίβωση βλαβών.





Σχ.4.4 Σχηματικό διάγραμμα λειτουργίας του SEM. [15]



Σχ.4.5 Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο SEM FEI Quanta 200 της Σχολής Χημικών Μηχανικών.





Σχ.4.6 Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο SEM JSM 6300 του ΣΕΗΤ.

#### 4.3 Παρουσίαση του κινητήρα

Ο κινητήρας T-53 είναι αεριοστρόβιλος τύπου Turboshaft που χρησιμοποιείται σε ελικόπτερα και στην Turboprop έκδοση του σε αεροπλάνα σταθερής πτέρυγας. Σχεδιάστηκε στο Lycoming Turbine Engine Division στο Stratford και βρίσκεται σε χρήση από τη δεκαετία του 1950 και συγκεκριμένα το 1955. Ένας μεγαλύτερος κινητήρας, παρόμοιος σε σχεδίαση, είναι ο Lycoming T55, ενώ πλέον ο κινητήρας κατασκευάζεται από την Honeywell Aerospace.

Αυτή τη στιγμή βρίσκεται σε χρήση στην έκδοση του T53-L-13B όπου και αποδίδει 1400 shp (1044kW) ενώ οι εξελιγμένες εκδόσεις του φτάνουν τους 1800 shp (1343 kW). Χρησιμοποιείται σε πληθώρα μέσω όπως το επιθετικό ελικόπτερο Bell AH-1 Cobra και το γενικής χρήσης Bell UH-1H Huey.

Ο κινητήρας έχει διαστάσεις 120,9 εκ. X 58.4εκ. X 34.4 εκ. και το βάρος του κενό είναι 245 κιλά. Ο αξονικός συμπιεστής αποτελείται από 5 βαθμίδες και ακολουθείται από ένα μονοβάθμιο φυγοκεντρικό συμπιεστή και οι οποίοι στρέφονται ανθρωπολογικά. Με την ίδια φορά στρέφεται και το διβάθμιο αεριογόνο κομμάτι της τουρμπίνας, ενώ ο άξονας μετάδοσης ισχύος και οι δυο βαθμίδες της τουρμπίνας που συνδέονται με αυτόν στρέφονται ωρολογιακά. [16], [17]



**Σχ.4.7** Ελικόπτερο Bell UH-1H Huey του Ελληνικού Στρατού.



**Σχ.4.8** Ο κινητήρας χωρίς το κάλυμμα πάνω στο ελικόπτερο.



**Σχ.4.9** Ο κινητήρας σε σταθερές βάσεις.

#### 4.4 Ανάλυση βλάβης των απαρτίων.

##### 4.4.1 First Stage Gas Producer Liner.

###### 4.4.1.1 Χρήση του κομματιού.

Το κομμάτι αυτό είναι τοποθετημένο αμέσως μετά τον θάλαμο καύσης και είναι το πρώτο στο οποίο προσπίπτουν τα καυσαέρια που έχουν παραχθεί στο θάλαμο καύσης. Οπότε οι θερμοκρασίες που δέχεται είναι πολύ υψηλές (κοντά στους 600° C σε σταθερή λειτουργία) και επειδή κατευθύνει τα καυσαέρια για να χτυπήσουν την πρώτη βαθμίδα της τουρμπίνας υπό ιδανική γωνία για να έχουμε τη βέλτιστη απόδοση. Εφόσον οι θερμοκρασίες και οι δυνάμεις είναι αρκετά υψηλές το κομμάτι πρέπει να είναι κατασκευασμένο από υλικό που είναι ανθεκτικό στις παραπάνω συνθήκες λειτουργίας.

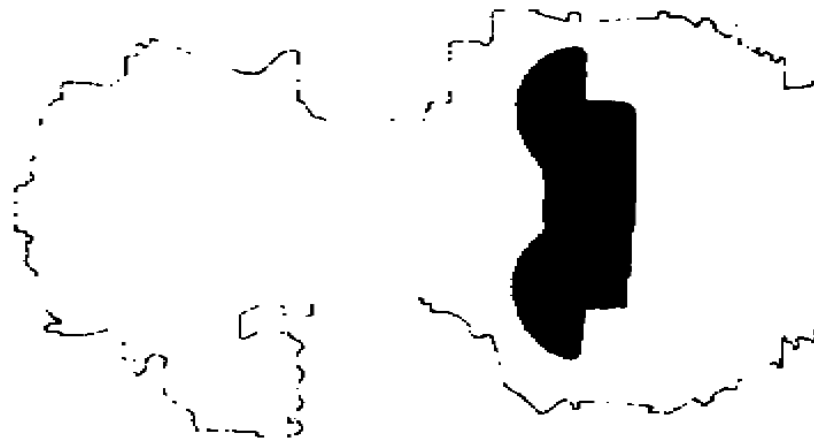
Σύμφωνα με τη βιβλιογραφία [18], το κομμάτι αυτό είναι κατασκευασμένο από φύλλο Hastelloy X το οποίο έχει κατεργαστεί, μορφοποιηθεί και συγκολληθεί στο τελικό σχήμα του. Το Hastelloy X είναι υπερκράμα νικελίου το οποίο έχει υψηλή αντοχή στις υψηλές θερμοκρασίες και καλή αντοχή στην οξείδωση. Επιπλέον, μπορούμε να υποθέσουμε αρχικά ότι η επικάλυψη που έχει είναι τύπου Al – Si ή Al – Cr, από τις πρώτες γενιές δηλαδή των επικαλύψεων που παρείχαν προστασία μόνο από την οξείδωση και όχι από την θερμότητα (thermal barriers) λόγω του ότι είναι τεχνολογία της δεκαετίας του '50, όπως προαναφέρθηκε. Τα υλικά της βάσης και της επικάλυψης θα διερευνηθούν παρακάτω, με τις χημικές αναλύσεις.

Hastelloy X	
Nickel:	47 Balance
Chromium:	22
Iron:	18
Molybdenum:	9
Cobalt:	1,5
Tungsten:	0,6
Carbon:	0,1
Manganese:	1 max.
Silicon:	1 max.
Boron:	0.008 max.
Niobium:	0.5 max.
Aluminum:	0.5 max.
Titanium:	0.15 max.

**Πιν.4.1** Στοιχειομετρική αναλογία συστατικών του Hastelloy X [19]

Το υπερκράμα Hastelloy X είναι ένα κράμα νικελίου-χρωμίου-σιδήρου-μολυβδαινίου που έχει έναν εξαιρετικό συνδυασμό ιδιοτήτων όπως αντίσταση στην οξείδωση, επεξεργασιμότητα και αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες οπότε είναι κατάλληλο για χρήση σε αεροπορικούς κινητήρες.





Σχ.4.10 Η θέση του κομματιού εντός του κινητήρα. [20]

#### 4.4.1.2 Οπτική παρατήρηση.



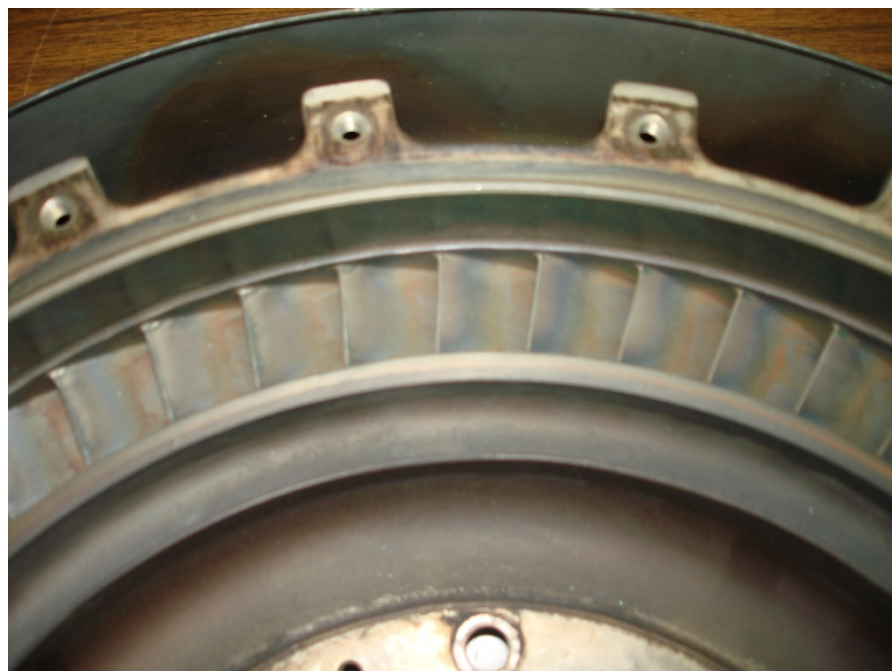
Σχ.4.11 Εμπρόσθια και οπίσθια όψη του κομματιού



Σχ.4.12 Αποχρωματισμός στην εξωτερική μεριά του κομματιού.



**Σχ.4.13** Οξείδωση, αποχρωματισμός και επικαθήσεις στην εμπρόσθια μεριά των πτερυγίων.



**Σχ.4.14** Οξείδωση, αποχρωματισμός, απώλεια επικάλυψης και επικαθήσεις στην οπίσθια μεριά των πτερυγίων (χείλος εκφυγής).





**Σχ.4.15** Οξείδωση, αποχρωματισμός, απώλεια επικάλυψης και επικαθήσεις στην εμπρόσθια μεριά των πτερυγίων (χείλος προσβολής).



**Σχ.4.16** Οξείδωση, αποχρωματισμός, απώλεια επικάλυψης, ρωγμές, αλλοίωση επιφανείας με απώλεια υλικού και επικαθήσεις στο χείλος εκφυγής των πτερυγίων.





**Σχ.4.17** Λεπτομέρεια των εισόδων των διόδων ψύξης των πτερυγίων.

Από την οπτική παρατήρηση μπορούμε να συμπεράνουμε ότι το κομμάτι παρουσιάζει τα αναμενόμενα χαρακτηριστικά λειτουργίας σε συνθήκες υψηλών θερμοκρασιών, έντονα οξειδωτικού περιβάλλοντος και μεγάλων δυνάμεων. Αυτό φαίνεται από τον αποχρωματισμό του μετάλλου και το κόκκινο χρώμα της οξείδωσης χαμηλής θερμοκρασίας (LTHC), αλλά και από την απώλεια του υλικού της επικάλυψης. Εντούτοις έχουμε πολλές ρωγμές στο χείλος εκφυγής των πτερυγίων, μαζί με απώλεια υλικού αλλά και την αποκάλυψη του υλικού βάσης, κυρίως στο χείλος προσβολής, και την έντονη φθορά του. Οι φθορές που παρατηρούνται δεν είναι συμμετρικές αλλά εντοπίζονται σε διαφορετικές περιοχές και με διαφορετική ένταση ενώ είναι αιτίες για την αντικατάσταση του κομματιού.

Εντούτοις, θα πρέπει να αναφερθεί ότι δεν έχουμε σημάδια οξείδωσης υψηλής θερμοκρασίας ή επιταχυνόμενη (HTHC) τα αίτια της οποίας παραπέμπουν σε λειτουργία σε υψηλότερες θερμοκρασίες από το κανονικό και οδηγούν σε απώλεια και καταστροφή των πτερυγίων της τουρμπίνας.

Επιπλέον, δεν έχουμε ρωγμές στα υπόλοιπα σημεία που προτείνει οπτική επιθεώρηση ο κατασκευαστής, εντούτοις αυτό δεν αποκλείει το ενδεχόμενο να έχει ξεκινήσει η δημιουργία μικρορωγμών οι οποίες θα εξελίσσονταν σε κανονικές ρωγμές με την περαιτέρω χρήση.



#### 4.4.1.3 Ανάλυση XRF.

Η ανάλυση XRF έγινε στα παρακάτω δοκίμια τα οποία ελήφθησαν χωρίς τη χρήση ψυκτικού από περιοχή με και χωρίς επικάλυψη.



Σχ.4.18 Δοκίμιο με (αριστερά) και χωρίς επικάλυψη (δεξιά)

El	Min	%	Max	+/-
Ti	0.50	0.74	1.00	0.04
Cr	12.00	12.30	14.00	0.07
Co		0.56		0.02
Ni	66.89	79.80	76.26	0.13
Nb	1.80	1.92	2.80	0.02
Mo	3.80	4.65	5.20	0.02

El	Min	%	Max	+/-
Ti	0.50	0.96	1.00	0.04
Cr	12.00	15.00	14.00	0.07
Co		0.55		0.01
Ni	66.89	76.70	76.26	0.12
Nb	1.80	2.24	2.80	0.01
Mo	3.80	4.55	5.20	0.02

Σχ.4.19 Αποτελέσματα ανάλυσης δοκιμίου με επικάλυψη (αριστερά) και χωρίς (δεξιά).

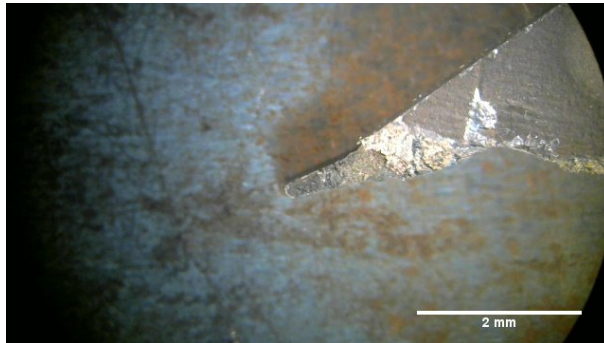
Στοιχείο	Με επικάλυψη	+/-	Χωρίς επικάλυψη	+/-
Τιτάνιο	0.74	0.04	0.96	0.04
Χρώμιο	12.3	0.07	15	0.07
Κοβάλτιο	0.56	0.02	0.55	0.02
Νικέλιο	79.8	0.13	76.7	0.12
Νιόβιο	1.92	0.02	2.24	0.01
Μολυβδαίνιο	4.65	0.02	4.55	0.02

Πιν.4.2 Αποτελέσματα ανάλυσης XRF.

Το μηχάνημα της ανάλυσης XRF έχει ενσωματωμένη βάση δεδομένων και έχει τη δυνατότητα να δώσει αποτελέσματα όχι μόνο για τη σύσταση αλλά και για την ονομασία του μετάλλου. Στην συγκεκριμένη περίπτωση το κράμα καθορίζεται ως το Inco 713, το οποίο είναι και αυτό υπερκράμα νικελίου και χρησιμοποιείται και αυτό σε αεριοστροβίλους. Θα μπορούσε να χρησιμοποιείται διαφορετικό κράμα για τα πτερύγια και διαφορετικό κράμα για τα υπόλοιπα μέρη του κομματιού, τεχνική που εφαρμόζεται σε πιο σύγχρονους κινητήρες. Επίσης, παρατηρούμε ότι τα αποτελέσματα με και χωρίς επικάλυψη είναι παραπλήσια, κάτι το οποίο αποδίδεται στον τρόπο ανάλυσης της τεχνικής XRF. Οι δέσμες που εκπέμπονται από τον πομπό εισέρχονται σε κάποιο σχετικό βάθος εντός του υλικού οπότε είναι πιθανόν κατά την ανάλυση να προσπερνάνε τελείως την επικάλυψη. Η ανάλυση EDS που γίνεται στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο SEM παρέχει μεγαλύτερη ακρίβεια και ως προς τη σύσταση και ως προς τα στοιχεία, καθώς βλέπουμε ότι η ανάλυση XRF δίνει μόνο κάποια βασικά στοιχεία και επαληθεύει τη λογική της γρήγορης ανάλυσης ώστε να υπάρχει μια πρώτη άποψη για την οποία χρησιμοποιείται.

#### 4.4.1.4 Μακροσκοπική παρατήρηση.

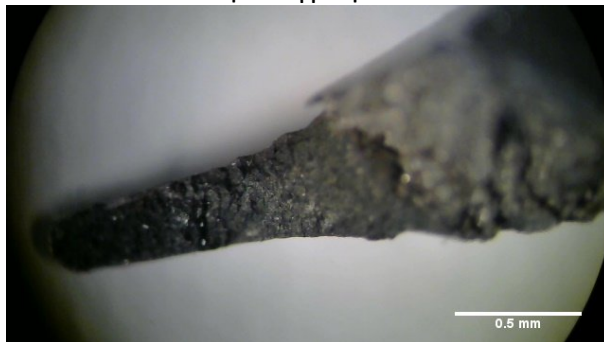
Το επόμενο βήμα της οπτικής μακροσκοπικής παρατήρησης ήταν η παρατήρηση στο στερεοσκόπιο Leica του εργαστηρίου. Το πρώτο δοκίμιο αφορά μια ρωγμή που έχει παρατηρηθεί στην εξωτερική μερικά των χειλών προσβολής των πτερυγίων και δεν είναι φυσιολογική η μορφή και η συχνή εμφάνιση της σύμφωνα με τον κατασκευαστή και επιβάλλει την αντικατάσταση του κομματιού.



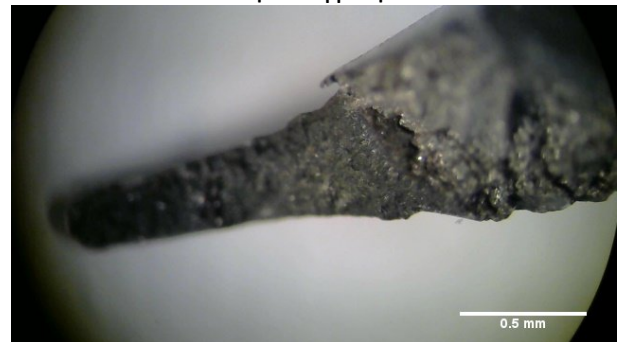
1<sup>η</sup> φωτογραφία 0.63x



2<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



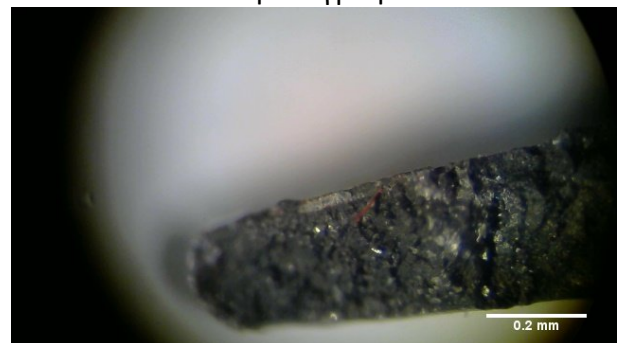
3<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



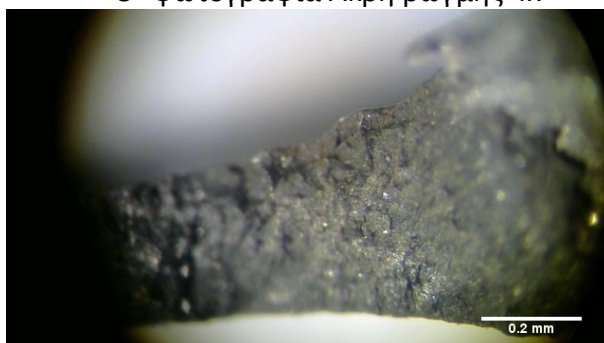
4<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



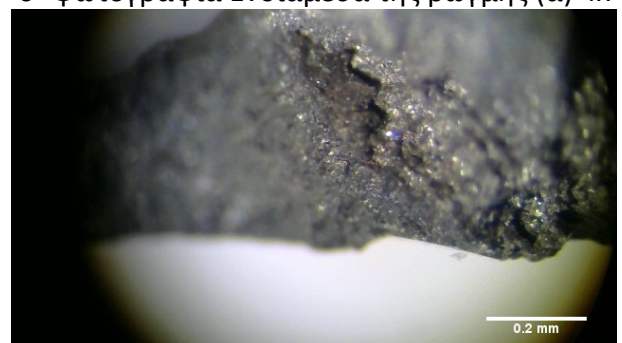
5<sup>η</sup> φωτογραφία Άκρη ρωγμής 4x



6<sup>η</sup> φωτογραφία Ενδιάμεσα της ρωγμής (α) 4x



7<sup>η</sup> φωτογραφία Ενδιάμεσα της ρωγμής (β) 4x



8<sup>η</sup> φωτογραφία Άκρη της ρωγμής 4x

Σχ.4.20 Φωτογραφίες της ρωγμής

Παρατηρούμε αρχικά το μαύρο χρώμα της ρωγμής το οποίο είναι πιο σκούρο στη μύτη της, κάτι που υποδεικνύει ότι η ρωγμή έχει προχωρήσει προοδευτικά και ότι έχει

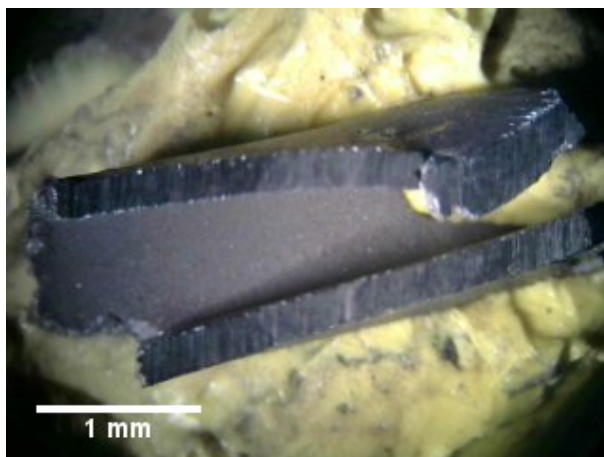


λειτουργήσει ο κινητήρας για αρκετές ώρες γιατί το χρώμα αυτό οφείλεται στις επικαθήσεις των καυσαερίων.

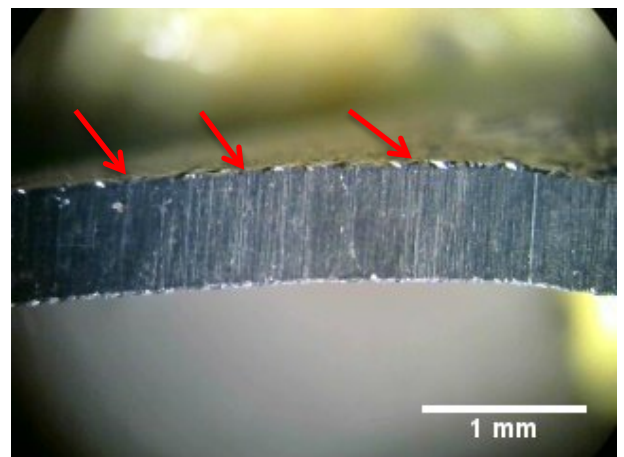
Επιπλέον, η ανώμαλη υφή της επιφάνειας υποδεικνύει ότι η ρωγμή προκλήθηκε λόγω εφελκυστικών δυνάμεων και συγκεκριμένα κυκλικής ζημιάς (cyclic damage) κυρίως λόγω του ξεκινήματος και του σβησίματος του (κύκλος λειτουργίας του κινητήρα) που προκαλεί την διαστολή και τη συστολή του μετάλλου και προκαλεί τη συσσώρευση παραμενουσών τάσεων. Όπως έχει προαναφερθεί, δημιουργούνται μικρορωγμές στη δομή του μετάλλου, κυρίως λόγω οξείδωσης, και που με τη λειτουργία του κινητήρα συνενώνονται και προκαλούν την κανονική ρωγμή.

Στην 1<sup>η</sup> φωτ. (Σχήμα 4.20) έχουμε την γενική εικόνα της ρωγμής η οποία βρίσκεται στην εξωτερική μεριά του πτερυγίου (outer shroud). Στην 2<sup>η</sup> φωτ διακρίνουμε την επικάλυψη (ασημί χρώμα, υποδεικνύεται από τα κόκκινα βέλη). Στην 5<sup>η</sup> εικόνα βλέπουμε ξεκάθαρα πλέον το διαχωρισμό των στρωμάτων της επικάλυψης (κόκκινα βέλη) και του μετάλλου βάσης.

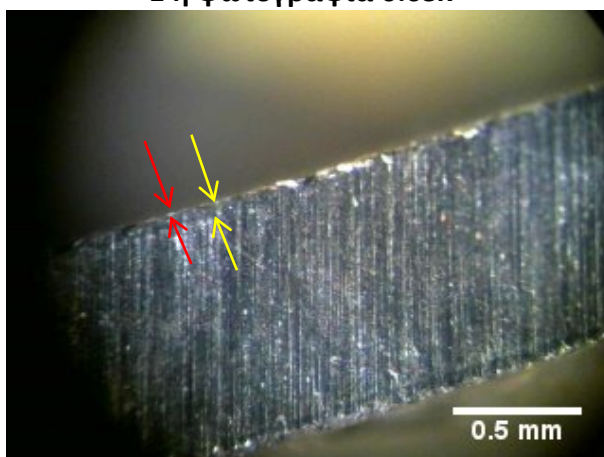
Μπορούμε να παρατηρήσουμε στις φωτογραφίες της μέγιστης μεγέθυνσης το πάχος της επικάλυψης η οποία ξεχωρίζει από το μέταλλο βάσης (6<sup>η</sup> φωτ.)



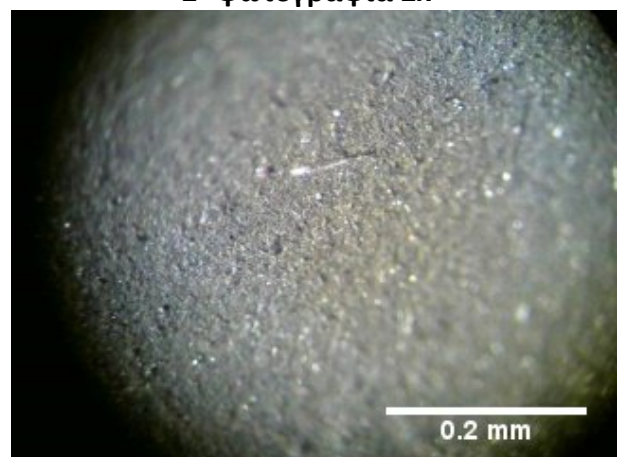
1 η φωτογραφία 0.63x



2<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



3<sup>η</sup> φωτογραφία 4x



4<sup>η</sup> φωτογραφία 4x

Σχ.4.21 Φωτογραφίες της τομής του πτερυγίου

Στις προηγούμενες φωτογραφίες έχουμε την τομή του πτερυγίου το οποίο αποκόπηκε από το κομμάτι και έγινε μια τομή κατά πλάτος για να φανεί η δομή του (Σχ.4.21).

Στην 1<sup>η</sup> φωτ. έχουμε την γενική εικόνα της τομής του πτερυγίου, το οποίο αποτελεί το

χείλος προσβολής του και εμείς το βλέπουμε από την εσωτερική μεριά του, δηλαδή τα καυσαέρια έρχονται προς τα έξω. Στην 2<sup>η</sup> φωτ διακρίνουμε την επικάλυψη (ασημί χρώμα, υποδεικνύεται από τα κόκκινα βέλη) και ξεκινάει να ξεχωρίζει και το στρώμα της διάχυσης. Στην 3<sup>η</sup> φωτ. βλέπουμε ξεκάθαρα πλέον το διαχωρισμό των στρωμάτων της επικάλυψης (κόκκινα βέλη) και της διάχυσης (μαύρη γραμμή, ανάμεσα στα κίτρινα βέλη)

Το υπόστρωμα της διάχυσης είναι απαραίτητο για τη συγκράτηση της επικάλυψης και δημιουργείται κατά την εφαρμογή της επάνω στο μέταλλο βάσης καθώς πρέπει να παραμείνει στη θέση της και να μην αποκολλάται λόγω των διαφορετικών σκληροτήτων των μετάλλων που χρησιμοποιούνται. Ακόμα και με τις διαφορετικές ιδιότητες των υλικών και λόγω των έντονων φαινομένων κατά τη λειτουργία του στροβιλοκινητήρα (υψηλές θερμοκρασίες και πιέσεις).

Η 4<sup>η</sup> φωτ. είναι από το εσωτερικό του πτερυγίου όπου περνάει ο αέρας ψύξης. Είναι αναμενόμενο λοιπόν η επιφάνεια να μην παρουσιάζει σημάδια φθοράς όπως η εξωτερική της, αν και μπορούμε να παρατηρήσουμε μερικά σημάδια οξειδωσης καθώς έχουμε ένα ελαφρώς κόκκινο υπόστρωμα που σχηματίζεται.

#### 4.4.1.5 Μικροσκοπική παρατήρηση (Μεταλλογραφικό μικροσκόπιο).

Το επόμενο βήμα είναι η παρατήρηση στο μεταλλογραφικό μικροσκόπιο των Χημικών Μηχανικών.

Για την παρατήρηση των δοκιμίων είναι αναγκαίος ο εγκιβωτισμός τους σε ρητίνη και στη συνέχεια το γυάλισμα, η στίλβωση τους και ο καθαρισμός τους με αλκοόλη και χρήση υπερήχων.



Σχ.4.22 Δοκίμια εγκιβωτισμένα σε ρητίνη και στίλβωμένα

##### 4.4.1.5.1 1<sup>ο</sup> δοκίμιο: Κομμάτι με επικάλυψη

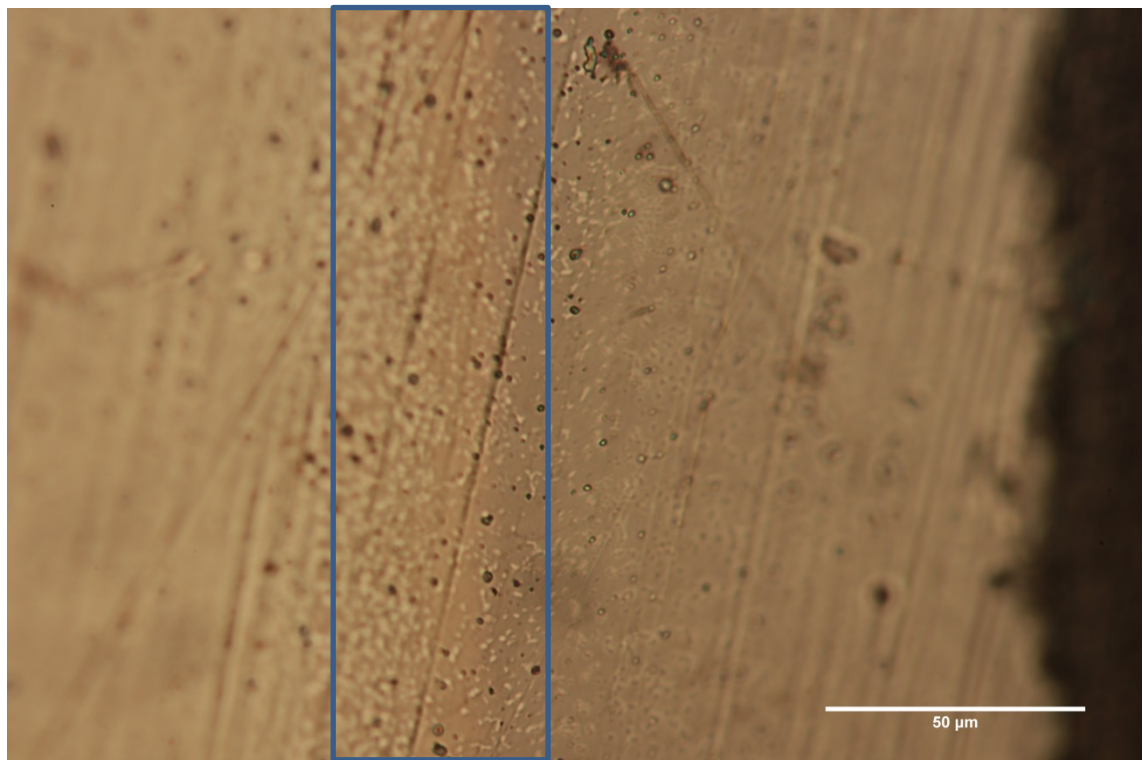
Το πρώτο δοκίμιο αποτελεί κομμάτι με επικάλυψη και παρακάτω παρατίθενται οι φωτογραφίες που ελήφθησαν με σχόλια και παρατηρήσεις.





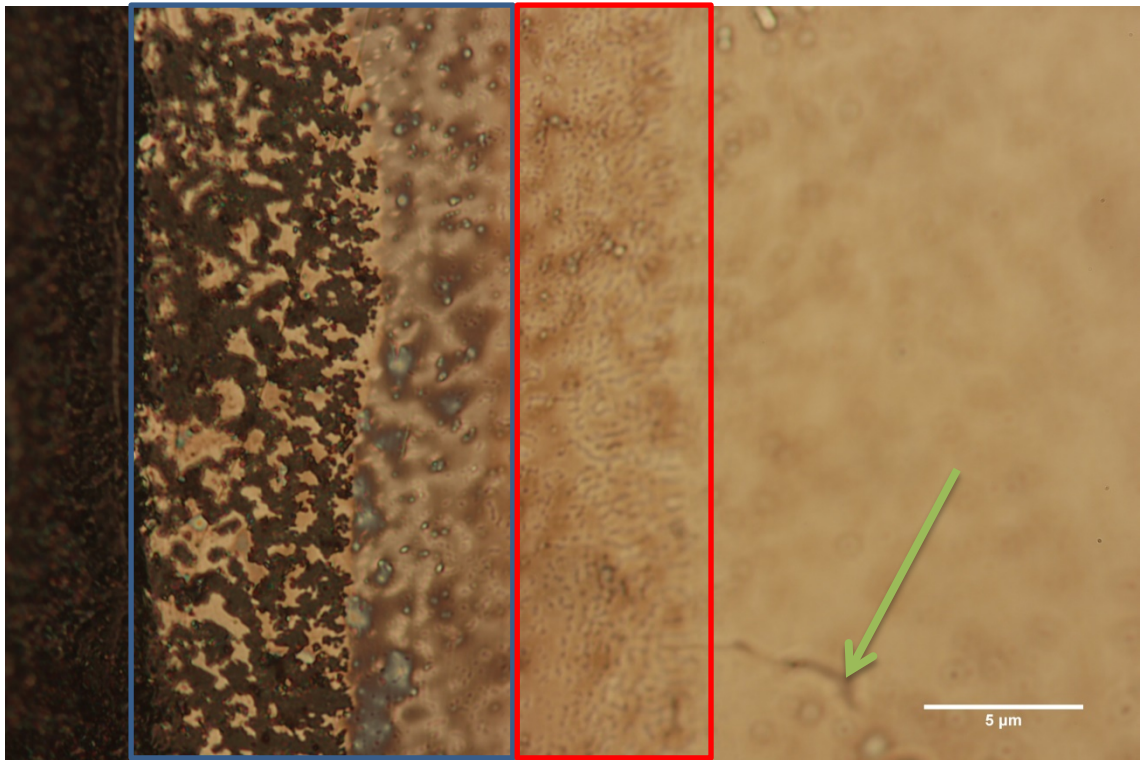
**Σχ.4.23** Γενική άποψη του κομματιού, 100x

Ανάμεσα στα μπλε βέλη διακρίνεται το στρώμα της διάχυσης και ανάμεσα στα πορτοκαλί το στρώμα της επικάλυψης που παρατηρήθηκαν στο στερεοσκόπιο. Η λήψη είναι από στην εσωτερική μεριά που δεν είναι εκτεθειμένη στα καυσαέρια και σε υψηλές θερμοκρασίες.

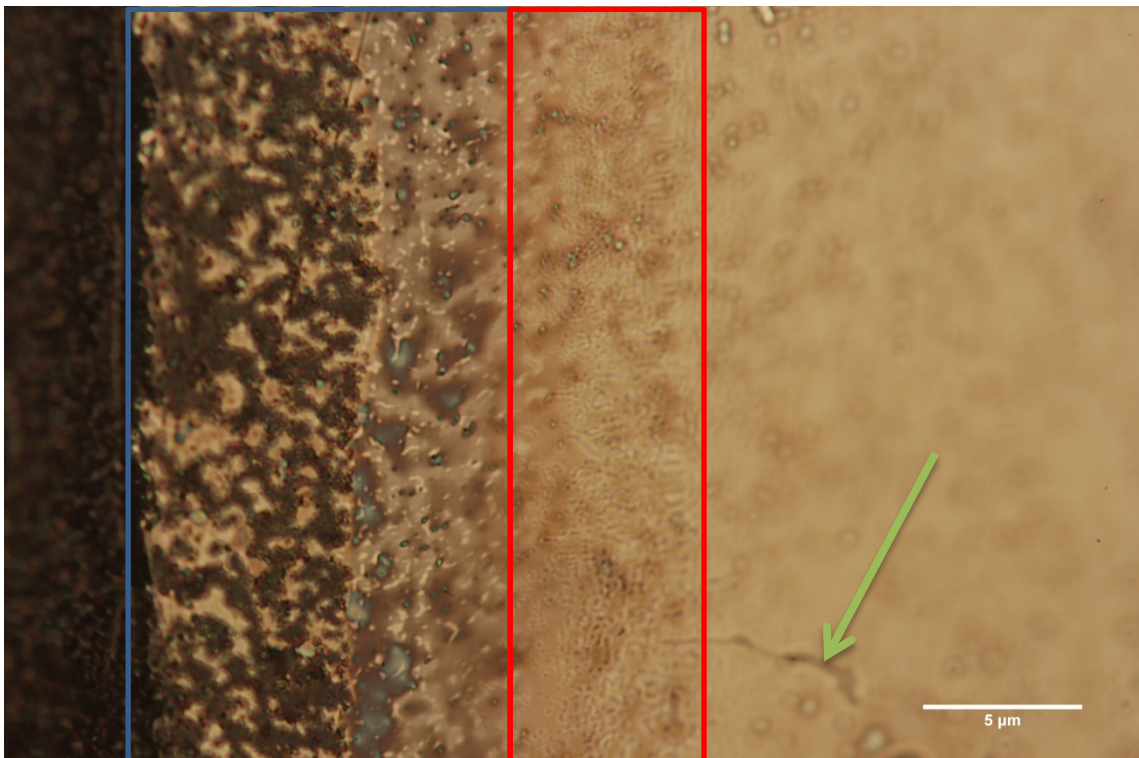


**Σχ.4.24** Εστίαση στη διάχυση 500x

Εντός του μπλε παραλληλογράμμου βλέπουμε το στρώμα της διάχυσης που αναμειγνύεται με το μέταλλο βάσης, δεν έχουμε δηλαδή ξεκάθαρα όρια, κάτι που είναι επιθυμητό ώστε να έχουμε την σωστή εφαρμογή της επικάλυψης στο μέταλλο βάσης.



Σχ.4.25 Αντιδιαμετρική επιφάνεια. 500x.



Σχ.4.26 Εστίαση στην ενδιάμεση περιοχή (στρώμα διάχυσης) 500x.

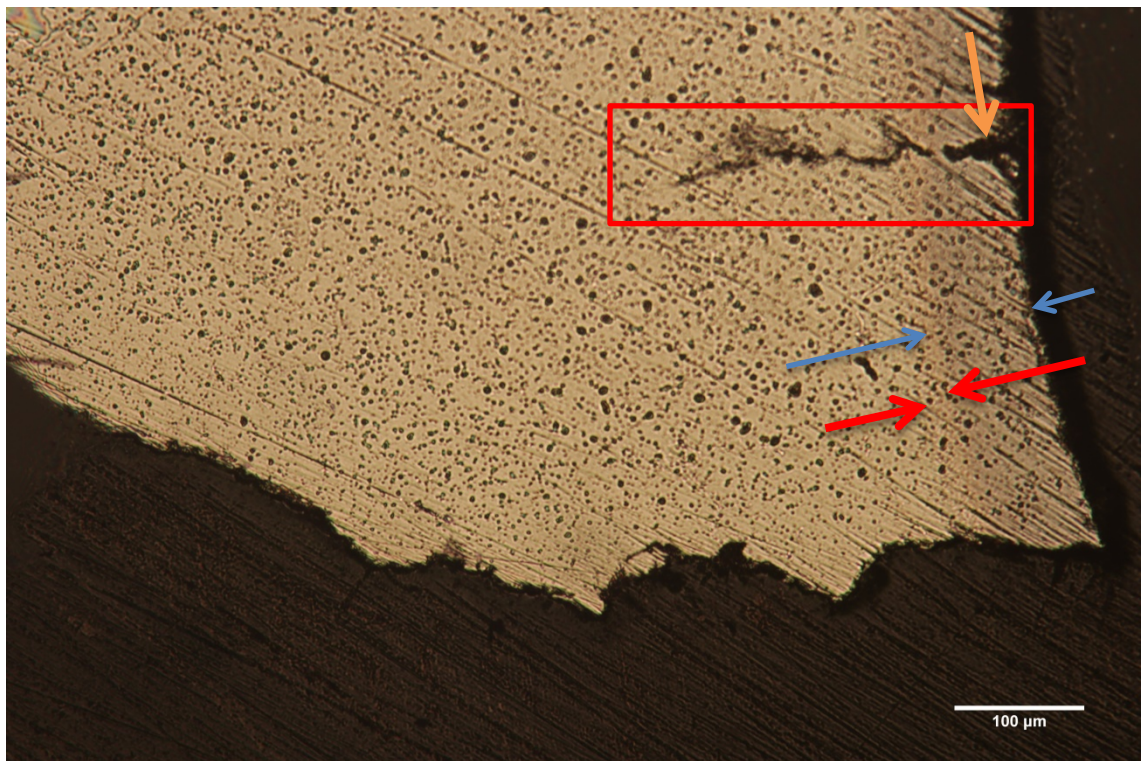
Στις 2 προηγούμενες φωτογραφίες παρατηρούμε το πάχος της επικάλυψης (μπλε πλαίσιο) και το στρώμα της διάχυσης (κόκκινο πλαίσιο) σε μεγαλύτερη μεγέθυνση και στην εξωτερική επιφάνεια που είναι εκτεθειμένη στα καυσαέρια. Παρατηρούμε ότι στο στρώμα της επικάλυψης έχει εισχωρήσει η ρητίνη, κάτι που δείχνει το έντονο πορώδες της επικάλυψης. Επίσης παρατηρούμε μια ρωγμή η οποία έχει ξεκινήσει στο μέταλλο βάσης (πράσινο βέλος).



Παρατηρούμε δηλαδή το σχηματισμό του πορώδους που προκαλείται από την οξειδωτική δράση των καυσαερίων σε περιβάλλον υψηλών θερμοκρασιών και έντονων μηχανολογικών δυνάμεων. Το πορώδες προκαλείται από την αποκόλληση κρυστάλλων Al και τη διεύρυνση της μήτρας της επικάλυψης. Επιπλέον, έχουμε τη δημιουργία ρωγμής οξείδωσης κατά μήκος του ορίου των κρυστάλλων και το σχηματισμό ευτηκτικών και καρβιδίων κατά μήκος της ρωγμής.

#### 4.4.1.5.2 2<sup>ο</sup> δοκίμιο: Τομή της ρωγμής του πτερυγίου.

Το επόμενο δοκίμιο είναι η κάθετη τομή του πτερυγίου που φέρει ρωγμή ώστε να παρατηρήσουμε τη μεταβολή στην εσωτερική επιφάνεια του.

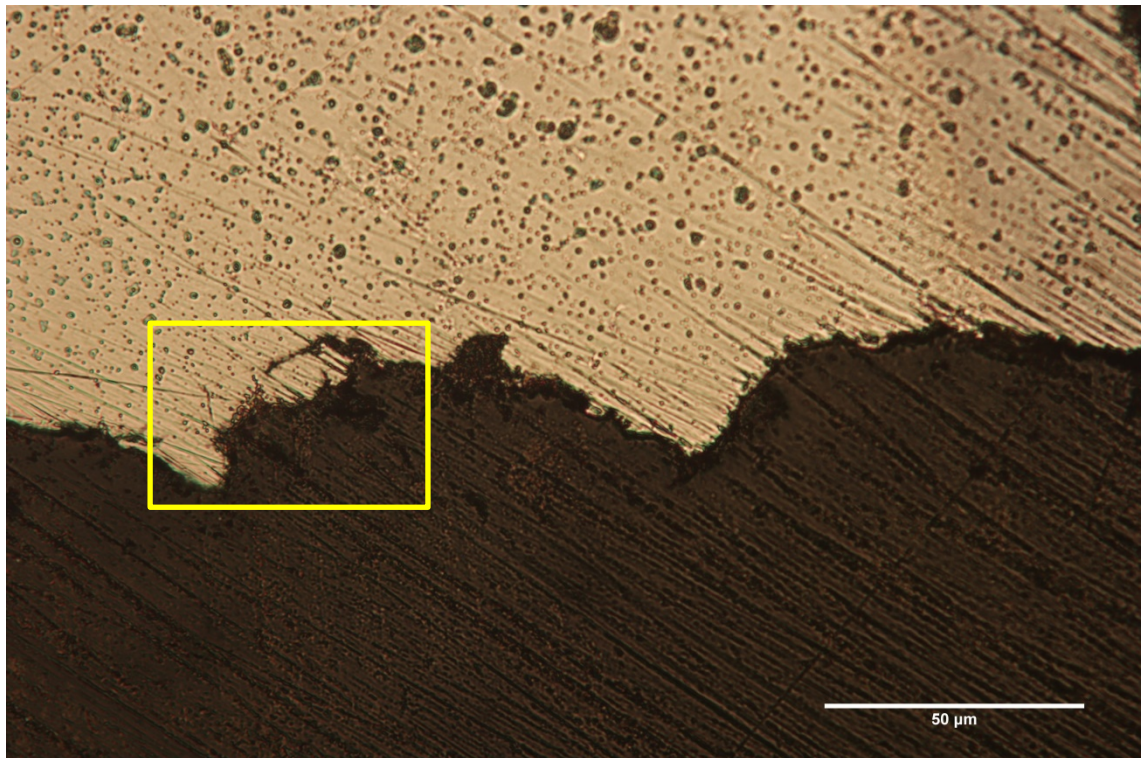


Σχ.4.27 Άκρη του κομματιού με εμφανή ρωγμή 100x

Παρατηρούμε ξεκάθαρα την ανομοιομορφία της εκτεθειμένης επιφάνειας της ρωγμής στα καυσαέρια (κάτω επιφάνεια) που υποδεικνύει κυκλική ζημιά (cyclic damage). Επιπλέον, παρατηρούμε εντός του κόκκινου πλαισίου μια ρωγμή οξείδωσης που έχει προχωρήσει εντός του κράματος βάσης και την αποκόλληση κομματιού της επικάλυψης (πορτοκαλί βέλος).

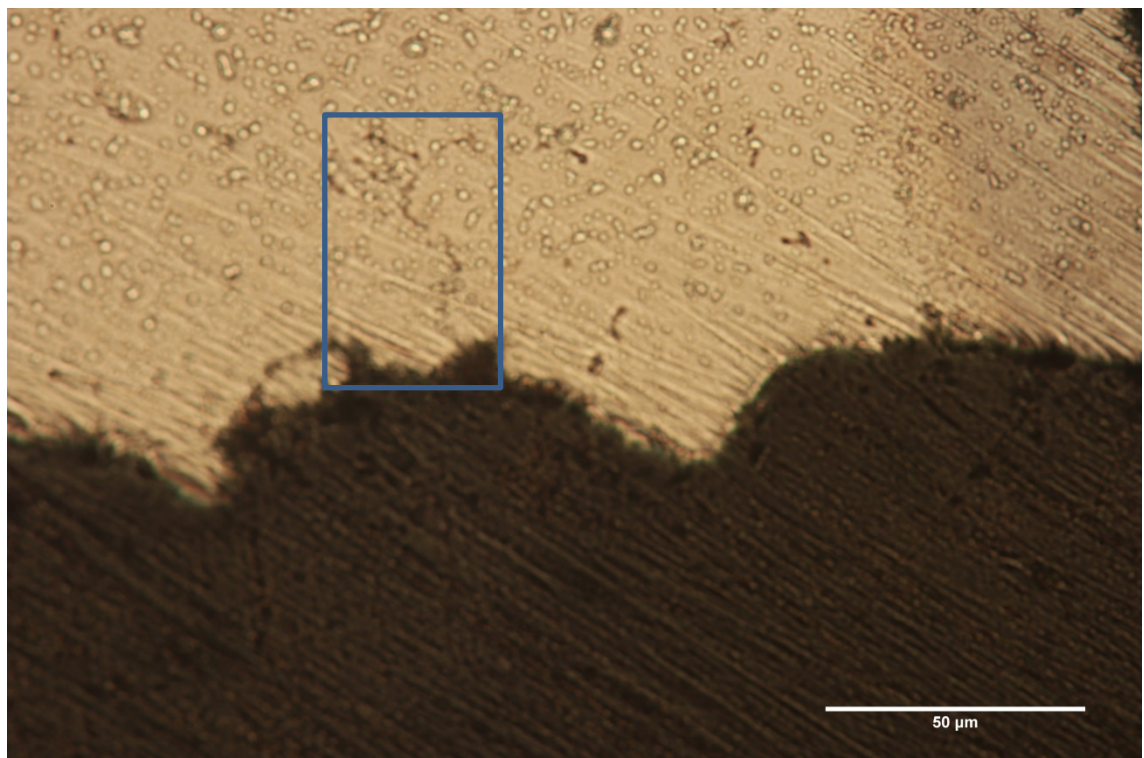
Υπό φυσιολογικές συνθήκες η δημιουργία ρωγμών και η οξείδωση παραμένουν στο στρώμα της επικάλυψης που σκοπό έχει την προστασία του μετάλλου βάσης και δεν εισχωρούν σε μεγάλο βάθος. Άρα έχουμε την αδυναμία της επικάλυψης να περιορίσει την οξείδωση στην επιφάνεια της με συνέπεια την δημιουργία ρωγμής στο κράμα βάσης.





**Σχ.4.28** Εστίαση στην άκρη της ρωγμής, 200x.

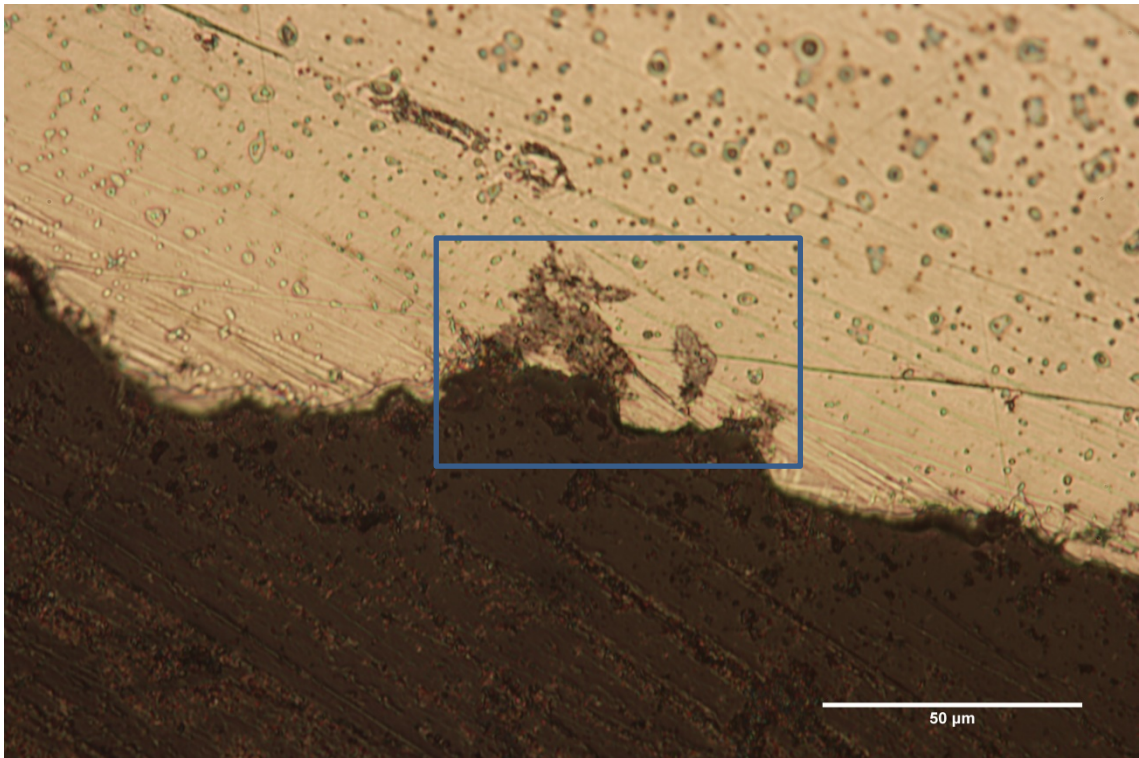
Εντός του κίτρινου πλαισίου έχουμε την αποκόλληση του υλικού που προκλήθηκε από την δημιουργία της ρωγμής η οποία μοιάζει λόγω της ανομοιόμορφης επιφανείας ότι ήταν ρωγμή κόπωσης (fatigue crack) που προκλήθηκε από κυκλική ζημιά (cyclic damage). Επιπλέον παρατηρούμε εστίες οξείδωσης κατά μήκος όλης της επιφανείας, το οποίο είναι αναμενόμενο καθώς η ρωγμή ήταν εκτεθειμένη στα υψηλής θερμοκρασίας οξειδωτικά καυσαέρια.



**Σχ.4.29** Εστίαση σε ρωγμή, 500x.

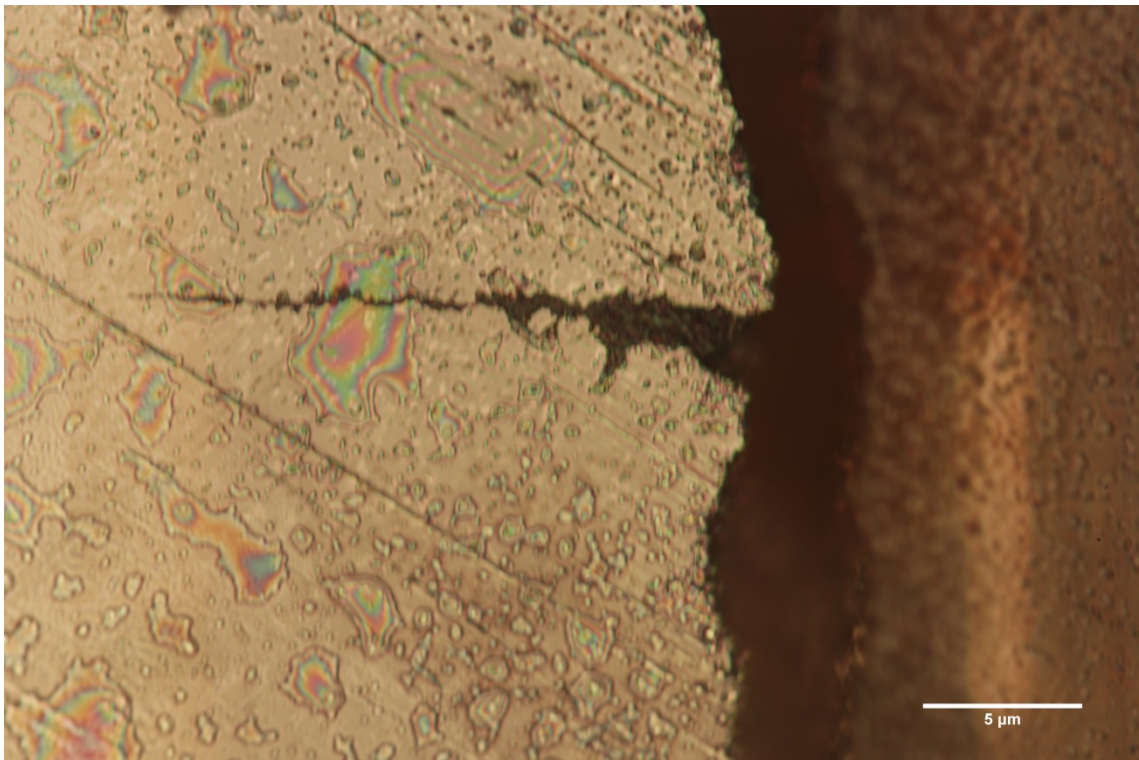


Εντός του μπλε περιγράμματος παρατηρούμε μια ρωγμή οξείδωσης η οποία φαίνεται ότι έχει ξεκινήσει από την επιφάνεια και προχωράει σε βάθος, κατά μήκος των ορίων των κόκκων.

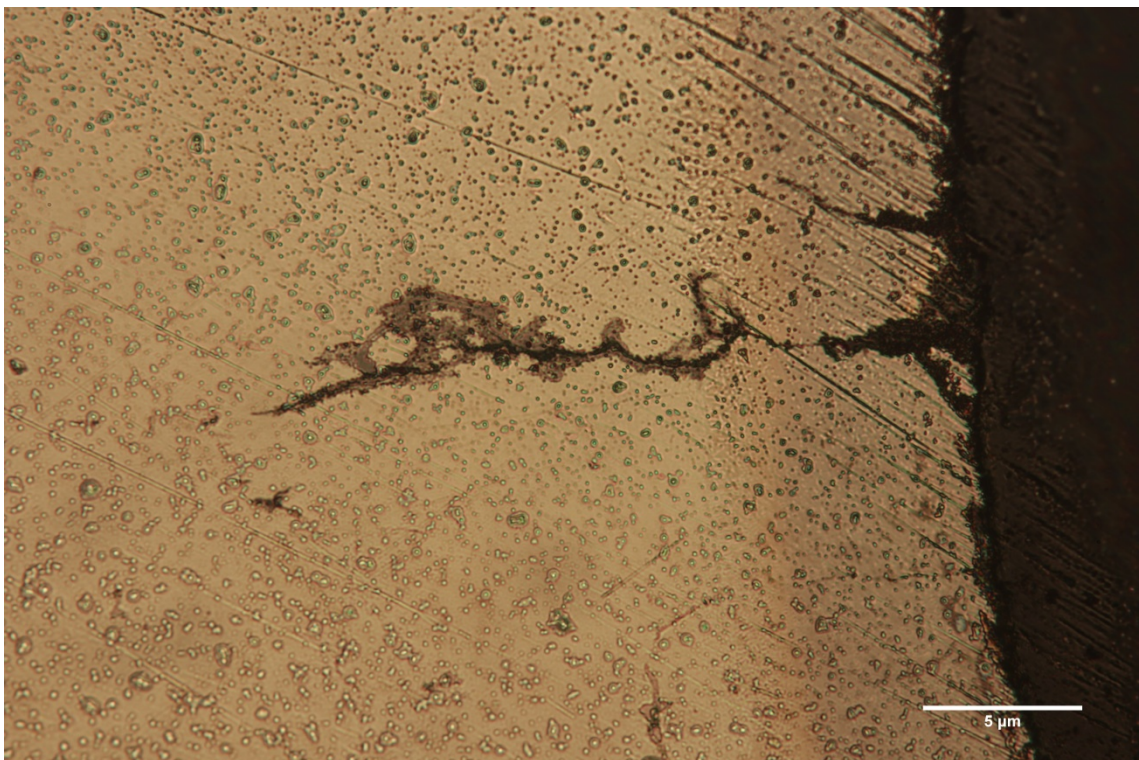


**Σχ.4.30** Οξείδωση εντός του υλικού, 500x.

Παρατηρούμε εντός του μπλε πλαισίου τρεις εστίες οξείδωσης με την αριστερότερη να έχει προχωρήσει σε μεγαλύτερο βάθος, ενώ φαίνεται ότι έχει αλλοιώσει και το υλικό δίνοντας του μια ψαθυρή όψη. Αυτό το φαινόμενο είναι αναμενόμενο καθώς το μέταλλο βάσης (κράμα) είναι πιο ευπαθές στις συνέπειες του θερμού οξειδωτικού περιβάλλοντος από το στρώμα της επικάλυψης, κάτι που οδηγεί σε δημιουργία ρωγμών και στη θραύση του.



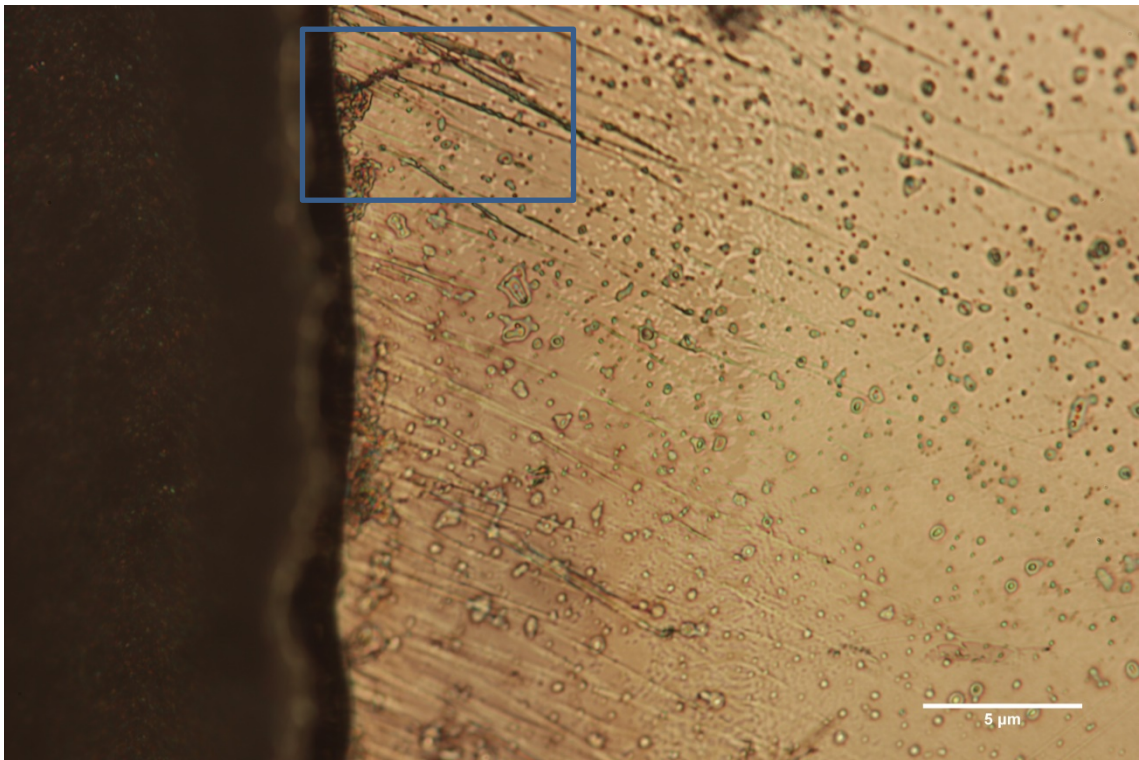
**Σχ.4.31** Ρωγμή σε βάθος στρώματος διάχυσης, 500x.



**Σχ.4.32** Ρωγμή σε βάθος και οξείδωση σε βάθος, 500x.

Στις δυο προηγούμενες φωτογραφίες έχουμε μερικές από τις ρωγμές οξείδωσης που παρατηρήθηκαν οι οποίες ήταν πολλαπλές κατά μήκος της επιφανείας και οι οποίες είχαν προχωρήσει σε βάθος.. παράλληλα έχουμε και την εκκίνηση αντίστοιχα πολλαπλών ρωγμών οξείδωσης στο στρώμα της επικάλυψης οι οποίες πολύ πιθανόν να έφταναν σε βάθος, αν συνενώνονταν και να είχαμε πολλαπλές θραύσεις στην περίπτωση που συνεχιζόταν η χρήση του κομματιού.

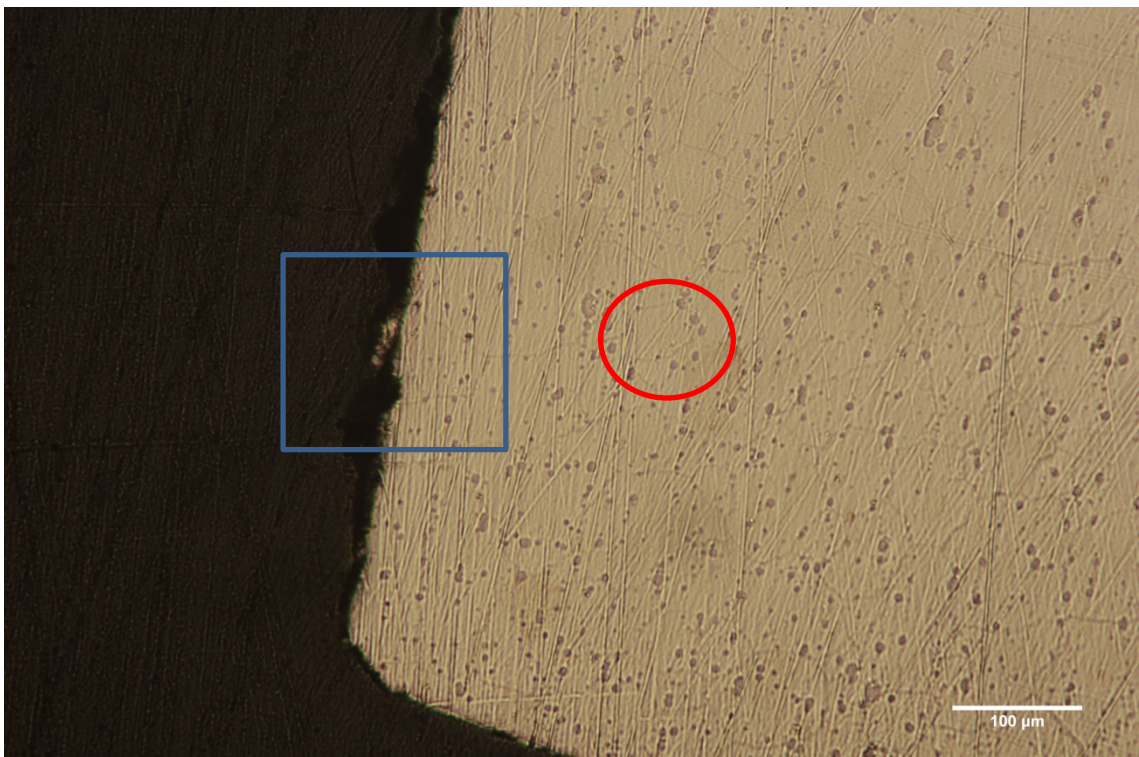




**Σχ.4.33** Ρωγμή στην αντίθετη μεριά του κομματιού, 500x.

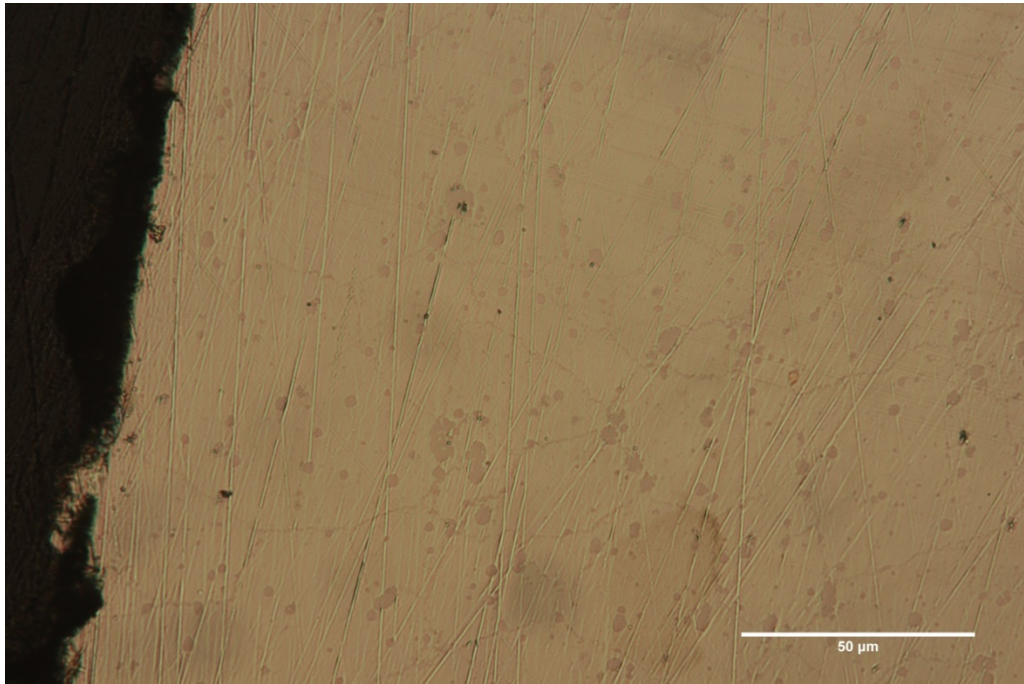
Δημιουργία ρωγμών έχουμε και στην εσωτερική επιφάνεια του πτερυγίου όπως βλέπουμε εντός του μπλε πλαισίου, από την οποία διέρχεται αέρας ψύξης, αλλά παραμένουν στο στρώμα της επικάλυψης. Άρα οι συνθήκες είναι λιγότερο οξειδωτικές οπότε δεν έχουμε την εισχώρηση σε βάθος των ρωγμών.

#### **4.4.1.5.3 3<sup>ο</sup> δοκίμιο Ασπίδα θερμότητας (χωρίς επικάλυψη).**



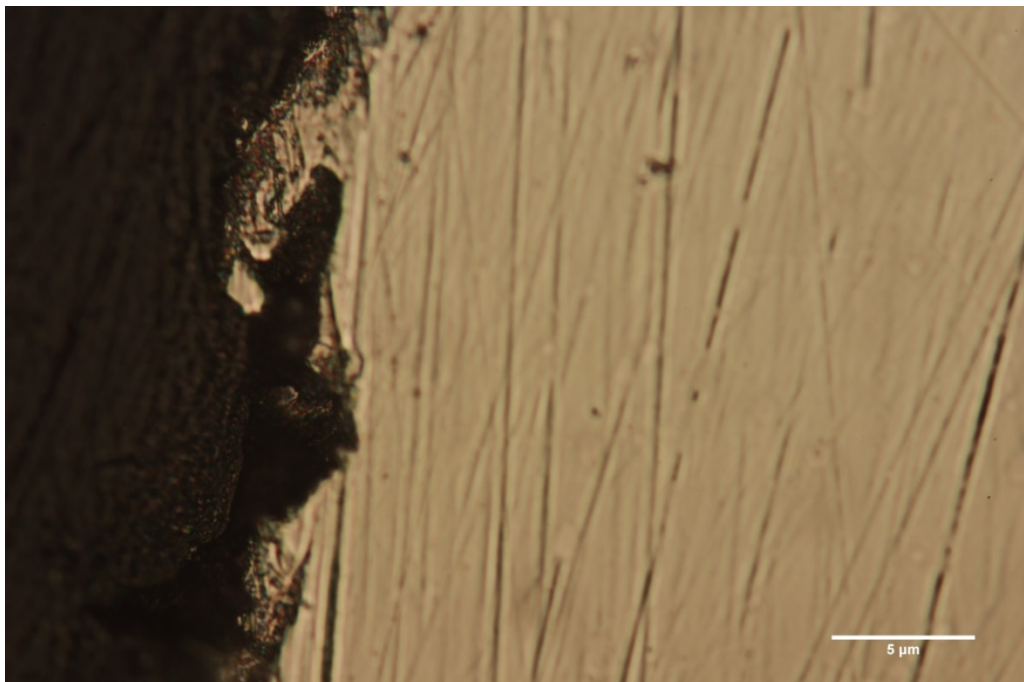
**Σχ.4.34** Εσωτερική πλευρά, 100x.

Παρατηρούμε αποκόλληση υλικού εντός του μπλε πλαισίου ενώ βλέπουμε και το σχηματισμό ευτηκτικών και καρβιδίων (κόκκινος κύκλος) που μοιάζουν με όρια κρυστάλλων. Ο μετασχηματισμός των καρβιδίων υποδεικνύει ότι το κομμάτι λειτουργούσε υπό υψηλές θερμοκρασίες, κάτι το οποίο ισχύει καθώς είναι το σημείο όπου έρχεται σε επαφή με τον θάλαμο καύσης όπου έχουμε τις υψηλότερες θερμοκρασίες στον κινητήρα.



**Σχ.4.35** Εσωτερική πλευρά, 200x.

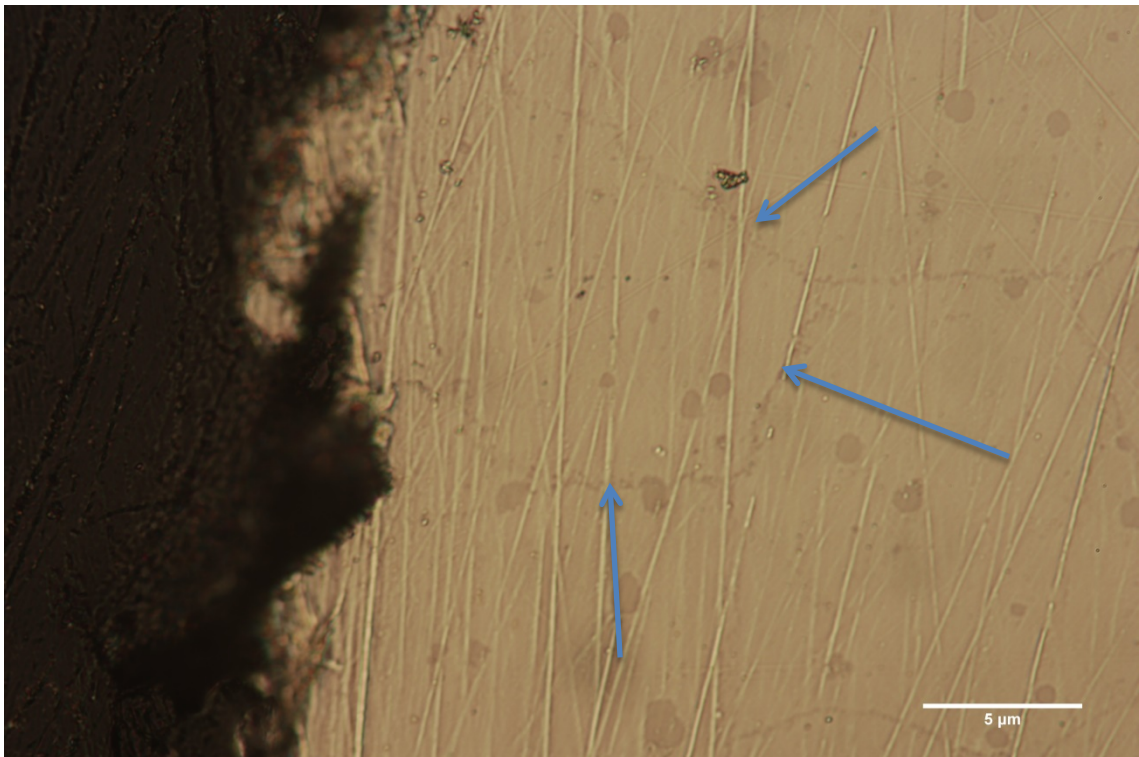
Παρατηρούμε σε μεγαλύτερη μεγέθυνση τα ευτηκτικά που έχουν σχηματιστεί κατά μήκος των ορίων των κόκκων. Επιπλέον παρατηρούμε και πολλαπλές σκούρες κηλίδες οι οποίες είναι πιθανόν συγκεντρώσεις Cr και Ti που δημιουργήθηκαν κατά την χύτευση και συναντώνται συχνά στα υπερκράματα.



**Σχ.4.36** Εσωτερική πλευρά, εστίαση στην αποκόλληση υλικού 500x.

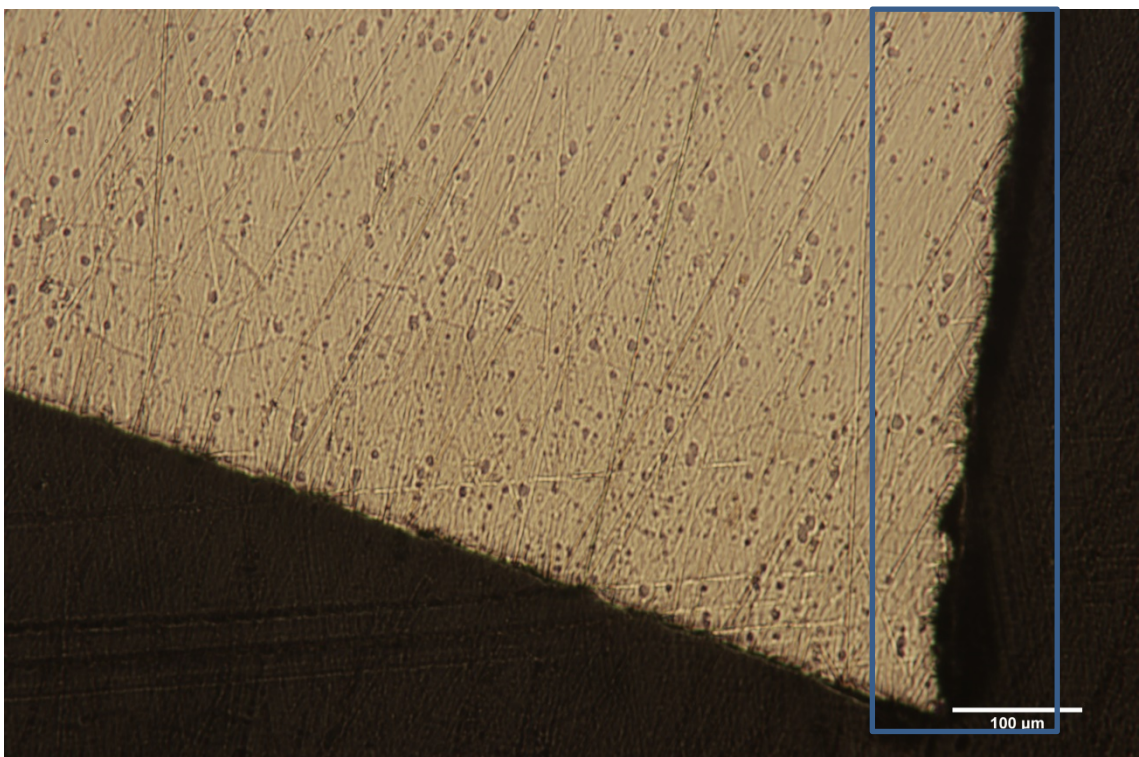


Στην παραπάνω φωτογραφία βλέπουμε στη μέγιστη μεγέθυνση την ανομοιόμορφη φθορά που έχει υποστεί η επιφάνεια και την οξείδωση που όμως έχει παραμείνει στην επιφάνεια.



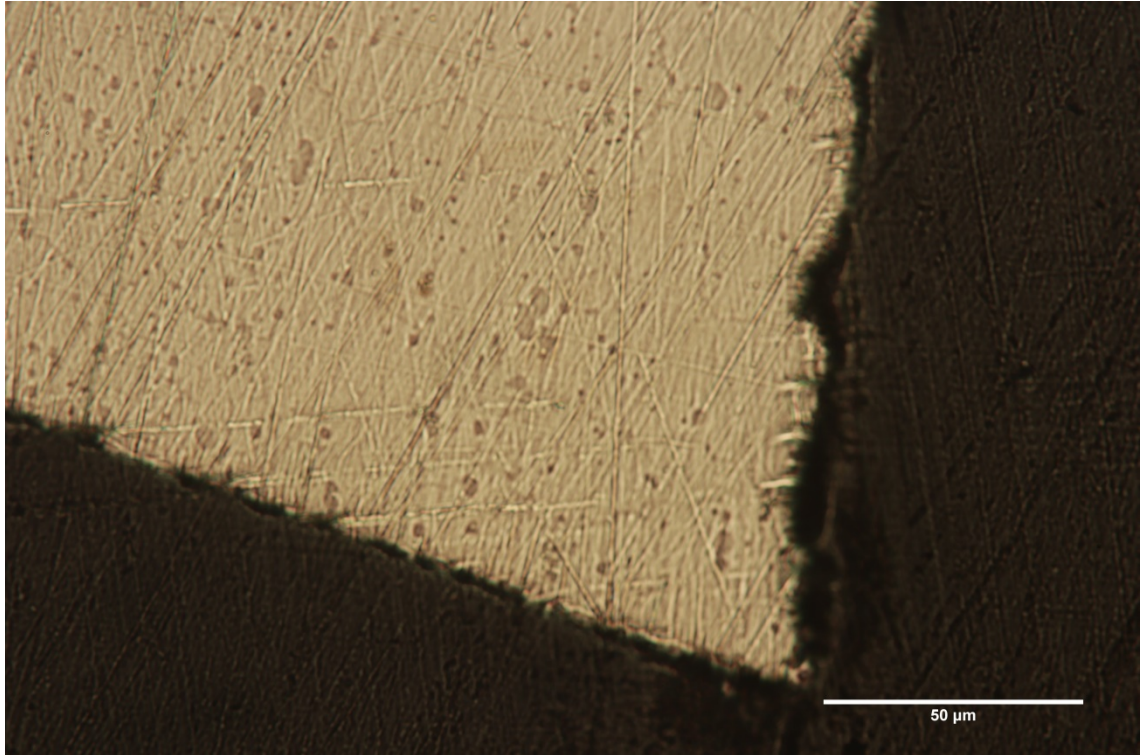
**Σχ.4.37** Εσωτερική πλευρά, εστίαση στην κρυσταλλική δομή, 500x.

Εστιάζοντας στο εσωτερικό παρατηρούμε καθαρά πλέον τις γραμμές των ορίων (που υποδεικνύονται από τα μπλε βέλη) των κόκκων στις οποίες έχουμε το μετασχηματισμό των καρβιδίων, πιθανότατα από τύπου  $M_6C$  σε καρβίδια τύπου  $M_{23}C_6$ .



**Σχ.4.38** Εξωτερική πλευρά, πλευρά με επικαθήσεις, 100x.

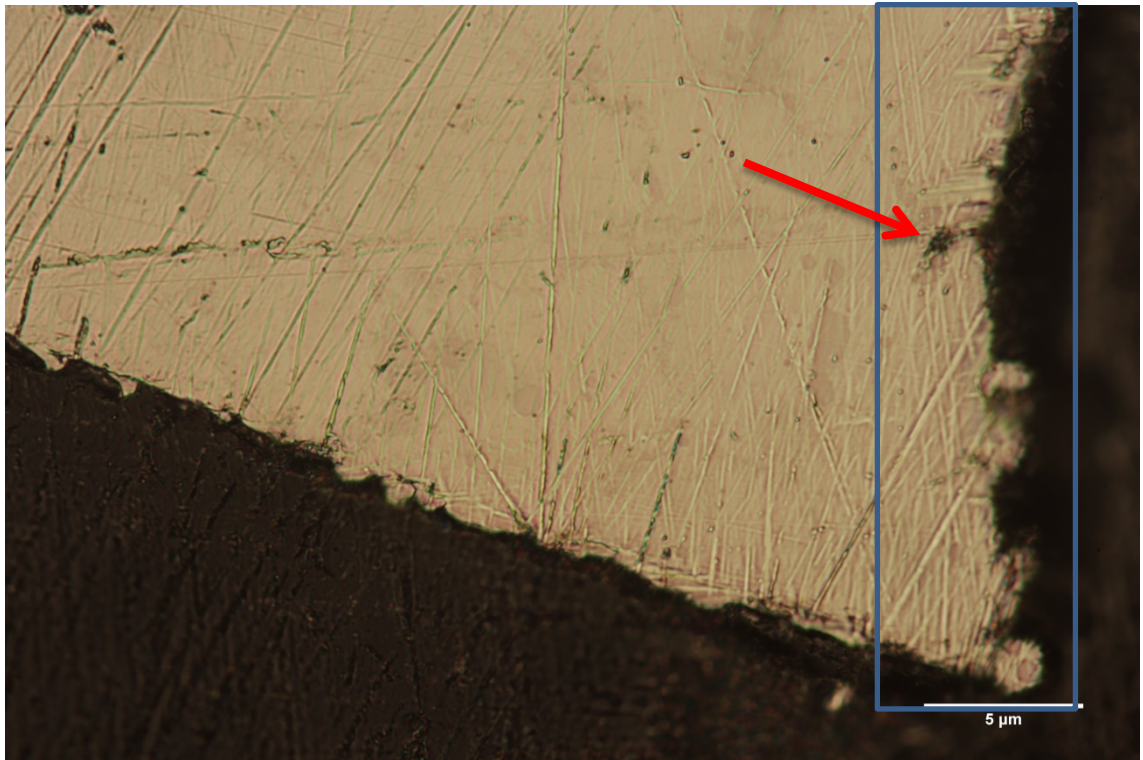
Παρατηρούμε μακροσκοπικά την τομή της εξωτερικής επιφανείας, η οποία έχει μαύρες και κιτρινωπές επικαθήσεις και αποχρωματισμούς, τα οποία αντιστοιχούν στην ανομοιόμορφη επιφάνεια εντός του μπλε πλαισίου. Επιπλέον παρατηρούμε και τα όρια των κρυστάλλων και τις συγκεντρώσεις Ti και Cr.



**Σχ.4.39** Εξωτερική πλευρά, μεγαλύτερη μεγέθυνση, 200x.

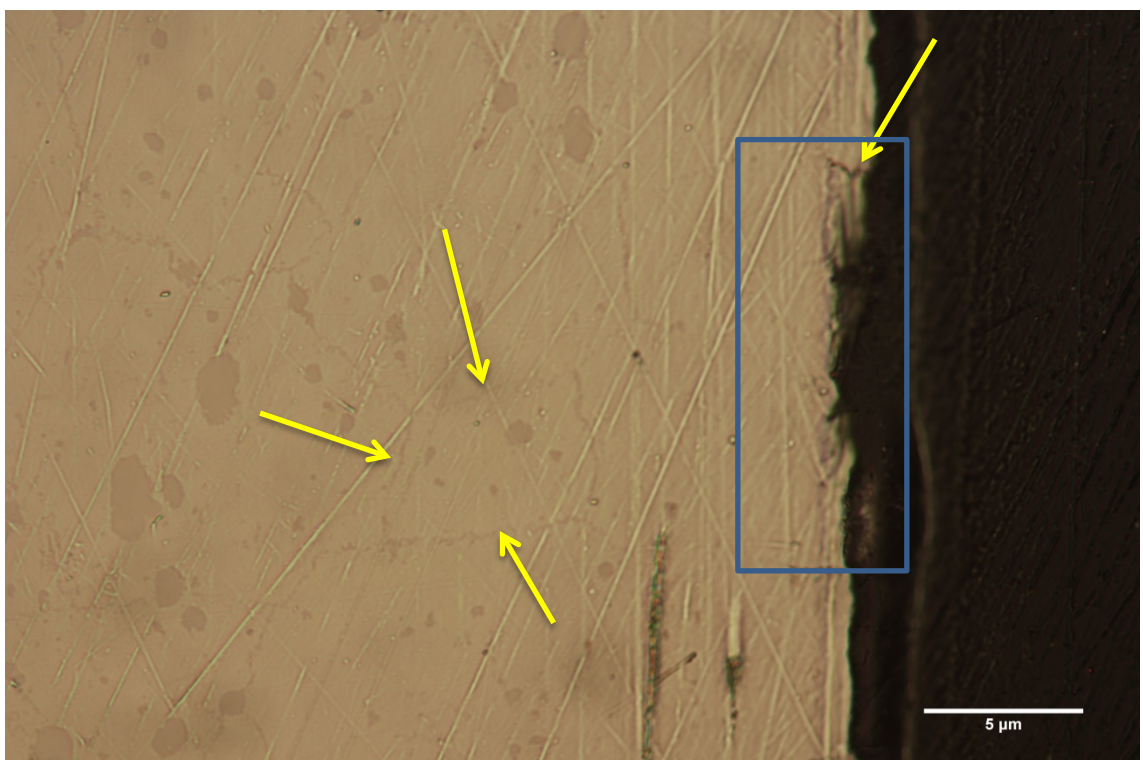
Παρατηρούμε καλύτερα την ανομοιόμορφη εξωτερική επιφάνεια, τα όρια των κρυστάλλων και τις συγκεντρώσεις Ti και Cr. Επιπλέον φαίνεται πιο καθαρά ότι η εξωτερική επιφάνεια είναι πιο ανομοιόμορφη σε σχέση με την εσωτερική, κάτι που είναι αναμενόμενο εφόσον υπόκειται άμεσα στη ροή των θερμών καυσαερίων η οποία οξειδώνει και αποσπά κρυστάλλους μετάλλου, ενώ η εσωτερική μόνο στις υψηλές θερμοκρασίες.





**Σχ.4.40** Εξωτερική πλευρά, 500x.

Παρατηρούμε ότι έχει ήδη ξεκινήσει να εισχωρεί οξείδωση στο μέταλλο (κόκκινο βέλος) και η οποία μπορεί να οδηγήσει σε εκκίνηση ρωγμής και θραύση. Το κομμάτι λήφθηκε από σημείο όπου επιθεωρείται για την ύπαρξη ρωγμών., οπότε με μεγαλύτερο χρόνο χρήσης θα μπορούσε να είχε πραγματοποιηθεί η θραύση. Επιπλέον έχουμε την ανομοιόμορφη αποκόλληση υλικού εντός του μπλε πλαισίου

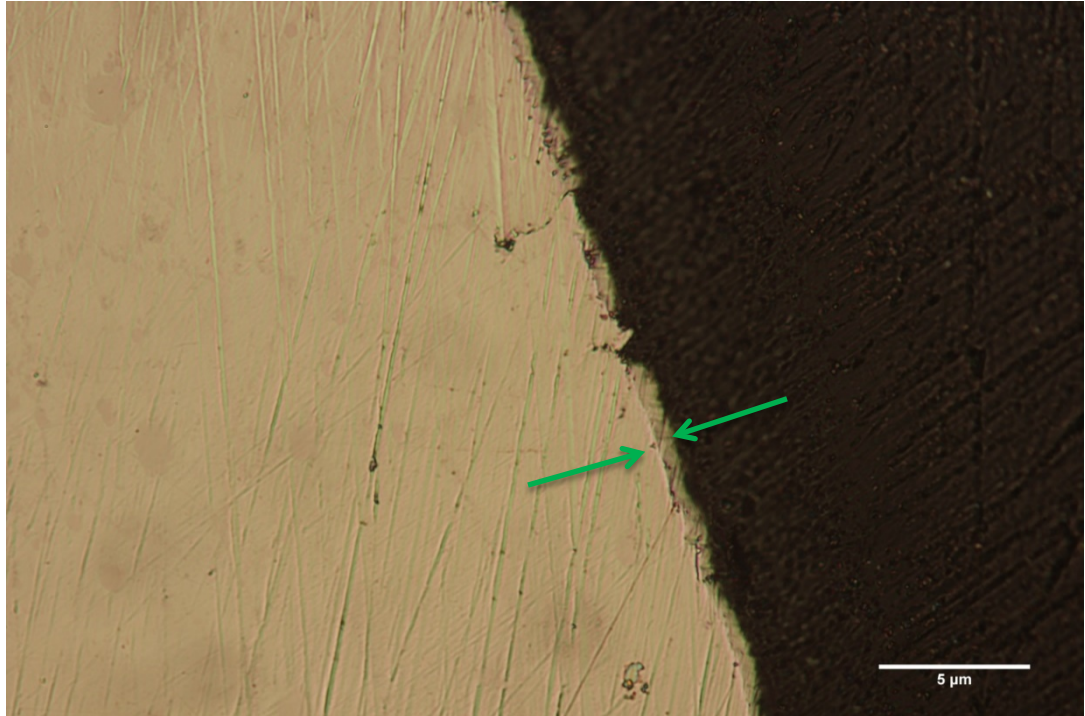


**Σχ.4.41** Εξωτερική πλευρά, ενδιάμεση επιφάνεια, 500x.

Παρατηρούμε τη μικρορωγμή οξείδωσης (κίτρινο βέλος) και την ανομοιόμορφη



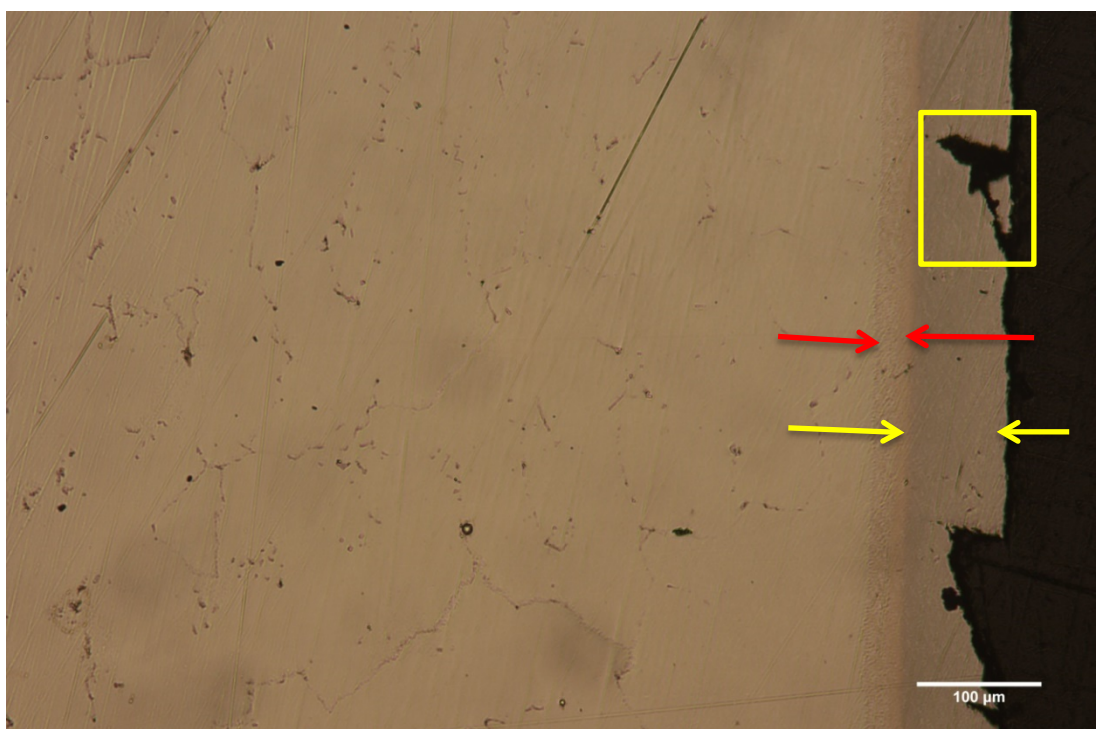
επιφάνεια η οποία φαίνεται ότι έχει αλλοιωθεί από μηχανολογική ζημιά (μπλε περίγραμμα) όπου βλέπουμε καθαρά ότι υπάρχει βάθος σε αυτή. Βλέπουμε και εδώ τις σκούρες κηλίδες των συγκεντρώσεων και το μετασχηματισμό των καρβιδίων κατά μήκος των ευπαθών ορίων των κόκκων (3 κίτρινα βέλη).



Σχ.4.42 Εξωτερική πλευρά, καθαρή επιφάνεια, 500x.

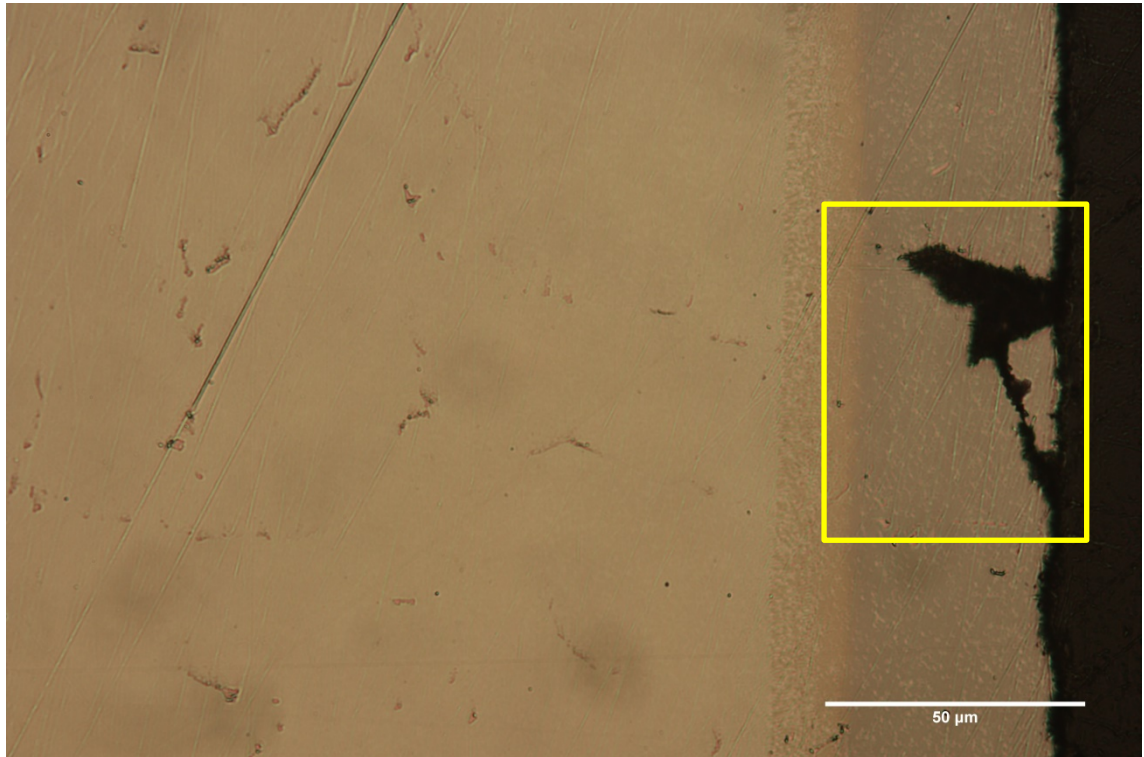
Παρατηρούμε και εδώ μια ανομοιόμορφη επιφάνεια με έντονη αποκόλληση υλικού αλλά και την ύπαρξη ενός λεπτού επιφανειακού στρώματος που αποδίδεται στην οξείδωση του επιφανειακού στρώματος.

#### 4.4.1.5.4 4<sup>ο</sup> Δοκίμιο Τομή πτερυγίου.



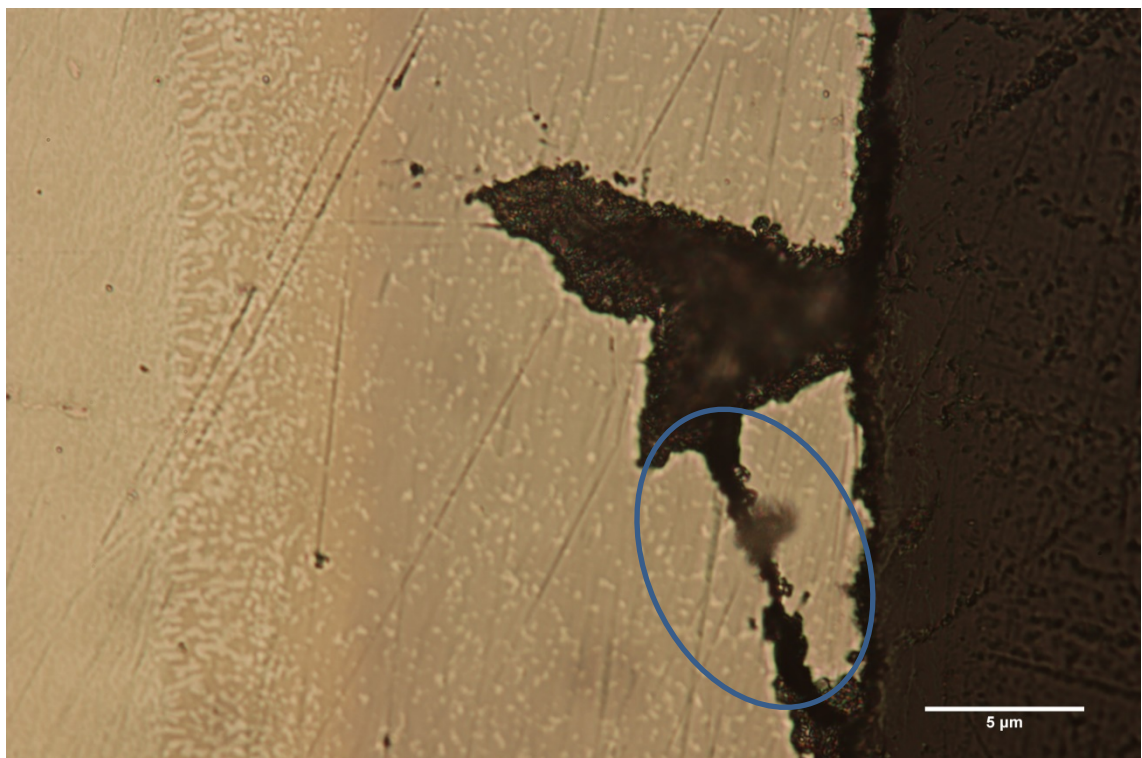
Σχ.4.43 Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, 100x.

Παρατηρούμε και εδώ τα στρώματα της διάχυσης (κόκκινα βέλη) και της επικάλυψης (κίτρινα βέλη), ενώ έχουμε και την έντονη ζημιά εντός του κίτρινου περιγράμματος όπου λείπει ολόκληρο κομμάτι από την επικάλυψη.



**Σχ.4.44** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, 200x.

Παρατηρούμε την φθορά (αποκόλληση υλικού) σε μεγαλύτερη μεγέθυνση.



**Σχ.4.45** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, 500x.

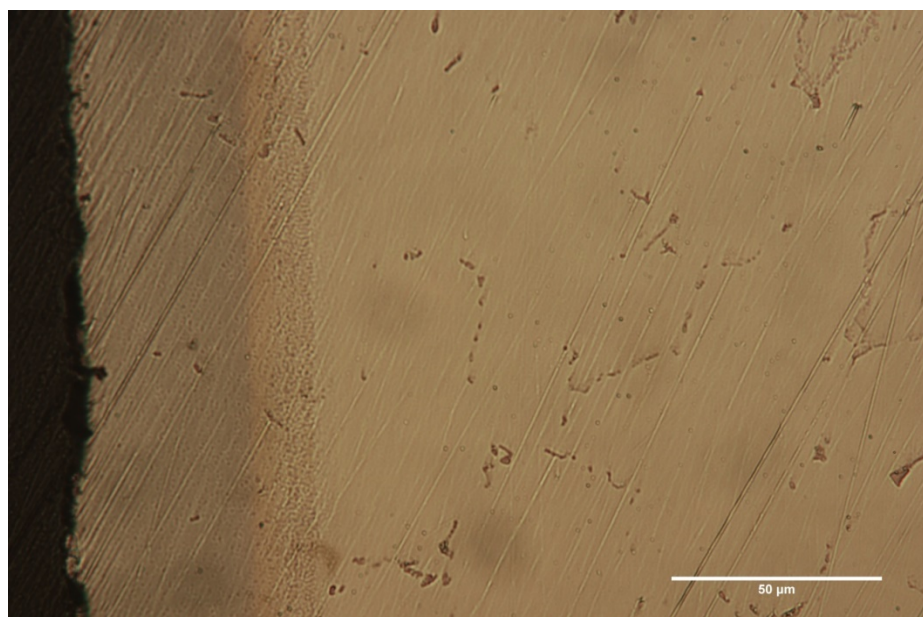


Σε αυτή τη φωτογραφία βλέπουμε ότι δεν λείπει μόνο κομμάτι από την επικάλυψη αλλά ότι έχουμε και πολύ έντονη οξείδωση η οποία έχει φτάσει στο στρώμα της διάχυσης και έχει βάθος, ενώ έχει προχωρήσει και σε σημείο που θα οδηγήσει και σε αποκόλληση κίτρινου κομματιού (μπλε περίγραμμα).

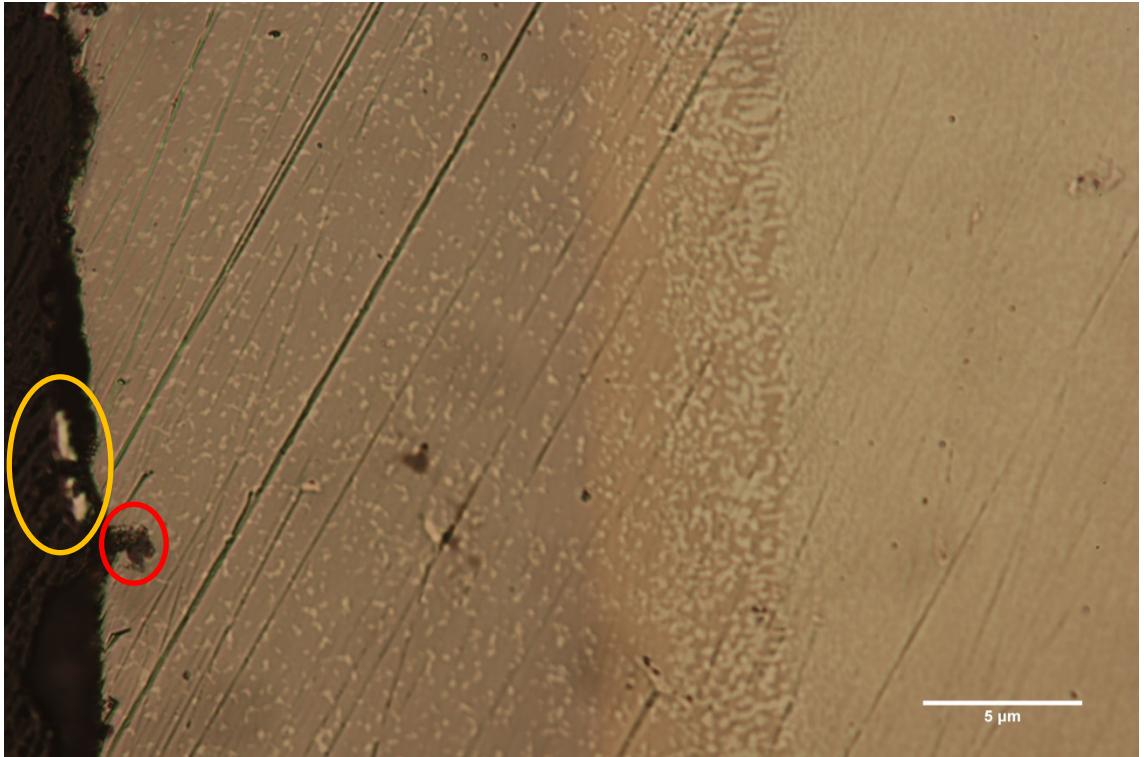


**Σχ.4.46** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της προηγούμενης (πάνω επιφάνεια πτερυγίου), 100x.

Και στην αντιδιαμετρική εσωτερική επιφάνεια έχουμε φθορά αλλά όχι στο βαθμό της εξωτερικής μεριάς, κάτι που είναι αναμενόμενο αφού έχουμε τη ροή αέρα ψύξης και όχι καυσαερίων, οπότε έχουμε και πιο χαμηλές θερμοκρασίες και μόνο την υγρασία του αέρα να επιδρά στην οξείδωση της επικάλυψης). Παρατηρούμε και εδώ το σχηματισμό των ευτηκτικών αλλά δεν είναι συνεχόμενος όπως στο προηγούμενο δοκίμιο, ένδειξη ότι οι θερμοκρασίες που επικρατούν είναι μικρότερες, κάτι που είναι επιθυμητό και μας δείχνει ότι είχαμε φυσιολογική ροή αέρα ψύξης.

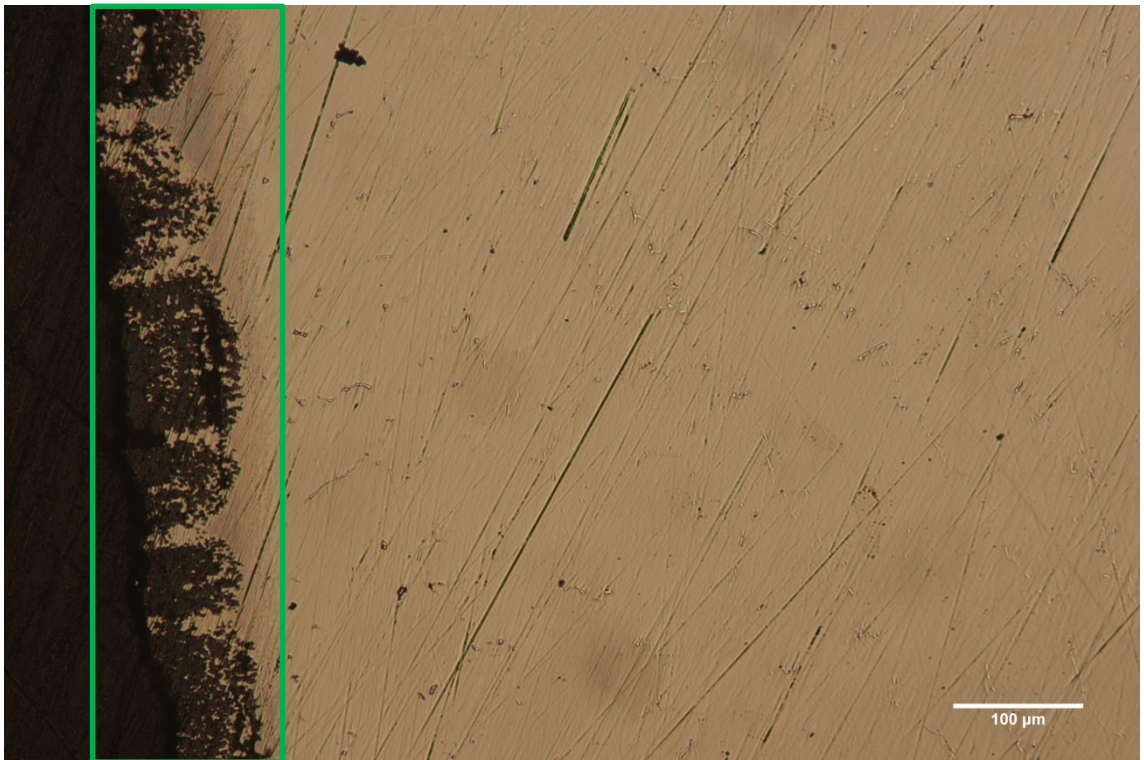


**Σχ.4.47** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εσωτερικής (πάνω επιφάνεια πτερυγίου), 200x.



**Σχ.4.48** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (πάνω επιφάνεια πτερυγίου), 500x.

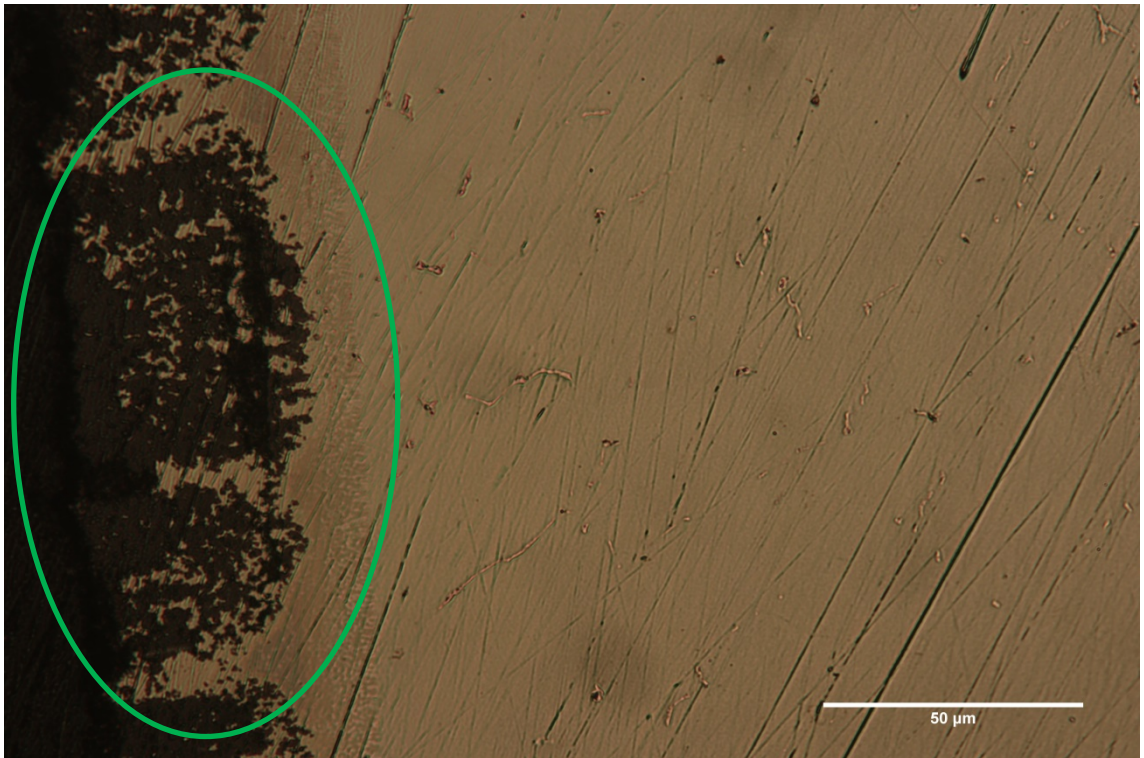
Παρατηρούμε την οξείδωση εντός του κόκκινου πλαισίου και τη αποκόλληση υλικού εντός του κίτρινου πλαισίου. Έχουμε την ανομοιόμορφη φθορά της επιφανείας και την οξείδωση της.



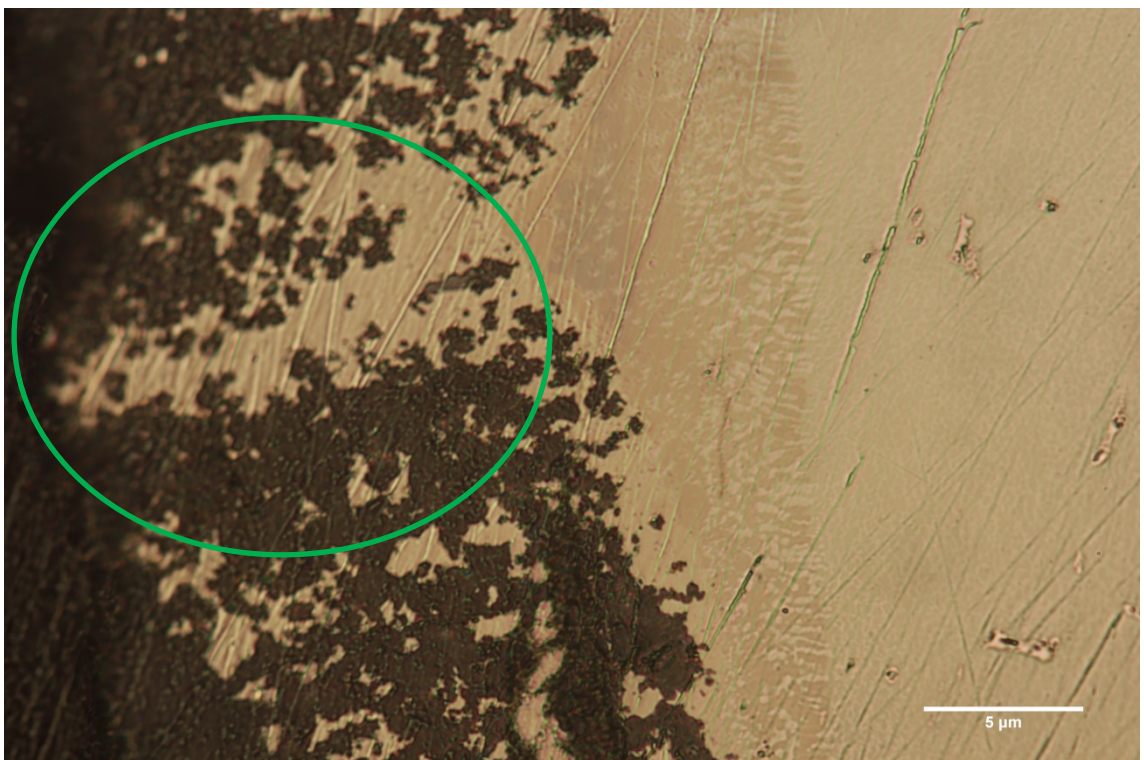
**Σχ.4.49** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (κάτω επιφάνεια πτερυγίου), 100x.



Σε αυτή τη λήψη παρατηρούμε την πορώδη υφή του στρώματος της επικάλυψης, κάτι που παρατηρήσαμε και νωρίτερα. Σε αυτή την περίπτωση έχουμε την οξείδωση να φτάνει σε μεγαλύτερο βάθος, να διαβρώνει το στρώμα διάχυσης και το μέταλλο βάσης.



**Σχ.4.50** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (κάτω επιφάνεια πτερυγίου), 200x.

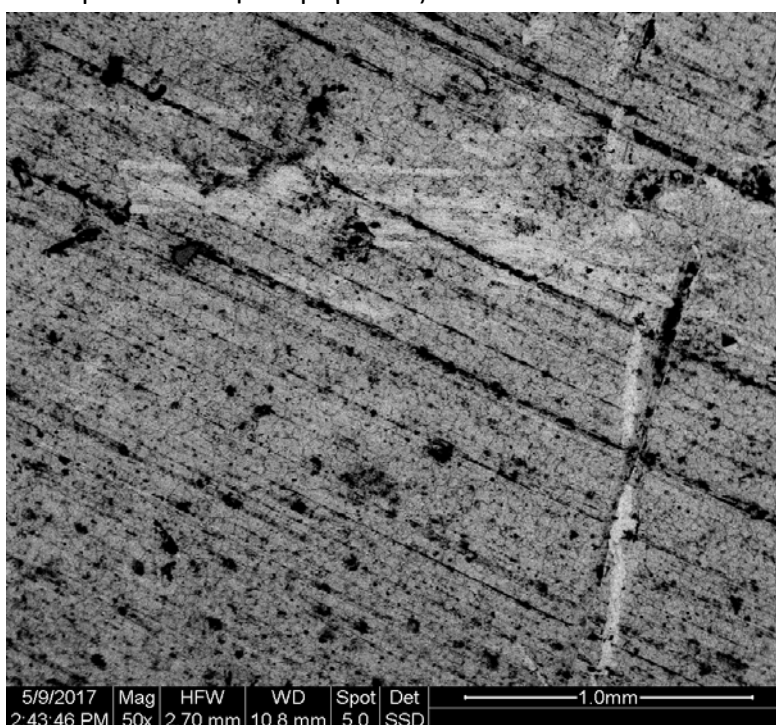


**Σχ.4.51** Τομή πτερυγίου, εξωτερική επιφάνεια, αντιδιαμετρική της εξωτερικής (κάτω επιφάνεια πτερυγίου), 500x.

Συμπερασματικά, στην κάτω επιφάνεια του πτερυγίου παρατηρούμε ότι έχουμε έντονο πορώδες της επικάλυψης. Αυτό είναι και λογικό καθώς η επιφάνεια αυτή δέχεται τα καυσαέρια κατευθείαν από το θάλαμο καύσης και επιπλέον έχει τη μεγαλύτερη συμμετοχή στην κατευθυντικότητα τους, καθώς τους αλλάζει την πορεία ώστε να πέσουν υπό γωνία στα πτερύγια του στροβίλου. Έχουμε το πορώδες να φτάνει μέχρι το στρώμα της διάχυσης κάτι που φυσικά εάν συνεχίσει θα αφήσει εκτεθειμένο το μέταλλο βάσης. Την πλήρη απώλεια του στρώματος της επικάλυψης την είδαμε στην απλή οπτική παρατήρηση στην κορυφή των πτερυγίων και σε όποιο σημείο είχε γίνει αυτό είχαμε την εμφάνιση οξείδωσης.

#### 4.4.1.6 Μικροσκοπική παρατήρηση και χημική ανάλυση στο SEM.

Για την διεξαγωγή της μικροσκοπικής παρατήρησης και της χημικής ανάλυσης στο SEM αποκόπηκαν δοκίμια κατάλληλου μεγέθους.



Σχ.4.52 Γενική λήψη της επιφάνειας, 50x.

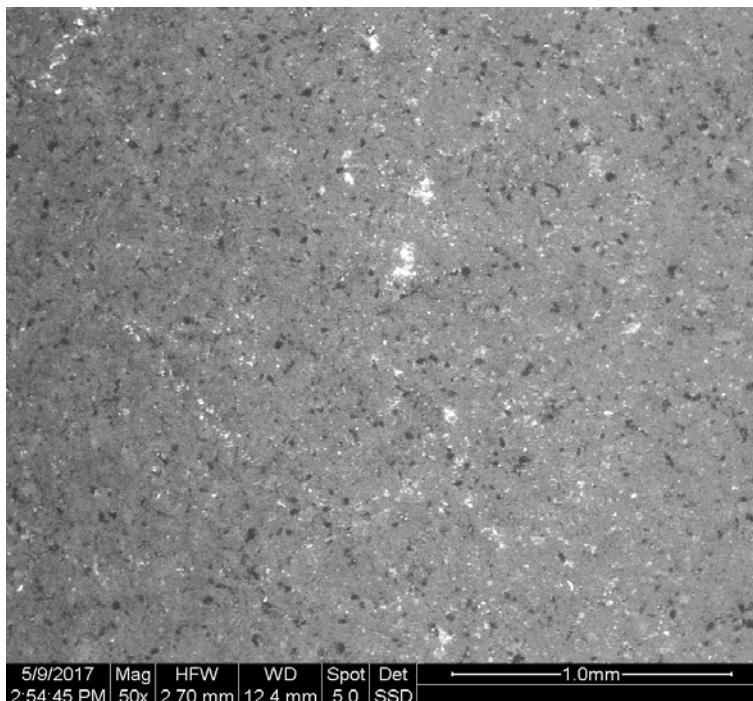
Το κομμάτι αυτό λήφθηκε από την εξωτερική επιφάνεια του κομματιού (ασπίδα θερμότητας) από την οποία δεν περνάνε καυσαέρια (ή ελάχιστα από μικροδιαρροές).

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
Na	0,664027583	1,627060587
Al	0,446941642	0,941982445
Si	1,391903971	2,825947335
P	0,459711403	0,856347677
Mo	10,01149279	5,930207664
K	0,574639254	0,834938985
Cr	18,68216064	20,4238921
Fe	18,42676542	18,75401413
Ni	49,36789682	47,80560908
Σύνολο	100	100

Πιν.4.3 Πρώτη ανάλυση (Μέσος όρος επιφάνειας).



Από την παραπάνω μέτρηση και συγκρίνοντας με την χημική σύσταση του Hastelloy X συμπεραίνουμε ότι το κράμα από το οποίο κατασκευάστηκε το κομμάτι είναι όντως το προαναφερθέν. Τα στοιχεία που δεν βρίσκονται στην χημική σύσταση του Hastelloy X αποδίδονται σε επικαθήσεις από τα καυσαέρια και στοιχεία του περιβάλλοντος.

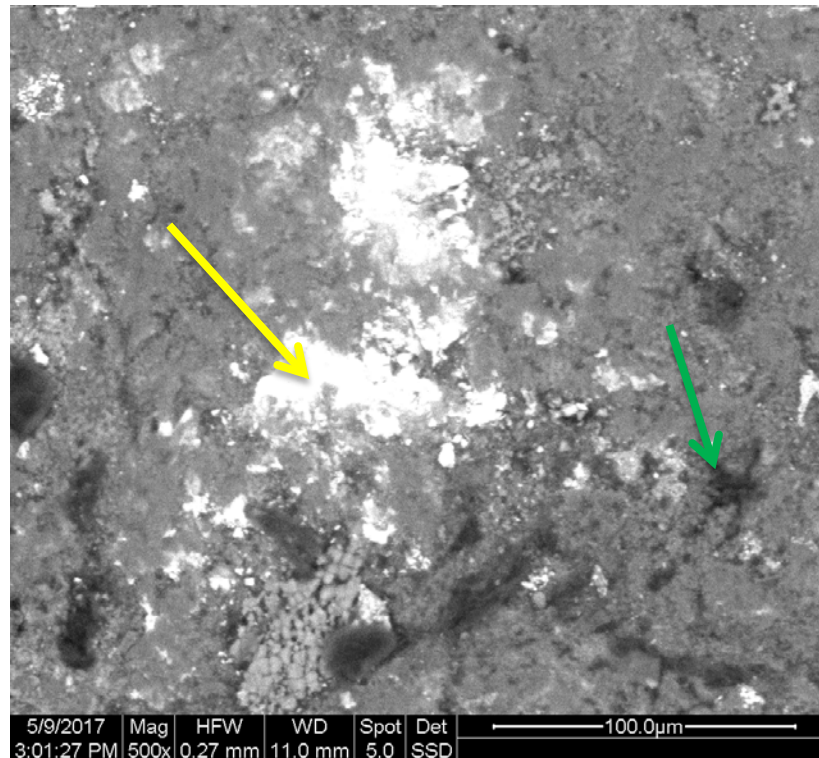


Σχ.4.53 Δοκίμιο με επικάλυψη, γενική λήψη, 50x.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Mg</b>	3,270189432	4,437771104
<b>Al</b>	60,47856431	73,94060727
<b>Si</b>	1,296111665	1,534868202
<b>Mo</b>	4,346959123	1,501501502
<b>Ca</b>	2,153539382	1,768435102
<b>Ti</b>	1,814556331	1,267934601
<b>Cr</b>	7,198404786	4,571237905
<b>Fe</b>	2,073778664	1,234567901
<b>Ni</b>	17,36789631	9,74307641
<b>Σύνολο</b>	100	100

Πιν.4.4 Δεύτερη μέτρηση (Μέσος όρος επιφανείας).

Η χημική ανάλυση της επικάλυψης μας δίνει πολύ μεγάλη περιεκτικότητα σε αλουμίνιο. Ακολουθούν το νικέλιο, το χρώμιο και το μαγνήσιο. Από την παραπάνω ανάλυση συμπεραίνουμε ότι η επικάλυψη είναι από της πρώτες γενιές Al-Si ή Al-Cr και οι οποίες παρέχουν προστασία μόνο από την οξείδωση και όχι από τη θερμότητα.



Σχ.4.54 Ζουμ σε λευκή περιοχή, 500x.

Στο κομμάτι αυτό παρατηρούμε αρχικά τις μαύρες κηλίδες που είδαμε και στο άλλο κομμάτι και που αποδίδονται σε συγκεντρώσεις Ti και Cr. Επιπλέον, παρατηρούμε και κάποιες άσπρες κηλίδες οι οποίες μοιάζουν με απώλεια επικάλυψης, αν και θα μπορούσαν αν είναι και αυτές συγκεντρώσεις στοιχείων όπως οι μαύρες κηλίδες, κάτι που διερευνάται με την σημειακή ανάλυση σε αυτά. Θα πρέπει να αναφερθεί εδώ ότι το κομμάτι αυτό είναι από σημείο του ανταλλακτικού όπου δεν έχει επαφή με καυσαέρια ώστε να έχουμε μια ανόθευτη από επικαθήσεις εικόνα της σύστασης. Επιπλέον, η επιφάνεια δείχνει να είναι ανομοιομορφή και όχι λεία όπως θα περιμέναμε.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
Mg	1,006755862	1,64960182
Al	38,97204928	57,05346985
Si	0,781560472	1,099734547
Mo	4,768843555	1,952976868
Ca	0,914028348	0,891164202
Ti	1,867797059	1,554797118
Cr	11,33925023	8,60826697
Fe	0,861041198	0,606750095
Ni	39,47542721	26,56427759
Σύνολο	100	100

Πιν.4.5 Ανάλυση σε λευκό σημείο (Κίτρινο βέλος)

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
Mg	3,687184062	4,961606615
Al	59,82753494	72,41582989
Si	2,17068094	2,539870053
Mo	5,709188225	1,949202599
Cl	1,486767767	1,358535145
Ca	3,181683021	2,598936799
Ti	3,033006244	2,06733609
Cr	6,303895332	3,957471943
Ni	14,62979483	8,151210868
Σύνολο	100	100

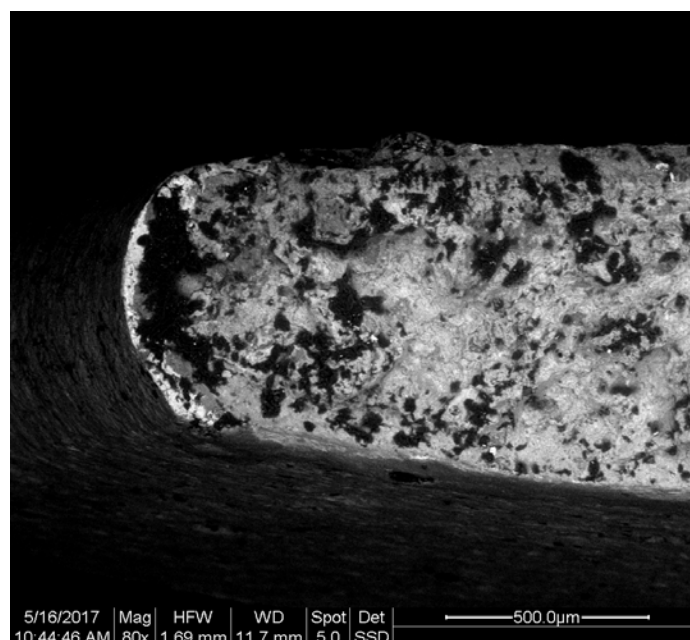
Πιν.4.6 Ανάλυση σε μαύρο σημείο (Πράσινο βέλος)

Από την ανάλυση των παραπάνω σημείων συμπεραίνουμε ότι όντως η άσπρη περιοχή είναι συγκέντρωση Ni και η μαύρη περιοχή είναι συγκέντρωση Mg.

Επόμενο κομμάτι είναι η ρωγμή από το κομμάτι που αποκόπηκε από το πτερύγιο.

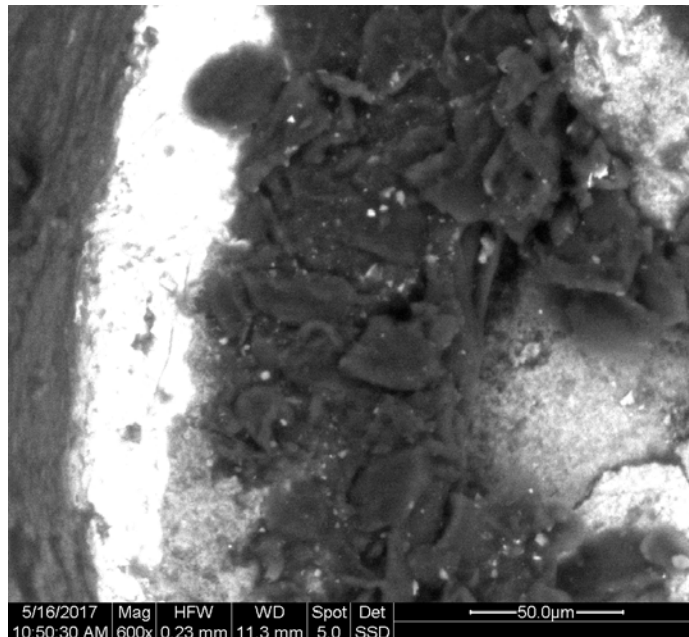


Σχ.4.55 Εικόνα μεγέθυνσης ρωγμής πτερυγίου (2x) με εμφανείς επικαθήσεις.



Σχ.4.56 Εικόνα μεγέθυνσης της μύτης της ρωγμής (80x).

Η παραπάνω φωτογραφία τραβήχτηκε στη μύτη της ρωγμής στο SEM, είναι σε μεγέθυνση 80x και αποτελεί μια γενική εικόνα της επιφάνειας. Φαίνεται και εδώ η ανομοιομορφία της επιφάνειας με τις σκουρότερες περιοχές να είναι σε χαμηλότερο επίπεδο από τις ανοιχτόχρωμες.



**Σχ.4.57** Εικόνα μεγέθυνσης της μύτης του κομματιού της ρωγμής (600x).

Η παραπάνω φωτογραφία είναι επικεντρωμένη στην περιοχή της μύτης του περυγίου/ρωγμής σε μεγέθυνση 600x. Ξεχωρίζει, από αριστερά προς τα δεξιά, η επικάλυψη με ανοιχτό γκριζο, μια ενδιάμεση ζώνη κάτω αριστερά με σκούρο γκρι, που φαίνεται και στο στερεοσκόπιο, και το μέταλλο βάσης με μαύρο. Διακρίνεται μια πολύ ανομοιόμορφη επιφάνεια, συγκρίσιμη με αστοχία κυκλική κόπωσης. Εντούτοις, η επιφάνεια της επικάλυψης φαίνεται σχετικά ομαλή και δεν παρουσιάζει τη φθορά του εφελκυσμού που παρουσιάζει το μέταλλο βάσης. Η διαφορά αυτή αποδίδεται στη διαφορετική σκληρότητα του μετάλλου βάσης και της επικάλυψης.

Οι μετρήσεις έγιναν στα παρακάτω σημεία:



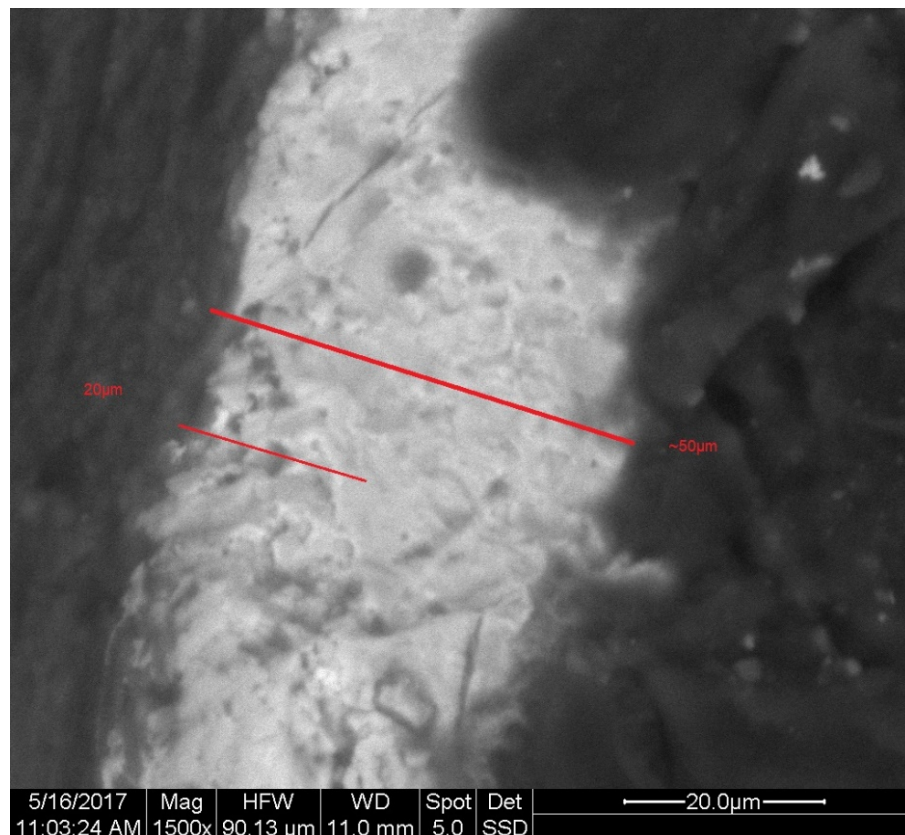
**Σχ.4.58** Ανάλυση στην σκούρα περιοχή της μύτης της ρωγμής .



Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	<b>11,5493</b>	<b>19,57447</b>
<b>Si</b>	5,164319	8,368794
<b>Mo</b>	9,71831	4,680851
<b>Cl</b>	5,7277	7,375887
<b>K</b>	4,976526	5,815603
<b>Ca</b>	<b>10,46948</b>	<b>11,91489</b>
<b>Cr</b>	8,826291	7,801418
<b>Fe</b>	<b>11,78404</b>	<b>9,64539</b>
<b>Ni</b>	<b>31,78404</b>	<b>24,8227</b>
<b>Σύνολο</b>	100	100

**Πιν.4.7** Ανάλυση περιοχής (κίτρινο πλαίσιο) στην ανοιχτή ρωγμή.

Στο κίτρινο πλαίσιο που αντιστοιχεί στο μέταλλο βάσης έχουμε μικρότερη συγκέντρωση Ni και αυξημένες συγκεντρώσεις στοιχείων που βρίσκονται στην επικάλυψη, όπως Al, και στοιχείων που βρίσκονται πιθανόν στα καυσαέρια. Είναι αναμενόμενο να βρούμε διαφορετική σύσταση καθώς η ρωγμή ήταν ανοιχτή και μπορεί να έχει επικαθήσεις και από άλλα μέρη του στροβιλοκινητήρα, ακόμα και από το περιβάλλον μέσω του αέρα που εισέρχεται στον κινητήρα.

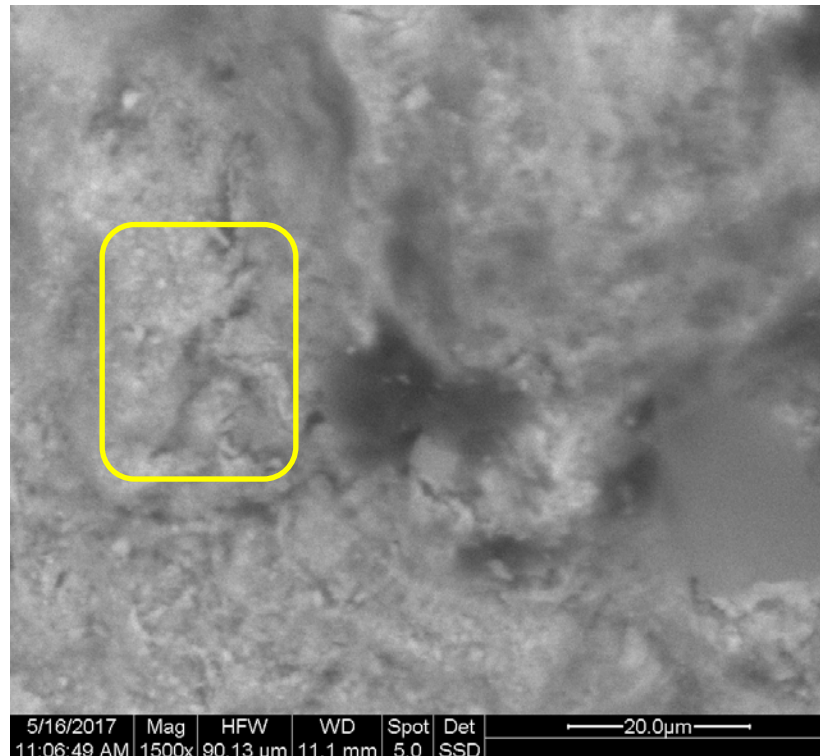


**Σχ.4.59** Εικόνα μεγέθυνσης της μύτης του κομματιού της ρωγμής (SEM) 1500x.

Η παραπάνω φωτογραφία τραβήχτηκε σε μεγαλύτερη μεγέθυνση στην άνω αριστερά περιοχή της προηγούμενης φωτογραφίας με σκοπό να φανεί πιο καθαρά η ύπαρξη μικρορωγμών και η στρογγυλή περιοχή όπου λείπει η επικάλυψη στην εσωτερική μεριά. Φαίνεται ότι το μέταλλο βάσης έχει ατέλεια στην επιφάνεια την οποία ακολούθησε το

στρώμα της επικάλυψης κατά την εφαρμογή της.. Επιπλέον παρατηρείται η ίδια ανομοιομορφία της επιφανείας όπου παρατηρήθηκε μέχρι τώρα, δηλαδή σημάδια κυκλικής φθοράς αλλά εδώ φαίνεται πιο ξεκάθαρα ότι η επιφάνεια είναι διαφορετική από το μέταλλο βάσης. Παρατηρούνται όρη και κοιλάδες αλλά η επικάλυψη μοιάζει πιο λειασμένη, ίσως λόγω των παραπάνω ωρών που ήταν εκτεθειμένη οπότε και λειάνθηκε από την ροή των θερμών καυσαερίων.

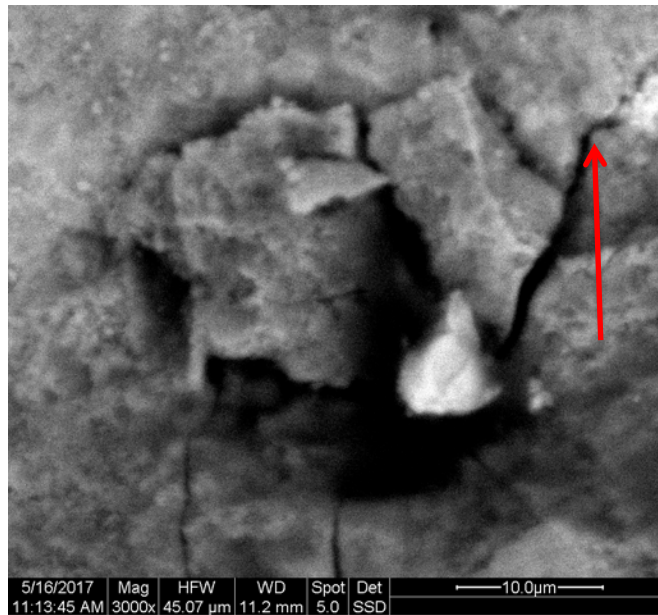
Επιπλέον το πάχος υπολογίζεται περίπου στα 50μm, σύμφωνα με την κλίμακα που δίδεται από το SEM. Το πάχος αυτό είναι χαρακτηριστικό των επικαλύψεων πρώτης γενιάς.



**Σχ.4.60** Εικόνα μεγέθυνσης στην επικάλυψη (SEM) 1500x.

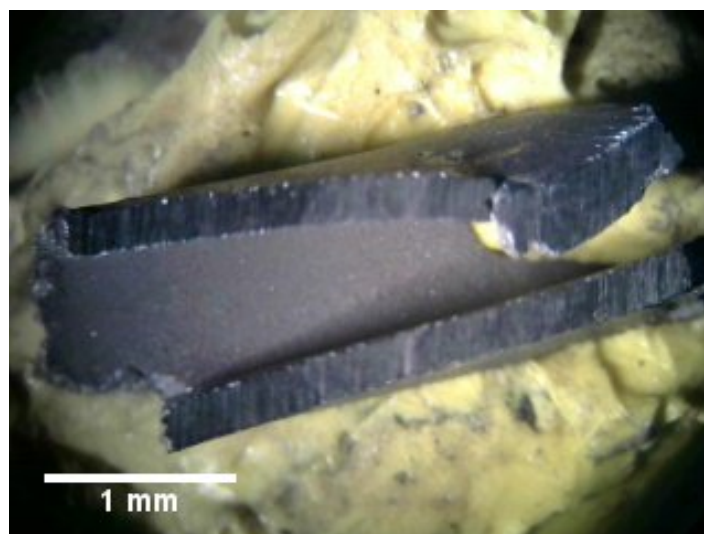
Ζουμ στην επιφάνεια της επικάλυψης. Παρατηρούμε μια σχετικά λεία επιφάνεια σε σχέση με το μέταλλο βάσης και μια μαύρη κηλίδα που είναι πιθανότατα συγκέντρωση στοιχείου αν και εδώ έχουμε ενδείξεις για αστοχία εφελκυσμού (κίτρινο πλαίσιο) που ήταν αιτία για την εκκίνηση ρωγμής πιθανότατα οξείδωσης εάν προϋπήρχε ατέλεια από κατασκευής.





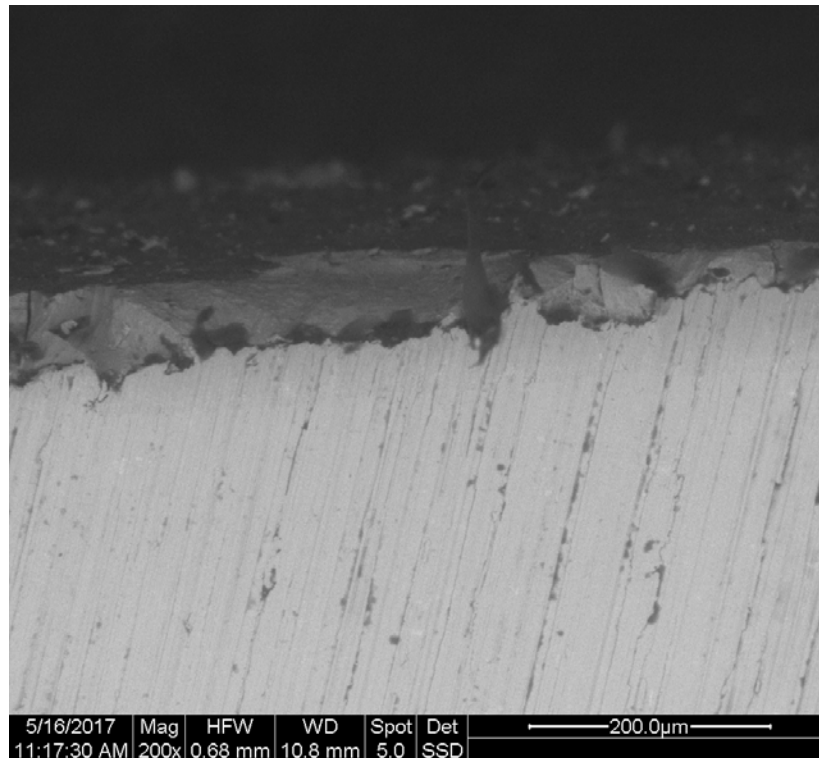
**Σχ.4.61** Ζουμ σε κρύσταλλο στην επιφάνεια του μετάλλου βάσης (3000x).

Η παραπάνω φωτογραφία αποτελεί μεγαλύτερη μεγέθυνση σε περιοχή όπου ξεχωρίζει κρύσταλλος υλικού που εξέχει. Φαίνονται μικρορωγμές όπου ξεκινάνε από τον κρύσταλλο (κόκκινο βέλος) ενώ έχουμε και σημάδια αποκόλλησης υλικού, κάτι που αποδίδεται στη διαδικασία δημιουργίας της ρωγμής.



**Σχ.4.62** Τμήμα πτερυγίου (εσωτερική επιφάνεια χείλους προσβολής).

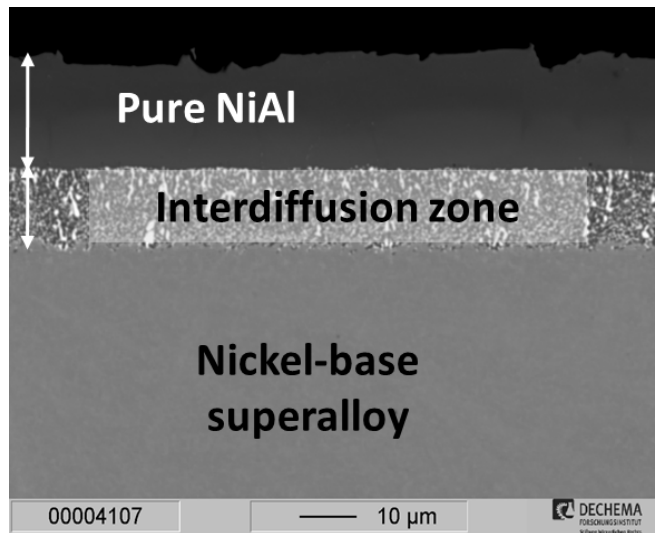
Το παραπάνω κομμάτι αποτελεί το εμπρόσθιο τμήμα του πτερυγίου που αναλύθηκε προηγουμένως. Είναι παραμορφωμένο καθώς χρειάστηκε το χτύπημα του για την αποκόλληση του από το κυρίως σώμα. Σκοπός της τομής είναι η μελέτη της επικάλυψης και του υποστρώματος που παρατηρήθηκε στις φωτογραφίες του στερεοσκοπίου.



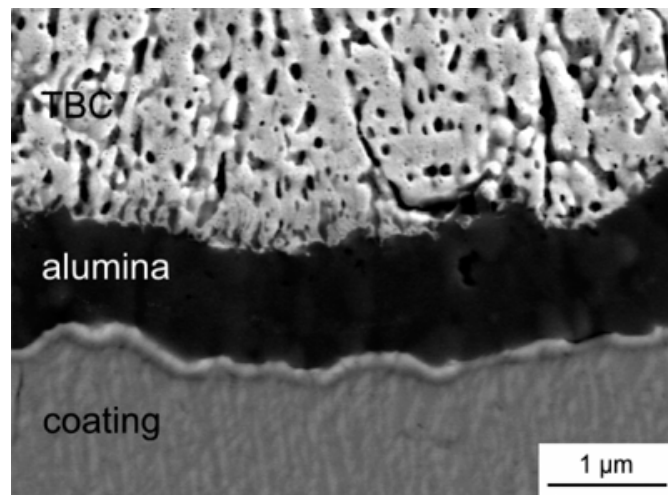
**Σχ.4.63** Διαστρωμάτωση (Μέταλλο βάσης –ανοιχτό γκρι, στρώμα διάχυσης, σκούρο γκρι, επικάλυψη-μαύρο).

Η παραπάνω φωτογραφία τραβήχτηκε στην τομή που φαίνεται στην προηγούμενη εικόνα. Πλέον φαίνεται καθαρά ο διαχωρισμός των στρωμάτων. Στο κάτω μέρος έχουμε το υλικό βάσης (ανοιχτό γκρι) με ξεκάθαρα τα σημάδια του τροχού από την κοπή. Στο πάνω μέρος με σκούρο γκρι χρώμα έχουμε το υλικό της επικάλυψης και τέλος στο ενδιάμεσο, με ανοιχτό γκρι χρώμα έχουμε το στρώμα της διάχυσης. Υπενθυμίζεται ότι το στρώμα της διάχυσης δημιουργείται για την σωστή εφαρμογή της επικάλυψης στο μέταλλο βάσης. Κατά τη λειτουργία του κινητήρα έχει παρατηρηθεί ότι φεύγουν στοιχεία Al από την επικάλυψη και διαχέονται προς το εσωτερικό της διάχυσης ή διαφεύγουν τελείως στο περιβάλλον και αντίστοιχα έχουμε τη διάχυση του Ni προς το εξωτερικό των κομματιών. Η κίνηση αυτή των στοιχείων προκαλείται από τις υψηλές θερμοκρασίες. Για την επιβεβαίωση της παραπάνω θεωρίας έγινε ανάλυση σε ένα σημείο του μετάλλου βάσης, σε τρία διαδοχικά σημεία στο στρώμα διάχυσης και σε μια συνεχή γραμμή στην εξωτερική επικάλυψη.

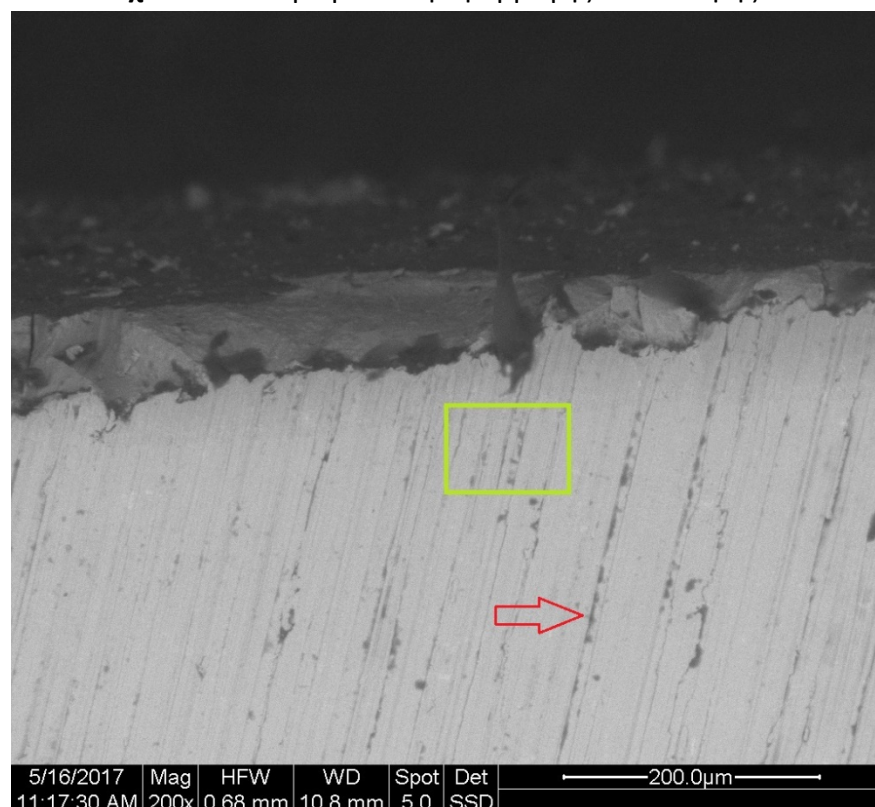
Οι δυο παρακάτω φωτογραφίες δείχνουν τη διαστρωμάτωση της διάχυσης σε υπερκράματα Ni με επικάλυψη.



Σχ.4.64 Διαστρωμάτωση εφαρμογής επικάλυψης.



Σχ.4.65 Διαστρωμάτωση εφαρμογής επικάλυψης.

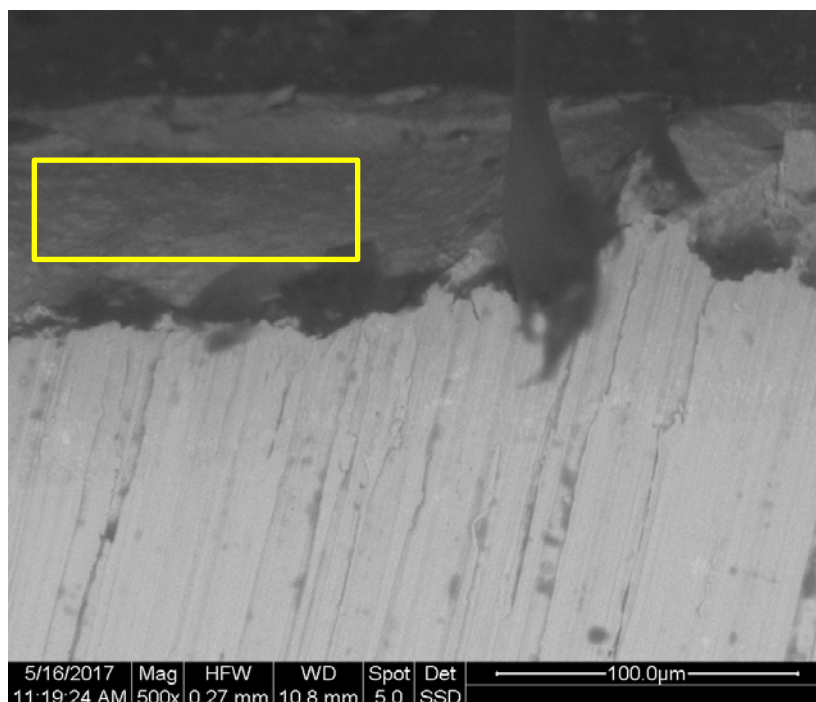


Σχ.4.66 Ανάλυση στο μέταλλο βάσης.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	<b>7,762888</b>	<b>15,51757</b>
<b>Mo</b>	6,145117	3,456697
<b>Ti</b>	1,36424	1,540485
<b>Cr</b>	<b>14,0891</b>	<b>14,61582</b>
<b>Mn</b>	0,20524	0,20665
<b>Fe</b>	0,688156	0,67631
<b>Co</b>	1,062417	0,976893
<b>Ni</b>	<b>68,57419</b>	<b>63,00958</b>
<b>Σύνολο</b>	100	100

Πιν.4.8 Ανάλυση κίτρινου πλαισίου στην τομή.

Στην παραπάνω φωτογραφία είναι εμφανείς τα σημάδια από τον τροχό κοπής (κόκκινο βέλος), ενώ σαν σύσταση έχουμε το υλικό ότι είναι διαφορετικό του “Hastelloy X” και παρόμοιο με κράμα τύπου Inconel, Καθώς έχουμε μεγάλη περιεκτικότητα σε Ni, το Cr να βρίσκεται σε <20% περιεκτικότητα και παρότι έχουμε μεγάλη συγκέντρωση Al, είναι μεγάλη η πιθανότητα να έχουμε μόλυνση της περιοχής με Al από την επικάλυψη κατά την κοπή.

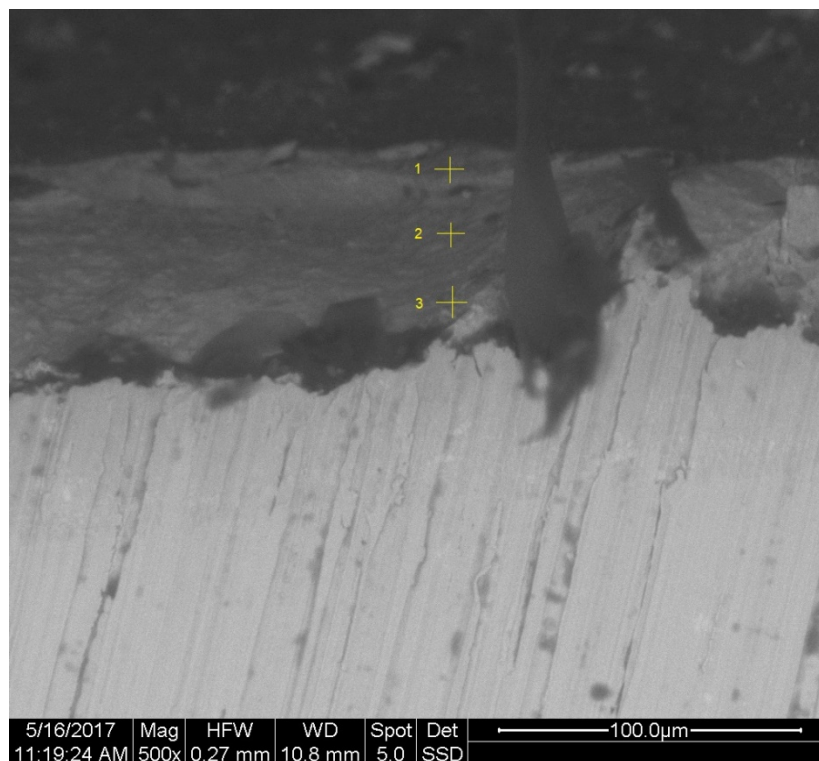


Σχ.4.67 Ανάλυση στο στρώμα διάχυσης.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	<b>31,60526</b>	<b>50,05126</b>
<b>Si</b>	0,434211	0,656141
<b>Mo</b>	3,921053	1,742875
<b>Ti</b>	0,526316	0,471601
<b>Cr</b>	<b>8,815789</b>	<b>7,258561</b>
<b>Mn</b>	0,210526	0,164035
<b>Ni</b>	<b>54,48684</b>	<b>39,65553</b>
<b>Σύνολο</b>	100	100

Πιν.4.9 Ανάλυση σε περιοχή του στρώματος διάχυσης.

Στην παραπάνω ανάλυση βλέπουμε ότι τα κυριότερα στοιχεία είναι το Ni και το Al, με το πρώτο να είναι το κυριότερο στοιχείο του μετάλλου βάσης και το δεύτερο να είναι το κυριότερο της επικάλυψης. Οπότε επιβεβαιώνεται η θεωρία που αφορά τη διάχυση κρυστάλλων Ni προς τα έξω και κρυστάλλων Al προς τα μέσα του κομματιού.



Σχ.4.68 Μέτρηση στην περιοχή διάχυσης (Σημεία 1,2 και 3)

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	<b>17,98606</b>	<b>32,3732</b>
Si	0,232378	0,407013
W	0,960496	0,25047
Mo	3,687064	1,878522
Ti	0,588691	0,594865
<b>Cr</b>	<b>10,78234</b>	<b>10,0814</b>
Mn	0,41828	0,375704
<b>Ni</b>	<b>65,3292</b>	<b>54,03882</b>
<b>Σύνολο</b>	<b>100</b>	<b>100</b>

Πιν.4.10 Σημείο 1

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	<b>28,6574</b>	<b>46,68974</b>
Si	0,374432	0,584163
W	1,15004	0,281264
Mo	2,701257	1,233232
Ti	0,561647	0,519256
<b>Cr</b>	<b>8,197379</b>	<b>6,92341</b>
Mn	0,200588	0,15145
Fe	0,748863	0,584163
<b>Ni</b>	<b>57,4084</b>	<b>42,99005</b>
<b>Σύνολο</b>	<b>100</b>	<b>100</b>

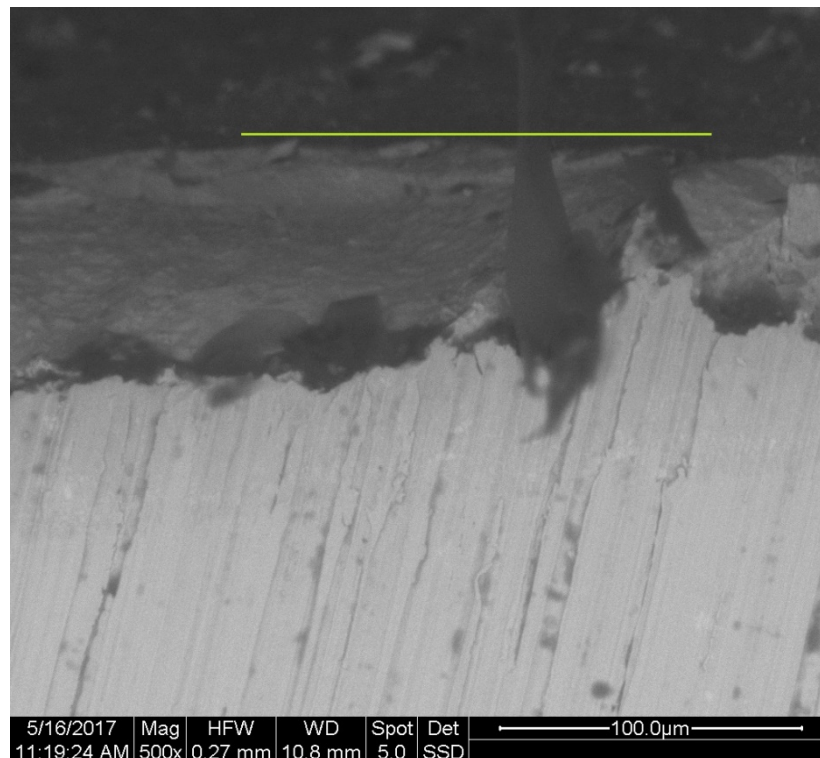
Πιν.4.11 Σημείο 2



Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	<b>30,067</b>	<b>48,31042</b>
Si	0,362926	0,55931
W	0,404802	0,093218
Mo	2,721943	1,235143
Ti	0,279174	0,256351
<b>Cr</b>	<b>6,728085</b>	<b>5,616406</b>
Mn	0,251256	0,186437
Fe	0,670017	0,512701
<b>Ni</b>	<b>58,5148</b>	<b>43,20671</b>
<b>Σύνολο</b>	<b>100</b>	<b>100</b>

Πιν.4.12 Σημείο 3

Η παραπάνω φωτογραφία δείχνει τα 3 σημεία όπου έγιναν μετρήσεις στο στρώμα της διάχυσης από μέσα προς τα έξω και στην ίδια ευθεία. Από τις μετρήσεις συμπεραίνουμε ότι το στρώμα της διάχυσης έχει διαφορετική σύσταση όσο πάμε από μέσα προς τα έξω, με το σημείο 1 να έχει σύσταση πιο κοντά στο μέταλλο βάσης (κυρίως Ni) και το σημείο 3 πιο κοντά στο μέταλλο της επικάλυψης (Al).



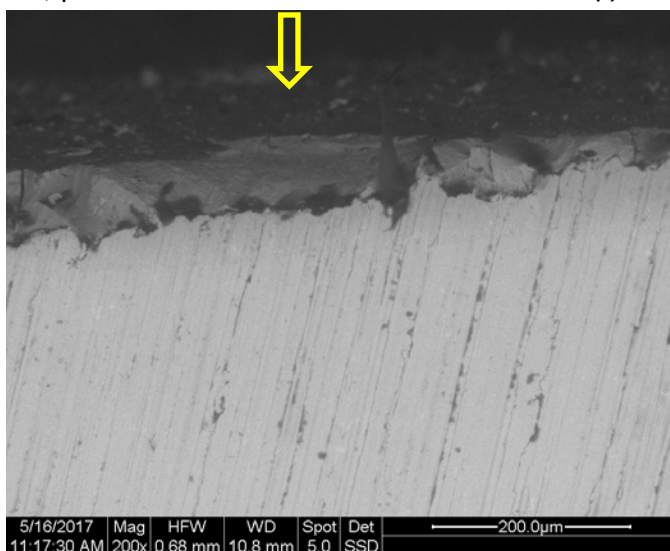
Σχ.4.69 Ανάλυση κατά μήκος στην επικάλυψη.



Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Mg</b>	5,646462	8,841044
<b>Al</b>	36,48306	51,35135
Si	3,111316	4,214384
W	0,553123	0,137426
P	0,760544	0,91617
Mo	6,637474	2,611086
Ca	2,604287	2,47366
Ti	1,198433	0,961979
Cr	7,121457	5,176363
Mn	0,622263	0,412277
Fe	1,244526	0,870362
<b>Ni</b>	34,01705	22,0339
<b>Σύνολο</b>	100	100

Πιν 4.13 Ανάλυση κατά μήκος της κίτρινης γραμμής της επικάλυψης.

Μετά από την ανάλυση όπου έγινε σε γραμμή πάνω στην επικάλυψη, με σκοπό να ληφθεί μέσος όρος των συστατικών της, μπορούμε να καταλήξουμε στο συμπέρασμα ότι η επικάλυψη είναι Al-Ni, με το Al να αποτελεί πάνω από το 50% της σύστασης.



Σχ.4.70 Σημειακή ανάλυση στην επικάλυψη.

Στο σημείο της παραπάνω φωτογραφίας έγινε σημειακή ανάλυση της επικάλυψης.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Mg</b>	10,42268	15,26525
<b>Al</b>	34,66271	45,79574
Si	7,1341	9,032377
W	0,344771	0,052821
P	0,901708	1,056418
Mo	4,031164	1,478986
Ca	2,837727	2,535404
Ti	0,954749	0,686672
Cr	5,967184	4,067211
Mn	0,31825	0,211284
Fe	2,360353	1,531807
<b>Ni</b>	30,07461	18,27604
<b>Σύνολο</b>	100	100

Πιν 4.14 Σημειακή ανάλυση στην επικάλυψη.

Από την παραπάνω ανάλυση καταλήγουμε ότι τα τρία πιο σημαντικά μέταλλα είναι το Αλουμίνιο με ~46% περιεκτικότητα, το Νικέλιο με ~18% περιεκτικότητα και το Μαγνήσιο με ~ 15% περιεκτικότητα. Οπότε επαληθεύεται ότι η επικάλυψη είναι πρώτης γενιάς τύπου Al-Ni-Mg, η οποία ως θυμηθούμε ότι παρέχει προστασία μόνο από την οξείδωση και πλέον έχει αντικατασταθεί από νεώτερες που παρέχουν προστασία και από τη θερμότητα.

Ενισχυτικό αυτής της άποψης είναι ότι δεν βρέθηκε καθόλου Pt και Y κατά την ανάλυση, στοιχεία που χρησιμοποιήθηκαν σε νεώτερες επικαλύψεις.

Το τρίτο δοκίμιο αφορούσε την ανάλυση της επιφανείας του πτερυγίου που είδαμε προηγουμένως σε τομή.

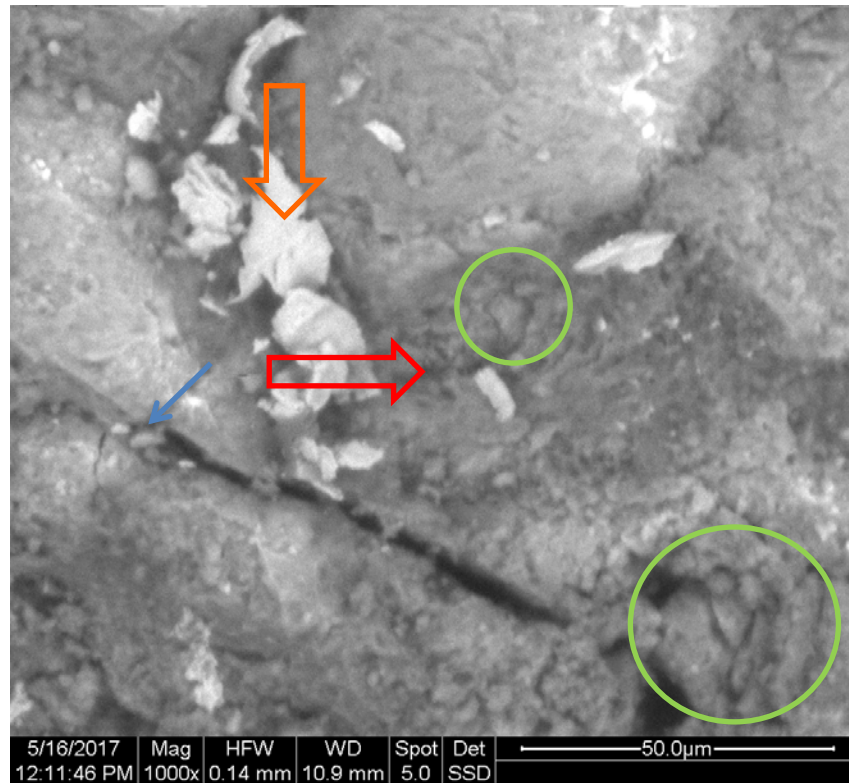


Σχ.4.71 Εμφανής φθορά στο χείλος προσβολής.



Σχ.4.72 Επικαθήσεις και φουσκώματα (dimples) στα πτερύγια

Για τη διεξαγωγή της ανάλυσης αποκόπηκε πτερύγιο το οποίο είχε οξείδωση και φουσκώματα στην επιφάνεια όπως φαίνονται στην παραπάνω εικόνα του στερεοσκοπίου στα σημεία που υποδεικνύουν τα κίτρινα βέλη.



Σχ.4.73 Ανάλυση στο πτερύγιο

Η μέτρηση έγινε στο σημείο που υποδεικνύει το κόκκινο βέλος για το “Grey spot” και στο πορτοκαλί για το “White spot”. Παρατηρούμε επίσης τη ρωγμή που υπάρχει στην επιφάνεια (μπλε βέλος) και στις περιοχές εντός των πράσινων περιγραμμάτων βλέπουμε επικαθήσεις όπου έχουν μια ψαθυρή εμφάνιση. Γενικότερα, παρατηρούμε ότι το κομμάτι έχει εκτεταμένη φθορά και επικαθήσεις.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
Mg	0,673374	1,292726
Al	19,75229	34,33951
Si	0,561145	0,91666
W	0,855746	0,211537
P	0,743517	1,128197
Mo	6,916107	3,384592
Ca	3,086295	3,619633
Ti	1,150346	1,128197
Cr	8,964285	8,085415
Mn	0,322658	0,282049
Fe	1,557176	1,31623
Ni	55,42706	44,30525
Σύνολο	100	100

Πιν.4.15 Μέτρηση στο White Spot (πορτοκαλί βέλος).

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
Mg	2,133174	3,213413
<b>Al</b>	<b>45,19537</b>	<b>61,33426</b>
Si	1,41547	1,851205
P	2,771132	3,283269
Mo	3,169856	1,222494
Ca	2,691388	2,444988
Ti	1,076555	0,803353
Cr	3,050239	2,130632
Mn	0,677831	0,454069
Fe	4,405901	2,899057
<b>Ni</b>	<b>25,57815</b>	<b>15,96228</b>
<b>Zn</b>	<b>7,834928</b>	<b>4,400978</b>
<b>Σύνολο</b>	<b>100</b>	<b>100</b>

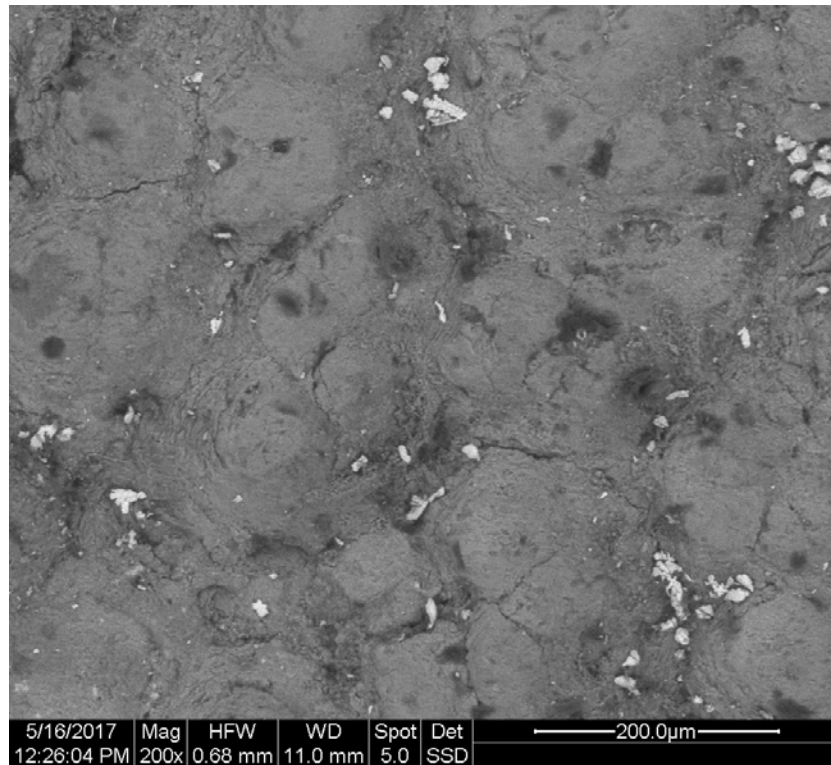
Πιν 4.16 Μέτρηση στο Black Spot (κόκκινο βέλος).



Σχ.4.74 Φωτογραφία από περιοχή πλησίον των οπών ψύξης.

Η φωτογραφία λήφθηκε σε σημείο όπου βγαίνει κρύος αέρας ψύξης και αναμειγνύεται με τα καυσαέρια. Στο σημείο αυτό έχουμε την επιφάνεια η οποία φαίνεται να είναι λειασμένη, κάτι το οποίο είναι μάλλον αναμενόμενο και αποδίδεται στην ταχεία ροή του αέρα, καθώς αυτός έρχεται υπό πίεση από απομάστευση στον συμπιεστή.





Σχ.4.75 Ανάλυση επιφανείας επικαθήσεων/φουσκωμάτων.

Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
Mg	2,915768	4,987531
Al	30,59473	46,84123
Si	2,457576	3,61596
W	0,624807	0,124688
P	1,499538	1,995012
Mo	16,16168	6,982544
Ca	9,10136	9,393184
Ti	1,291268	1,122195
Cr	3,852979	3,075644
Mn	0,999692	0,74813
Fe	5,185901	3,823774
Ni	18,05693	12,7182
Zn	7,247765	4,571904
Σύνολο	100	100

Πιν 4.17 Αποτελέσματα ανάλυσης επιφανείας επικαθήσεων/φουσκωμάτων

Η τελευταία ανάλυση έγινε σε επιφάνεια η οποία είναι έντονα φουσκωμένη (dimpled) και καρβουνιασμένη σαν όψη και έχει ένα μολυβί χρώμα. Η υφή αυτή αποδίδεται στον εγκλεισμό υγρασίας από την επικάλυψη του πτερυγίου. Η ανάλυση μας δείχνει ότι περά από τα κύρια στοιχεία της επικάλυψης (Al και Ni) έχουμε και σημαντικό ποσοστό Μολυβδαινίου το οποίο βρίσκεται στο μέταλλο βάσης. Από αυτός συμπεραίνουμε ότι έχουμε έντονη οξείδωση του πτερυγίου η οποία έχει περάσει την επικάλυψη και έχει φτάσει σε μεγάλο βαθμό και στο μέταλλο βάσης. Έχουμε δηλαδή μια ανεπάρκεια της επικάλυψης η οποία προφανώς δεν επαρκεί για τις συνθήκες του περιβάλλοντος όπου λειτουργεί ο κινητήρας και συγκεκριμένα την έντονη υγρασία.

#### 4.4.1.7 Γενικές παρατηρήσεις.

Η σημαντικότερη φθορά που παρατηρήθηκε ήταν οξειδωτικής φύσεως χαμηλών θερμοκρασιών και θερμικής καταπόνησης. Αυτές προκάλεσαν τις εκτεταμένες ρωγμές που σε συγκεκριμένες περιπτώσεις έφτασαν μέχρι το μέταλλο βάσης και τους μετασχηματισμούς των καρβιδίων στα όρια των κόκκων οι οποίοι δημιουργούν εύθραυστες και σαθρές περιοχές που είναι επικίνδυνες για θραύση. Αυτό είναι πιο επικίνδυνο στο κομμάτι αυτό λόγω των υψηλότερων θερμοκρασιών που επικρατούν εντός του στροβιλοκινητήρα αλλά και λόγω της επικάλυψης η οποία παρέχει προστασία μόνο κατά της οξείδωσης.

Προτείνεται λοιπόν σαν θεραπεία, εφόσον η συντήρηση του κινητήρα έγινε με τις προβλεπόμενες διαδικασίες και στους προβλεπόμενους χρόνους, η χρήση νεώτερης επικάλυψης για την προστασία και από την θερμότητα πέρα από την οξείδωση (Thermal Barrier Coating – TBC).

#### 4.4.2 Second Stage Power Turbine Nozzle Assembly.

##### 4.4.2.1 Χρήση του κομματιού.

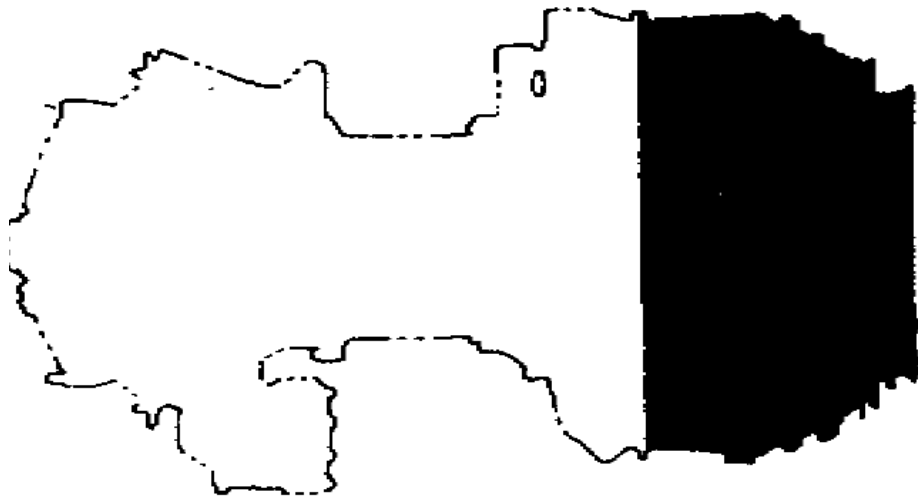
Το κομμάτι αυτό αποτελεί την δεύτερη σταθερή βαθμίδα του αεριογόνου τμήματος της τουρμπίνας του κινητήρα. Οι δυο βαθμίδες της αεριογόνου είναι αυτές που παράγουν την απαραίτητη ισχύ για την κίνηση του άξονα που καταλήγει να κινεί το στροφείο του ελικοπτερού. και είναι οι τελευταίες πριν την έξοδο των καυσαερίων στην ατμόσφαιρα. Σκοπός της βαθμίδας αυτής είναι η κατεύθυνση των καυσαερίων ώστε να προσπίπτουν στην κινητή βαθμίδα που ακολουθεί με ιδανική γωνία για την παραγωγή του μεγαλύτερου δυνατού έργου. Οι θερμοκρασίες που επικρατούν σε αυτό το σημείο του κινητήρα παραμένουν υψηλές οπότε και εδώ έχουμε ανάγκη για ανθεκτικά κράματα.

Σύμφωνα με τη βιβλιογραφία, το κομμάτι αυτό είναι κατασκευασμένο από χυτό Inconel 713C το οποίο έχει κατεργαστεί, μορφοποιηθεί και συγκολληθεί στο τελικό σχήμα του. Το Inconel 713C ή Inco 713C είναι υπερκράμα νικελίου το οποίο έχει και αυτό υψηλή αντοχή στις υψηλές θερμοκρασίες και καλή αντοχή στην οξείδωση. Δεν φαίνεται να έχει επικάλυψη αν και είναι πιθανή η χρήση πολύ λεπτού στρώματος Al για την προστασία από την οξείδωση.

<b>Alloy 713C</b>	<b>Min</b>	<b>max</b>
<b>Chromium</b>	12,5	12 - 14
<b>Molybdenum</b>	4,2	3.8-5.2
<b>Columbium + Tantalum</b>	2,2	1.8-2.8
<b>Al</b>	6,1	5.5-6.5
<b>Ti</b>	0,8	0.5-1
<b>C</b>	0,12	0.08-0.2
<b>Bo</b>	0,012	0.005-0.015
<b>Zirconium</b>	0,1	0.05-0.015
<b>Si</b>	lap	0.5 max
<b>Manganese</b>	lap	0.25 max
<b>Fe</b>	lap	2.5 max
<b>Copper</b>	lap	0.5 max
<b>Ni</b>	bal	bal
	70,218	3,75

Πιν 4.18 Στοιχειομετρική αναλογία συστατικών του Alloy 713C (Inco 713). [21]





Σχ.4.76 Η θέση του κομματιού εντός του κινητήρα σε σκαρίφημα. [20]

#### 4.4.2.2 Οπτική παρατήρηση.



Σχ.4.77 Εμπρόσθια και οπίσθια όψη του κομματιού.



Σχ.4.78 Συγκολλήσεις που αστόχησαν κατά την δοκιμή προγραμματισμένης επιθεώρησης.



**Σχ.4.79** Συγκολλήσεις που αστόχησαν κατά την δοκιμή προγραμματισμένης επιθεώρησης.



**Σχ.4.80** Εμφανής επιφανειακή οξείδωση.





**Σχ.4.81** Εμφανής επιφανειακή οξείδωση.



**Σχ.4.82** Εμφανής επιφανειακή οξείδωση.

Υπάρχει αποχρωματισμός του κομματιού σε όλη την επιφάνεια και είναι ανομοιόμορφος, η οξείδωση είναι εμφανής σε συγκεκριμένα σημεία των πτερυγίων ενώ έχουμε και το μαύρισμα των πτερυγίων που αποδίδεται στις επικαθίσεις των καυσαερίων αλλά και στην πιθανή οξείδωση επιφανειακής επικάλυψης αλουμινίου.

Δεν υπάρχουν εμφανείς ρωγμές σε κανένα από τα σημεία που υποδεικνύει για επιθεώρηση ο κατασκευαστής.

Σε δυο περιοχές παρατηρείται έντονος αποχρωματισμός με κυκλικό σχήμα που αποδίδεται σε έντονη θερμική καταπόνηση. Τα πτερύγια που περιλαμβάνει είναι τα συγκεκριμένα τα οποία έχουν κριθεί ακατάλληλα μετά από την επιθεώρησης του κομματιού από εκπαιδευμένο προσωπικό και μηχάνημα, σύμφωνα με τις οδηγίες συντήρησης. Τα πτερύγια αυτά φαίνεται ότι έχουν υποστεί θερμική οξειδωση αλλά όχι διάβρωση οπότε είχαμε στις περιοχές αυτές υψηλή θερμοκρασία αλλά είτε ήταν για ελάχιστο χρονικό διάστημα είτε δεν ήταν αρκετά υψηλή για να καταστρέψει τα πτερύγια.

Η αστοχία των συγκολλήσεων ανιχνεύεται με κατάλληλο μηχάνημα κατά τη διαδικασία συντήρησης του κινητήρα. Τα σημαδεμένα πτερύγια είναι αυτά τα οποία οι συγκολλήσεις είναι ακατάλληλες σύμφωνα με τον κατασκευαστή. Η παρουσία συνεχόμενων η πάνω από έναν αριθμό επιβάλλει την αντικατάσταση του κομματιού.

#### 4.4.2.3 Χημική ανάλυση XRF.

El	Min	%	Max	+/-
Cr	20.50	20.60	23.00	0.08
Mn	0.00	0.26	1.00	0.03
Fe	17.00	19.90	20.00	0.08
Co	0.50	2.17	2.50	0.03
Ni	41.28	47.00	53.75	0.11
Cu		1.02		0.01
Nb		0.03		0.00
Mo	8.00	8.62	10.00	0.03
W	0.20	0.44	1.00	0.02



Σχ.4.83 Φωτογραφία αποτελεσμάτων και δοκιμίου.

Στοιχείο	Περιεκτικότητα	+/-
<b>Χρώμιο</b>	<b>20.6</b>	<b>0.08</b>
<b>Μαγγάνιο</b>	0.26	0.03
<b>Σίδηρος</b>	<b>19.9</b>	<b>0.08</b>
<b>Κοβάλτιο</b>	<b>2.17</b>	<b>0.03</b>
<b>Νικέλιο</b>	47	0.11
<b>Χαλκός</b>	1.02	0.01
<b>Νιόβιο</b>	0.03	0
<b>Μολυβδαίνιο</b>	0.62	0.03
<b>Βολφράμιο</b>	0.44	0.02

Πιν.4.19 Αποτελέσματα ανάλυσης XRF.

Η ανάλυση XRF στο δοκίμιο που ελήφθηκε από το δίσκο δίνει ως αποτέλεσμα τη σύσταση του κράματος Hastelloy X και όχι του Alloy 713 που δίνει ο κατασκευαστής. Οπότε έχουμε δυο ενδεχόμενα, είτε να χρειάζεται το μηχάνημα βαθμονόμηση για το κράμα, είτε να έχει χρησιμοποιηθεί διαφορετικό κράμα στην κατασκευή του κομματιού, μπορεί και δυο διαφορετικά, άλλο για τους δίσκους και άλλο για τα πτερύγια, τακτική που εφαρμόζεται πολύ συχνά σε πιο σύγχρονους κινητήρες για μείωση του κόστους αλλά και για αντοχή όταν απαιτείται σε συγκεκριμένα σημεία που δέχονται υψηλές θερμοκρασίες και δυνάμεις, όπως τα πτερύγια των στροβίλων.

#### 4.4.2.4 Μακροσκοπική παρατήρηση.

Το σημαντικότερο που βρέθηκε κατά την αφαίρεση των δοκιμίων, είναι η πιθανή αστοχία δυο ήλων που συγκρατούν τα πτερύγια στον κεντρικό δίσκο. Ο πρώτος φέρεται να μην έχει «πατήσει» καλά κατά τη διαδικασία της κατασκευής, ο δεύτερος δεν είχε πιάσει καθόλου και το κομμάτι αφαιρέθηκε από την ήλωση χωρίς καθόλου προσπάθεια.

Η πρώτη ομάδα φωτογραφιών είναι από τον ήλο που αφαιρέθηκε πάρα πολύ εύκολα. Βλέπουμε σαν πρώτη φωτογραφία τη γενική εικόνα του κομματιού, το οποίο συνδέεται με τον κεντρικό δίσκο με τη χρήση ήλου που το ακινητοποιεί. Προχωρώντας σε μεγαλύτερη μεγέθυνση, βλέπουμε στις τρεις επόμενες φωτογραφίες (2<sup>η</sup>-3<sup>η</sup>-4<sup>η</sup>) ότι η αρχικά κατεργασμένη επιφάνεια του κομματιού είναι ανέπαφη και το σημείο όπου έχει γίνει η ήλωση ξεχωρίζει μόνο από τον αποχρωματισμό των επικαθήσεων. Επιπλέον, βλέπουμε μαύρες επικαθήσεις, κάτι που ενισχύει την υπόθεση ότι ο ήλος αστόχησε κατά την κατασκευή. Αυτές οι επικαθήσεις είναι είτε καυσαέρια αλλά με τη θέση που βρίσκονται είναι πολύ πιθανόν να είναι λάδια που διέφυγαν κατά τη λειτουργία.

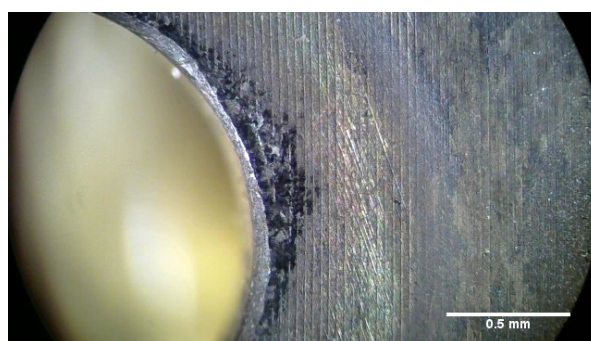
Στις επόμενες τρεις φωτογραφίες (5<sup>η</sup>-6<sup>η</sup>-7<sup>η</sup>) παρατηρούμε σε μέγιστη μεγέθυνση την κατεργασμένη επιφάνεια, η οποία φαίνεται ότι είναι ανέπαφη και με μεγαλύτερη λεπτομέρεια την εναπόθεση των επικαθήσεων. Παράλληλα, βλέπουμε με λεπτομέρεια πως είναι η επιφάνεια του κατεργασμένου κράματος. Τα υπερκράματα είναι “Hard and Fast” επεξεργασμένα, που αντιστοιχεί σε γρήγορη επεξεργασία, δηλαδή γρήγορη αφαίρεση υλικού χωρίς πολλά περάσματα καθώς η θερμοκρασία που θα αναπτυσσόταν με συνήθη κατεργασία, (μικρό βάθος και πολλά περάσματα), θα αλλοίωνε τη μικροδομή του κράματος και θα έχανε τις ιδιότητες του. Γι’αυτό και βλέπουμε τα χαρακτηριστικά μεγάλα αυλάκια που δημιουργήθηκαν κατά τη διαδικασία αυτή.

Στην τελευταία φωτογραφία (8<sup>η</sup>) βλέπουμε το εσωτερικό της υποδοχής της ήλωσης, το οποίο φαίνεται και αυτό ανέπαφο και ανεπηρέαστο από την ήλωση.

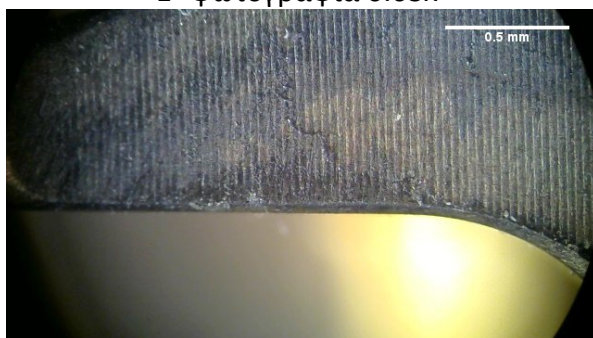
Η αστοχία αυτή μπορεί να συνέβη μόνο κατά τη διάρκεια της κατασκευής του κομματιού.



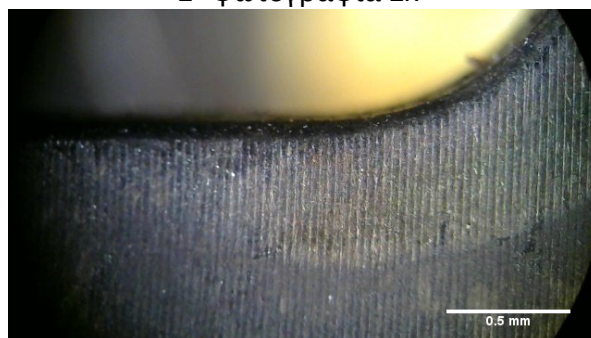
1<sup>η</sup> φωτογραφία 0.63x



2<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



3<sup>η</sup> φωτογραφία 2x

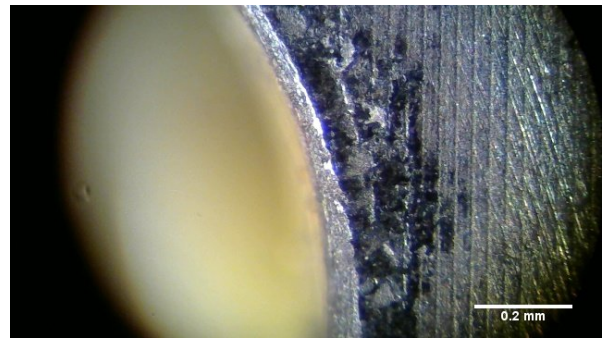


4<sup>η</sup> φωτογραφία 2x





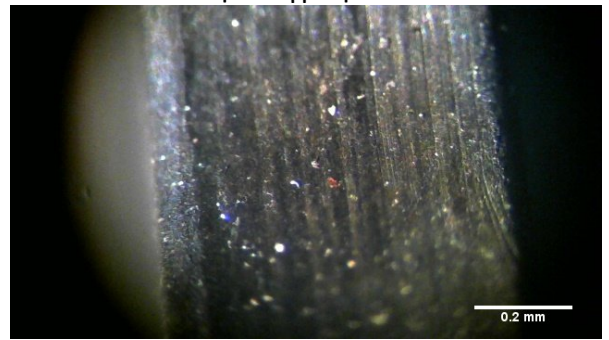
5<sup>η</sup> φωτογραφία 4x



6<sup>η</sup> φωτογραφία 4x



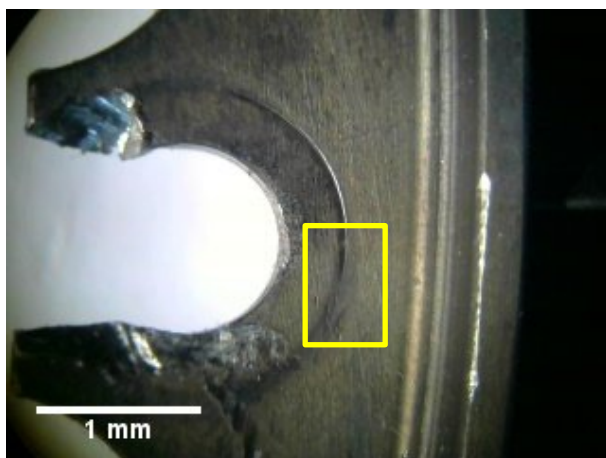
7<sup>η</sup> φωτογραφία 4x



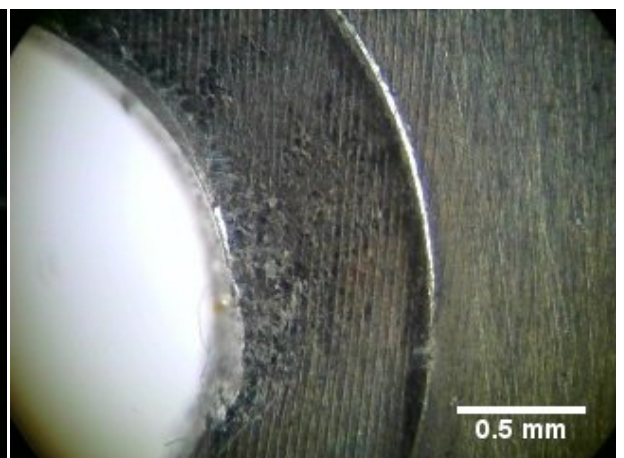
8<sup>η</sup> φωτογραφία 4x

**Σχ.4.84** Φωτογραφίες της πρώτης ήλωσης που αστόχησε.

Στις παρακάτω φωτογραφίες έχουμε την 2<sup>η</sup> περίπτωση αστοχίας ήλου (rivet) που ανακαλύφθηκε κατά την αφαίρεση 2<sup>ου</sup> κομματιού. Σε αυτή την περίπτωση είχαμε την ασύμμετρη ήλωση η οποία φαίνεται από την ασύμμετρη παραμόρφωση της επιφανείας του κομματιού. Βλέπουμε προοδευτικά από την πρώτη φωτογραφία μια γενική εικόνα της περιοχής και εντός του κίτρινου πλαισίου το σημείο όπου τελειώνει το σκαλοπάτι της ήλωσης, στην δεύτερη μια μεγαλύτερη μεγέθυνση του σκαλοπατιού που δημιουργεί στο υλικό η ήλωση το οποίο έχει μη συμμετρικό σχήμα. Στην τρίτη και τέταρτη φωτογραφία βλέπουμε την παραμόρφωση που προκαλεί η ήλωση (riveting) στην επιφάνεια του κομματιού με την πίεση που ασκεί σε αυτή και πιο καθαρά το σημείο όπου σταματάει αυτή η παραμόρφωση.

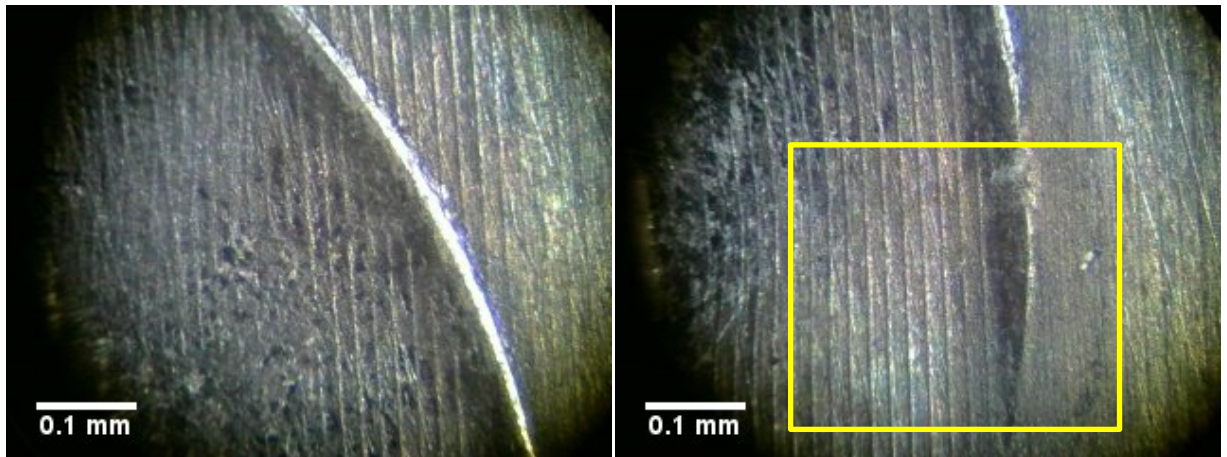


1<sup>η</sup> φωτογραφία 0,63x



2<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



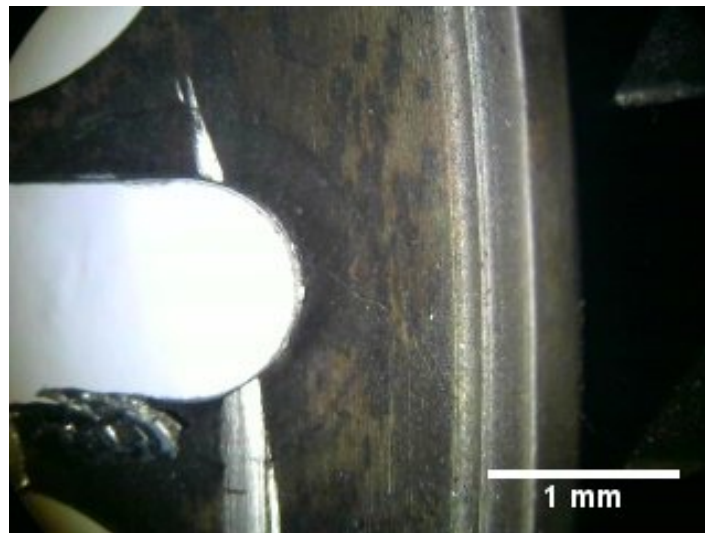


3<sup>η</sup> φωτογραφία 2x

4<sup>η</sup> φωτογραφία 4

**Σχ.4.85** Φωτογραφίες της δεύτερης ήλωσης που αστόχησε.

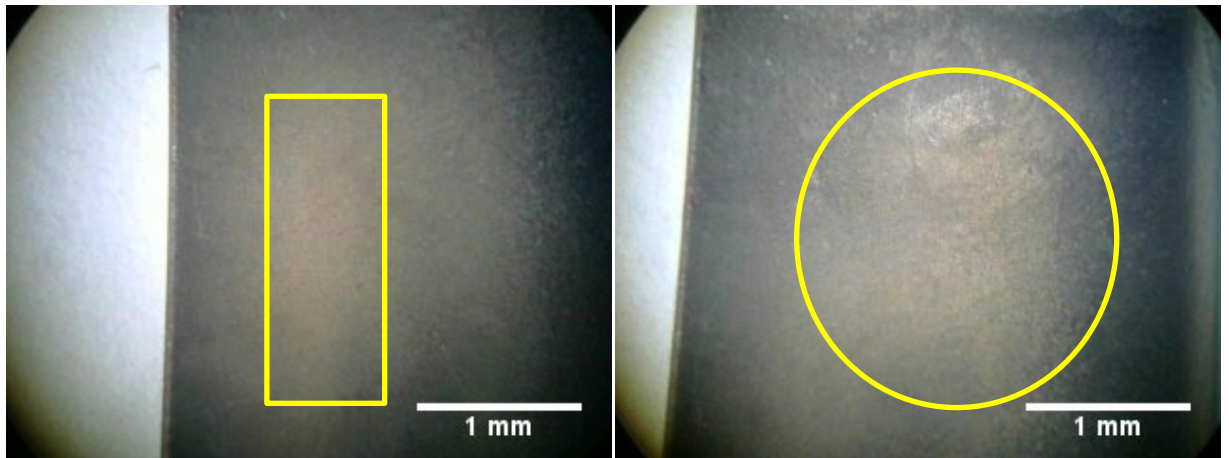
Παρατίθεται για λόγους σύγκρισης παλαιότερο τμήμα πτερυγίων όπου για την απομάκρυνση του κομματιού από τον εσωτερικό δίσκο χρειάστηκε το κόψιμο του ήλου με τροχό και το χτύπημα του δαχτυλιδιού που είχε κάνει σώμα με το τμήμα αλλά και με τον εσωτερικό δίσκο. Στην παρακάτω φωτογραφία φαίνεται η παραμόρφωση της επιφάνειας όπου έχει πατήσει το δαχτυλίδι του ήλου (rivet).



**Σχ.4.86** Φωτογραφία της ήλωσης του παλαιότερου ανταλλακτικού.

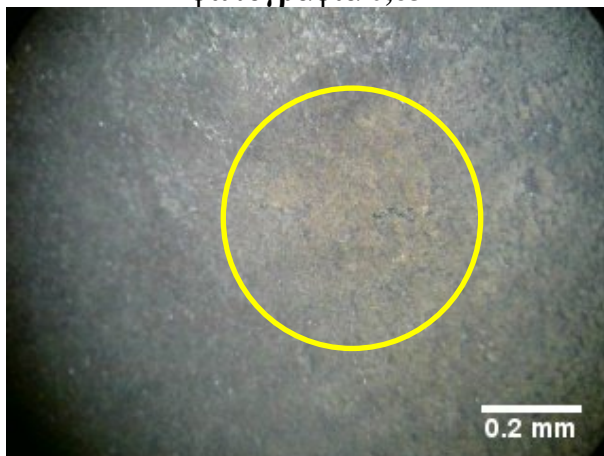
Το τρίτο δοκίμιο που παρατηρήθηκε στο στερεοσκόπιο από το second Stage PT Nozzle είναι ένα τμήμα πτερυγίου που είχε έντονα σημάδια οξείδωσης, συγκεντρωμένη σε μια ασύμμετρη κυκλική περιοχή. Στο κομμάτι αυτό παρατηρούμε την αποχρωματισμένη επιφάνεια όπου έχει αρχίζει να παίρνει κόκκινο χρώμα, λόγω της θερμικής οξείδωσης. Η ζημιά αυτή είναι εντοπισμένη σε μια κυκλική περιοχή που περικλείει τρία τουλάχιστον πτερύγια με τέτοιο τρόπο που μπορεί να αποδοθεί σε υπερθέρμανση λόγω κακής τροφοδοσίας καυσίμου σε δυο ή παραπάνω μπεκ (παραπάνω καύσιμο από το κανονικό). Πέρα από τον αποχρωματισμό, βλέπουμε ότι η επιφάνεια έχει αρχίσει να αλλάζει και υφή, σχηματίζονται όρη και κοιλάδες και έχουμε και επικαθήσεις (μαυρίλες) σε ορισμένα σημεία. Πρέπει να τονιστεί ότι τα αποχρωματισμένα πτερύγια είναι αυτά στα οποία είχαμε την αστοχία των συγκολλήσεων στον εξωτερικό δίσκο του ανταλλακτικού, κάτι που δείχνει ότι είχαμε και μεγαλύτερες δυνάμεις από το κανονικό, μαζί με τις

υψηλότερες θερμοκρασίες. Θα πρέπει να επισημανθεί εδώ ότι η θερμοκρασία στον στροβιλοκινητήρα είναι συνδεδεμένη με τις δυνάμεις που αναπτύσσονται μέσω των καυσαερίων κατά τη λειτουργία του.

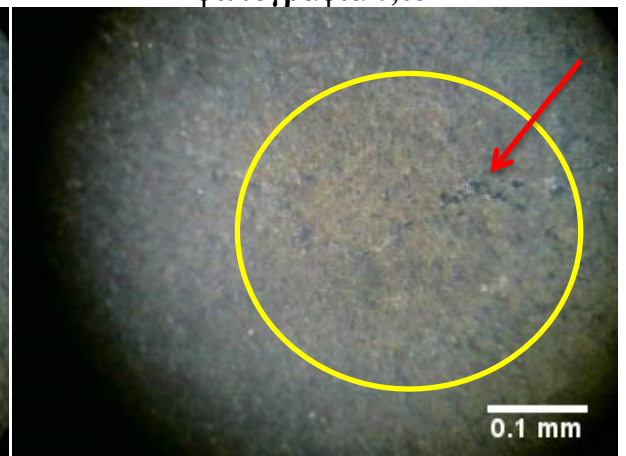


1<sup>η</sup> φωτογραφία 0,63x

2<sup>η</sup> φωτογραφία 0,63x



3<sup>η</sup> φωτογραφία 2x



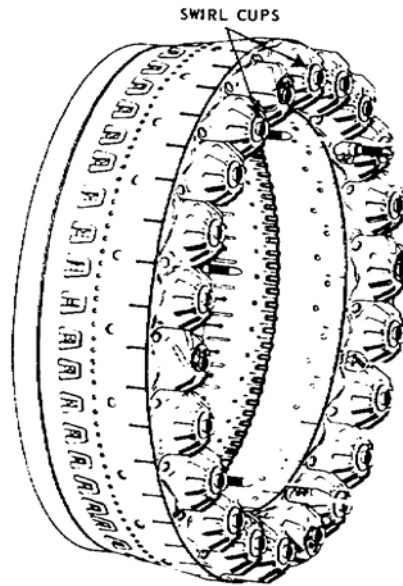
4<sup>η</sup> φωτογραφία 4x



5<sup>η</sup> φωτογραφία 4x

Σχ.4.87 Φωτογραφίες της επιφάνειας που έχει υποστεί θερμική οξείδωση.



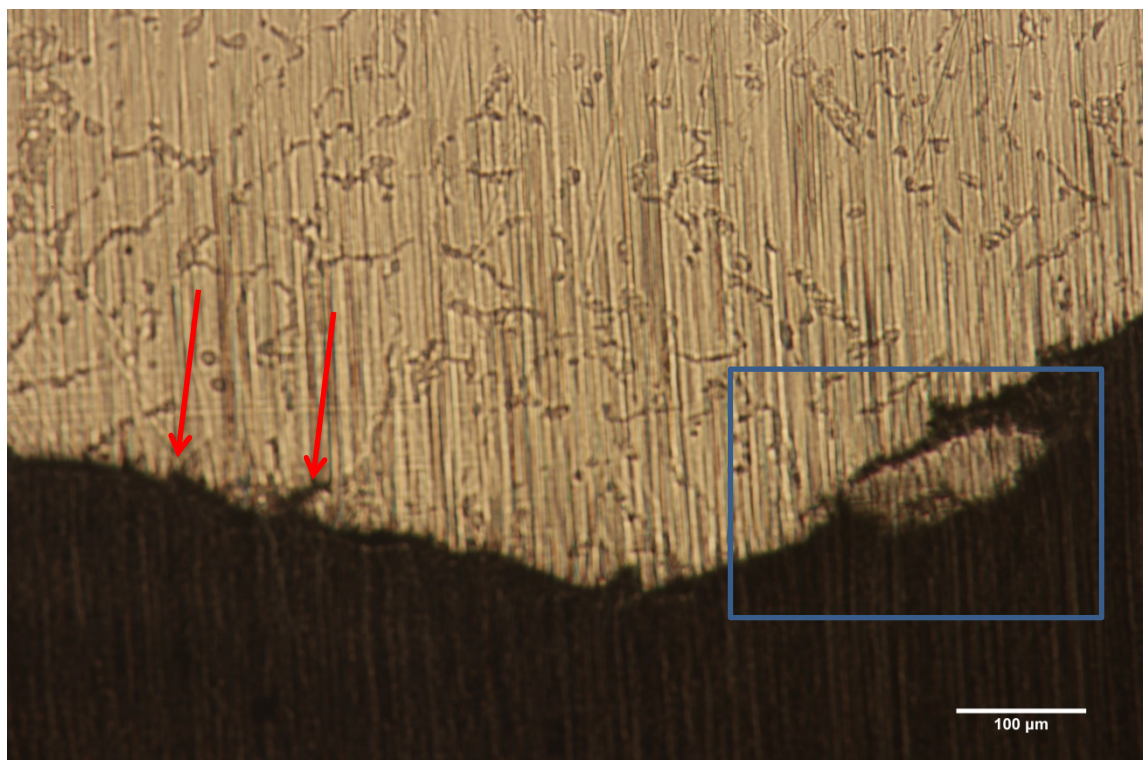


Σχ.4.88 Σχέδιο της διάταξης των μπεκ ψεκασμού καυσίμου.

#### 4.4.2.5 Μικροσκοπική παρατήρηση (Μεταλλογραφικό μικροσκόπιο).

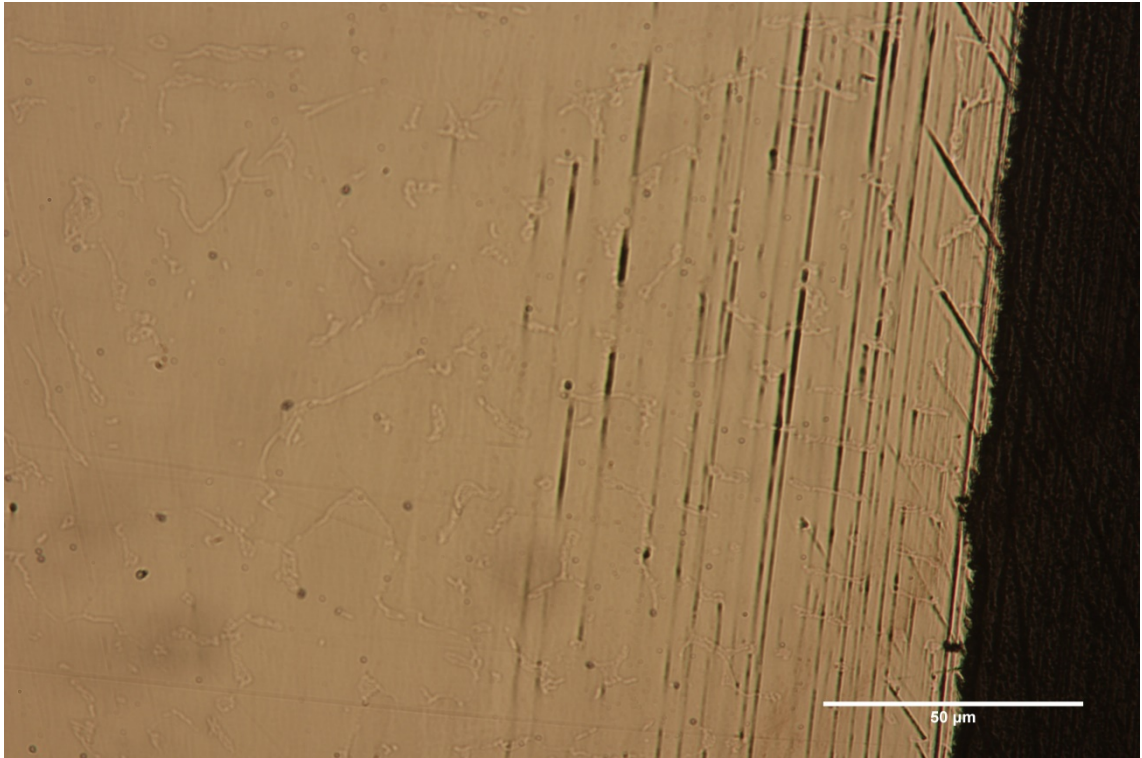
Για να μελετηθεί καλύτερα η φθορά του πτερυγίου, έγινε εγκιβωτισμός και παρατήρηση σε τομή του ίδιου πτερυγίου αλλά σε διαφορετική θέση κατά μήκος του. Οι στροβιλοκινητήρες λειτουργούν με τέτοιο τρόπο όπου η φθορά στα πτερύγια είναι μεγαλύτερη στο κέντρο τους και μικρότερη στα άκρα τους. Αυτό προκαλείται από την ροή των καυσαερίων η οποία είναι μεγαλύτερη προς το κέντρο και μικρότερη στα άκρα, δεν είναι δηλαδή ομοιόμορφη κατά μήκος της αεροτομής/πτερύγιο. Οπότε περιμένουμε να βρούμε διαφορετικό βαθμό φθοράς σε αυτό το δοκίμιο.

Το πρώτο δοκίμιο που παρατηρούμε είναι τομή πτερυγίου κάθετα στην κατεύθυνση λειτουργίας



Σχ.4.89 Χείλος προσβολής του πτερυγίου, 500x.

Παρατηρείται η έντονη ανομοιομορφία της επιφάνειας του πτερυγίου, κάτι που αποδίδεται σε μεγάλες θερμοκρασίες και δυνάμεις. Έχει χαθεί τελείως η καμπυλότητα του πτερυγίου και βλέπουμε ότι ένα κομμάτι έχει ξεκινήσει να αποκολλάται ενώ έχει εισχωρήσει οξείδωση (μπλε πλαίσιο). Στα κόκκινα βέλη βλέπουμε στα βέλη την εκκίνηση μικρορωγμών ενώ βλέπουμε και το μετασχηματισμό δενδριτών καρβιδίων λόγω υπερθέρμανσης στη δομή του μετάλλου.



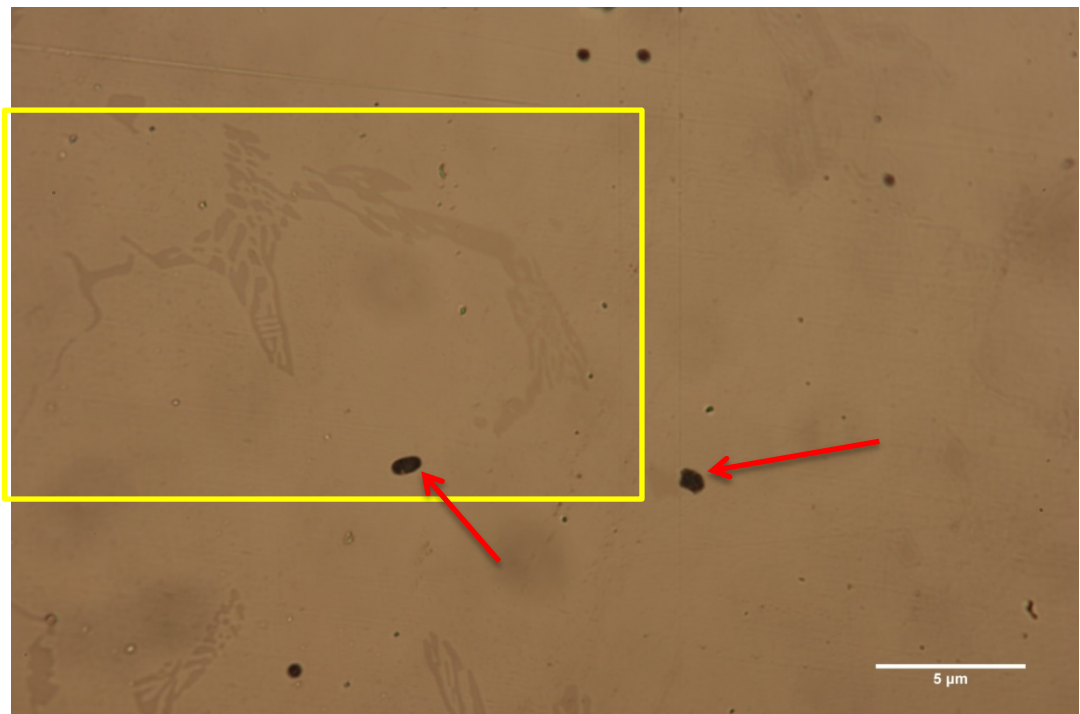
**Σχ.4.90** Κάτω επιφάνεια του πτερυγίου, 200x.

Παρατηρούμε και εδώ την ανομοιόμορφη επιφάνεια που έχει δημιουργηθεί από την αποκόλληση του μετάλλου λόγω της αποκόλλησης υλικού που συμπαρασύρεται με τη ροή των καυσαερίων. Η ροή μπορεί να είναι έντονα τυρβώδης από λειτουργία εκτός φυσιολογικών λόγω της παραπάνω ποσότητας καυσίμου και πιθανόν να είναι εντοπισμένη στα πτερύγια που είδαμε προηγουμένως ενώ έχουμε και εδώ εμφανείς μετασχηματισμούς καρβιδίων.



**Σχ.4.91** Κάτω επιφάνεια του πτερυγίου με ίδια εστίαση, 500x.

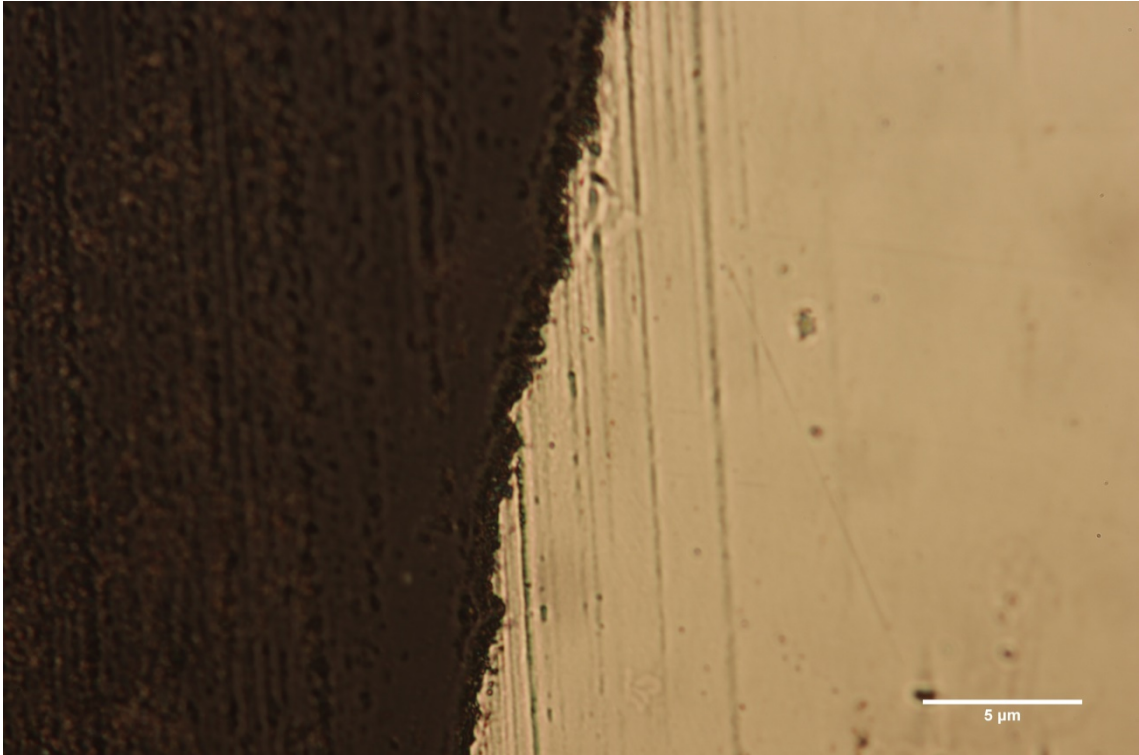
Και σε αυτή τη φωτογραφία έχουμε μια καλύτερη άποψη της ανομοιόμορφης αποκόλλησης υλικού, ενώ παρατηρούμε και τη δημιουργία μικρορωγμής οξείδωσης ενώ δεν παρατηρούμε την ύπαρξη κάποιου τύπου επικάλυψης, εκτός εάν έχει αποκολληθεί τελείως.



**Σχ.4.92** Εστίαση στο εσωτερικό του κομματιού 500x.

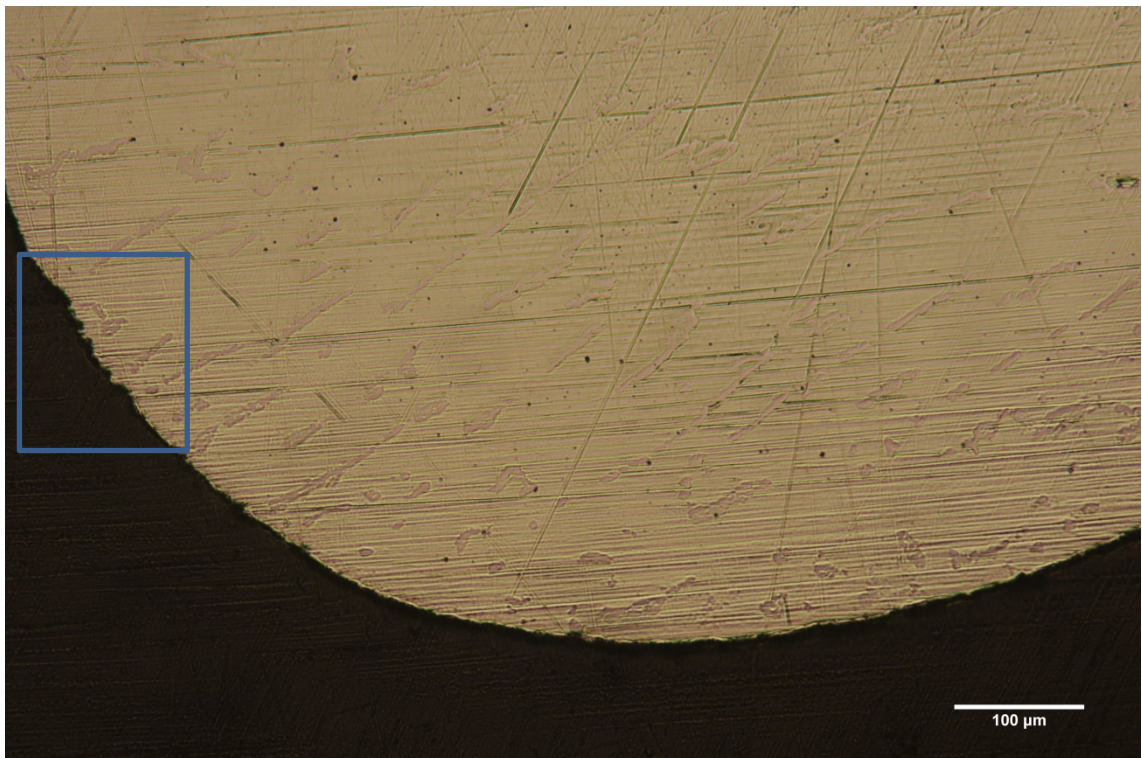
Εντός του κίτρινου περιγράμματος έχουμε την ύπαρξη σκιάς (εντός του κίτρινου πλαισίου) που αποτελεί συγκέντρωση ευτηκτικών καρβιδίων και μαύρων σημείων (κόκκινα βέλη) η οποία αποδίδεται σε συγκεντρώσεις Τιτανίου και Χρωμίου. Παρόμοιες συγκεντρώσεις καρβιδίων παρατηρούνται σε περιπτώσεις αλλαγής της δομής λόγω υπερθέρμανσης.





**Σχ.4.93** Πάνω επιφάνεια, αντιδιαμετρικά της κάτω, 500x.

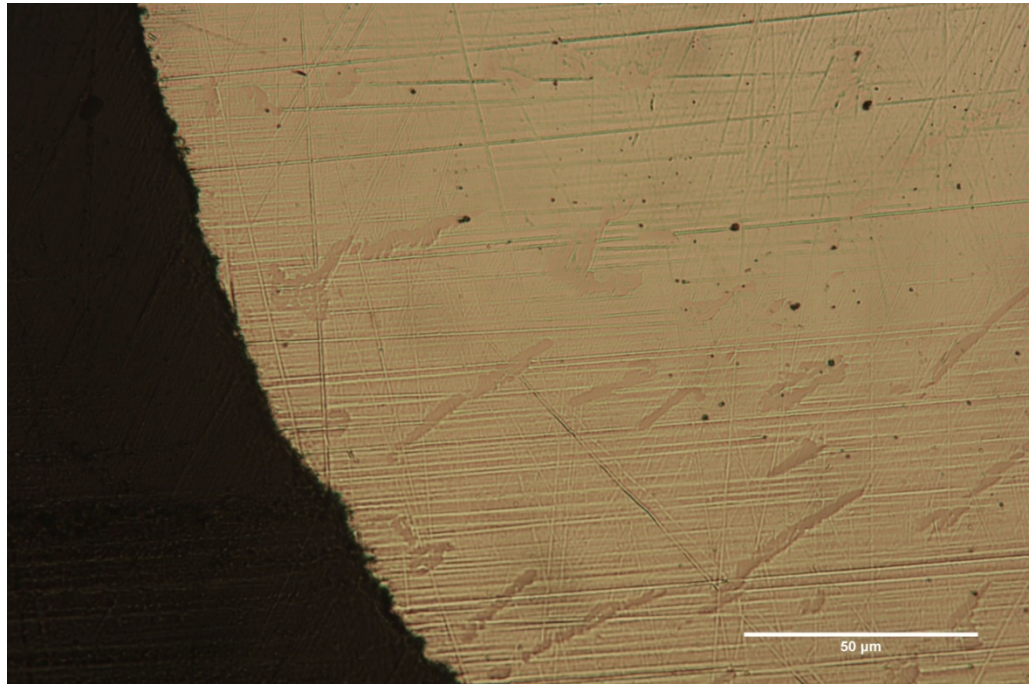
Και εδώ έχουμε την αποκόλληση υλικού ανομοιόμορφα από την επιφάνεια, κάτι που αποδίδεται στην ανομοιόμορφη θερμική οξείδωση που αλλοιώνει την επιφάνεια και τα παράγωγα της οποίας παρασύρονται από τη ροή των καυσαερίων.



**Σχ.4.94** Χείλος προσβολής, 100x.

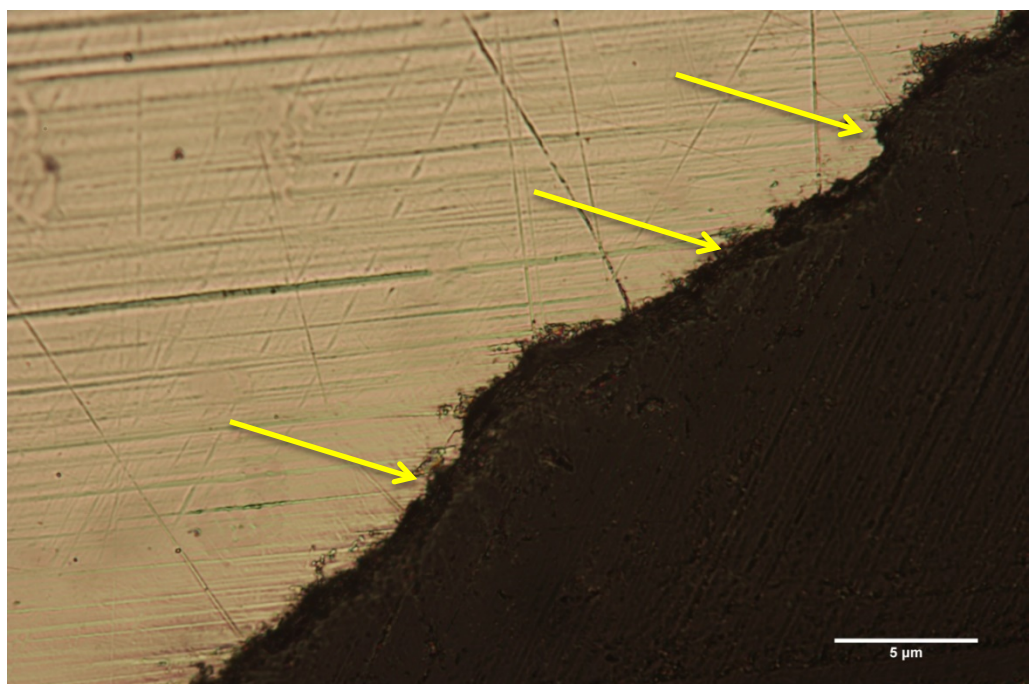
Παρατηρούμε την ανομοιόμορφη επιφάνεια του πτερυγίου η οποία αρχικά είναι λεία καθώς το κομμάτι είναι μηχανικά επεξεργασμένο . Επιπλέον, εντός του μπλε πλαισίου

μια έντονη απώλεια υλικού η οποία μπορεί να αποδοθεί στην ανώμαλη ροή των καυσαερίων λόγω της δημιουργίας τυρβώδους ροής από την αποκόλληση της. Αυτό οφείλεται από την αύξηση της ταχύτητας της ροής κυρίως και σε συνδυασμό με την θερμική οξείδωση που παρατηρήσαμε στην μακροσκοπική παρατήρηση που αποδίδεται στην αυξημένη τοπική θερμοκρασία των καυσαερίων. Η φθορά φαίνεται να είναι μικρότερη από το προηγούμενο δοκίμιο.



**Σχ.4.95** Κάτω επιφάνεια πτερυγίου, 200x.

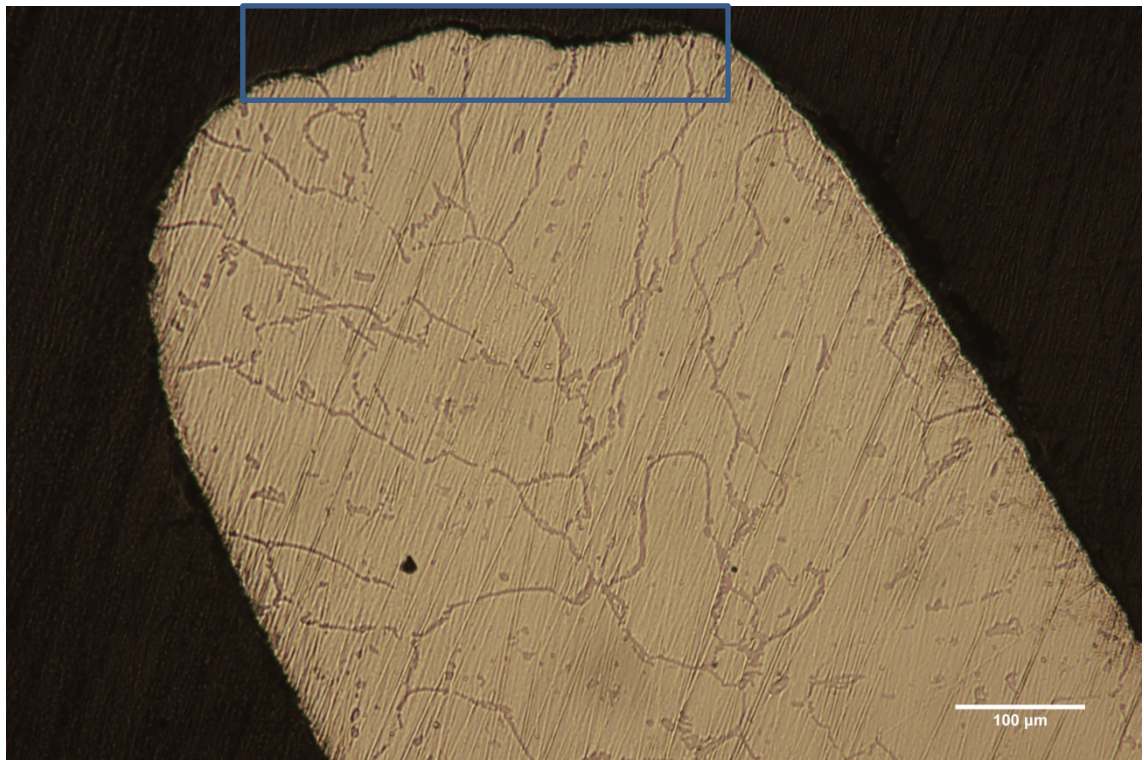
Παρατηρούμε πιο καθαρά την φθαρμένη επιφάνεια και γκρίζες κηλίδες που αποδίδονται πάλι σε συγκεντρώσεις Ti και Cr ενώ έχουμε και εδώ οξείδωση που περιορίζεται στην επιφάνεια και σχηματισμούς ευτηκτικών.



**Σχ.4.96** Πάνω επιφάνεια, 500x.

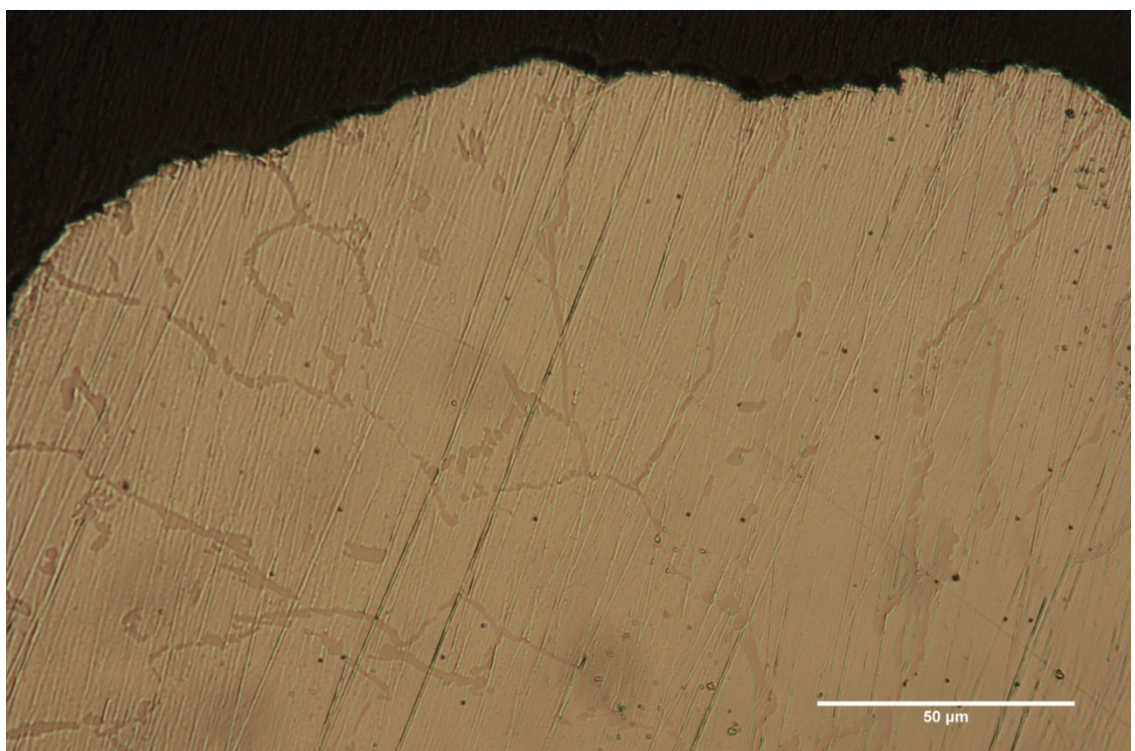


Παρατηρούμε και εδώ την απώλεια υλικού, αλλά σε αυτή επιφάνεια του πτερυγίου είναι πιο έντονη και έχουμε και την ύπαρξη μικρορωγμών και εστιών οξείδωσης.



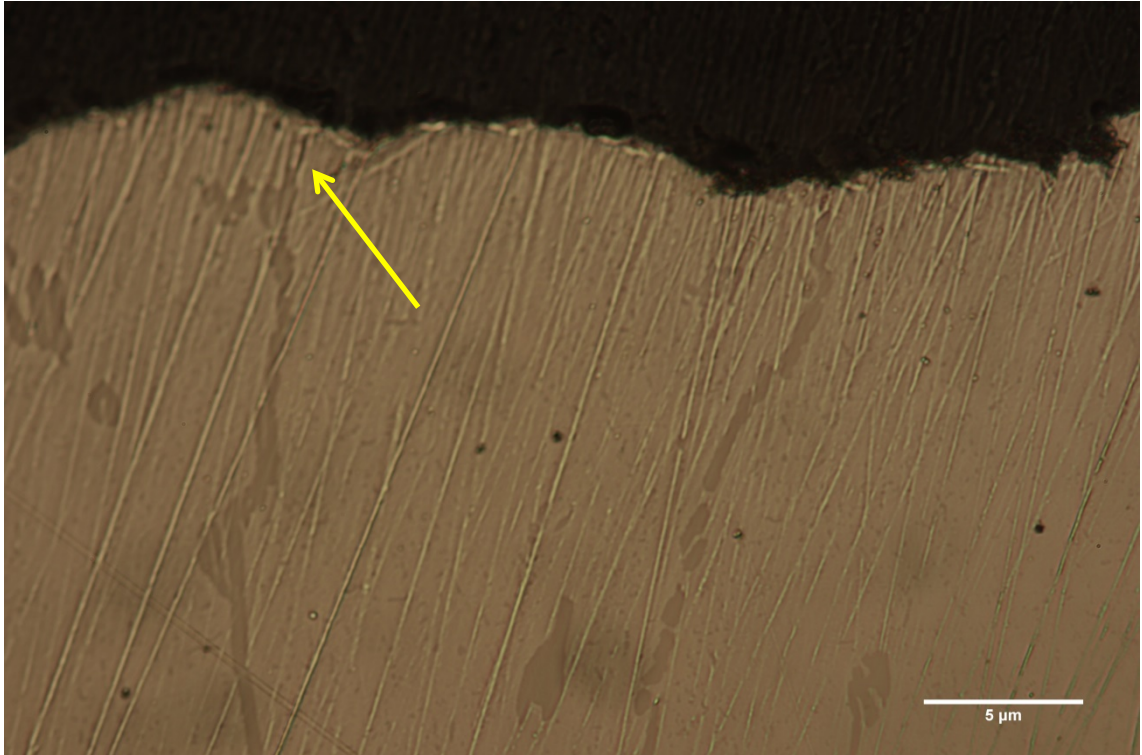
**Σχ.4.97** Χείλος εκφυγής. 100x.

Παρατηρούμε την έντονη απώλεια του υλικού στην επάνω επιφάνεια ενώ έχουμε τους πυκνούς σχηματισμούς μετασχηματισμένων καρβιδίων. Αυτό αποδίδεται είτε στην αρχική κατασκευή του κομματιού, είτε πιθανότερα λόγω των υψηλών θερμοκρασιών που επικρατούν στο σημείο αυτό και επειδή είναι λεπτότερο επηρεάζεται περισσότερο από την θερμοκρασία.



**Σχ.4.98** Χείλος εκφυγής, 200x.

Μπορούμε να δούμε καλύτερα το μέγεθος και την παραμόρφωση που έχει υποστεί η επιφάνεια και την αποδίδουμε σε μηχανολογική φθορά και σε οξείδωση που υπάρχουν στο σημείο αυτό καθώς σε αυτό συνενώνονται τα δυο ρεύματα καυσαερίων (επάνω και κάτω) και πιθανόν να έχουμε έντονα τυρβώδη ροή αμέσως μετά τη μύτη του πτερυγίου. Σαν τύπος φθοράς, παρατηρείται πολύ συχνά στα πτερύγια τουρμπίνων.

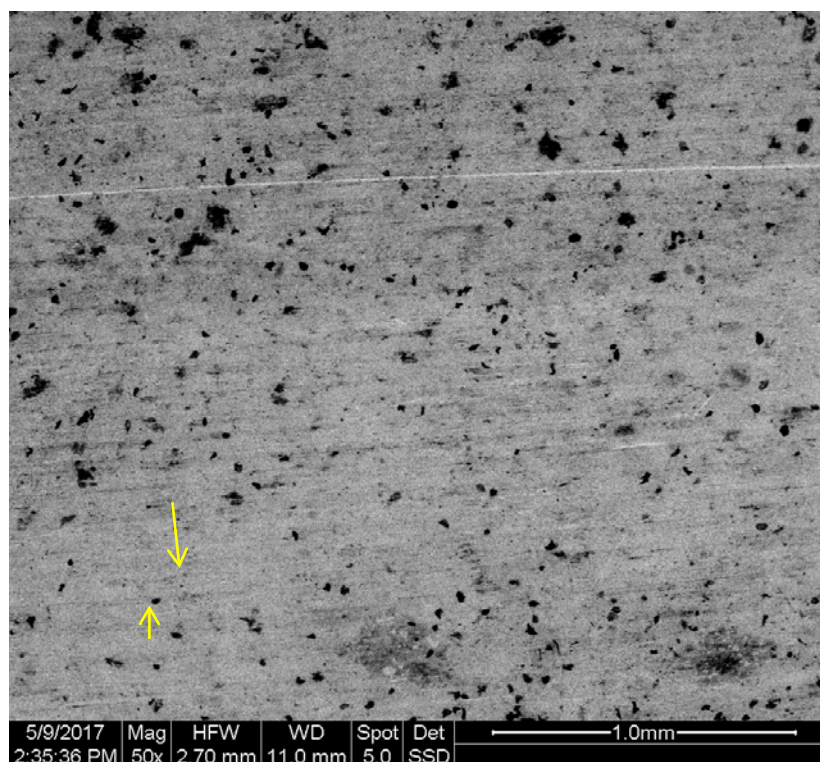


**Σχ.4.99** Χείλος εκφυγής, 500x.

Μεγαλύτερη μεγέθυνση της προηγούμενης φωτογραφίας όπου βλέπουμε την ασυνέχεια στα ευτηκτικά (γκρίζες γραμμές). Όπως έχει αναφερθεί, τα ευτηκτικά είναι ψαθυρά οπότε και είναι πιο ευπαθή στην εκκίνηση ρωγμών, όπως και φαίνεται στο κίτρινο βέλος όπου έχουμε την εκκίνηση ρωγμής οξείδωσης.



#### 4.4.2.6 Μικροσκοπική παρατήρηση και χημική ανάλυση στο SEM.



Σχ.4.100 Γενική εικόνα δοκιμίου που λήφθηκε από τον εξωτερικό δίσκο, 50x.

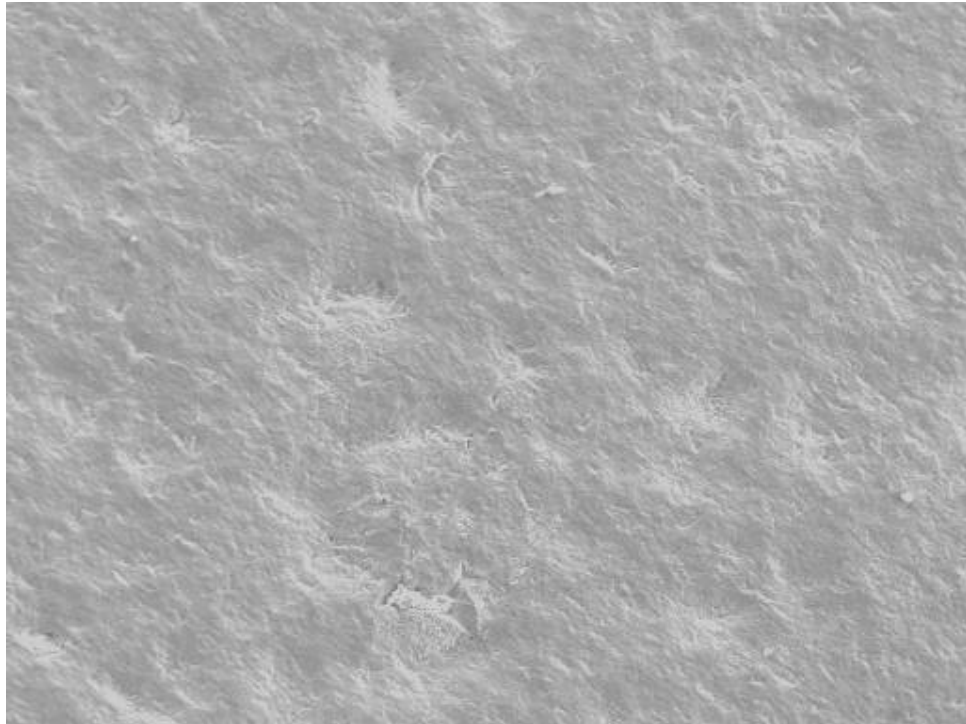
Στοιχείο	Wt (%)	At (%)
<b>Al</b>	9,491440081	18,51997638
<b>Si</b>	0,415407855	0,76756544
<b>Mo</b>	6,344410876	3,483566227
<b>Ti</b>	1,032225579	1,141507577
<b>Cr</b>	15,92396777	16,11887424
<b>Mn</b>	0,188821752	0,177130486
<b>Fe</b>	0,629405841	0,590434954
<b>Ni</b>	65,97432024	59,18126353
<b>Σύνολο</b>	100	100

Πιν 4.20 Ανάλυση επιφάνειας δοκιμίου εξωτερικού δίσκου.

Φαίνονται καθαρά τα μαύρα στίγματα από τις συγκεντρώσεις Cr και Ti, ενώ φαίνονται και γραμμές που αποδίδονται στην κατασκευή του κομματιού.

Σαν ανάλυση, το κομμάτι δεν ταυτίζεται απόλυτα με το “ALLOY 713C” (ή Inco 713), και πιθανολογείται ότι έχει χρησιμοποιηθεί και εδώ επικάλυψη αλουμινίου για την προστασία από τη διάβρωση, καθώς έχουμε μεγάλη περιεκτικότητα σε Αλουμίνιο και η οποία θα έχει πολύ μικρό πάχος.

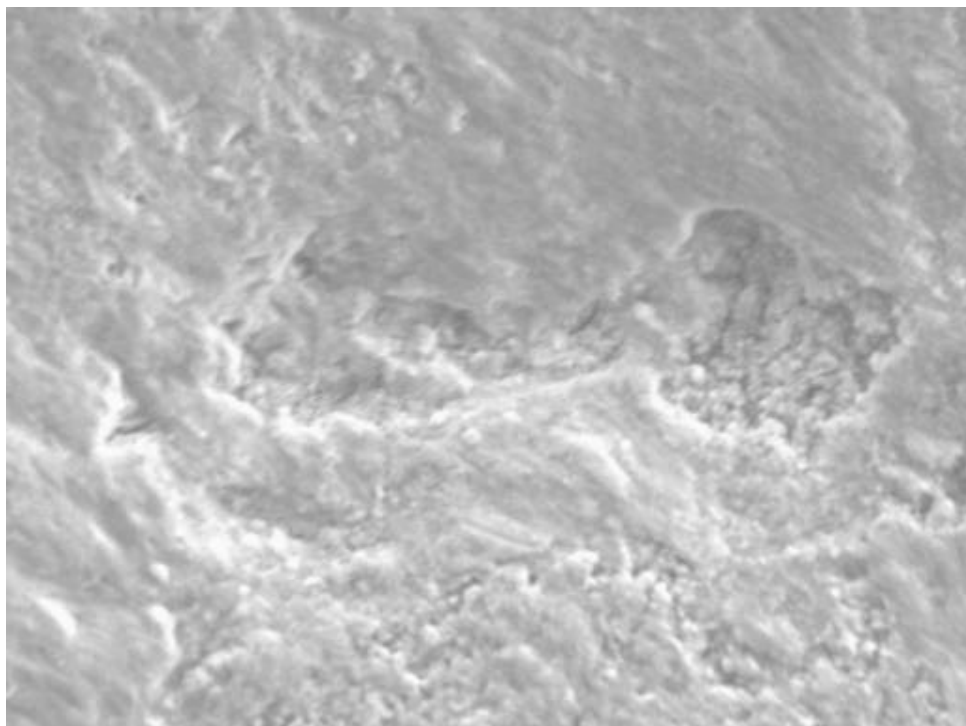




600μm

Electron Image 1

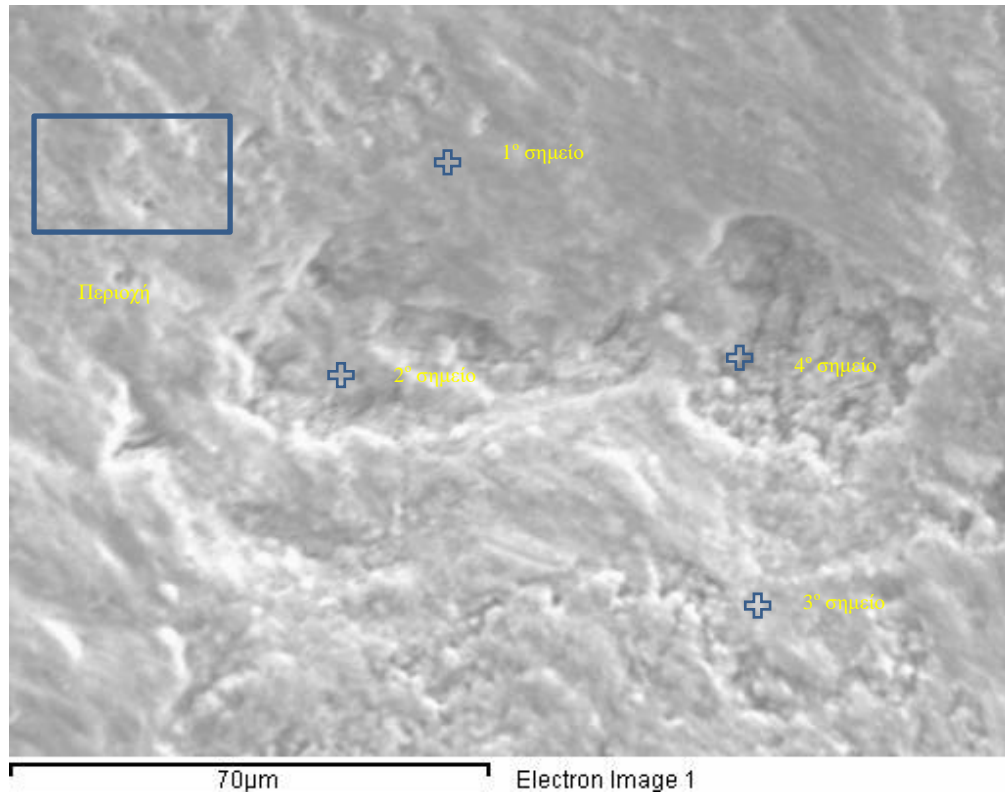
**Σχ.4.101** Επιφάνεια πτερυγίου, 100x.



70μm

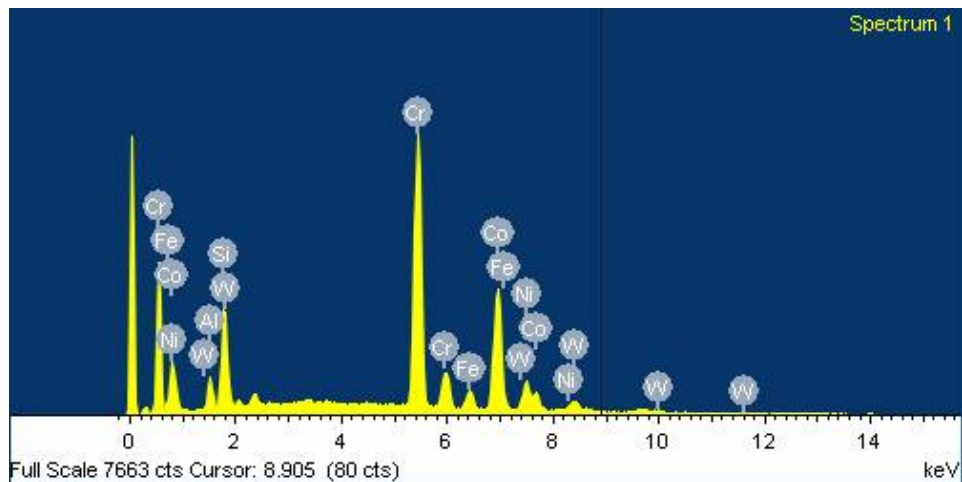
Electron Image 1

**Σχ.4.102** Επιφάνεια πτερυγίου, 900x.



**Σχ.4.103** Επιφάνεια πτερυγίου, σημεία μετρήσεων 900x.

Παρατηρούμε ότι η επιφάνεια είναι ανομοιόμορφη και έχει όρη, κοιλάδες και γενικότερη φθορά τριβής (fretting damage). Οι μετρήσεις έγιναν σε 4 σημεία με διαφορετικό οπτικά πάχος για να εξακριβωθεί εάν υπάρχει επικάλυψη και εάν έχει γίνει διάχυση των στοιχείων της και του μετάλλου βάσης.

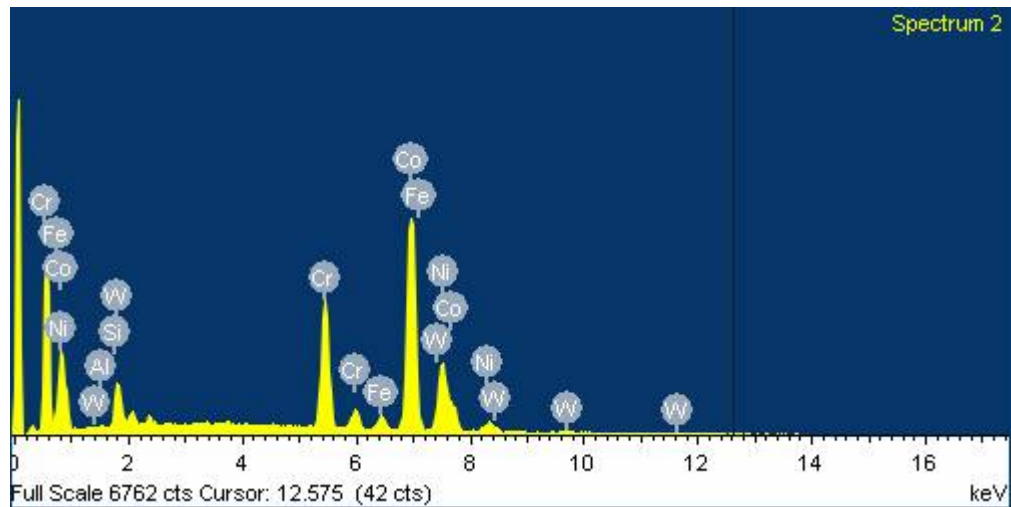


**Σχ.4.104** Φασματική ανάλυση πρώτου σημείου.

Στοιχείο	Weight%	Atomic%
Al	2.98	5.80
Si	6.53	12.20
Cr	39.40	39.78
Fe	4.26	4.01
Co	32.65	29.09
Ni	8.34	7.46
W	5.83	1.66
Σύνολο	100	100

**Πιν.4.21** Ανάλυση στο 1° σημείο.

Το πρώτο σημείο μας δίνει μεγάλη περιεκτικότητα σε κοβάλτιο και δευτερεύουσες σε χρώμιο και νικέλιο. Άρα μιλάμε για ένα κράμα κοβαλτίου και όχι νικελίου, το οποίο θα πρέπει να ταυτοποιηθεί.

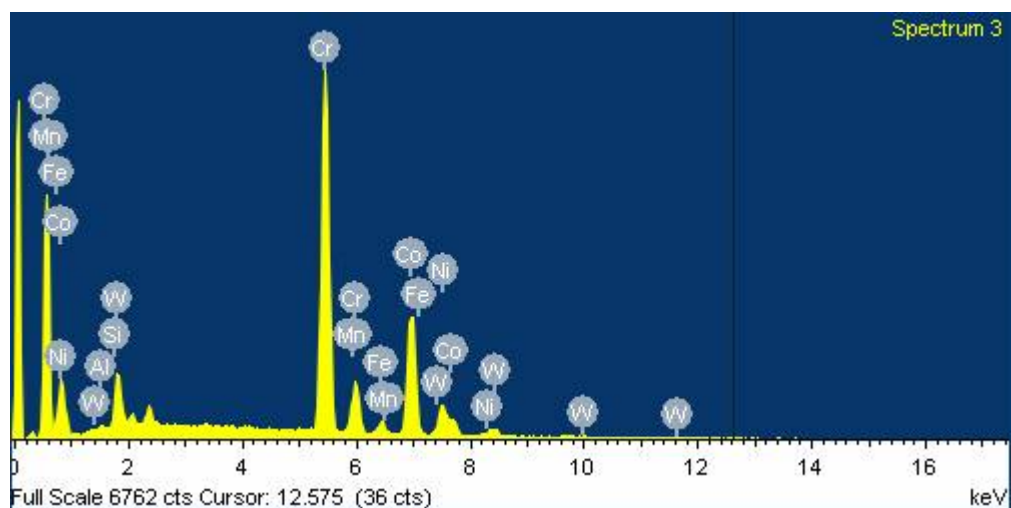


Σχ.4.105 Φασματική ανάλυση δεύτερου σημείου.

Στοιχείο	Weight%	Atomic%
Al	0.39	0.85
Si	1.97	4.12
Cr	17.02	19.22
Fe	2.55	2.68
Co	52.38	52.19
Ni	18.70	18.70
W	6.98	2.23
Σύνολο	100	100

Πιν.4.22 Ανάλυση στο 2<sup>ο</sup> σημείο.

Παρόμοια αποτελέσματα έχουμε και το 2<sup>ο</sup> σημείο με το χρώμιο να είναι πολύ λιγότερο και το νικέλιο περισσότερο. Αυτό ίσως οφείλεται στο μικρότερο στρώμα της επικάλυψης που έχει φθαρεί και έχει αρχίσει να αποκαλύπτεται το μέταλλο βάσης.

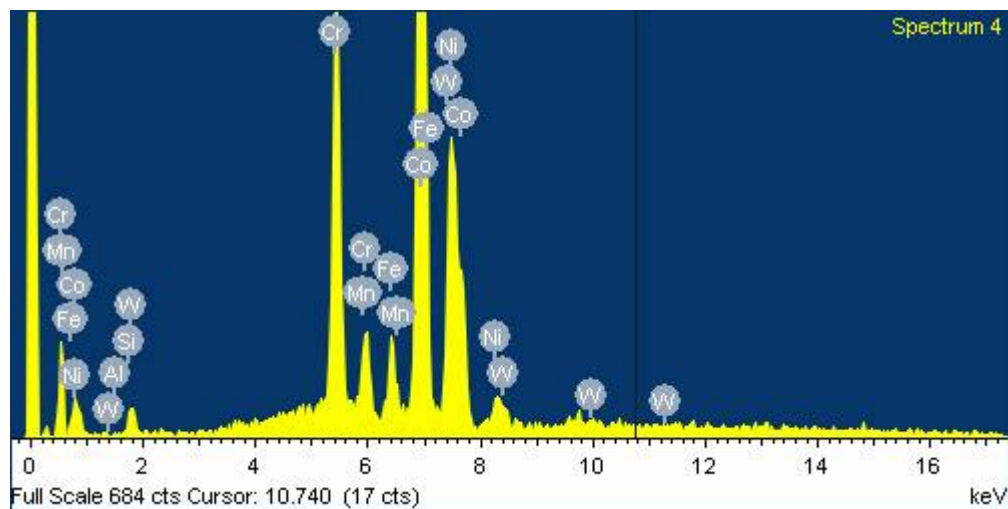


Σχ.4.106 Φασματική ανάλυση τρίτου σημείου.

Στοιχείο	Weight%	Atomic%
Al	0.40	0.84
Si	1.87	3.77
<b>Cr</b>	<b>48.61</b>	<b>52.97</b>
Mn	0.61	0.62
Fe	2.47	2.50
<b>Co</b>	<b>30.07</b>	<b>28.91</b>
<b>Ni</b>	<b>8.30</b>	<b>8.01</b>
W	7.68	2.37
<b>Σύνολο</b>	<b>100</b>	<b>100</b>

Πιν.4.23 Ανάλυση στο 3<sup>ο</sup> σημείο.

Στο τρίτο και ψηλότερο σημείο έχουμε τη μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε χρώμιο με το κοβάλτιο να ακολουθεί. Άρα μιλάμε για μια επικάλυψη χρωμίου-κοβαλτίου. Το αλουμίνιο είναι πολύ μικρό σε περιεκτικότητα και ακόμα και να είχε φύγει προς το περιβάλλον ή να είχε διαχυθεί προς το εσωτερικό θα περιμέναμε μεγαλύτερη περιεκτικότητα.

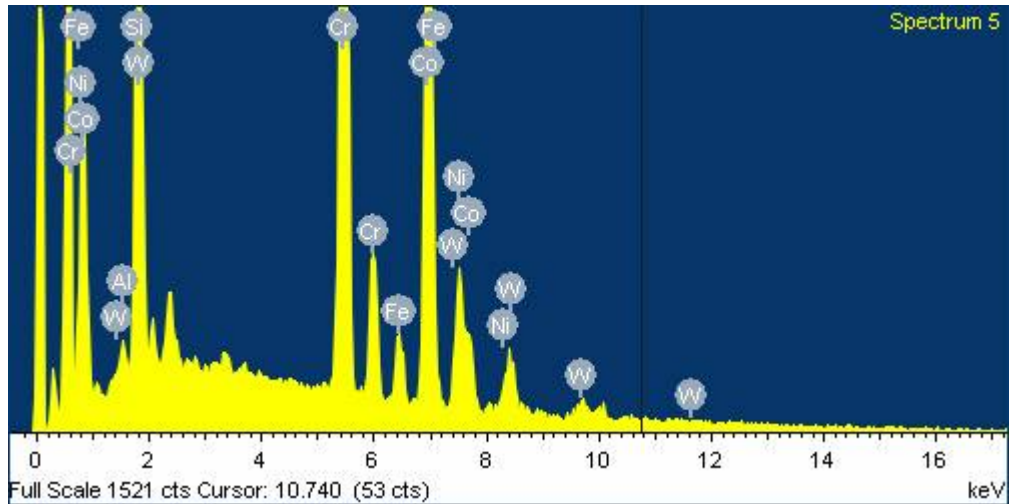


Σχ.4.107 Φασματική ανάλυση τέταρτου σημείου.

Στοιχείο	Weight%	Atomic%
Al	0.08	0.17
Si	0.22	0.46
<b>Cr</b>	<b>15.35</b>	<b>17.07</b>
Mn	0.81	0.85
Fe	3.83	3.97
<b>Co</b>	<b>58.64</b>	<b>57.53</b>
<b>Ni</b>	<b>19.87</b>	<b>19.57</b>
W	1.20	0.38
<b>Σύνολο</b>	<b>100</b>	<b>100</b>

Πιν.4.24 Ανάλυση στο 4<sup>ο</sup> σημείο.

Στο τέταρτο και βαθύτερο σημείο έχουμε την μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε κοβάλτιο. Άρα σίγουρα έχουμε ένα κράμα κοβαλτίου και για να το επιβεβαιώσουμε θα κάνουμε ανάλυση σε κάθετη τομή του πτερυγίου ώστε να έχουμε καθαρό κράμα.



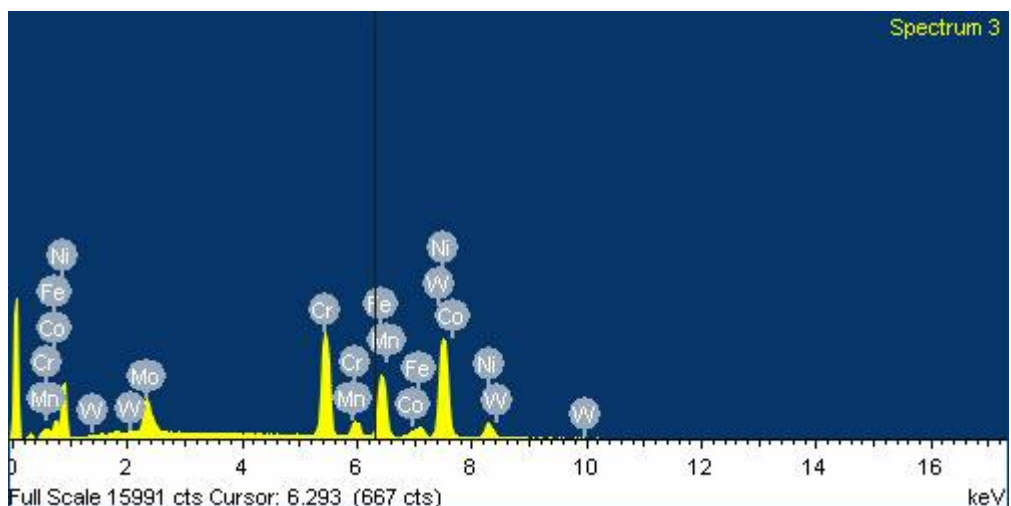
Σχ.4.108 Φασματική ανάλυση περιοχής.

Στοιχείο	Weight%	Atomic%
Al	0.79	1.71
Si	4.16	8.73
Cr	35.11	39.77
Fe	3.33	3.51
Co	32.71	32.70
Ni	8.67	8.70
W	15.24	4.88
Σύνολο	100	100

Πιν.4.25 Ανάλυση στην περιοχή.

Στην ανάλυση που έγινε στην περιοχή έχουμε ίση σχεδόν συγκέντρωση χρωμίου και κοβαλτίου. Οπότε μιλάμε για επικάλυψη χρωμίου-κοβαλτίου, η οποία τεχνολογικά είναι από τις πρώτες που χρησιμοποιήθηκαν και παρέχει προστασία μόνο από την οξείδωση και όχι από την θερμότητα.

Για να επιβεβαιώσουμε εάν τα πτερύγια είναι από διαφορετικό υλικό από το υπόλοιπα κομμάτι, κάναμε αρχικά ανάλυση σε 3 τυχαία σημείο σε κάθετη τομή του πτερυγίου.



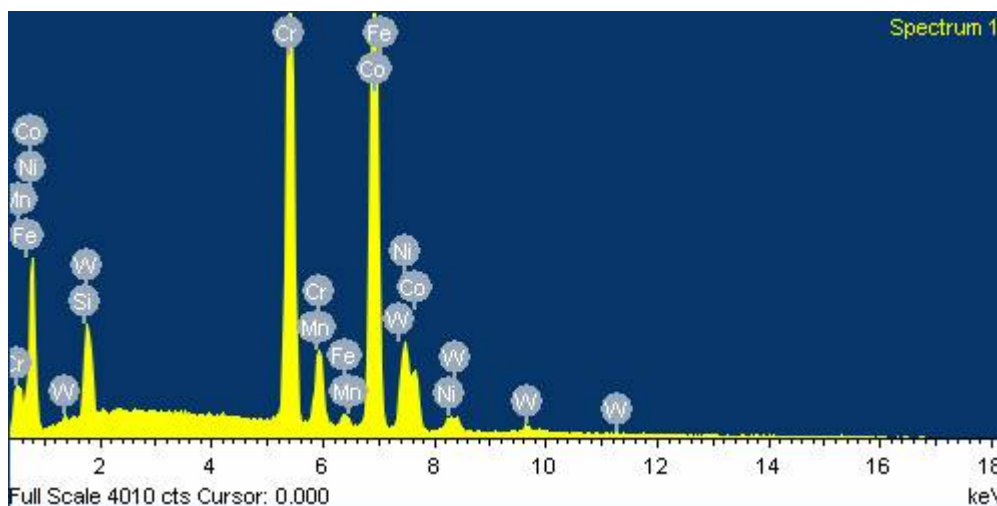
Σχ.4.109 Φασματική ανάλυση σε δοκίμιο δίσκου (μέσος όρος 3 τυχαίων σημείων).



Φάσμα	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	W	Σύνολο
1ο φάσμα	22.54	0.87	18.62	2.55	45.84	8.88	0.71	100.00
2ο φάσμα	22.31	0.93	19.01	2.24	46.13	8.36	1.01	100.00
3ο φάσμα	22.28	0.81	18.89	1.88	46.55	8.86	0.75	100.00
Μέσος όρος	22.38	0.87	18.84	2.22	46.17	8.70	0.82	100.00
Τυπική απόκλιση	0.14	0.06	0.20	0.34	0.36	0.29	0.17	
Μέγιστο	22.54	0.93	19.01	2.55	46.55	8.88	1.01	
Ελάχιστο	22.28	0.81	18.62	1.88	45.84	8.36	0.71	

Πιν.4.26 Αποτελέσματα ανάλυσης 3 σημείων.

Από τον παραπάνω πίνακα αποτελεσμάτων συμπεραίνουμε ότι έχει χρησιμοποιηθεί ένα κράμα νικελίου για την κασκευή του εξωτερικού δίσκου (outer shroud). Η σύσταση του κράματος αυτού αντιστοιχεί στο Hastelloy X. Οπότε έχουμε στο υλικό του δίσκου διαφορετικό υλικό από αυτό που δίνει ο κατασκευαστής.



Σχ.4.110 Φασματική ανάλυση σε δοκίμιο περυγίου (μέσος όρος των 5 σημείων).

Φάσμα	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W	Σύνολο
1ο φάσμα	0.62	30.73	1.11	1.14	48.43	10.38	7.59	100.00
2ο φάσμα	0.75	23.75	0.91	1.01	54.45	11.40	7.72	100.00
3ο φάσμα	0.67	24.17	0.88	1.09	54.81	11.53	6.84	100.00
4 <sup>ο</sup> φάσμα	0.61	31.19	1.15	0.96	47.35	10.21	8.53	100.00
5 <sup>ο</sup> φάσμα	0.86	25.67	0.87	0.90	52.61	11.26	7.82	100.00
Μέσος όρος	0.70	27.10	0.99	1.02	51.53	10.95	7.70	100.00
Τυπική απόκλιση	0.11	3.60	0.14	0.10	3.45	0.62	0.60	
Μέγιστο	0.86	31.19	1.15	1.14	54.81	11.53	8.53	
Ελάχιστο	0.61	23.75	0.87	0.90	47.35	10.21	6.84	

Πιν.4.27 Αποτελέσματα ανάλυσης 5 μετρήσεων.

Από τις μετρήσεις του παραπάνω πίνακα επιβεβαιώνουμε ότι το περυγίο είναι κατασκευασμένο από κράμα κοβαλτίου. Η σύσταση του αντιστοιχεί στο κράμα Haynes Stellite Alloy No.31. και εφόσον δεν έχει καθόλου αλουμίνιο στη σύσταση του και λιγότερο νικέλιο, επιβεβαιώνουμε ότι υπάρχει επικάλυψη νικελίου-αλουμινίου, έστω και πολύ μικρή σε πάχος, όπως και είναι οι επικαλύψεις Al.

#### 4.4.2.7 Γενικές παρατηρήσεις.

Σε αυτό το κομμάτι η κυριότερη φθορά ήταν η θερμοκρασιακή οξείδωση (LTHC) καθώς παρατηρήθηκαν έντονοι μετασχηματισμοί καρβιδίων (τύπου  $M_6C$  σε δευτερεύοντα  $M_{23}C_6$ ) ειδικά στα πιο ευαίσθητα τμήματα όπως στο χείλος εκφυγής. Δεν παρατηρήθηκαν ρωγμές αλλά βρέθηκαν αρκετά σημεία στα οποία λόγω του σχηματισμού των ευτηκτικών είχαμε την ύπαρξη μικρορωγμών οι οποίες θα μπορούσαν με τη συνεχόμενη χρήση του κομματιού να γίνουν κανονικές ρωγμές με τη συνέχιση τους κατά μήκος των ορίων των κόκκων που είχαμε τις συγκεντρώσεις καρβιδίων και στις οποίες το μέταλλο είναι σκληρότερο, ψαθυρότερο και λιγότερο όλκιμο. Καθώς η θερμοκρασιακή οξείδωση ήταν επικεντρωμένη σε δυο περιοχές, μπορούμε να αποδώσουμε την τοπική ζημιά σε λανθασμένη ποσότητα καυσίμου που ήταν μεγαλύτερη από την προβλεπόμενη λόγω πιθανής αστοχίας των μπεκ ψεκασμού.

Επιπλέον, είδαμε και την αστοχία δυο ηλώσεων που αποδίδονται σε αστοχία κατά την κατασκευή καθώς εάν είχαν γίνει κατά τη χρήση θα είχαμε διαφορετική ζημιά στις επιφάνειες. Η αστοχία αυτή δεν φέρεται πάντως να σχετίζεται άμεσα με την αστοχία των συγκολλήσεων, που ήταν και η αιτία αντικατάστασης του κομματιού.

Σαν θεραπεία προτείνεται και εδώ η χρήση ανταλλακτικού το οποίο φέρει επικάλυψη για προστασία από την θερμότητα (TBC) ώστε να έχουμε επιτευχθεί μεγαλύτερη διάρκεια χρήσης και αντοχή στις υψηλές θερμοκρασίες χρήσης αλλά και στις υπερθερμάνσεις που μπορεί να λάβουν χώρα.

#### 4.5 Τελικά Συμπεράσματα – Προτάσεις.

Κατά την μακροσκοπική αλλά και κατά τη μικροσκοπική ανάλυση η κυριότερη ζημιά που παρατηρήθηκε ήταν η θερμική οξείδωση (Hot Corrosion), μηχανισμός φθοράς που απαιτεί προσοχή στους στροβιλοκινητήρες και είναι επιθυμητή η πλήρης αποφυγή της. Επειδή οι βλάβες είναι επαναλαμβανόμενες, προτείνεται η χρήση επικάλυψης σύγχρονου τύπου που παρέχει θερμική προστασία (TBC). Στην περίπτωση του 2<sup>nd</sup> Stage Power Turbine Nozzle, η αιτία της φθοράς είναι μεμονωμένη αλλά υπήρχαν και έντονα σημάδια θερμικής οξείδωσης, οπότε και εδώ υπάρχει όφελος με τη χρήση σύγχρονης επικάλυψης.

Σε περίπτωση που και αυτή η λύση δεν είναι επαρκής, προτείνεται η αντικατάσταση του κράματος που χρησιμοποιείται με άλλο ανθεκτικότερο και με μεγαλύτερη αντίσταση στους παράγοντες του οξειδωτικού περιβάλλοντος υψηλών θερμοκρασιών του αεροπορικού στροβιλοκινητήρα.

## Βιβλιογραφία

- [1] Donald J. Wulpi, ASM International, “*Understanding How Components Fail*”, 3<sup>rd</sup> Edition, ASM International 2013
- [2] ASM HANDBOOK, “*Fatigue and Fracture*”, Volume 19, , ASM International 1996
- [3] David A. Bruce, Charles F. Buynak, Eric Lindgren, “*Non-Destructive Evaluation (NDE) and Aircraft Availability*”, Nato/R&T Organisation, RTO-MP-AVT-144.
- [4] Meherwan P. Boyce, Butterworth-Heinemann, “*Gas Turbine Engineering Handbook*” 4th edition, Chapter 11, Elsevier 2012.
- [5] ASM HANDBOOK, “*Failure analysis and prevention*”, volume 11, ASM International, 2004.
- [6] ASM HANDBOOK, “*Fractography*”, Volume 12, ASM International 2004.
- [7] Ludvík Kunz , Petr Lukáš, Radomila Konečná, Stanislava Fintová, Institute of Physics of Materials, Academy of Sciences of the Czech Republic, , “*Casting defects and high temperature fatigue life of IN 713LC superalloy*”, Elsevier, International Journal of Fatigue 41 (2012) 47–51.
- [8] H. Kazempour-Liacy , S. Abouali , M. Akbari-Garakani, “*Failure analysis of a repaired gas turbine nozzle*”, Elsevier, Engineering Failure Analysis 18 (2011) 510–516.
- [9] Abbas-ali Malekbarmi, Shahab Zangeneh, Abdolreza Roshani, Islamic Azad University, Kermanshah Branch, Iran, “*Assessment of premature failure in a first stage gas turbine nozzle*”, Elsevier, Engineering Failure Analysis 18 (2011) 1262–1271.
- [10] Z. Mazur , A. Hernandez-Rossette, R. Garcia-Illescas, A. Luna-Ramirez, Instituto de Investigaciones Electricas, Av. Reforma, “*Failure analysis of a gas turbine nozzle*”, Elsevier, Engineering Failure Analysis 15 (2008) 913–921.
- [11] Zhenyu Liu, Wei Gao, Karl Dahm and Fuhui Wang, Department of Chemical and Materials Engineering The University of Auckland, New Zealand, “*THE EFFECT OF COATING GRAIN SIZE ON THE SELECTIVE OXIDATION BEHAVIOUR OF Ni-Cr-Al ALLOY*”, Elsevier Science Ltd, Scripta Materialia, Vol. 37, No. 10, 1997
- [12] Rolls Royce Technical Publication Department, “*The Jet Engine*” 5<sup>th</sup> edition, Chapter 22 Manufacture, 1996
- [13] Göran Sjöberg, Volvo Aero Corporation, “*Aircraft Engine Structure Materials*”, Nato/R&T Organisation, RTO-EN-AVT-207, 2008.
- [14] Γιάννης Δ. Χρυσουλάκης, Καθηγητής ΕΜΠ, Δημήτρης Ι. Παντελής, Αναπληρωτής Καθηγητής ΕΜΠ, “*Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών*”, Αθήνα 2003.

[15] [https://en.wikipedia.org/wiki/Scanning\\_electron\\_microscope](https://en.wikipedia.org/wiki/Scanning_electron_microscope) Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης.

[16] [https://en.wikipedia.org/wiki/Lycoming\\_T53](https://en.wikipedia.org/wiki/Lycoming_T53) Κινητήρας Lycoming T 53.

[17] Jane's "Aero-Engines", JAEng – Issu5 15, March 2004.

[18] Defence metals information center, Batelle Memorial Institute, Columbus, Ohio, "Current and future usage of materials in aircraft gas turbine engines", February 1, 1970, DMIC Memorandum 245.

[19] <http://www.haynesintl.com/alloys/ally-portfolio /High-temperature-Alloys/HASTELLOY-X-ally/HASTELLOY-X-principal-features.aspx> Προδιαγραφές Hastelloy X.

[20] US Army Aviation Logistics School, Subcourse No. AL0993 "Army Aircraft Gas Turbine Engines", Chapter 4.

[21] [https://www.nickelinstitute.org/~media/Files/TechnicalLiterature/Alloy713C\\_337\\_.ashx](https://www.nickelinstitute.org/~media/Files/TechnicalLiterature/Alloy713C_337_.ashx) Προδιαγραφές Alloy 713C.