



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

Τίτλος διπλωματικής

Μελέτη της επίδρασης της μικροδομής, των ιδιοτήτων και των συνθηκών
κατεργασίας στην αντοχή και τα χαρακτηριστικά θραύσης σε χάλυβες

Μενεγάκης Αλέξιος

Η παρούσα διπλωματική εργασία υπεβλήθη για την εκπλήρωση μέρους των απαιτήσεων για την
απόκτηση του Διπλώματος Μηχανολόγου Μηχανικού.

Βόλος 2021

Περίληψη

Στην παρούσα διπλωματική εργασία, εξετάστηκαν με βιβλιογραφική ανασκόπηση χαρακτηριστικά θραύσης σε βασικούς τύπους χαλύβων όπως χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης και ανοξείδωτοι χάλυβες, σε πειράματα μονοαξονικού εφελκυσμού. Τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν είχαν αρχική μικρορωγμή που δημιουργήθηκε με επαναλαμβανόμενο φορτίο (κόπωση).

Αρχικά, παρουσιάζεται ένα θεωρητικό υπόβαθρο από το πεδίο της μηχανικής των θραύσεων και περιγράφονται βασικά χαρακτηριστικά ελαστικής και ελαστοπλαστικής θραύσης. Επίσης γίνεται αναφορά στην ονοματολογία των χαλύβων ώστε να διακριθούν αλλά και σε δοκιμές προσδιορισμού της δυσθραυστότητας τους.

Κατόπιν, εξήχθησαν συγκριτικά αποτελέσματα για τους εξεταζόμενους χάλυβες ως προς την αντοχή τους θραύση και τους παράγοντες που επιδρούν σε αυτή.

Τέλος, διατυπώνονται ορισμένα σχόλια και συμπεράσματα ως απόρροια της έρευνας στην παρούσα διπλωματική εργασία.

Πίνακας περιεχομένων

Σελ.

Εισαγωγή	1
Κεφάλαιο 1° : Βιβλιογραφική ανασκόπηση θεωρίας των θραύσεων	2
1.1 Μηχανική των θραύσεων	2
1.2 Μηχανική γραμμικής ελαστικής θραύσης (Linear elastic fracture mechanics).....	3
1.2.1 Ανάλυση τάσεων στο ρήγμα	4
1.2.2 Συντελεστής έντασης τάσεων	5
1.2.3 Επίδραση του μεγέθους δοκιμίου	6
1.2.4 Θραύση επίπεδης παραμόρφωσης	7
1.3 Ρυθμός έκλυσης ενέργειας (Energy release rate)	10
1.4 Μηχανική ελαστοπλαστικής θραύσης	12
1.4.1 Παράμετρος CTOD	12
1.4.2 Ολοκλήρωμα J	13
1.5 Μηχανισμοί θραύσης μετάλλων	15
1.6 Θερμοκρασία μετάβασης	18
1.7 Δυναμική μηχανική θραύσεων (Dynamic fracture mechanics)	19
1.8 Αριθμητικές μέθοδοι (Numerical techniques)	19
Κεφάλαιο 2° : Βασικοί τύποι χαλύβων	20
2.1 Ανοξειδωτοι χάλυβες	20
2.1.1 Ταξινόμηση ανοξειδωτων χαλύβων.....	20
2.2 Χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης.....	23
2.3 Ονοματολογία χαλύβων.....	24
2.4 Επίδραση των στοιχείων κραμάτωσης στους χάλυβες.....	26
Κεφάλαιο 3° : Δοκιμές αντοχής χαλύβων σε θραύση	28
3.1 Μέθοδος Charpy.....	28
3.2 Δοκιμή CTOD.....	29
3.3 Δοκιμή J.....	30
3.4 Δοκιμή K_{Ic}	31
Κεφάλαιο 4°: Αποτελέσματα βιβλιογραφικής ανασκόπησης	33
4.1 Επίδραση παραγόντων στην θερμοκρασία μετάβασης.....	33
4.1.1 Η επίδραση της μικροδομής στην θερμοκρασία μετάβασης.....	33
4.1.2 Η επίδραση της γεωμετρίας στην θερμοκρασία μετάβασης.....	35
4.1.3 Η επίδραση της σύστασης στην θερμοκρασία μετάβασης	35
4.1.4 Η επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης στη θερμοκρασία μετάβασης	38
4.2 Επίδραση του πάχους του δοκιμίου στην δυσθραυστότητα	38
4.3 Επίδραση της τριαξονικότητας στο άκρο της ρωγμής στην παράμετρο CTOD (δυσθραυστότητα)	40
4.4 Επίδραση του μεγέθους κόκκου στην τιμή της δυσθραυστότητας	42
4.5 Σχέση δυσθραυστότητας – θερμοκρασίας (για χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης)	45
4.6 Επίδραση του ρυθμού φόρτισης στην δυσθραυστότητα	45

4.7 Συσχέτιση μεταξύ δυσθραυστότητας και αντοχής σε θραύση με κρούση	46
4.8 Συσχέτιση ορίου δυσθραυστότητας με την διάμετρο της πλαστικής ζώνης.	48
4.9 Συσχέτιση δυσθραυστότητας-σκληρότητας	48
4.10 Επίδραση του περιβάλλοντος λειτουργίας στην θραύση των χαλύβων	49
Κεφάλαιο 5^ο: Σχόλια-Συμπεράσματα	50
References-Βιβλιογραφία	53

Εισαγωγή

Η θραύση, είναι ένα πρόβλημα που αντιμετώπισε η κοινωνία από την στιγμή που ο άνθρωπος ξεκίνησε να φτιάχνει κατασκευές. Η πρώτη αρχειοθετημένη καταγραφή του προβλήματος της θραύσης επισημάνθηκε από τον 6^ο βασιλιά της δυναστείας των Χαμουραμί περί τα 1754 πΧ. Για τον λόγο αυτό θέσπισε και μια σειρά νόμων που σχεδιάστηκαν από την αστοχία λόγω θραύσης σε δημόσια κτήρια και συμπεριλήφθηκαν στον ιστορικά γνωστό Κώδικα της δυναστείας των Χαμουραμί.

Οι επιστημονικές γνώσεις σχετικά με την μηχανική των θραύσεων, βελτιώθηκαν αισθητά μετά τον Β Παγκόσμιο Πόλεμο. Λόγω της μεγάλης ανάπτυξης της τεχνολογίας και την πληθώρα μηχανολογικών εφαρμογών όπως αεροπλάνα, αυτοκίνητα έως και διαστημική τεχνολογία, η μηχανική των θραύσεων είναι ένα πεδίο που εξελίσσεται διαρκώς.

Η μηχανική των θραύσεων βασίζεται στον συνδυασμό τριών μεταβλητών:

- Του εφαρμοζόμενου τασικού πεδίου
- Του μεγέθους της ρωγμής
- Της δυσθραυστότητας

Όταν αστοχίες που παρουσιάζει το υλικό όπως μικρορωγμές και κενά μεγαλώσουν σε μέγεθος και τοποθετηθούν στον χώρο ως προς ένα σύστημα συντεταγμένων, τότε οι ασυνέχειες θα πρέπει να ληφθούν υπόψιν. Αυτές οι ασυνέχειες, οδηγούν σε ένα μακροσκοπικό ρήγμα το οποίο μπορεί να αναπτυχθεί πολύ γρήγορα, με αποτέλεσμα ολική αστοχία.

Αν και οι πρώτες προσεγγίσεις έχουν προσπαθήσει να προβλέψουν την θραύση αναλύοντας τη συμπεριφορά των ατομικών δεσμών, ο Griffith έδειξε το 1921 ότι πρέπει να δοθεί προσοχή στη συμπεριφορά μιας υπάρχουσας ρωγμής.

Κεφάλαιο 1° : Βιβλιογραφική ανασκόπηση θεωρίας των θραύσεων

1.1 Μηχανική των θραύσεων

Η μηχανική των θραύσεων είναι η επιστήμη που μελετά την εξέλιξη των ρωγμών στα υλικά. Βασίζεται στην ανάλυση της εντατικής κατάστασης στην αιχμή μιας μόνο ρωγμής. Θεωρητικές προσεγγίσεις έχουν διατυπωθεί και αναπτύσσονται πειραματικές τεχνικές, οι οποίες επιτρέπουν απαντήσεις σε ερωτήσεις όπως:

- Θα εξελιχθεί μια ρωγμή υπό δεδομένο φορτίο;
- Όταν εξελιχθεί μια ρωγμή, ποια είναι η ταχύτητα και η κατεύθυνση της;
- Θα σταματήσει η ανάπτυξη ρωγμών;
- Ποια είναι η αντοχή μιας κατασκευής (εξαρτήματος) σε συνάρτηση με το αρχικό μήκος ρήγματος και το φορτίο;
- Ποια είναι η σωστή συχνότητα επιθεώρησης;
- Πότε πρέπει να επισκευαστεί ή να αντικατασταθεί το εξάρτημα;

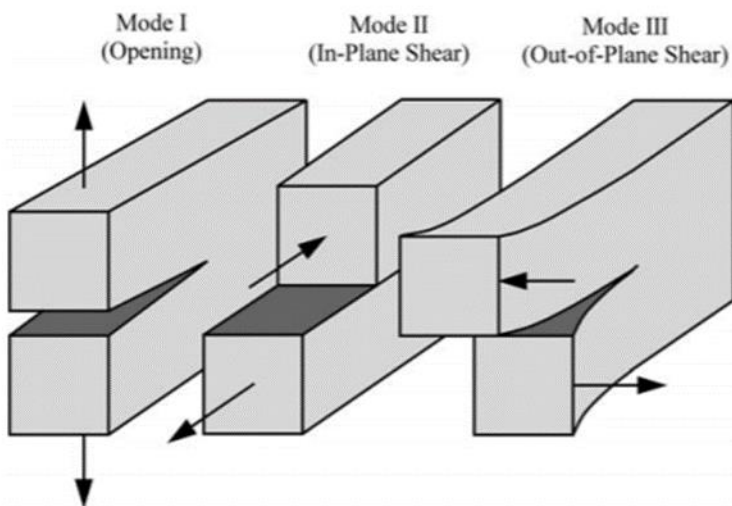
Αρκετοί τομείς της επιστήμης συμμετέχουν στην απάντηση αυτών των ερωτήσεων: επιστήμη υλικών και χημεία, θεωρητική και αριθμητική μαθηματική ανάλυση, πειραματική και θεωρητική μηχανική. ως αποτέλεσμα, το πεδίο της μηχανικής θραύσης μπορεί να υποδιαιρεθεί σε διάφορες εξειδικεύσεις, καθεμία με τις δικές του έννοιες, θεωρία και ορολογία.

Τύποι φόρτισης

Υπάρχουν τρεις τύποι φόρτισης που μπορεί να δεχθεί μια ρηγμάτωση.

- Ο πρώτος (Mode I), όπου η κύρια τάση εφαρμόζεται κάθετα στην επιφάνεια θραύσης (είναι και ο εφαρμοζόμενος στα πειράματα που εξετάζουμε στην παρούσα εργασία).
- Ο δεύτερος (Mode II) που αντιστοιχεί σε επίπεδη διάτμηση (in-plane shear) και τείνει να ολισθήσει την μια επιφάνεια θραύσης ως προς την άλλη
- Ο τρίτος τρόπος θραύσης (Mode III) όπου έχουμε διάτμηση εκτός επιπέδου (out-of plane shear).

Ένα ρηγματωμένο σώμα, μπορεί να φορτιστεί με οποιοδήποτε από τους προαναφερθέντες τρόπους, η με συνδυασμό τους.



Σχήμα 1: Οι τρεις τύποι φόρτισης που μπορούν να εφαρμοστούν σε μια μικρορωγμή [5].

1.2 Μηχανική γραμμικής ελαστικής θραύσης (Linear elastic fracture mechanics)

Ένας μεγάλος τομέας μηχανικής θραύσεων χρησιμοποιεί έννοιες και θεωρίες γραμμικού ελαστικού υλικού. Υπάρχουν δύο εναλλακτικοί μέθοδοι προσέγγισης της μηχανικής των θραύσεων και υπό συγκεκριμένες συνθήκες γραμμικότητας, οι δύο αυτοί τρόποι ανάλυσης είναι ισοδύναμοι:

A μέθοδος: Η ενεργειακή μέθοδος

Σύμφωνα με την ενεργειακή μέθοδο, θραύση συμβαίνει όταν η διαθέσιμη ενέργεια για την εξέλιξη της ρωγμής είναι επαρκής ώστε να ξεπεράσει την αντίσταση του υλικού. Με αυτή την προσέγγιση, ο ρυθμός έκλυσης ενέργειας G , ο οποίος ορίζεται ως ο ρυθμός της μεταβολής της δυναμικής ενέργειας συναρτήσει της επιφάνειας της ρωγμής για ένα ελαστικό γραμμικό υλικό, κατά την θραύση παίρνει μια κρίσιμη τιμή G_c (κρίσιμος ρυθμός έκλυσης ενέργειας) η οποία είναι ένα μέτρο της αντοχής σε θραύση του υλικού. Η παραπάνω μέθοδος γνωστή και ως κριτήριο του Griffith (καθολικό (global) γιατί ισχύει για μεγάλο όγκο υλικού) δηλώνει ότι η ανάπτυξη ρωγμών θα συμβεί, όταν υπάρχει αρκετή ενέργεια διαθέσιμη για να δημιουργήσει νέα επιφάνεια ρωγμών.

B μέθοδος: Ο συντελεστής έντασης τάσεων

Η θραύση, μπορεί επίσης να βασίζεται στην εντατική κατάσταση στο άκρο της ρωγμής (crack tip). Αυτή η εντατική κατάσταση μπορεί να προσδιοριστεί αναλυτικά και χαρακτηρίζεται από τον συντελεστή έντασης τάσεων K (stress intensity factor). Κάθε συνιστώσα των τάσεων είναι ανάλογη με μια σταθερά K . Ο συντελεστής έντασης τάσεων θα αυξηθεί εάν αυξηθεί και το μακροσκοπικό φορτίο. Όταν το K φτάσει σε μια κρίσιμη τιμή, η ρωγμή μέσα συστατικό αρχίζει να μεγαλώνει. Αυτή η κρίσιμη τιμή ονομάζεται αντοχή σε θραύση ή δυσθραυστότητα K_{Ic} ή K_{Ic} (ο δείκτης I υποδηλώνει πρώτο τύπο φόρτισης), η οποία είναι εγγενές χαρακτηριστικό ενός υλικού και αντιπροσωπεύει την ικανότητα του υλικού να αντιστέκεται σε ασταθή διάδοση ρωγμών.

Υπάρχει μια σχέση μεταξύ της κρίσιμης ενέργειας Griffith και του συντελεστή έντασης τάσεων K:

$$G=K_I^2/E$$

όπου E το μέτρο ελαστικότητας του υλικού και άρα για τα γραμμικώς ελαστικά υλικά οι δύο τρόποι προσέγγισης που αναλύθηκαν είναι ουσιαστικά ισοδύναμοι. Το προκύπτουν κριτήριο ανάπτυξης ρωγμών αναφέρεται ως τοπικό (local), επειδή η προσοχή εστιάζεται σε ένα μικρό όγκο υλικού στο άκρο της ρωγμής. Η υπόθεση γραμμικής ελαστικής συμπεριφοράς υλικού οδηγεί σε άπειρες τάσεις στο άκρο της ρωγμής. Στην πραγματικότητα, αυτό προφανώς δεν είναι δυνατό: πλαστική παραμόρφωση θα συμβεί στην περιοχή των άκρων ρωγμών. Χρησιμοποιώντας κριτήρια (Von Mises, Tresca), μπορεί να προσδιοριστεί η πλαστική ζώνη του άκρου ρωγμών. Όταν αυτή η ζώνη είναι αρκετά μικρή (Small Scale Yielding, SSY), μπορούν να χρησιμοποιηθούν έννοιες LEFM.

1.2.1 Ανάλυση τάσεων στο ρήγμα

Για ορισμένους σχηματισμούς ρήγματος που υπόκεινται σε εξωτερικές δυνάμεις, είναι δυνατόν να εξαγάγουμε εκφράσεις κλειστής μορφής για τις τάσεις στο σώμα θεωρώντας ισότροπο γραμμικό ελαστικό υλικό. Εάν ορίσουμε ένα πολικό σύστημα συντεταγμένων με αρχή το άκρο του ρήγματος, μπορεί να δειχθεί ότι το τασικό πεδίο σε κάθε γραμμικό ελαστικό ρηγματομένο σώμα δίνεται από την εξής σχέση:

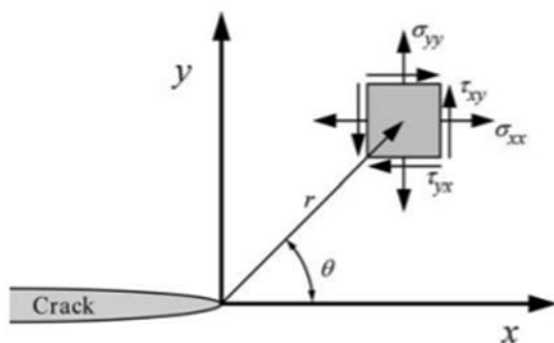
$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta)$$

σ_{ij} είναι ο τανυστής έντασης τάσεων (stress tensor)

Τα r και θ ορίζονται όπως φαίνεται στο παρακάτω σχήμα

k σταθερά

f_{ij} = αδιάστατη συνάρτηση του θ , και του θ



Σχήμα 2: Τασικό πεδίο στο άκρο του ρήγματος σε ένα ελαστικό υλικό [5].

Τα τασικά πεδία στο άκρο του ρήγματος σε ένα ισότροπο γραμμικό υλικό είναι για τους τρεις τρόπους

	Mode I	Mode II	Mode III
σ_{xx}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$	$-\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[2 + \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$	
σ_{yy}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$	$\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$	
τ_{xy}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$	$\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$	
σ_{zz}	0 (Plane stress) $\nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ (Plane strain)	0 (Plane stress) $\nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ (Plane strain)	$\tau_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)$
τ_{xz}, τ_{yz}	0	0	$\tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)$

Ενώ για τον συνδυασμό τρόπων φόρτισης ακολουθείται η επαλληλία των φορτίσεων κατά τον γενικό κανόνα:

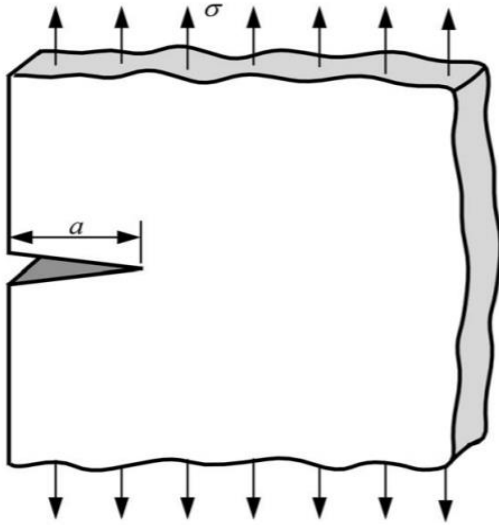
$$\sigma_{ij}^{(total)} = \sigma_{ij}^{(I)} + \sigma_{ij}^{(II)} + \sigma_{ij}^{(III)}$$

1.2.2 Συντελεστής έντασης τάσεων

Η αντοχή στη θραύση είναι μια ένδειξη της ποσότητας της τάσης που απαιτείται για να διαδώσει ένα προϋπάρχον ρήγμα (flaw). Προκειμένου για τον συντελεστή έντασης τάσεων να είναι χρήσιμος θα πρέπει να καθοριστεί το K από τα μακροσκοπικά φορτία (global loads) και την γεωμετρία. Λύσεις κλειστού τύπου για το K έχουν εξαχθεί από μια σειρά απλών σχηματισμών όπως για παράδειγμα σε δοκίμιο πλάκας και δίνεται από τον τύπο

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$$

Ο δείκτης I δηλώνει τύπο θραύσης I. Μπροστά από το σ συνήθως υπάρχει ένα νούμερο μεγαλύτερο της μονάδας ανάλογα με την γεωμετρία του ελεύθερου άκρου. Η ρωγμή φαίνεται στο παρακάτω σχήμα σε οριζόντια θέση.



Σχήμα 3: Άκρο ρήγματος σε μια ημιάπειρη πλάκα που υπόκειται σε μακροσκοπικό εφελκυστικό φορτίο [3].

Εάν θεωρήσουμε το παραπάνω διαμπερές ρήγμα σε μια πλάκα αλλά προσανατολισμένο κατά μια γωνία β με τον άξονα των τάσεων, τότε θα έχουμε συμμετοχή και των δύο τύπων φόρτισης I και II. Εάν επαναπροσδιορίσουμε τον άξονα συντεταγμένων για να συμπέσει με τον προσανατολισμό της ρωγμής βλέπουμε ότι η εφαρμοζόμενη τάση μπορεί να αναλυθεί σε ορθές και διατμητικές τάσεις. Επομένως, οι συντελεστές έντασης τάσεων να είναι για τους δύο τύπους φόρτισης:

- για τον τύπο φόρτισης I

$$K_I = \sigma_{yy} \sqrt{\pi a} = \sigma \cos^2(\beta) \sqrt{\pi a}$$

- για τον τύπο φόρτισης II

$$K_{II} = \tau_{xy} \sqrt{\pi a} = \sigma \sin(\beta) \cos(\beta) \sqrt{\pi a}$$

1.2.3 Επίδραση του μεγέθους δοκιμίου

Οι περισσότεροι σχηματισμοί για τους οποίους υπάρχει μια κλειστή μορφή του K , αποτελούνται από ένα ρήγμα με απλό σχήμα (πχ ορθογώνιο ή έλλειψη) σε μια πλάκα. Οι διαστάσεις της ρωγμής είναι αρκετά μικρές σε σχέση με το μέγεθος της πλάκας έτσι ώστε οι συνθήκες στο άκρο του ρήγματος να μην επηρεάζονται από τις συνοριακές συνθήκες της πλάκας. Όσο το μέγεθος της μικρορωγμής αυξάνεται, η καθώς οι διαστάσεις της πλάκας μειώνονται τα σύνορα της πλάκας αρχίζουν να επηρεάζουν τις συνθήκες στο άκρο του ρήγματος.

Ας θεωρήσουμε μία ρηγματωμένη πλάκα που ασκείται σε αυτή μακροσκοπική φόρτιση σ . Δεδομένου ότι μια εφελκυστική τάση δεν μπορεί να διαδοθεί δια μέσου μιας ρωγμής, οι δυναμικές γραμμές διαμορφώνονται γύρω από την ρωγμή, και άρα έχουμε μια τοπική συγκέντρωση τάσεων. Σε μια άπειρη

πλάκα, η δυναμική γραμμή σε μια απόσταση W από την κεντρική γραμμή της μικρορωγμής, έχει συνιστώσες στις x και y κατευθύνσεις. Εάν το πλάτος της πλάκας περιοριστεί σε $2W$, η δύναμη στον άξονα x , θα πρέπει να είναι μηδέν στο άκρο του ρήγματος. Αυτή η συνοριακή συνθήκη προκαλεί τις δυναμικές γραμμές να συμπιεστούν και αυτό έχει ως αποτέλεσμα την ενίσχυση του τασικού πεδίου στο άκρο του ρήγματος.

1.2.4 Θραύση επίπεδης παραμόρφωσης

Πειραματικά δεδομένα από πειράματα που διεξήχθησαν για τον προσδιορισμό της αντοχής σε θραύση, έδειξαν μια συσχέτιση του ορίου δυσθραυστότητας με το πάχος του δοκιμίου. Η εξήγηση που διατυπώθηκε αρχικά, ήταν ότι τα λεπτά δοκίμια, υπόκεινται σε επίπεδη ένταση στο άκρο της ρωγμής, ενώ τα πιο παχιά δοκίμια υπόκεινται σε επίπεδη παραμόρφωση. Η εντατική κατάσταση σε δύο άξονες (δισδιάστατο πρόβλημα), έδειξε μεγαλύτερη δυσθραυστότητα για το ίδιο υλικό απ'οτι όταν φορτίστηκε σε τρεις διαστάσεις. Η αστοχία στα λεπτά τμήματα, αναφέρεται ως θραύση λόγω επίπεδης έντασης (plane stress fracture), ενώ η αστοχία στα πιο παχιά τμήματα ως θραύση λόγω επίπεδης παραμόρφωσης (plane strain fracture). Μεγάλο μέρος της θεωρίας της κλασικής μηχανικής θραύσης βασίζεται σε δισδιάστατες προσεγγίσεις. Για παράδειγμα, η σχέση μεταξύ της K_I και ο ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας είναι αυστηρά σωστή μόνο για τις ειδικές περιπτώσεις επίπεδης παραμόρφωσης και επίπεδης έντασης. Υπάρχουν περιπτώσεις όπου ένα δισδιάστατο μοντέλο είναι κατάλληλο, αλλά υπάρχουν και άλλες περιπτώσεις όπου ένα δισδιάστατο μοντέλο δεν ανταποκρίνεται στην πραγματικότητα.

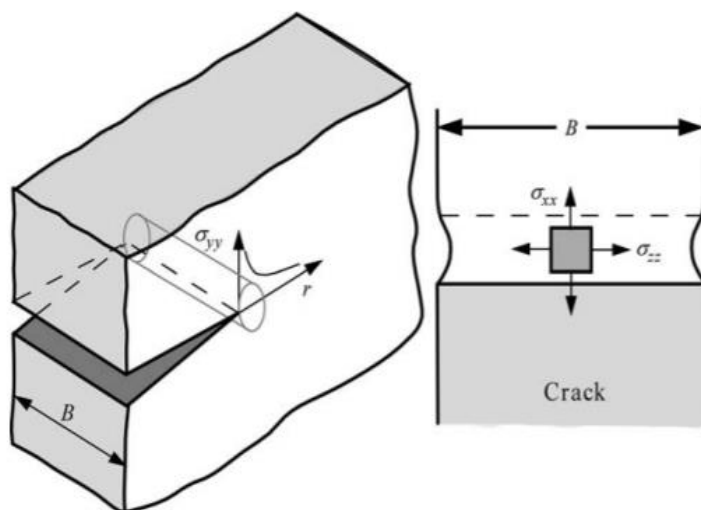
Κατά την δεκαετία του 1960, όταν οι μηχανισμοί επίπεδης παραμόρφωσης και επίπεδης έντασης ορίστηκαν για πρώτη φορά, μια λεπτομερής τρισδιάστατη ανάλυση της κατάστασης τάσης μπροστά από μια ρωγμή ήταν αδύνατον να περιγραφεί.

Σήμερα, οι τρισδιάστατες αναλύσεις πεπερασμένων στοιχείων των συστατικών με ρωγμές είναι αρκετά χρησιμοποιούμενες. Οι εξελίξεις στην τεχνολογία των υπολογιστών βοήθησαν σημαντικά στην κατανόηση της συμπεριφοράς του υλικού στην κορυφή της ρωγμής.

Αυτή η ενότητα εστιάζει σε μια ενημερωμένη προοπτική σχετικά με τη σχέση μεταξύ των διαστάσεων του δείγματος, της τριαξονικότητας του άκρου της ρωγμής και της αντοχής θραύσης.

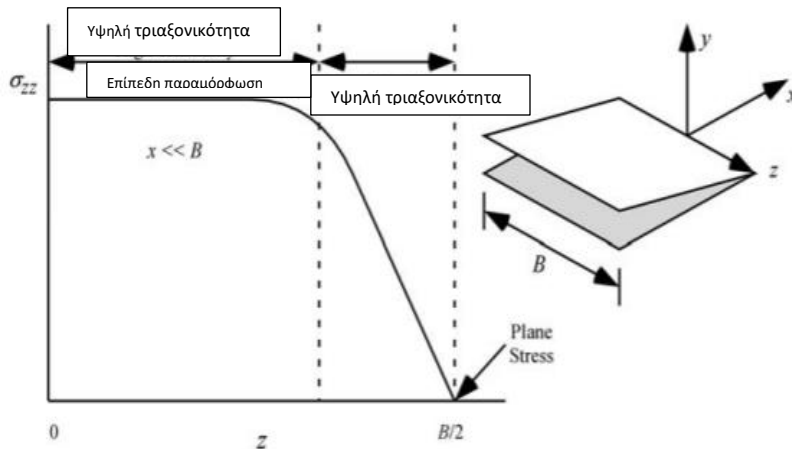
Τριαξονικότητα στο άκρο του ρήγματος

Θεωρούμε μια πλάκα με πάχος B που υπόκειται σε επίπεδη φόρτιση όπως φαίνεται στο σχήμα 18.



Σχήμα 4: Τρισδιάστατη απεικόνιση της παραμόρφωσης στο άκρο του ρήγματος. Η υψηλή κάθετη τάση που εφαρμόζεται στο άκρο του ρήγματος, προκαλεί συστολή του υλικού κοντά στην επιφάνεια, αλλά το υλικό στο εσωτερικό έχει κινηματικό περιορισμό με αποτέλεσμα την εμφάνιση τριαξονικότητας [3].

Εάν δεν υπήρχε η ρωγμή, η πλάκα θα ήταν σε κατάσταση επίπεδης έντασης. Επομένως, περιοχές της πλάκας που είναι αρκετά μακριά από το άκρο της ρωγμής, θα πρέπει και αυτές να φορτιστούν επίπεδα. Το υλικό στην περιοχή του άκρου της ρωγμής, έχει μεγαλύτερες τάσεις από το περιβάλλον υλικό. Λόγω της μεγάλης κάθετης τάσης προς την επιφάνεια θραύσης, το υλικό προσπαθεί να συρρικνωθεί στις x και z κατευθύνσεις αλλά αποτρέπει από το περιβάλλον υλικό. Αυτός ο περιορισμός προκαλεί μια τριαξονική κατάσταση έντασης κοντά στο άκρο της ρωγμής. Το σχήμα που ακολουθεί είναι μια αναπαράσταση της τάσης σ_{zz} . Στο εσωτερικό της πλάκας, η τάση στην z συνιστώσα και άρα το επίπεδο τριαξονικότητας που προκαλείται από την μη αμελητέα επίδραση της σ_{zz} είναι υψηλό. Η εντατική κατάσταση στην κεντρική περιοχή είναι ουσιαστικά επίπεδη παραμόρφωση σε αποστάσεις από το άκρο της ρωγμής που είναι μικρές συγκρινόμενες με το πάχος της πλάκας. Κοντά στην ελεύθερη επιφάνεια, η τριαξονικότητα του τασικού πεδίου είναι χαμηλότερη αλλά μια κατάσταση καθαρής επίπεδης έντασης υπάρχει μόνο στην ελεύθερη επιφάνεια.



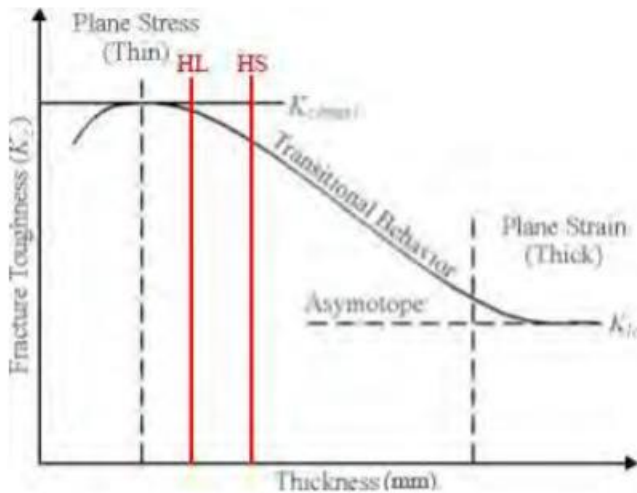
Σχήμα 5: Απεικόνιση της τάσης και ποιοτική αναπαράσταση της παραμόρφωσης κατά μήκος του πάχους του δοκιμίου σε ένα σημείο στο άκρο του ρήγματος [3].

Το υλικό κοντά στο άκρο της ρωγμής παρουσιάζει υψηλή τριαξονικότητα. Επομένως, οι συνθήκες επίπεδης έντασης βρίσκονται μακριά από το άκρο ρωγμής, αλλά η κατάσταση έντασης κοντά στο άκρο της ρωγμής είναι ουσιαστικά επίπεδη παραμόρφωση στο εσωτερικό της πλάκας. Η κατάσταση έντασης μπορεί να έχει σημαντική επίδραση στην επιφάνεια θραύσης ενός υλικού.

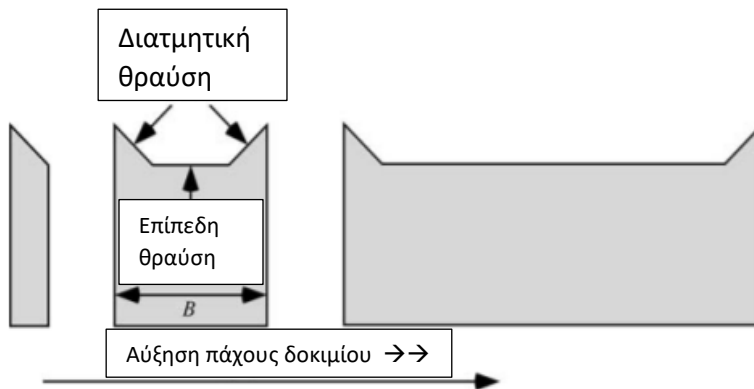
Επίδραση του πάχους του δοκιμίου στην δυσθραυστότητα

Το σχήμα που ακολουθεί, δείχνει ένα διάγραμμα που απεικονίζει την επίδραση του πάχους στην δυσθραυστότητα ενός κράματος. Οι τιμές K_{crit} μειώνονται με το πάχος του δοκιμίου έως ότου επιτευχθεί ένα πλατό δυσθραυστότητας όπου οι τιμές της θα είναι σχεδόν αμετάβλητες σε περισσότερη αύξηση του πάχους. Αυτό το ασυμπτωματικό φαινόμενο χαρακτηρίζεται από το σύμβολο K_{Ic} και αναφέρεται ως όριο δυσθραυστότητας σε επίπεδες συνθήκες.

Η τιμή K_{Ic} θεωρείται ότι είναι ανεξάρτητη από το μέγεθος δοκιμίου, αλλά είναι μια ιδιότητα υλικού. Τη μείωση της δυσθραυστότητας όταν το πάχος αυξάνεται την παρατηρούμε πιο πολύ σε υλικά με όλκιμη θραύση (microvoid coalescence). Σε αυτές τις περιπτώσεις, η ρηγμάτωση εξελίσσεται πιο πολύ στο κέντρο του δοκιμίου σε περιοχές με μεγάλη τριαξονικότητα. Η ρηγμάτωση που εξελίσσεται στις εξωτερικές περιοχές του δοκιμίου, καθυστερεί και συμβαίνει σε μια γωνία 45° ως προς την εφαρμοζόμενη μακροσκοπική τάση. Η τελική επιφάνεια θραύσης, χαρακτηρίζεται από μια επίπεδη περιοχή στο κέντρο και 45° διατμητικά χείλη (shear lips) με κλίση 45° στα άκρα.



Σχήμα 6: Ποσοτική απεικόνιση πειραματικών δεδομένων και συσχέτιση του πάχους του δοκιμίου με το κρίσιμο όριο δυσθραυστότητας K_{Ic} για κρματωμένο χάλυβα x70 (χάλυβας κατασκευής αγωγών) [42].



Σχήμα 7: Επίδραση του πάχους του δοκιμίου σε υλικά που παρουσιάζουν όλκιμη θραύση [3]

Το όριο δυσθραυστότητας μειώνεται όταν το πάχος των δοκιμίων αυξάνεται και το πεδίο τάσεων-παραμορφώσεων στο άκρο του ρήγματος αρχίζει να αλλάζει από επίπεδη ένταση σε επίπεδη παραμόρφωση [1].

Σύμφωνα με την ανάλυση του πεδίου τάσεων-παραμορφώσεων στο άκρο του ρήγματος και από τα αποτελέσματα των πειραμάτων για τον προσδιορισμό του ορίου δυσθραυστότητας, ένα εμπειρικό μοντέλο ορίου δυσθραυστότητας- πάχους δοκιμίου δημιουργήθηκε.

Όταν το πάχος του δείγματος αυξάνεται, η αντοχή σε θραύση τείνει να είναι σταθερή και αγγίζει μια ελάχιστη τιμή, που δεν επηρεάζεται από το πάχος. Αυτή η τιμή ονομάζεται K_{Ic} ή όριο δυσθραυστότητας. Ο δείκτης I υποδηλώνει τύπο θραύσης I .

Η σχέση της δυσθραυστότητας με το πάχος του δοκιμίου φαίνεται και από τον τύπο [3]:

$$K_{Ic} = \frac{P}{BW^{1/2}} \cdot f(a/W),$$

όπου P = το φορτίο σε συνθήκες αστάθειας

B = πάχος του δοκιμίου

W = Πλάτος του δοκιμίου

$f(a/W)$ = Γεωμετρικός παράγοντας του μήκους ρήγματος (a) ως προς το πλάτος (W)

Με την αύξηση του πάχους, η εντατική κατάσταση μεταβάλλεται από επίπεδη ένταση σε επίπεδη παραμόρφωση.

1.3 Ρυθμός έκλυσης ενέργειας (Energy release rate)

Στη μηχανική θραύσης, ο ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας G , είναι ο ρυθμός με τον οποίο η ενέργεια μετατρέπεται καθώς στο υλικό συμβαίνει θραύση [25]. Μαθηματικά, εκφράζεται ως η μείωση της συνολικής δυναμικής ενέργειας ανά αύξηση στην επιφάνεια της θραύσης και εκφράζεται συνεπώς σε όρους ενέργειας ανά μονάδα επιφάνειας.

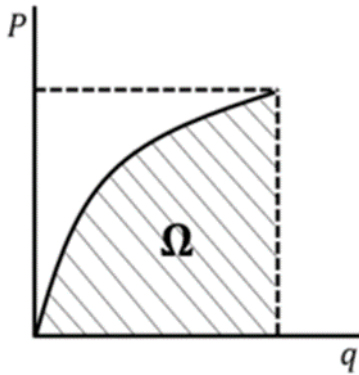
Ο ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας ορίζεται ως η ακαριαία απώλεια της συνολικής δυναμικής ενέργειας (potential energy) Π ανά μοναδιαία επιφάνεια ανάπτυξης ρήγματος s [45] και δίνεται από τον τύπο:

$$G \equiv -\frac{\partial \Pi}{\partial s}$$

Όπου η συνολική δυναμική ενέργεια γράφεται συναρτήσει της συνολικής ενέργειας παραμόρφωσης (strain energy) Ω , της επιφανειακής φόρτισης (surface traction) t , της μετατόπισης (displacement) u και της δύναμης του σώματος (body force) b ως εξής:

$$\Pi = \Omega - \left\{ \int_{S_t} t * u \, ds + \int_V b * u \, dV \right\}$$

Το παρακάτω σχήμα παριστάνει το εξωτερικό φορτίο συναρτήσει της μετατόπισης ενός σημείου που φορτίζεται. Το εμβαδόν κάτω από την καμπύλη είναι η ενέργεια παραμόρφωσης. Το μη γραμμοσκιασμένο τμήμα ονομάζεται συμπληρωματική ενέργεια. Σε περίπτωση γραμμικού ελαστικού υλικού η καμπύλη είναι ευθεία γραμμή και η ενέργεια παραμόρφωσης ισούται με τη συμπληρωματική ενέργεια.



Σχήμα 8: Διάγραμμα φορτίου-μετατόπισης. Η γραμμοσκιασμένη περιοχή είναι η ενέργεια παραμόρφωσης [45]

Η ενέργεια παραμόρφωσης, μπορεί να εκφραστεί ως συνάρτηση της μετατόπισης και της επιφάνειας του ρήγματος και άρα $\Omega = \Omega(q, s)$, [22].

Συνεπώς, ο ρυθμός έκλυσης ενέργειας G γράφεται

$$G = - \frac{\partial}{\partial s} \Big|_P (\Omega - Pq)$$

Εάν το υλικό είναι γραμμικό ελαστικό τότε $\Omega = \frac{Pq}{2}$ και άρα

$$G = \frac{\partial \Omega}{\partial s} \Big|_P$$

Σε περίπτωση δυσδιάστατου προβλήματος, η μεταβολή της επιφάνειας του ρήγματος είναι ουσιαστικά η μεταβολή στο μήκος του ρήγματος επί το πάχος του δοκιμίου B . Άρα $\partial s = B \partial a$ και επομένως

$$G = - \frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a} \Big|_P (\Omega - Pq)$$

Όπου για γραμμικό ελαστικό υλικό η παραπάνω σχέση γίνεται

$$G = \frac{1}{B} \frac{\partial \Omega}{\partial a} \Big|_P$$

Η ενέργεια παραμόρφωσης, μπορεί να κανονικοποιηθεί ως προς το πάχος του δοκιμίου θεωρώντας $U = \Omega/B$ και άρα έχουμε για γραμμικό ελαστικό υλικό

$$G = \frac{\partial U}{\partial a} \Big|_P$$

Το φορτίο P , μπορεί να αντικατασταθεί από την μετατόπιση u και άρα μπορούμε να γράψουμε

$G = \frac{\partial U}{\partial a} \Big|_u$ όπου U είναι η ελαστική ενέργεια του υλικού, και α το μήκος του ρήγματος

Ο Irwin, έδειξε ότι για τύπο φόρτισης I ο ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας G και ο συντελεστής έντασης τάσεων συνδέονται ως εξής για γραμμικώς ελαστικό υλικό:

$$G = G_I = \begin{cases} \frac{K_I^2}{E} & \text{για επίπεδη ένταση} \\ \frac{(1 - \nu^2)K_I^2}{E} & \text{για επίπεδη παραμόρφωση} \end{cases}$$

Όπου E είναι το μέτρο ελαστικότητας, ν είναι ο λόγος Poisson, K_I είναι ο συντελεστής έντασης των τάσεων σε θραύση υπό τον τύπο φόρτισης I.

1.4 Μηχανική ελαστοπλαστικής θραύσης

Όταν πλαστική ζώνη στο άκρο της ρωγμής είναι πολύ μεγάλη, τα πεδία τάσης και παραμόρφωσης δεν μπορούν να περιγραφούν από την ελαστική θεωρία (LEFM). Αυτό συμβαίνει επίσης όταν η συμπεριφορά του υλικού είναι μη γραμμική ελαστική (π.χ. πολυμερή και σύνθετα υλικά). Τα κριτήρια ανάπτυξης ρωγμών δεν μπορούν πλέον να διατυπωθούν με τον συντελεστή έντασης τάσεων (stress intensity factor). Στην ελαστοπλαστική θραυσεομηχανική (Elastic-Plastic Fracture Mechanics (EPFM) ή στην μη γραμμική θραυσεομηχανική (Non-Linear Fracture Mechanics (NLFM)), διατυπώνονται κριτήρια, με βάση τις παραμέτρους CTOD και J-integral [24].

Οι δύο παράμετροι που υπεισέρχονται στην ελαστοπλαστική θεωρία ως κριτήρια δυσθραυστότητας και περιγράφουν τις συνθήκες στο άκρο του ρήγματος, ο CTOD (crack-tip-opening displacement) και το ολοκλήρωμα J (J contour integral) θα χρησιμοποιηθούν για την μαθηματική ανάλυση των πειραματικών δοκιμών για την μέτρηση του ορίου δυσθραυστότητας.

1.4.1 CTOD

Ιστορικά, η πρώτη παράμετρος για τον προσδιορισμό της αντοχής σε θραύση στην ελαστο-πλαστική περιοχή ήταν η CTOD (crack tip opening displacement) και καθορίστηκε από τον Wells. Ο CTOD ή δ_t είναι η απόσταση μεταξύ των απέναντι όψεων ενός άκρου ρωγμής στη θέση που το διάκενό τους είναι 90°. Η θέση πίσω από το άκρο της ρωγμής στην οποία μετράται η απόσταση είναι αυθαίρετη, αλλά αυτό που συνήθως χρησιμοποιείται είναι το σημείο όπου δύο γραμμές 45°, που ξεκινούν από το άκρο της ρωγμής, τέμνουν τις όψεις της ρωγμής [56]. Η παράμετρος χρησιμοποιείται στη μηχανική θραύσης για τον χαρακτηρισμό της φόρτισης σε μια ρωγή και μπορεί να σχετίζεται με άλλες παραμέτρους φόρτισης του άκρου μιας ρωγμής, όπως ο παράγοντας έντασης τάσης K και το ολοκλήρωμα J.

Για επίπεδη ένταση, η παράμετρος CTOD μπορεί να γραφτεί ως [17], [20]:

$$\delta_t = \left(\frac{8\sigma_{ys} a}{\pi E} \right) \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma^\infty}{2\sigma_{ys}} \right) \right]$$

Όπου σ_{ys} είναι το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό, a είναι το μήκος της ρωγμής, E είναι το μέτρο ελαστικότητας και σ_{∞} είναι η μακροσκοπική τάση.

Συσχέτιση CTOD με K

Η παράμετρος CTOD μπορεί να συσχετιστεί με το K μέσω του τύπου [5]:

$$\delta_t = \frac{4}{\pi} \frac{K^2}{m\sigma_y E}$$

Όπου σ_y είναι το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό, E είναι το μέτρο ελαστικότητας, $m=1$ για επίπεδη ένταση και $m=2$ για επίπεδη παραμόρφωση.

Συσχέτιση CTOD με ολοκλήρωμα J

Ισχύει ο τύπος [36], [7]:

$$\delta_t = d_n \frac{J}{\sigma_y}$$

Όπου η μεταβλητή d_n κυμαίνεται από 0.3 έως 0.8

1.5.2 Ολοκλήρωμα J (J-integral)

Το ολοκλήρωμα J είναι ένας τρόπος υπολογισμού του ρυθμού απελευθέρωσης ενέργειας παραμόρφωσης (strain energy release rate), ή του έργου (ενέργεια) ανά μονάδα επιφάνειας θραύσης σε ένα υλικό. Η θεωρητική ιδέα του ολοκληρώματος J αναπτύχθηκε το 1967 από τον GP Cherepanov και ανεξάρτητα το 1968 από τον James R. Rice που έδειξε ότι ένα ολοκλήρωμα της ενέργειας (energetic contour path integral) ήταν ανεξάρτητο από τη διαδρομή γύρω από μια ρωγμή. Το ολοκλήρωμα αυτό ονομάστηκε ολοκλήρωμα J.

Οι πειραματικές μέθοδοι που αναπτύχθηκαν χρησιμοποιώντας το ολοκλήρωμα J επέτρεψαν τη μέτρηση των κρίσιμων ιδιοτήτων θραύσης σε μεγέθη δείγματος που είναι πολύ μικρά για να είναι έγκυρη η Γραμμική Ελαστική Θραύση Μηχανικής (LEFM). Έτσι, προσδιορίστηκε η αντοχή σε θραύση από την κρίσιμη τιμή της ενέργειας θραύσης J_{Ic} , η οποία καθορίζει το σημείο στο οποίο συμβαίνει πλαστική διαρροή μεγάλης κλίμακας κατά τη διάρκεια της διάδοσης του ρήγματος υπό τύπο φόρτισης I.

Μαθηματικά γράφεται [8]:

$$J := \int_{\Gamma} \left(W dx_2 - \mathbf{t} \cdot \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial x_1} ds \right) = \int_{\Gamma} \left(W dx_2 - t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right)$$

Όπου $W(x_1, x_2)$ είναι η πυκνότητα της ενέργειας παραμόρφωσης, x_1, x_2 είναι οι συντεταγμένες σε ένα ορθοκανωνικό σύστημα αξόνων, $\mathbf{t} = [\boldsymbol{\sigma}]\mathbf{n}$ είναι το διάνυσμα της φόρτισης στην επιφάνεια, \mathbf{n} είναι το

κάθετο διάνυσμα στο μονοπάτι Γ , $[\boldsymbol{\sigma}]$ είναι ο τανυστής των τάσεων του Cauchy και \mathbf{u} είναι το διάνυσμα της μετατόπισης.

Η πυκνότητα της ενέργειας παραμόρφωσης δίνεται από τον ακόλουθο τύπο

$$W = \int_0^{[\boldsymbol{\varepsilon}]} [\boldsymbol{\sigma}] : d[\boldsymbol{\varepsilon}] ; [\boldsymbol{\varepsilon}] = \frac{1}{2} [\boldsymbol{\nabla}\mathbf{u} + (\boldsymbol{\nabla}\mathbf{u})^T]$$

Συσχέτιση ολοκληρώματος J με K

Για ισότροπα, τέλεια ψαθυρά, γραμμικά ελαστικά υλικά, το ολοκλήρωμα J μπορεί να σχετίζεται άμεσα με την αντοχή στη θραύση εάν η ρωγμή εκτείνεται ευθεία μπροστά σε σχέση με τον αρχικό της προσανατολισμό.

Για τύπο φόρτισης I αυτή η σχέση είναι

$$J_{Ic} = G_{Ic} = K_{Ic}^2 \left(\frac{1 - \nu^2}{E} \right)$$

Όπου G_{Ic} είναι ο κρίσιμος ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας, K_{Ic} το όριο δυσθραυστότητας για τύπο φόρτισης I, ν είναι ο λόγος Poisson και E το μέτρο ελαστικότητας του υλικού.

Για ελαστοπλαστικά υλικά, το ολοκλήρωμα J διακρίνεται σε μία ελαστική και μία μη ελαστική συνιστώσα.

$$J = J_{el} + J_{pl}$$

Το ελαστικό μέρος υπολογίζεται από την παραπάνω ελαστική λύση όπου

$$K_I = \frac{P}{\sqrt{WBB_N}} f(a/W, \dots)$$

B είναι το πάχος του δοκιμίου χωρίς πλευρική εγκοπή και B_N το πάχος του δοκιμίου υπολογίζοντας και την πλευρική εγκοπή

Το ελαστοπλαστικό μέρος υπολογίζεται από τον τύπο

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{B_N b_o}$$

Όπου $n=2$ για ένα δοκίμιο τυποποίησης κατά SENB, b_o είναι η διαφορά του πάχους του δοκιμίου και της αρχικής ρωγμής (φέρουσα διατομή), A_{pl} είναι το εμβαδόν κάτω από την καμπύλη φορτίου - μετατόπισης.

1.5 Μηχανισμοί θραύσης μετάλλων

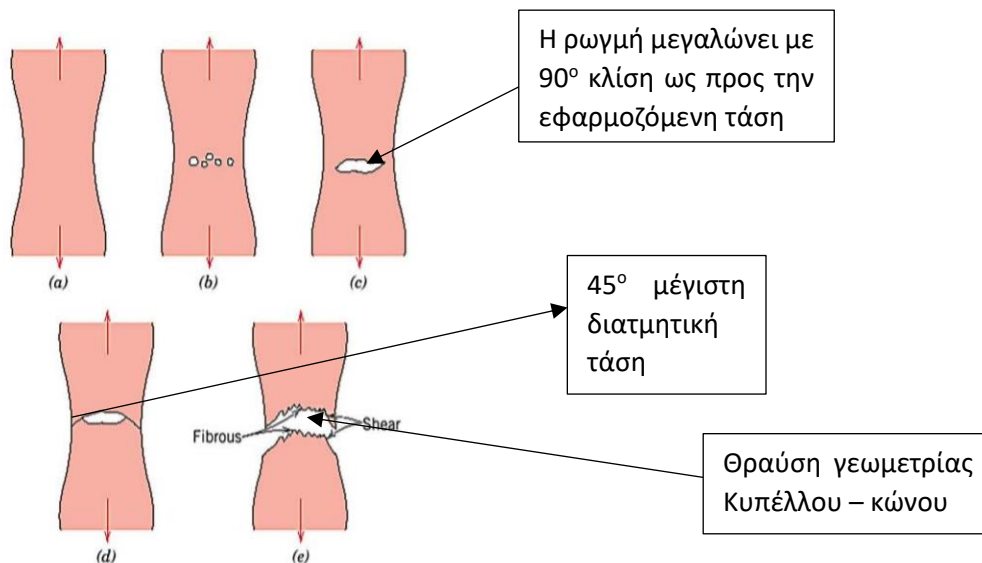
Η θραύση στους χάλυβες, διακρίνεται ανάλογα με την ολκιμότητα σε όλκιμη και ψαθυρή και ανάλογα με την διάδοση του ρήγματος σε διακρυσταλλική (transgranular) ή περικρυσταλλική (intergranular) θραύση.

Διατμητική θραύση (Shearing fracture)

ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΣ: Μακροσκοπικές ατέλειες δρουν ως σημεία συγκέντρωσης τάσεων και άρα έχουμε την ανάπτυξη τοπικά επαγόμενων τάσεων μεγαλύτερων του ορίου διαρροής που με την σειρά τους προκαλούν τοπικές πλαστικές παραμορφώσεις και οδηγούν στην ανάπτυξη ρωγμών στο δοκίμιο.

Συνοπτικά, τα στάδια όλκιμης θραύσης σε δοκίμιο που υπόκειται σε μονοαξονικό εφελκυσμό φαίνονται σχηματικά παρακάτω και είναι:

(a) Αρχική στένωση του δοκιμίου, (b) Σχηματισμός μικρών κοιλοτήτων, (c) Συνένωση κοιλοτήτων και σχηματισμός ρωγμής, (d) Ανάπτυξη ρωγμής και (e) Τελική διατμητική θραύση σε γωνία 45° ως προς τη διεύθυνση της τάσης. Ουσιαστικά είναι θραύση που ακολουθεί μια έντονη πλαστική παραμόρφωση στα όλκιμα υλικά [40].



Σχήμα 9: στάδια όλκιμης θραύσης σε δοκίμιο με γεωμετρία Κυπέλλου – κώνου [47]

Τα μεταλλικά κράματα, περιέχουν διασπορές φάσεων με την μορφή σωματιδίων διαφόρων μορφών και μεγεθών οι οποίες προέρχονται είτε από καθίζηση, (πχ καρβίδια, νιτρίδια, ενδομεταλλικές ενώσεις) είτε αποτελούν εγκλείσματα (πχ σουλφίδια και οξειδία). Με την πλαστική παραμόρφωση, τα σωματίδια αυτά είτε θραύονται είτε αποκολλώνται από την μήτρα επειδή δεν μπορούν να συγχρονιστούν με την παραμόρφωσή της. Και στις δύο περιπτώσεις σχηματίζονται κενά (voids). Στην συνέχεια με την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης, τα κενά μεγαλώνουν και τελικά σχηματίζουν ρωγμή αφού πρώτα συννενοθούν. Η μικροσκοπική εμφάνιση της όλκιμης θραύσης χαρακτηρίζεται από μικρές κοιλοότητες (dimples) μέσα στις οποίες παραμένουν τα σωματίδια από τα οποία προήλθαν οι μικροσπές. Η όλκιμη θραύση είναι θραύση υψηλής ενέργειας και συμβαίνει με μεγάλη πλαστική παραμόρφωση σε αντίθεση με την ψαθυρή.

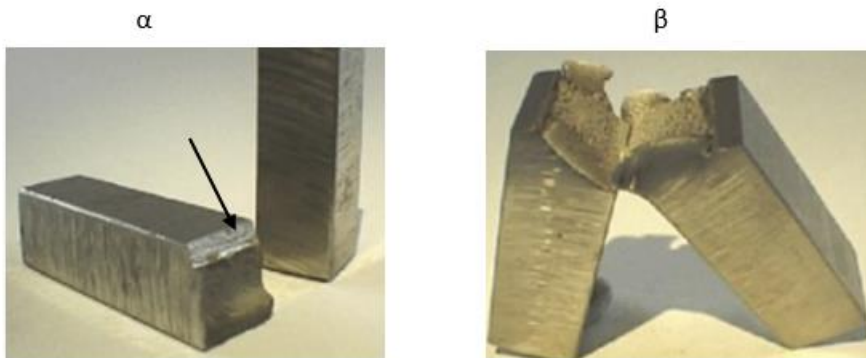
Ψαθυρή θραύση (Brittle fracture)

ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΣ: Είναι διαδικασία που εξελίσσεται με πολύ μεγάλη ταχύτητα και υπάρχει μικρή ένδειξη μεταξύ της έναρξης της αποτυχίας και της πλήρους ρήξης. Όταν αρχίσει η θραύση, η μικρορωγμή διαδίδεται κάθετα προς τη διεύθυνση της εφαρμοζόμενης τάσης, χωρίς να απαιτείται προοδευτικά υψηλότερη τάση. Η ψαθυρή θραύση ελέγχεται από την ορθή τάση εφελκυσμού ως προς την επιφάνεια θραύσης και είναι το αποτέλεσμα της απόσπασης των ατόμων σε αντίθεση με την διάτμηση. Μπορεί να συμβεί όταν ο λόγος της εφελκυστικής τάσης προς την διατμητική είναι υψηλός. Για το λόγο αυτό, κατασκευές που υπόκεινται σε τριαξονική φόρτιση είναι πιο πιθανό να αστοχήσουν υπό ψαθυρή θραύση απ' ότι αυτές που υπόκεινται σε μονοαξονικό εφελκυσμό.

Είναι συνηθισμένο η θραύση να ξεκινά ταυτόχρονα από μικρορωγμές που βρίσκονται σε διαφορετικά επίπεδα στο υλικό. Τα {100} επίπεδα είναι τα συνηθέστερα κρυσταλλογραφικά επίπεδα ψαθυρής θραύσης σε BCC δομές. Οι FCC δομές δεν παρουσιάζουν χαρακτηριστικά ψαθυρής θραύσης. Στους χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης όπου έχουμε ψαθυρή θραύση, η λαμπερή εμφάνιση των κόκκων οφείλεται στο φως από την φωτεινή πηγή που ανακλάται στους κόκκους. Η επιφάνεια θραύσης εμφανίζει σχισίματα (Cleavages).

Τα μέταλλα θραύονται με τον μηχανισμό της ψαθυρής θραύσης υπό εξής προϋποθέσεις:

- Επίδραση κρουστικών τάσεων
- Χαμηλές θερμοκρασίες
- Υψηλή σκληρότητα (Λόγω καθίζησης και διασποράς)



Σχήμα 10 [26]:

α. Ψαθυρή θραύση: Στο σημείο που είναι το βέλος φαίνεται η επιφάνεια θραύσης που είναι σχετικά λεία (smooth)

β. Όλκιμη θραύση: Στο σημείο του βέλους η επιφάνεια θραύσης είναι πιο τραχειά (rough)

Κατηγορίες ψαθυρής θραύσης

- Διακρυσταλλική (transgranular) θραύση

Συμβαίνει όταν ένα ρήγμα εξελίσσεται δια μέσου των κόκκων του υλικού. Συνήθως εμφανίζεται στα λεπτόκοκα υλικά. Επειδή σε χαμηλότερες θερμοκρασίες τα όρια των κόκκων έχουν μεγαλύτερη αντοχή από τους ίδιους τους κόκκους ευνοείται το συγκεκριμένο είδος διάδοσης του ρήγματος.

- Περικρυσταλλική (intergranular) θραύση

Συμβαίνει όταν ένα ρήγμα εξελίσσεται στα σύνορα των κόκκων συνήθως όταν αυτά είναι εξασθενημένα. Κυρίως σε μεγαλύτερες θερμοκρασίες εξασθενούν τα όρια των κόκκων οπότε ευνοείται αυτού του τύπου η θραύση. Μεγάλο μέγεθος κόκκων και υψηλότερες τάσεις διευκολύνουν την περικρυσταλλική θραύση.

Κόπωση

Η ρωγμή μεγαλώνει κατά μια πολύ μικρή ποσότητα σε κάθε κύκλο φόρτισης. Εχούμε δομές σαν αχιβάδα (Clam shell structures) οι οποίες υποδεικνύουν την άκρη του ρήγματος σε κάθε κύκλο φόρτισης.

1.6 Θερμοκρασία μετάβασης

Είναι η θερμοκρασία, όπου η όλκιμη συμπεριφορά θραύσης ενός μετάλλου μετατρέπεται σε ψαθυρή. Η θερμοκρασία μετάβασης, χρησιμοποιείται συχνά ως μέτρο της όλκιμότητας ή της αντοχής του υλικού σε κρουστική καταπόνηση παρουσία εγχοπών. Έτσι όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία μετάβασης, τόσο μεγαλύτερη είναι η δυσθραυστότητα του υλικού. Υπάρχουν πολλοί τρόποι για τον ορισμό της θερμοκρασίας μετάβασης. Συνήθως ορίζεται σαν η θερμοκρασία που αντιστοιχεί σε συγκεκριμένη ενέργεια κρούσης πχ. 20 J ή ως η θερμοκρασία όπου η επιφάνεια θραύσεως έχει εμφάνιση κατά 50% όλκιμη και 50% ψαθυρή.

Η μετάβαση από την όλκιμη στην ψαθυρή περιοχή, ευνοείται από τους εξής παράγοντες:

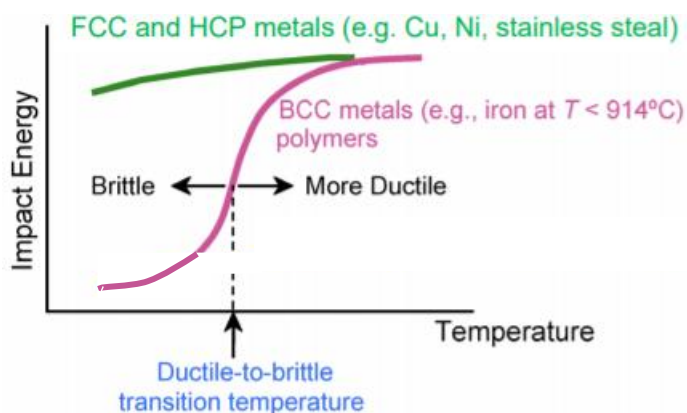
- χαμηλές θερμοκρασίες
- υψηλούς ρυθμούς παραμορφώσεων (πχ σφυρηλάτηση)
- παρουσία επιφανειακών εγχοπών στα δοκίμια
- παρουσία εσωτερικών καρβιδίων ή νιτριδίων
- εργοσκλήρυνση από ψυχρή κατεργασία
- παραμένουσες τάσεις προερχόμενες από ψυχρή κατεργασία ή βαφή

Στο παρακάτω σχήμα, φαίνεται το διάγραμμα θερμοκρασίας- ενέργειας κρούσης (δυσθραυστότητα) για διάφορες κατηγορίες υλικών [34].

Έτσι, τα μέταλλα του χωροκεντρωμένου συστήματος (BCC) (μωβ χρώμα) εμφανίζουν σχετικά απότομη μετάβαση από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση με την πτώση της θερμοκρασίας και σε χαμηλές θερμοκρασίες έχουμε περιορισμένα συστήματα ολίσθησης. Η μετάβαση μεταφράζεται από απότομη πτώση στην ενέργεια κρούσης.

Τα μέταλλα με κρυσταλλική δομή FCC και HCP (πράσινο χρώμα) παραμένουν όλκιμα ακόμα και σε χαμηλές θερμοκρασίες.

Στα κεραμικά η μετάβαση συμβαίνει σε θερμοκρασίες πολύ μεγαλύτερες από αυτές των μετάλλων



Σχήμα 11: διάγραμμα θερμοκρασίας- ενέργειας κρούσης (δυσθραυστότητα) για διάφορες κατηγορίες υλικών [34].

1.7 Δυναμική μηχανική θραύσεων (Dynamic fracture mechanics)

Είναι σημαντικό να προβλεφθεί εάν μια ρωγμή θα αναπτυχθεί ή όχι. Είναι επίσης απαραίτητο να προβλεφθεί η ταχύτητα και η κατεύθυνση της ανάπτυξής της. Οι θεωρίες και οι μέθοδοι για το σκοπό αυτό αποτελούν αντικείμενο της δυναμικής θραυσεομηχανικής (DFM), [41].

1.8 Αριθμητικές μέθοδοι (Numerical techniques)

Ο αναλυτικός υπολογισμός των σχετικών ποσοτήτων που περιγράφουν την δυσθραυστότητα του υλικού με την μηχανική θραύσεων είναι δυνατός μόνο σε ορισμένες πολύ απλές περιπτώσεις. Για πιο πρακτικές περιπτώσεις, απαιτούνται αριθμητικές μέθοδοι. Οι αριθμητικοί υπολογισμοί γίνονται κυρίως χρησιμοποιώντας τη Μέθοδο Πεπερασμένων Στοιχείων (FEM), [41].

Κεφάλαιο 2° : Βασικοί τύποι χαλύβων

2.1 Ανοξειδωτοι χάλυβες

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες είναι κράματα Fe-C που περιέχουν ένα ελάχιστο ποσοστό χρωμίου Cr περίπου 12%, ποσοστό που δεν επιτρέπει τον σχηματισμό σκουριάς (FeC) στις επιφάνειες τους [38]. Λίγοι ανοξειδωτοι χάλυβες περιέχουν περισσότερο από 30% Cr ή λιγότερο από 50% σίδηρο. Τα ανοξειδωτα χαρακτηριστικά τους οφείλονται στον σχηματισμό ενός αόρατου και προσκολλημένου πλούσιου σε χρώμιο φιλμ οξειδίου. Είναι επίσης ανθεκτικοί στη διάβρωση λόγω της παρουσίας μικρής ποσότητας μολυβδαινίου και υψηλού ποσοστού χρωμίου. Η ονομασία «ανοξειδωτος χάλυβας» δεν αποδίδεται σε ένα συγκεκριμένο υλικό, αλλά σε μια ομάδα κραμάτων, που παρουσιάζουν αντοχή σε διάβρωση. (πάνω από 70 περίπου είδη ανοξειδωτων χαλύβων). Εκτός από την καλή αντοχή τους σε διάβρωση, σε γενικές γραμμές, οι ανοξειδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν καλή συμπεριφορά σε συνθήκες υψηλής θερμοκρασίας, καλή κατεργασιμότητα και δε μολύνουν το περιβάλλον.

2.1.1 Ταξινόμηση ανοξειδωτων χαλύβων

Η κύρια κατηγοριοποίηση των ανοξειδωτων χαλύβων βασίζονται στην μικροδομή και περιγράφονται ως ωστενιτικοί, μαρτενσιτικοί, φερριτικοί ή duplex (ωστενιτικοί συν φερριτικοί). Επιπλέον, μία πέμπτη οικογένεια, ανοξειδωτων χαλύβων είναι αυτοί που δημιουργούνται με precipitation hardening (PH), και βασίζονται στον τύπο θερμικής επεξεργασίας που χρησιμοποιείται παρά στη μικροδομή.

Ανοξειδωτοι μαρτενσιτικοί χάλυβες

Η τυπική σύσταση ενός μαρτενσιτικού ανοξειδωτου χάλυβα είναι: $\pi(C)=0,2-0,4\%$, $\pi(Cr)=12-17\%$

Η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης κυμαίνεται από 950 °C έως 1100°C. Με απότομη ψύξη τους, σε αέρα ή σε ειδικό λάδι οι μαρτενσιτικοί χάλυβες υφίστανται βαφή και επαναφορά.

Οι μηχανικές ιδιότητες εξαρτώνται από τη θερμοκρασία επαναφοράς. Με επαναφορά στη θερμοκρασιακή περιοχή 350-575 °C σημειώνεται δραστική μείωση της ολκιμότητας λόγω σχηματισμού του καρβιδίου Cr_2C_6 που δεσμεύει Cr και κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων (ευνοείται η περικρυσταλλική διάβρωση του χάλυβα)

Η βελτίωση της αντοχής σε οξείδωση υψηλών θερμοκρασιών επιτυγχάνεται με κραμάτωση με Si μέχρι $\pi(Si)=0,6\%$. Με προσθήκη Ni μέχρι $\pi(Ni)=2\%$ έχουμε αύξηση της συνεκτικότητας

Είναι μαγνητικοί και χρησιμοποιούνται ευρέως για την κατασκευή στροβίλων, χειρουργικών εργαλείων, οικιακών συσκευών κλπ.

Οι ανοξειδωτοι μαρτενσιτικοί χάλυβες ανάλογα με την περιεκτικότητα τους σε άνθρακα διακρίνονται ως έξης:

Με χαμηλή περιεκτικότητα σε C: $\pi(C)=0,1-0,15\%$ (ελαφρά προσθήκη S αυξάνει την κατεργασιμότητα).

Με μικρή περιεκτικότητα σε C και κραματοποιημένοι με Ni.

Με μεσαία περιεκτικότητα σε C: $\pi(C)=0,35-0,4\%$ (παρουσιάζουν τις βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες)

Με υψηλή περιεκτικότητα σε C: $\pi(C)\cong 1\%$.

Ανοξειδωτοι φερριτικοί χάλυβες

Τυπική σύσταση φερριτικού ανοξειδωτου χάλυβα: $\pi(C)=0,06-0,12\%$, $\pi(Cr)=12\div 30\%$.

Οι ανοξειδωτοι φερριτικοί χάλυβες ανάλογα με την περιεκτικότητα τους σε άνθρακα διακρίνονται ως έξης: Χάλυβες με $\pi(Cr)=12\%$ και $\pi(C)<0,08\%$.

Χάλυβες με $\pi(Cr)=17\%$ και $\pi(C)=0,1\%$ (συνηθέστερα χρησιμοποιούμενοι).

Χάλυβες με $\pi(\text{Cr})=20\div 30\%$.

Έχουν μονοφασική δομή και δεν παρουσιάζουν μεταβολές σε στερεά κατάσταση. Έχουν σχετικά μικρή μηχανική αντοχή γεγονός που οφείλεται στην α φάση του σιδήρου. Είναι μαγνητικοί. Βασικό χαρακτηριστικό τους είναι ότι παρουσιάζουν καλή αντοχή σε διάβρωση από νιτρικό οξύ, οργανικά οξέα, νερό, θειικά και νιτρικά διαλύματα. Η παρουσία Mo σε ποσοστό 2% βελτιώνει την αντοχή του σε διάβρωση με βελονισμούς και τους καθιστά κατάλληλους για χρήση σε θαλάσσιο ή όξινο περιβάλλον. Χρήση: Σχετικά περιορισμένη λόγω της μικρής αντοχής τους.

Ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες

Οι ωστενιτικοί χάλυβες έχουν ως στοιχεία κραμάτωσης το Ni και το Cr, ενώ κρυσταλλώνονται σε κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα (f.c.c.) γεγονός που τους καθιστά αρκετά όλκιμους. Η τυπική σύσταση ωστενιτικού ανοξείδωτου χάλυβα είναι: $\pi(\text{C})\approx 0,10\%$, $\pi(\text{Cr})=12-30\%$, $\pi(\text{Ni})=8-30\%$. Παρουσιάζουν ωστενιτική δομή και σε θερμοκρασίες χαμηλότερες από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος, ανάλογα με την περιεκτικότητά τους σε C, Cr, Ni. Το νικέλιο ως ισχυρό γ -φερογόνο στοιχείο σταθεροποιεί τον ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Η παρουσία άνθρακα αυξάνει την σκληρότητα του υλικού κυρίως στις υψηλές θερμοκρασίες σε αντίθεση με το άζωτο όπου προστίθεται προκειμένου να αυξηθεί η σκληρότητα του υλικού κυρίως στις χαμηλές θερμοκρασίες.

Στον παρακάτω πίνακα φαίνεται η επίδραση της προσθήκης κραματικών στοιχείων στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες που οδηγεί σε βελτίωση των ιδιοτήτων τους.

Στοιχείο προσθήκης	Ποσοστό προσθήκης	Συνέπειες
Se	$\sim 0,15\%$	Βελτίωση κατεργασιμότητας.
S		Βελτίωση κατεργασιμότητας.
N	$< 0,20\%$	Αύξηση του σ_y χωρίς μείωση της ολκιμότητας.
Mo	2-4%	Αύξηση της αντοχής σε θαλάσσια διάβρωση.
Mn, Cr, Ni		Επιβράδυνση του μετασχηματισμού $\gamma \rightarrow \alpha$ λόγω διάχυσης. Ελάττωση σημείου M_s .
Ti, Nb		Επιβράδυνση της περικρυσταλλικής διάβρωσης. Σταθεροποίηση ωστενίτη

Πίνακας 1: Επίδραση της προσθήκης κραματικών στοιχείων στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες [16]

Οι ωστενιτικοί χάλυβες δεν είναι μαγνητικοί, ενώ παρουσιάζουν καλές μηχανικές ιδιότητες και κατεργασιμότητα. Ενώ χαρακτηρίζονται από υψηλή αντοχή σε διάβρωση και οξείδωση ένα μειονέκτημα τους είναι η μεγάλη ευαισθησία σε ενδοκρυσταλλική διάβρωση. Ο συνηθέστερα χρησιμοποιούμενος ωστενιτικός χάλυβας είναι ο ανοξείδωτος χάλυβας 18/8 με σύσταση: $\pi(\text{C})=0,10\%$, $\pi(\text{Cr})=18\%$ και $\pi(\text{Ni})=8\%$.

Χρησιμοποιούνται κυρίως στην αυτοκινητοβιομηχανία, στις μεταφορές, στη χημική βιομηχανία, στη βιομηχανία τροφίμων και οικιακών συσκευών.

- Πυκνότητα

Περίπου 8.0 g/cm^3 που είναι περίπου τρεις φορές μεγαλύτερη από αυτήν των κραμάτων αλουμινίου ($2,7 \text{ g/cm}^3$)

- Μέτρο ελαστικότητας

Έχουν μέτρο ελαστικότητας (elasticity modulus) σχεδόν 200 MPa σχεδόν διπλάσιο από εκείνο των κραμάτων χαλκού (115 MPa)

Ανοξειδωτοι ωστενιτοφερριτικοί χάλυβες

Τυπική σύσταση ωστενιτοφερριτικού ανοξειδωτου χάλυβα: $\pi(C) < 0.05\%$, $\pi(Cr) = 18 \div 28\%$, $\pi(Ni) = 6 \div 9\%$ και ίσως $\pi(Mo) = 2 \div 2,5\%$ και $\pi(Mn) = 1,5 \div 3,0\%$

Οι ανοξειδωτοι ωστενιτοφερριτικοί χάλυβες έχουν πολύ καλές μηχανικές ιδιότητες όπως χαμηλή ευθραυστότητα, υψηλή αντοχή σε διάβρωση και κόπωση και πολύ καλή συγκολλησιμότητα.

Ανοξειδωτοι χάλυβες με σκλήρυνση λόγω κατακρήμνισης

Πρόκειται για μια ειδική κατηγορία ανοξειδωτων χαλύβων με τυπική σύσταση $\pi(C) = 1\%$, $\pi(Cr) = 17\%$, $\pi(Ni) = 8\%$, $\pi(Al) = 1\%$ οι οποίοι υφίστανται σκλήρυνση λόγω κατακρήμνισης με την ακόλουθη σειρά θερμικών διεργασιών:

α) Ανόπτηση στους 1050°C και απόψυξη στον αέρα: Προκύπτει όλκιμος μαλακός χάλυβας ωστενιτικής δομής. Ακολουθεί κατεργασία μορφοποίησης του χάλυβα.

(β) Θέρμανση του μορφοποιημένου χάλυβα σε θερμοκρασία 750-950 °C και απόψυξη στον αέρα: Εμφάνιση καρβιδίων στην ωστενιτική μάζα (εξαρτάται από τη θερμοκρασία θέρμανσης).

(γ) Απόψυξη σε θερμοκρασία -75-0 °C: Ολικός ή μερικός μετασχηματισμός ωστενίτη σε μαρτενσίτη.

(δ) Γήρανση χάλυβα στους 525 °C για 1h περίπου: Κατακρήμνιση των φάσεων NiAl και Ni₃Al. Απόκτηση μέγιστων τιμών μηχανικών ιδιοτήτων που διατηρούνται σε υψηλές θερμοκρασίες (400-500 °C).

Χάλυβες μαρτεγήρανσης (MARAGING STEELS)

Είναι ισχυρά κραματωμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής με τυπική σύσταση: $\pi(C) < 0,03\%$, $\pi(Ni) = 17-25\%$, λοιπά κραματικά στοιχεία (Ti, Al, Co, Mo).

Μαρτεγήρανση είναι η κατακρήμνιση λόγω γήρανσης μεσομεταλλικών ενώσεων μέσα σε μαρτενσιτική δομή. το χαμηλό ποσοστό C σε συνδυασμό με την υψηλή περιεκτικότητα Ni απομακρύνουν τον κίνδυνο γραφίτιωσης του χάλυβα κάτι που θα του αύξανε την ολκιμότητα

Αντιπροσωπευτικές συστάσεις χαλύβων μαρτεγήρανσης παρουσιάζονται στον Πίνακα 2.

Τυποποίηση χάλυβα	Ni	Co	Mo	Al	Ti	C
200*	18	8	3,2	0,1	0,2	<0,03
250	18	8	5	0,1	0,4	<0,03
300	18	9	5	0,1	0,6	<0,03
350	18	12	4	0,1	1,8	<0,01

* Ο κωδικός πολλαπλασιαζόμενος επί 1000 παρέχει την UTS του χάλυβα σε lb/in².

Πίνακας 2: Τυπικές συστάσεις χαλύβων μαρτεγήρανσης [16]

Η διαδικασία σκλήρυνσης του χάλυβα με κατακρήμνιση περιλαμβάνει:

(α) Θέρμανση στους 830 °C και απόψυξη στον αέρα: Απόκτηση όλκιμης μαρτενσιτικής δομής (UTS=700MPa, HV=300). Ακολουθεί μηχανική κατεργασία του χάλυβα..

(β) Γήρανση του μορφοποιημένου χάλυβα στους 500 °C για 2-3h: Κατακρήμνιση των μεσομεταλλικών ενώσεων Ni₃Ti, Fe₂Mo και Ni₃Mo. Σκλήρυνση του χάλυβα (UTS=2000MPa, HV=550).

Διφασικοί φερριτομαρτενσιτικοί χάλυβες (DUAL-PHASE STEELS)

Τυπική σύσταση: $\pi(\text{C})=0,08\pm 0,15\%$, $\pi(\text{Mn})=1\pm 1,5\%$. Χαρακτηριστικά μικροδομής: Στα όρια κόκκων φερρίτη αναπτύσσονται μικρές περιοχές μαρτενσίτη σε ποσοστό 10-20%.

Θερμική κατεργασία για απόκτησης μικροδομής:

(α) Θέρμανση χάλυβα σε θερμοκρασία μεταξύ των σημείων A1 και A3 (μετασχηματισμός περλίτη σε ωστενίτη πλούσιο σε C, ενώ ο φερρίτης παραμένει αμετάβλητος).

(β) Βαφή (μετασχηματισμός ωστενίτη σε μαρτενσίτη). Μηχανικές ιδιότητες: $\sigma_y=300-350\text{MPa}$ (χαμηλή), $\text{UTS}=650-700\text{MPa}$ (υψηλή)

Εργαλειοχάλυβες

Τυπική σύσταση χάλυβα: $\pi(\text{C})=0,6\pm 1,4\%$, λοιπά στοιχεία προσθήκης (καρβιδιογόνα): Cr, V, W, Mo, Co, Ni, Si, σε περιεκτικότητες εξαρτώμενες από την εφαρμογή του χάλυβα.

Η τυποποίηση των εργαλειοχαλύβων κατά AISI-SAE πραγματοποιείται ανάλογα με τη θερμική κατεργασία που έχουν υποστεί.

Οι εργαλειοχάλυβες παρουσιάζουν υψηλή σκληρότητα που διατηρείται ως τους 600°C και έχουν μεγάλη εμβαπτότητα και ικανοποιητική αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες. Ακόμη χαρακτηρίζονται από καλή δυσθραυστότητα και καλή αντοχή σε φθορά λόγω τριβής και θερμική κόπωση.

ΣΗΜΕΙΩΣΗ: Θερμοκρασία επαναφοράς μεγαλύτερη από 550°C οδηγεί σε υπεργήρανση (υπερβολική ανάπτυξη των καρβιδίων).

2.2 Χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης

Οι χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης άνθρακα είναι κράματα FeC για τα οποία η συγκέντρωση C διατηρείται χαμηλότερα από 10,1% κ.β. έτσι ώστε η μέγιστη περιεκτικότητα σε C να βρίσκεται κοντά ή εντός του μονοφασικού α -φερρίτη (ferromagnetic, bcc) στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία. Η κατεργασιμότητα τους εν ψυχρώ είναι μικρή.

Τα κύρια στοιχεία κραμάτωσης είναι τα: Ni, Mn, Cr, Si, Mo, ενώ τα δευτερεύοντα στοιχεία κραμάτωσης: V, W, Cu, Ti, Al, B, Pb, Nb.

Οι ελαφρά κραματωμένοι ή μικροκραματωμένοι χάλυβες περιέχουν ποσοστό (συνολικής) κραμάτωσης <2%. Τυπικές περιεκτικότητες είναι $\pi(\text{Mn})<1,5\%$, $\pi(\text{Nb}, \text{V}, \text{Ti}) < 0,1\%$

Το όριο αντοχής τους κυμαίνεται από $\sigma_y=400-650\text{MPa}$ ενώ $\text{UTS}=500-850\text{MPa}$

Ως προς την συμπεριφορά σε θραύση, η θερμοκρασία μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή θραύση είναι χαμηλή (λόγω λεπτόκοκκης δομής).

Έχουν πολύ καλλίτερες ιδιότητες από τους κοινούς χάλυβες, αλλά πολύ υψηλό κόστος παραγωγής για αυτό τον λόγο χρησιμοποιούνται στην αυτοκινητοβιομηχανία (κιβώτια ταχυτήτων, φρένα, άξονες κλπ.)

2.3 Ονοματολογία χαλύβων

Οι χάλυβες μπορούν να ταξινομηθούν με βάση διάφορα κριτήρια, ανάμεσα στα οποία συμπεριλαμβάνεται ο προορισμός τους, η χρήση τους και η χημική τους σύσταση. Συνεπώς υπά 23 διάκριση ανάλογα με τη χημική τους σύσταση (κοινοί / ανθρακούχοι και κραματωμένοι), ανάλογα με τον προορισμό τους (χυτοχάλυβες και χάλυβες διαμόρφωσης), καθώς και ανάλογα με τη χρήση τους (κατασκευαστικοί χάλυβες, εργαλειοχάλυβες, ανοξειδωτοί χάλυβες, πυρίμαχοι χάλυβες, χάλυβες που χρησιμοποιούνται σε διάφορες ειδικές εφαρμογές)

Ο χάλυβας δηλώνεται με έναν τετραψήφιο αριθμό ΧΥΖΖ, τα ψηφία του οποίου σημαίνουν:

Χ: οικογένεια χάλυβα (βλ. Πίν. 1α)

Υ: ποσοστό κυρίων στοιχείων κραμάτωσης στον χάλυβα

ΖΖ: π(С) πολλαπλασιασμένη επί 100%.

Μπροστά από τον κωδικό του χάλυβα μπορεί να υπάρχει ένα κεφαλαίο γράμμα της λατινικής αλφαβήτου που δηλώνει τη μεταλλουργική διαδικασία για την παραγωγή του χάλυβα (Πίν. 2).

Σειρά χάλυβα	Οικογένεια χάλυβα
1ΥΖΖ	Κοινοί ή Μαγγανιούχοι χάλυβες
2ΥΖΖ	Νικελιούχοι χάλυβες
3ΥΖΖ	Νικελιοχρωμιούχοι χάλυβες
4ΥΖΖ	Μολυβδαινιούχοι ή Χρωμιομολυβδαινιούχοι ή Νικελιομολυβδαινιούχοι ή Ni-Cr-Mo χάλυβες
5ΥΖΖ	Χρωμιούχοι χάλυβες
6ΥΖΖ	Χρωμοβαναδιούχοι χάλυβες
7ΥΖΖ	Χάλυβες Βολφραμίου-Χρωμίου
8ΥΖΖ	Χάλυβες Ni-Cr-Mo
9ΥΖΖ	Μαγγανιοπυριτιούχοι ή Ni-Cr-Mo χάλυβες

Σειρά χάλυβα	Οικογένεια χάλυβα
10ΖΖ	Κοινοί χάλυβες
11ΖΖ	Κοινοί χάλυβες ελεύθερης κοπής (free-cutting) με S
12ΖΖ	Κοινοί χάλυβες ελεύθερης κοπής (free-cutting) με S και P
13ΖΖ	Χαλυβοκράματα μαγγανίου [π(Mn)=1.60-1.90%]
23ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου [π(Ni)=3.5%]
25ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου [π(Ni)=5%]
31ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-χρωμίου [π(Ni)=1.25%, π(Cr)=0.60%]
32ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-χρωμίου [π(Ni)=1.75%, π(Cr)=1%]
33ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-χρωμίου [π(Ni)=3.50%, π(Cr)=1.50%]
40ΖΖ	Χαλυβοκράματα μολυβδαινίου [π(Mo)=0.25%]
41ΖΖ	Χαλυβοκράματα χρωμίου-μολυβδαινίου [π(Cr)=1%, π(Mo)=0.20%]
43ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-χρωμίου-μολυβδαινίου
46ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-μολυβδαινίου [π(Ni)=1.75%, π(Mo)=0.25%]
48ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-μολυβδαινίου [π(Ni)=3.5%, π(Mo)=0.25%]
51ΖΖ	Χαλυβοκράματα χρωμίου [π(Cr)=0.80%]
52ΖΖ	Χαλυβοκράματα χρωμίου [π(Cr)=1.5%]
61ΖΖ	Χαλυβοκράματα χρωμίου-βαναδίου
86ΖΖ	Χαλυβοκράματα νικελίου-χρωμίου-μολυβδαινίου [π(Ni)=0.55%, π(Cr)=0.50%, π(Mo)=0.20%]
92ΖΖ	Χαλυβοκράματα μαγγανίου-πυριτίου [π(Mn)=0.80%, π(Si)=2%]
94ΖΖ	Χαλυβοκράματα μαγγανίου-πυριτίου- νικελίου-χρωμίου-μολυβδαινίου

Πίνακας 3: Ονοματολογία χαλύβων και ο χαρακτηρισμός της οικογένειας στην οποία ανήκουν [16]

Πρόθεμα	Μεταλλουργική διαδικασία παραγωγής χάλυβα
A	Κραματομένος χάλυβας σε κάμινο όξινης επένδυσης
B	Κοινός χάλυβας σε κάμινο Bessemer
C	Κοινός χάλυβας σε κάμινο ανοικτής εστίας με βασική επένδυση
D	Κοινός χάλυβας σε κάμινο ανοικτής εστίας με όξινη επένδυση
E	Χάλυβας σε ηλεκτρική κάμινο
X	Χάλυβας ειδικής σύστασης (εκτός προδιαγραφών)

Πίνακας 4: Μεταλλουργική διαδικασία παραγωγής χάλυβων και η αντίστοιχη τυποποίηση τους [16]

Τυποποίηση χαλύβων κατά DIN

Κοινοί χάλυβες

Συμβολισμός: St XX(YY)

όπου: St (από τη γερμανική λέξη Stahl=χάλυβας)

XX η ελάχιστη αντοχή του χάλυβα σε εφελκυσμό, εκφρασμένη σε daN/mm²

YY (προαιρετικά) αφορούν ειδικές (ποιοτικές) προδιαγραφές αντίστοιχου πίνακα DIN

Παράδειγμα: Ο χάλυβας St 3722, είναι κοινός χάλυβας ελάχιστης αντοχής σε εφελκυσμό 37 daN/mm² που ικανοποιεί τις προδιαγραφές του DIN 1622.

Κοινοί χαλυβες για επιβελτιωση η ενανθρακωση

Συμβολισμός: C XX ή C XX K

όπου: XX η π(C) πολλαπλασιασμένη επί 100.

K δηλώνει ότι το ποσοστό των ακαθαρσιών είναι πολύ μικρό.

Παράδειγμα: Ο χάλυβας C 40 K, είναι κοινός χάλυβας με π(C)=0.40% και εξαιρετικής καθαρότητας που προορίζεται για επιβελτίωση ή ενανθράκωση.

Ειδικά προθέματα, δηλωτικά της θερμικής ή άλλης κατεργασίας που έχει υποστεί ο χάλυβας:

E: Ενανθράκωση

G: Ανόπτηση

N: Εξομάλυνση

V: Επιβελτίωση

GS: Χυτοχάλυβας (προϊόν χύτευσης)

Κραματομένοι χάλυβες (χαλυβοκραματα)

Συμβολισμός: XX ABC...abc...

όπου: XX η π(C) πολλαπλασιασμένη επί 100.

A, B, C ... τα χημικά σύμβολα των βασικών κραματικών στοιχείων κατά σειρά ελαττούμενης περιεκτικότητας

a, b, c ... αντίστοιχοι ακέραιοι δηλωτικοί της περιεκτικότητας των A, B, C ..., αντίστοιχα, οι οποίοι υπακούουν στους εξής κανόνες:

- Για τα στοιχεία: Cr, Co, Mn, Ni, Si, W προκύπτουν από την περιεκτικότητα (%) πολλαπλασιασμένη επί 4.
- Για τα στοιχεία: Al, Mo, Cu, Ti, V προκύπτουν από την περιεκτικότητα (%) πολλαπλασιασμένη επί 10.

- Για τα στοιχεία: S, P, N, προκύπτουν από την περιεκτικότητα (%) πολλαπλασιασμένη επί 100.
Παράδειγμα: Ο χάλυβας 40 CrMoP 212, είναι κραματωμένος χάλυβας με σύνθεση: $\pi(C)=0.40\%$, $\pi(Cr)=0.50\%$, $\pi(Mo)=0.10\%$ και $\pi(P)=0.02\%$

2.4 Επίδραση των στοιχείων κραμάτωσης στους χάλυβες [39], [16]

Άνθρακας, (C)

Η προσθήκη του C στα κράματα χάλυβα προκαλεί αλληλεπίδραση με τα βασικά κραματικά στοιχεία, χρώμιο και νικέλιο. Το νικέλιο δεν σχηματίζει καρβίδια, ούτε συμμετέχει στο σχηματισμό καρβιδίων άλλων στοιχείων. Από την άλλη, το χρώμιο είναι πολύ ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο, ισχυρότερο του μαγγανίου και του σιδήρου. Αυτός είναι και ο βασικός λόγος που αντικαθιστά το σίδηρο στη δημιουργία του σεμεντίτη μέχρι περιεκτικότητας 15% Cr, σχηματίζοντας έτσι μικτά καρβίδια Fe - Cr. Γενικά, αν και η προσθήκη του άνθρακα εξυπηρετεί ορισμένες σκοπιμότητες, όπως είναι η αύξηση της αντοχής του κράματος, εντούτοις, αποτελεί αρνητικό στοιχείο για την αντοχή του κράματος στη διάβρωση. Αυτό συμβαίνει γιατί ο άνθρακας δεσμεύει χρώμιο υπό μορφή καρβιδίων, με αποτέλεσμα η μήτρα του κράματος να γίνει φτωχότερη σε χρώμιο και κατά συνέπεια πιο ευαίσθητη σε διάβρωση. Επιπρόσθετα, δημιουργεί στο κράμα καρβίδια και με αυτόν τον τρόπο ευνοείται ο σχηματισμός τοπικών γαλβανικών στοιχείων που επιταχύνουν τη διάβρωση. Γίνεται λοιπόν εύκολα κατανοητός ο λόγος για τον οποίο το ποσοστό του άνθρακα στους ανοξείδωτους χάλυβες είναι εξαιρετικά χαμηλό.

Νικέλιο (Ni)

Το νικέλιο αποτελεί ισχυρό γ -φερογόνο στοιχείο με αποτέλεσμα να σταθεροποιεί τον ωστενίτη (δηλαδή τη γ -φάση). Με την προσθήκη του Ni αυξάνεται η αντοχή σε θραύση όσο και η ολκιμότητα με αντίστοιχη αύξηση του κλάσματος όγκου του ωστενίτη. Αξίζει να σημειωθεί η επίδραση του Ni στις μηχανικές ιδιότητες των ανοξείδωτων χαλύβων. Για παράδειγμα παρατηρείται αύξηση της δυσθραυστότητας σε χαμηλές θερμοκρασίες, που επιτυγχάνεται μέσω της μετατόπισης της κρίσιμης θερμοκρασίας μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή περιοχή έως και κατά -50°C

Χρώμιο (Cr)

Το χρώμιο είναι α -φερογόνο στοιχείο, μειώνει τον ωστενίτη αυξάνοντας τις τιμές της αντοχής αλλά μειώνει την ολκιμότητα. Γενικά η προσθήκη του χρωμίου δίνει μια συμπεριφορά παρόμοια με τους διφασικούς (DP) χάλυβες, δηλαδή υψηλή αντοχή (πάνω από 1000MPa) και χαμηλή ολκιμότητα (περίπου 20%). Χρησιμοποιείται σε περιεκτικότητες από 0,5% και πάνω. Λόγω του οξειδίου του χρωμίου που σχηματίζεται (Cr_2O_3) προσδίδει αντιδιαβρωτικές ιδιότητες στους ανοξείδωτους χάλυβες. Οι αντιδιαβρωτικές αυτές ιδιότητες εμφανίζονται όταν η περιεκτικότητα (%) σε Cr είναι μεγαλύτερη από 5%. Ωστόσο, οι ανοξείδωτοι χάλυβες περιέχουν Cr σε ποσοστό μεγαλύτερο του 12% και αυτός είναι ο κύριος λόγος που δεν σκουριάζουν με την έκθεσή τους στην ατμόσφαιρα και διατηρούν τη μεταλλική τους λάμψη.

Πυρίτιο (Si)

Είναι α -φερογόνο. Προκαλεί μικρή αύξηση της εμβαπτότητας και αύξηση της σκληρότητας. Δίνει φερριτικούς χάλυβες με μεγάλους κόκκους για ηλεκτρομαγνητικές εφαρμογές. Χρησιμοποιείται επίσης για βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων και της αντοχής σε διάβρωση.

Μολυβδαίνιο (Mo)

Είναι α-φερρογόνο και καρβιδιογόνο. Προκαλεί μεγάλη αύξηση της εμβαιπτότητας, αύξηση της σκληρότητας και παρεμποδίζει την γήρανση. Προστίθεται για αύξηση της αντοχής σε επαναφορά, σε διάβρωση και για βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων.

Μαγγάνιο (Mn)

Είναι γ-φερρογόνο και καρβιδιογόνο. Προκαλεί μικρή αύξηση της εμβαιπτότητας, και πολύ μικρή αύξηση της αντοχής σε επαναφορά.

Βολφράμιο (W)

Προκαλεί μεγάλη αύξηση της εμβαιπτότητας και αύξηση της αντοχής σε επαναφορά.

Βανάδιο (V)

Προκαλεί μεγάλη αύξηση της εμβαιπτότητας. Προστίθεται για αύξηση της αντοχής σε επαναφορά.

Αλουμίνιο (Al)

Προκαλεί μικρή αύξηση της εμβαιπτότητας και παρεμποδίζει την μεγέθυνση των κόκκων.

Τιτάνιο (Ti)

Προκαλεί μεγάλη αύξηση της εμβαιπτότητας, μικρή αύξηση της αντοχής σε επαναφορά και παρεμποδίζει την γήρανση.

Κοβάλτιο (Co)

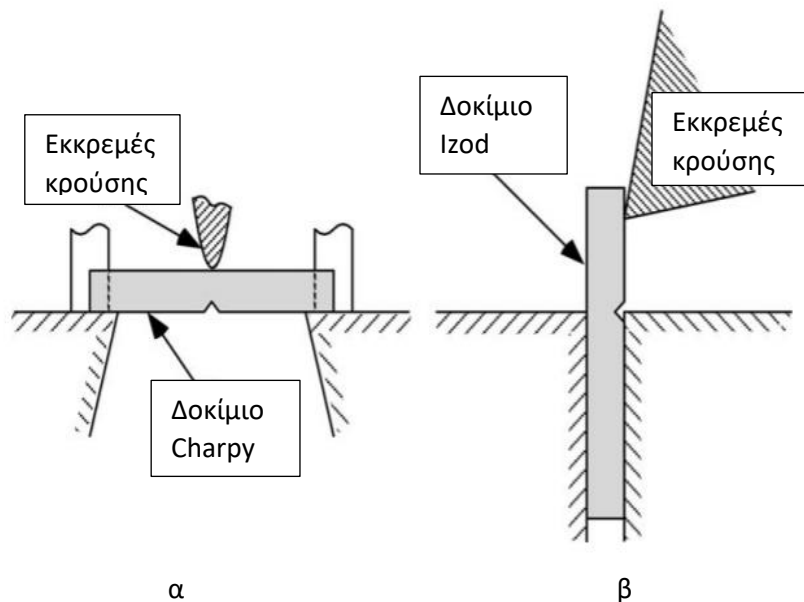
Προκαλεί μείωση της εμβαιπτότητας και βοηθά στην διατήρηση της σκληρότητας.

Κεφάλαιο 3^ο : Δοκιμές αντοχής χαλύβων σε θραύση υπό την επίδραση κρουστικής διέγερσης

3.1 Μέθοδος Charpy

Η πιο συνηθισμένη μέθοδος αξιολόγησης της δυσθραυστότητας είναι η μέθοδος Charpy σε δοκίμιο με μικρορωγμή σχήματος V (V-notched). Κατά την δοκιμή αυτή κατά το πρότυπο ASTM, μετράμε την ενέργεια που απορροφάται από το δοκίμιο κατά την κρούση σε αυτό ενός εκκρεμούς (ενέργεια Charpy). Για υλικά που εμφανίζουν θερμοκρασία μετάβασης, οι δοκιμές Charpy βοηθούν στην εύρεση της. Κάτω από την θερμοκρασία μετάβασης, η θραύση είναι 100% ψαθυρή, ενώ πάνω από θερμοκρασία μετάβασης εμφανίζονται και στοιχεία όλκιμης θραύσης.

Το δοκίμιο Charpy, είναι μια απλή δοκός με εγκοπή, στην οποία προσκρούει σώμα και άρα έχουμε την κάμψη της δοκού. Παραλλαγή της είναι η δοκιμή Izod κατά την οποία μια δοκός προβόλου που στερεώνεται με πάκτωση στο ένα άκρο και προσκρούει το σώμα στο ελεύθερο άκρο. Σχηματικά απεικονίζονται στο παρακάτω σχήμα



Σχήμα 12:

Δοκιμές α) Charpy, β) Izod [27].

Τα δείγματα Charpy και Izod είναι σχετικά μικρά και επομένως δεν καταναλώνουν πολύ υλικό. Η τυπική διατομή και των δύο δειγμάτων είναι 10 mm × 10 mm και τα μήκη είναι 55 mm και 75 mm για τα δείγματα Charpy και Izod, αντίστοιχα. Ορισμένοι ερευνητές προσπάθησαν να συσχετίσουν την ενέργεια κρούσης Charpy με παραμέτρους αντοχής σε θραύση όπως το K_{Ic} . Μερικές από αυτές τις εμπειρικές συσχετίσεις φαίνεται να λειτουργούν αρκετά καλά, αλλά οι περισσότεροι συσχετισμοί είναι συχνά αναξιόπιστοι. Υπάρχουν αρκετές σημαντικές διαφορές μεταξύ των δοκιμών Charpy και των δοκιμών θραυστομηχανικής που αποκλείουν απλές σχέσεις μεταξύ των ποιοτικών και ποσοτικών μέτρων αντοχής.

Η δοκιμή Charpy περιέχει μια αμβλεία εγκοπή, ενώ τα δείγματα θραυστομηχανικής έχουν αιχμηρές ρωγμές κόπωσης. Το δείγμα Charpy είναι υποδεέστερου μεγέθους, και επομένως έχει πολύ λιγότερους περιορισμούς.

Μειονεκτήματα της παραπάνω μεθόδου :

- Δίνει την ενέργεια ως ένα αποτέλεσμα που είναι σε περιορισμένη χρήση από τον μηχανικό σχεδιασμού δεδομένου ότι σε μια θραύση στην πραγματικότητα έχουμε τόσο ελαστικά όσο και μη ελαστικά χαρακτηριστικά
- Η δοκιμή αντοχής σε θραύση μετράει την ενέργεια που απαιτείται για αστάθεια του υλικού σε μια στατική οξεία (sharp) μικρορωγή ενώ οι δοκιμές Charpy μετράνε την ενέργεια που απαιτείται για να ξεκινήσει μια ρωγή από την άκρη της και να εξελιχθεί κατά μήκος του δοκιμίου με σχετικά μεγάλη ταχύτητα. Για την ενέργεια χρησιμοποιούμε καλύτερες τεχνικές όπως η δοκιμή CTOD και το K_c .
- Η μέτρηση της αντοχής σε θραύση από δοκίμια που έχουν προυπάρχουσα μικρορωγή από συνθήκες κόπωσης είναι πιο πραγματική από πρακτικής άποψης απ'ότι η δοκιμή κρούσης.

3.2 Δοκιμή CTOD

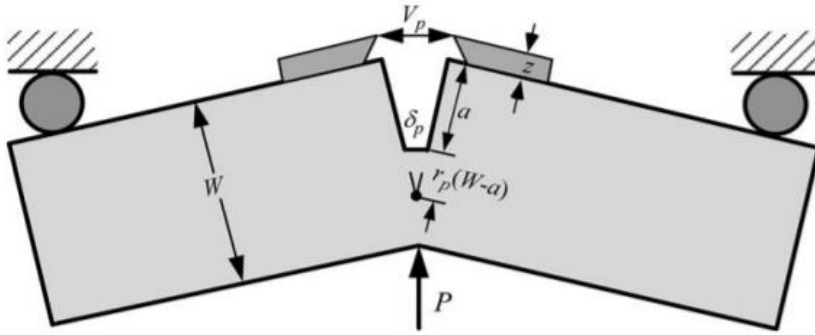
Πειραματικές εκτιμήσεις CTOD γίνονται, εάν διακρίνουμε το CTOD σε ελαστικές και πλαστικές συνιστώσες όπως και στις δοκιμές J. Το ελαστικό μέρος του CTOD δίνεται από την παρακάτω σχέση και είναι συνάρτηση του K

$$\delta_{el} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} \quad (1)$$

Ενώ η συνιστώσα πλαστικότητας μπορεί να εξαχθεί θεωρώντας ότι το δοκίμιο περιστρέφεται γύρω από ένα μεντεσέ. Η πλαστική μετατόπιση στο στόμα του ρήγματος V_p συνδέεται με το πλαστικό CTOD μέσω της σχέσης

$$\delta_{pl} = \frac{r_p(W-a_o)V_p}{r_p(W-a_o)+a_o+z} \quad (2)$$

όπου r_p είναι ένας παράγοντας πλαστικότητας που οφείλεται στην περιστροφή. Παίρνει τιμές μεταξύ 0 και 1. Το V_p είναι το άνοιγμα στο στόμιο του ρήγματος, το z είναι η διάσταση του ύψους των στηριγμάτων του δοκιμίου W είναι το πάχος του δοκιμίου, a_o το αρχικό μήκος ρωγμής και z είναι το πάχος του μετρητικού οργάνου το οποίο προσαρμόζεται στο δοκίμιο για να μετρήσει την μετατόπιση του ανοίγματος των δύο όψεων του ρήγματος. Στο συμπαγές δοκίμιο συνήθως $z=0$.



Σχήμα 13: Μοντέλο παραμορφώσεων σε δοκίμιο SE(B) σε κάμψη [5].

3.3 Δοκιμή J

Το ολοκλήρωμα J, είναι μια πιο γενική έκφραση του ρυθμού απελευθέρωσης ενέργειας. Για την ειδική περίπτωση γραμμικού ελαστικού υλικού, $J = G$. Απαιτείται προσοχή κατά την εφαρμογή του J σε ελαστοπλαστικά υλικά. Ο ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας ορίζεται κανονικά ως η δυναμική ενέργεια που απελευθερώνεται από μια δομή όταν η ρωγμή μεγαλώνει σε ελαστικό υλικό. Ωστόσο, μεγάλο μέρος της ενέργειας παραμόρφωσης που απορροφάται από ένα ελαστοπλαστικό υλικό δεν ανακτάται όταν μεγαλώνει η ρωγμή ή όταν το δείγμα είναι αφόρτιστο. Μια αυξανόμενη ρωγμή σε ένα ελαστοπλαστικό υλικό αφήνει μια πλαστικότητα (plastic wake). Έτσι, η έννοια του ρυθμού απελευθέρωσης ενέργειας έχει μια κάπως διαφορετική ερμηνεία για ελαστοπλαστικά υλικά. Αντί να ορίζουμε την ενέργεια που απελευθερώνεται από το σώμα όταν μεγαλώνει η ρωγμή, η παρακάτω εξίσωση συνδέει το J με τη διαφορά ενέργειας που απορροφάται από δείγματα με παρόμοια μεγέθη ρωγμών. Αυτή η διάκριση είναι σημαντική μόνο όταν αυξάνεται η ρωγμή.

$$J = - \left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta$$

όπου a είναι η επιφάνεια θραύσης (crack area) και U είναι η ενέργεια παραμόρφωσης

Το τρέχον πρότυπο ASTM που καλύπτει τις δοκιμές J-integral είναι το E 1820. Αυτό το πρότυπο είναι στην πραγματικότητα ένα γενικευμένο πρότυπο αντοχής, καθώς καλύπτει επίσης τις δοκιμές K_{Ic} και CTOD. Το ASTM E 1820 έχει δύο εναλλακτικές μεθόδους για δοκιμές J: τη βασική διαδικασία και την διαδικασία αντίστασης καμπύλης (resistance curve procedure).

Η βασική διαδικασία συνεπάγεται μονοτονική φόρτωση του δείγματος έως την αστοχία ή σε συγκεκριμένη μετατόπιση, ανάλογα με την συμπεριφορά του υλικού. Η βασική διαδικασία μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τη μέτρηση του J σε αστάθεια θραύσης ή κοντά στην έναρξη της όλκιμης εξέλιξης ρωγμών δηλαδή σε αυτή την κατάσταση προσδιορίζεται η κρίσιμη τιμή J_{Ic} .

Η διαδικασία της αντίστασης καμπύλης (resistance curve procedure) απαιτεί την παρακολούθηση της ανάπτυξη ρωγμών κατά τη διάρκεια της δοκιμής. Το ολοκλήρωμα J υπολογίζεται από την αντίστοιχη καμπύλη.

3.4 Δοκιμή K_{Ic}

Όταν ένα υλικό συμπεριφέρεται με γραμμικό ελαστικό τρόπο πριν από την αστοχία, έτσι ώστε η πλαστική ζώνη να είναι μικρή σε σύγκριση με τις διαστάσεις του δείγματος, μια κρίσιμη τιμή του παράγοντα K_{Ic} μπορεί να είναι μια κατάλληλη παράμετρος θραύσης. Η πρώτη τυποποιημένη μέθοδος δοκιμής για δοκιμές K_{Ic} , ήταν η δοκιμή ASTM E 399.

Οι απαιτήσεις μεγέθους δείγματος σε αυτό το πρότυπο είναι πολύ πιο αυστηρές από ό, τι πρέπει να είναι για να διασφαλιστεί κυρίως η επίπεδη παραμόρφωση στο άκρο της ρωγμής. Η μέθοδος αυτή πρέπει να διασφαλίζει ότι το δείγμα εμφανίζει θραύση υπό κατακόρυφες γραμμικές ελαστικές συνθήκες. Δηλαδή, η πλαστική ζώνη πρέπει να είναι μικρή σε σύγκριση στη διατομή του δείγματος. Κατά συνέπεια, οι σημαντικές διαστάσεις δείγματος για να διασφαλιστεί μια έγκυρη δοκιμή K είναι το μήκος ρωγμής a και το μήκος συνδέσμου $W - a$.

Κατά την δοκιμή ASTM E 399 έχουμε τέσσερις διαμορφώσεις δειγμάτων: το συμπαγές, το SE (B), το τοξοειδές, και το δισκοειδές δοκίμιο. Τα δείγματα για δοκιμές K_{Ic} κατασκευάζονται συνήθως με το πλάτος W ίσο με το διπλάσιο του πάχους B . Ο λόγος μήκους / πλάτους (a / W) της αρχικής μικρορωγμής που δημιουργείται με κόπωση κυμαίνεται μεταξύ 0.45 και 0.55. Έτσι, ο σχεδιασμός του δείγματος είναι τέτοιος ώστε οι βασικές διαστάσεις, a , B και $W - a$, να είναι περίπου ίσες. Αυτός ο σχεδιασμός απαιτεί ότι κάθε μία από αυτές τις διαστάσεις πρέπει να είναι μεγάλη σε σύγκριση με την πλαστική ζώνη.

Οι απαιτήσεις μεγέθους για ένα έγκυρο K_{Ic} έχουν ως εξής:

$$B, a \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \right)^2, \quad 0.45 \leq a/W \leq 0.55$$

Όταν ένα δοκίμιο με αρχική μικρορωγμή φορτίζεται έως την αστοχία, καταγράφεται το φορτίο και η μετατόπιση. Υπάρχουν τρεις τύποι καμπυλών μετατόπισης -φορτίου. Το κρίσιμο φορτίο P_Q , ορίζεται με έναν από τους διάφορους τρόπους, ανάλογα με τον τύπο της καμπύλης. Θεωρώντας μια κλίση ίση με το 95% της αρχικής ελαστικής κλίσης φόρτωσης προσδιορίζεται το P_5 . Στην περίπτωση συμπεριφοράς τύπου I, η καμπύλη μετατόπισης φορτίου είναι ομαλή και αποκλίνει ελαφρώς από τη γραμμικότητα πριν το μέγιστο φορτίο P_{max} . Αυτή η μη γραμμικότητα μπορεί να προκληθεί από την πλαστικότητα ή την υποκρίσιμη ανάπτυξη ρωγμών ή και τα δύο. Για καμπύλη τύπου I, $P_Q = P_5$. Με μια καμπύλη τύπου II, μια μικρή ποσότητα ασταθούς ανάπτυξης ρωγμών (pop-in), συμβαίνει προτού η καμπύλη αποκλίνει από τη γραμμικότητα κατά 5%. Ένα δείγμα που παρουσιάζει συμπεριφορά τύπου III αποτυγχάνει εντελώς πριν επιτευχθεί 5% μη γραμμικότητα. Σε τέτοιες περιπτώσεις, $P_Q = P_{max}$.

Το μήκος της ρωγμής πρέπει να μετρηθεί από την επιφάνεια της θραύσης. Δεδομένου ότι υπάρχει μια τάση το βάθος της ρωγμής να διαφέρει σε διάφορα πάχη, το μήκος της ρωγμής ορίζεται ως ο μέσος όρος τριών ομοιόμορφα μετρήσεων σε ίσες αποστάσεις. Μόλις προσδιοριστεί το P και το μήκος της ρωγμής, μια προσωρινή αντοχή σε κάταγμα K_Q υπολογίζεται από την ακόλουθη σχέση:

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f(a/W)$$

όπου $f(a / W)$ είναι μια συνάρτηση χωρίς διάσταση του a / W . Αυτή η συνάρτηση δίνεται σε πολυωνυμική μορφή στο Πρότυπο E 399 για τους τέσσερις τύπους δειγμάτων.

Η τιμή K_Q που υπολογίζεται από την παραπάνω σχέση είναι ένα έγκυρο αποτέλεσμα K_{Ic} μόνο εάν πληρούνται οι εξής απαιτήσεις:

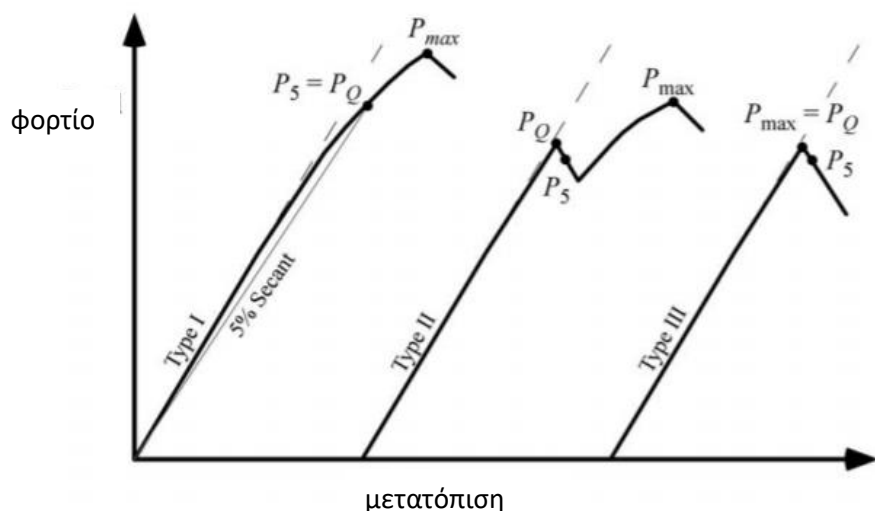
$$0.45 \leq a/W \leq 0.55$$

$$B, a \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^2$$

$$P_{max} \leq 1.10P_Q$$

Εάν η δοκιμή πληροί όλες τις απαιτήσεις του ASTM E399 τότε $K_Q = K_{Ic}$. Επειδή οι απαιτήσεις μεγέθους του ASTM E 399 είναι πολύ αυστηρές, είναι πολύ δύσκολο και μερικές φορές αδύνατο να μετρηθεί ένα έγκυρο K_{Ic} στα περισσότερα δομικά υλικά. Ένα υλικό πρέπει να είναι σχετικά ψαθυρό ή το δοκίμιο πολύ μεγάλο για να ισχύει η γραμμική ελαστική μηχανική θραύσης. Σε χάλυβες χαμηλής και μεσαίας αντοχής, έγκυρες δοκιμές K_{Ic} είναι συνήθως δυνατές μόνο στο κάτω όριο αντοχής (μετάβαση από όλκιμη σε ψαθυρή θραύση) και στο άνω όριο ελαστοπλαστικών παραμέτρων όπως το ολοκλήρωμα J και το CTOD που χαρακτηρίζουν την θραύση.

Όταν προσπαθείτε να μετρήσετε την αντοχή σε θραύση χρησιμοποιώντας το ASTM E 399, υπάρχει ο κίνδυνος να πάρουμε άκυρα αποτελέσματα λόγω των αυστηρών απαιτήσεων μεγέθους. Ένα πιο πρόσφατο πρότυπο ASTM, E 1820, παρέχει μια εναλλακτική μεθοδολογία δοκιμής που επιτρέπει έγκυρες εκτιμήσεις αντοχής σε θραύση. Το ASTM E 1820 είναι μια γενικευμένη μέθοδος δοκιμής για τη μέτρηση της αντοχής κατάγματος που συνδυάζει τις παραμέτρους K, J και CTOD σε ένα μόνο πρότυπο. Εάν ένα δείγμα δοκιμής εμφανίζει υπερβολική πλαστικότητα ώστε να υπολογιστεί ένα έγκυρο K_{Ic} , η αντοχή στη θραύση του υλικού μπορεί να χαρακτηριστεί με J ή CTOD. Η διαδικασία υπολογισμού και οι απαιτήσεις μεγέθους για το K_{Ic} είναι ουσιαστικά οι ίδιες στα E 399 και E1820, αλλά το τελευταίο χαλαρώνει κάπως τις απαιτήσεις γεωμετρίας δείγματος. Για παράδειγμα, E 1820. Για παράδειγμα, το E 1820 επιτρέπει πλαϊνές εσοχές σε δοκιμές K_{Ic} . Μόνο οι κρίσιμες τιμές του K_{Ic} και J_{Ic} είναι ιδιότητα του υλικού, επειδή επηρεάζεται μόνο από τα χαρακτηριστικά του υλικού και όχι από άλλους παράγοντες.



Σχήμα 14: Οι τρεις τύποι συμπεριφοράς φορτίου -μετατόπισης σε μια δοκιμή K_{Ic} [5].

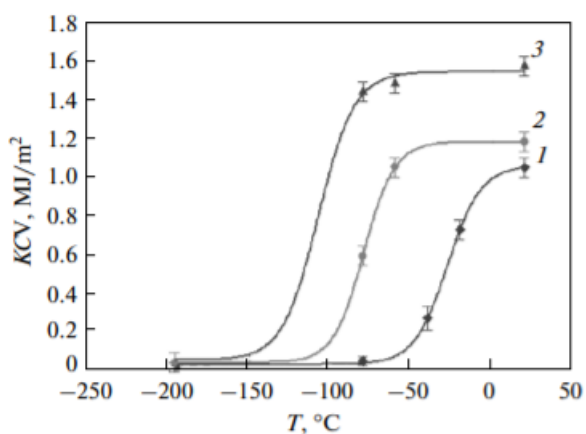
Κεφάλαιο 4^ο: Αποτελέσματα βιβλιογραφικής ανασκόπησης

4.1 Επίδραση παραγόντων στην θερμοκρασία μετάβασης

Η θερμοκρασία μετάβασης, επηρεάζεται από την μικροδομή, την σύσταση, το μέγεθος κόκκου, τον ρυθμό έντασης και τον ρυθμό παραμόρφωσης όπως επισημαίνεται στην εργασία του M.C. Tunnicliffe [3].

4.1.1 Η επίδραση της μικροδομής στην θερμοκρασία μετάβασης

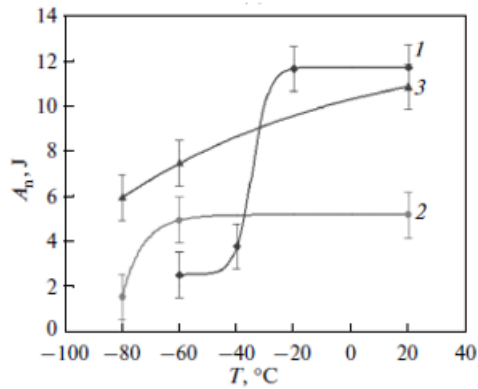
Η κατεργασία της έντονης θερμής έλασης δημιούργησε σε έναν χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα μια ινώδη υπερ-λεπτόκοκκη δομή που επηρέασε τις μηχανικές του ιδιότητες [4]. Ο σχηματισμός της επιμήκους ινώδους υπερ-λεπτόκοκκης δομής οδηγεί σε μείωση της θερμοκρασίας μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή θραύση του χάλυβα όπως φαίνεται στο σχήμα 11. Σύμφωνα με αυτό, από πειράματα που έγιναν [4], σημειώθηκε σε αρχική κατάσταση του χάλυβα (καμπύλη 1) θερμοκρασία μετάβασης γύρω στους -30°C . Μετά τη θερμή έλαση που υπέστη ξεχωριστό δοκίμιο του ίδιου χάλυβα (καμπύλη 2), η θερμοκρασία μετάβασης έπεσε σε τιμές περίπου -80°C , ενώ στο δοκίμιο που τη θερμή έλαση ακολούθησε ανόπτηση (καμπύλη 3), η θερμοκρασία μετάβασης μειώθηκε στους -110°C .



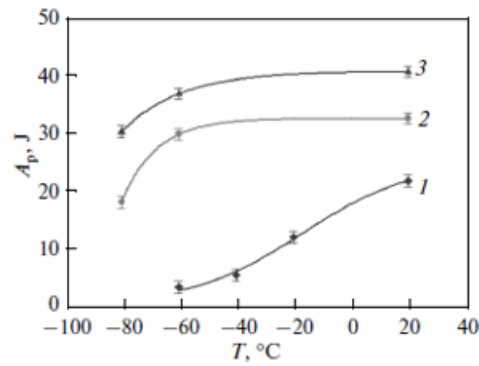
Σχήμα 15: Καμπύλες θερμοκρασίας – δυσθραυστότητας (εκφρασμένη ως προς την ενέργεια κρούσης KCV) για τα τρία δοκίμια

1 αρχική κατάσταση, 2 σε κατάσταση έλασης, 3 έπειτα από έλαση και ανόπτηση στους 550°C [4]

Όπως είναι γνωστό από την θεωρία, το συνολικό έργο θραύσης (A), έχει δύο συνιστώσες, μια που αφορά το έργο πυρήνωσης της ρωγμής (crack nucleation work (A_n)) και μια που αφορά το έργο διάδοσης της ρωγμής (crack propagation work (A_p)). Στο σχήμα 12 φαίνονται οι δύο αυτές συνιστώσες συναρτήσει της θερμοκρασίας.



(α)



(β)

Σχήμα 16 [4]:

(α): Θερμοκρασιακή εξάρτηση του έργου πυρήνωσης της ρωγμής

(β): Θερμοκρασιακή εξάρτηση του έργου διάδοσης της ρωγμής

1 αρχική κατάσταση, 2 σε κατάσταση έλασης, 3 έπειτα από έλαση και ανόπτηση στους 550° C

Το έργο πυρήνωσης (A_n) είναι υψηλότερο για τον χάλυβα χωρίς κατεργασία σε θερμοκρασία δωματίου. Σε θερμοκρασίες από -20 έως -40 ° C, το έργο πυρήνωσης ρωγμών για τον χάλυβα χωρίς κατεργασία μειώνεται απότομα σε τιμές που είναι πολύ μικρότερες από εκείνες των χαλύβων που έχουν υποστεί κάποιου είδους κατεργασία. Για τον χάλυβα θερμής έλασης, μια παρόμοια απότομη μείωση παρατηρείται στο εύρος από -60 έως -80 ° C. Αξίζει να σημειωθεί ότι αυτές οι καμπές συμπίπτουν με καμπές στις καμπύλες δυσθραυστότητας από δοκιμή σε κρούση (impact toughness) και αντιστοιχούν στο θερμοκρασιακό εύρος μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή θραύση. Δηλαδή η δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες βελτιώνεται με την κατάλληλη θερμική κατεργασία.

Σε αντίθεση με το έργο πυρήνωσης ρωγμών, το έργο διάδοσης των ρωγμών, είναι καθ'όλη την διαδικασία του πειράματος αρκετά μικρότερο στον χάλυβα χωρίς κατεργασία απ'ότι στα δοκίμια που έχουν υποστεί κατεργασία. Το έργο διάδοσης των ρωγμών είναι υψηλότερο στον χάλυβα που έχει γίνει ανόπτηση. Η μετάβαση από τη χοντρόκοκκη στη λεπτόκοκκη δομή, αυξάνει το έργο διάδοσης των ρωγμών το οποίο είναι ενδεικτικό της αύξησης της αντοχής του χάλυβα.

Συνέπειες στην δυσθραυστότητα

Η μεταβολή της θερμοκρασίας ωστενιτοποίησης, με άλλα λόγια η μεταβολή του μεγέθους κόκκου και της μορφολογίας των καρβιδίων, δεν αλλάζουν τα χαρακτηριστικά θραύσης [22], [14], [37]. Ωστόσο, τροποποιήσεις στην διαδικασία της επαναφοράς, επιδρούν άμεσα στην σκληρότητα του κράματος και άρα οδηγούν σε δραστικές αλλαγές της δυσθραυστότητας και των ρυθμών εξέλιξης της ρωγμής.

Τα μικροδομικά χαρακτηριστικά που αυξάνουν το όριο δυσθραυστότητας είναι τα εξής:

- Αυξημένο ποσό παραμένουτος ωστενίτη, που σταθεροποιείται έπειτα από την επαναφορά που αρχικά ωστενιτοποιήθηκαν σε μεγαλύτερη θερμοκρασία
- Μείωση του κλάσματος του όγκου του μπαινίτη λόγω αύξησης του βάθους που σκληραίνει ο χάλυβας με βαφή έπειτα από την θερμική κατεργασία της ωστενιτοποίησης (hardenability)
- Μείωση των διαλυμένων καρβιδίων λόγω της αυξημένης θερμοκρασίας ωστενιτοποίησης

Τα ποσοστά φάσεων του χάλυβα, καθορίζονται από τον ρυθμό με τον οποίο ψύχεται από μια αρχική θερμοκρασία ωστενιτοποίησης.

Σε αντίθεση με τους χάλυβες χαμηλής αντοχής, οι περισσότεροι ανοξείδωτοι χάλυβες, εμφανίζουν κυρίως όλκιμη θραύση λόγω της παρουσίας του Ni [3].

Ο μεγάλος αριθμός εγκλεισμάτων εντός της πλαστικής ζώνης μπροστά από τη ρωγμή επηρεάζουν την αντοχή στη θραύση. Η απόσταση από το σημείο εκκίνησης της ρωγμής, έως το άκρο της αρχικής ρωγμής συσχετίστηκε με τη δυσθραυστότητα [23]. Σε δείγματα χαμηλής αντοχής, αυτή η απόσταση ήταν μικρή με αποτέλεσμα την κρίσιμη πυρήνωση κοντά στο άκρο της ρωγμής. Σε δείγματα που εμφάνισαν υψηλή αντοχή, δεν υπήρχαν κρίσιμα σωματίδια κοντά στο άκρο της ρωγμής.

Σημαντικό ρόλο στην αντοχή σε θραύση των χαλύβων διαδραματίζουν οι εγκοπές. Λειτουργούν ως σημεία συγκέντρωσης τάσεων, όμως η σημαντικότερη επίδρασή τους είναι η δημιουργία τριαξονικού τασικού πεδίου γύρω από αυτές. Η τριαξονικότητα επιφέρει περιορισμό της πλαστικής παραμόρφωσης επειδή η τάση που απαιτείται για πλαστική διαρροή, είναι μεγαλύτερη από αυτή που απαιτείται σε ένα δοκίμιο χωρίς εγκοπή. Έτσι με την αύξηση της τάσης, το υλικό μπορεί να υποστεί θραύση πριν προλάβει να παραμορφωθεί πλαστικά. Η επίδραση αυτή είναι πιο έντονη στα ελάσματα με μεγάλο πάχος όπου επικρατεί κατάσταση επίπεδης παραμόρφωσης. Η συγκέντρωση τάσεων στις εγκοπές επιφέρει αντίστοιχη συγκέντρωση παραμορφώσεως με αντίστοιχη εργοσκήρυση του μετάλλου. Αυτή η εργοσκήρυση μπορεί να οδηγήσει σε μικρορηγματώσεις που διευκολύνουν την διαδικασία της θραύσεως.

Η επίδραση του μέγεθος κόκκου στη θερμοκρασία μετάβασης

Η εξίσωση για την θερμοκρασία μετάβασης ήταν

$$DT_c = \sigma_i(st) + C - \left(\frac{\beta\mu\gamma}{k_y} - k_y \right) d^{-1/2}. \quad (**)$$

Όπου T_c είναι η θερμοκρασία μετάβασης

D (εξαρτάται από την σύσταση), C είναι σταθερές

$\sigma_i(st)$ είναι ο θερμικός παράγοντας του τασικού πεδίου της τριβής

$\beta=2\tau/\sigma$ όπου τ είναι η εφαρμοζόμενη διατμητική τάση, σ η εφαρμοζόμενη κάθετη τάση

γ είναι η ενέργεια ανά επιφάνεια κόκκου

μ είναι ο συντελεστής τριβής

k_y είναι μια σταθερά που σχετίζεται με την διάταξη των ατόμων

d είναι η διάμετρος κόκκου

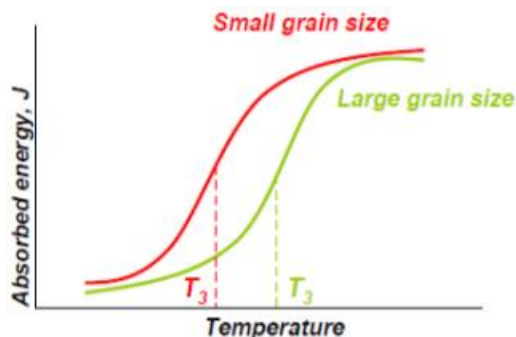
Τόσο η σχέση (*) όσο και η (**) έχουν αρνητικούς συντελεστές για τον όρο που εκφράζει το μέγεθος κόκκων ($-1/2$). Δηλαδή, με την μείωση του μεγέθους κόκκου, μειώνεται η θερμοκρασία μετάβασης. Ο συντελεστής για το d , μπορεί να κυμαίνεται μεταξύ -15.5 και -9.65 ανάλογα με το περιεχόμενο αζώτου και μαγγανίου του χάλυβα.

Τόσο η δοκιμή κρούσης Charpy, όσο και η δοκιμή CTOD, έδειξαν μια μεταβατική περιοχή σε ένα πολύ μικρό θερμοκρασιακό εύρος. Πειραματικά διαπιστώθηκε ότι υπάρχει μια γραμμική σχέση για την θερμοκρασία μετάβασης, με το αντίστροφο του τετραγώνου του μεγέθους του κόκκου:

$$T_c = B_0 + B_1 d^{-1/2}$$

Όπου T_c η θερμοκρασία μετάβασης, B_0 και B_1 σταθερές που προκύπτουν από τις συνθήκες του ρυθμού παραμόρφωσης των δύο δοκιμών και d είναι η διάμετρος κόκκου. Οι διαφορές στην B_1 σταθερά, οφείλονται στους διαφορετικούς ρυθμούς παραμόρφωσης των δύο δοκιμών.

Σχηματικά, η επίδραση του μεγέθους του κόκκου στη θερμοκρασία μετάβασης φαίνεται στο παρακάτω διάγραμμα θερμοκρασίας- απορροφούμενης ενέργειας (εκφράζει την δυσθραυστότητα μέσω του εμβαδού) [34].



Σχήμα 17: Η επίδραση του μεγέθους του κόκκου στη θερμοκρασία μετάβασης [34].

Με θερμικές κατεργασίες όπως η ανακρυστάλλωση, επιδιώκουμε μείωση της θερμοκρασίας μετάβασης μέσω της μείωσης του μεγέθους κόκκου και άρα αύξηση της δυσθραυστότητας.

4.1.2 Η επίδραση της γεωμετρίας στην θερμοκρασία μετάβασης

Ο κυριότερος μηχανικός παράγοντας είναι η παρουσία εγκοπών. Η θερμοκρασία μετάβασης, που διαπιστώθηκε από την δοκιμασία κρούσης Charpy, επηρεάζεται από τον τύπο της εγκοπής και από το μέγεθος του δοκιμίου. Αύξηση κατά 30 βαθμούς στην θερμοκρασία μετάβασης, παρατηρήθηκε [3], χρησιμοποιώντας μια μικρορωγμή αντί για την εγκοπή της δοκιμασίας Charpy. Ωστόσο, ο Chew [32] διαπίστωσε ότι η θερμοκρασία μετάβασης που προσδιορίστηκε με τη δοκιμή CTOD ήταν περίπου 40 ° C χαμηλότερη από εκείνη της δοκιμής Charpy.

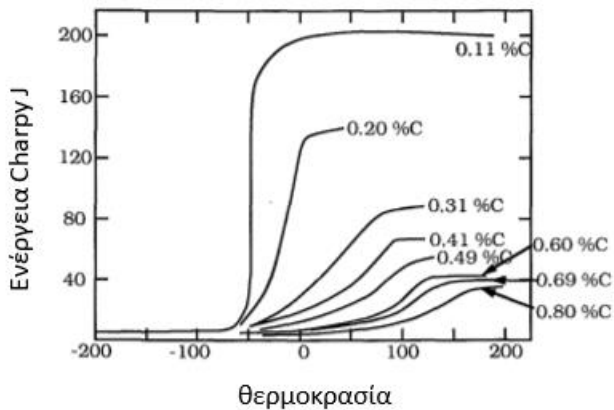
Πάχος δοκιμίου

Αποτελέσματα δοκιμών Charpy δείχνουν ότι η θερμοκρασία μετάβασης αυξάνεται όταν το πάχος του δοκιμίου αυξάνεται [28].

4.1.3 Η επίδραση της σύστασης στην θερμοκρασία μετάβασης

Η εξάρτηση από την σύσταση, φαίνεται στο σχήμα 13 (ενέργεια Charpy - θερμοκρασία) και προκύπτει το συμπέρασμα ότι η θερμοκρασία μετάβασης αυξάνεται όταν αυξάνεται η περιεκτικότητα του χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα. Αυτό οφείλεται στο ότι

- Το κλάσμα των λαμέλλων του σεμεντίτη επίδρασε σε φαινόμενα στο άκρο του ρήγματος
- Ο σχηματισμός κενών (voids), στις επιφάνειες οδήγησε στην δημιουργία αταξιών στις διεπιφάνειες των φάσεων και άρα εστίων πυρήνωσης για ρηγματώσεις



Σχήμα 18: Η επίδραση του περλίτη στην θερμοκρασία μετάβασης μετρημένη από την ενέργεια σε δοκιμή κρούσης Charpy. [3]

Η παρακάτω εξίσωση [3], δίνει την θερμοκρασία μετάβασης για ένα χαμηλά κραματωμένο χάλυβα

$$T_{27} = 264(\%C) - 11.8(d^{-1/2}) + 28(\%Mn) - 140\,000(F^1) + 3850(\%N_R) + 18(\%Cr) + 68(\%Si_T) + 50(\%Al_R) + \text{constant}$$

όπου

$$F^1 = \frac{(\%Mn)(\%N_R)}{(\%Mn) + K_n(\%N_R)} \quad (*)$$

Η σταθερά $K_n = 1500$ και T_{27} μετριούνται σε °C. Η F^1 αντιπροσωπεύει τη μεταβλητότητα της δύναμης απόσχισης (dislocation locking strength). Στους κατασκευαστικούς χάλυβες οι αταξίες οφείλονται κυρίως στην παρουσία αζώτου. Βέβαια, η παρουσία του Mn, ρυθμίζει την αποτελεσματικότητα της επίδρασης του αζώτου. Η παραπάνω εξίσωση, δείχνει ότι αυξάνοντας το ποσοστό του αζώτου, μειώνει αρχικά την θερμοκρασία μετάβασης, αλλά περαιτέρω αύξηση οδηγεί και σε αύξηση της θερμοκρασίας μετάβασης. Άλλα στοιχεία, αυξάνουν της θερμοκρασίας μετάβασης, παρόλο που ο συντελεστής του πυριτίου είναι σημαντικός μόνο στην περίπτωση ενός αποξειδομένου χάλυβα (deoxidized fully killed steels).

Η θερμοκρασία μετάβασης, επηρεάζεται με την προσθήκη στοιχείων κραμάτωσης κυρίως από τον άνθρακα και το μαγγάνιο. Ο άνθρακας αυξάνει την θερμοκρασία μετάβασης (όπως και τα στοιχεία: P, S, Si, Mo, O), ενώ το μαγγάνιο την μειώνει. Συνεπώς, ιδιαίτερα στους κατασκευαστικούς χάλυβες, για την διατήρηση ικανοποιητικής δυσθραυστότητας, ο λόγος Mn:C πρέπει να είναι μεγαλύτερος του 3:1. Ο φώσφορος και το θείο, αυξάνουν την θερμοκρασία μετάβασης και επομένως η περιεκτικότητα των χαλύβων στα στοιχεία αυτά πρέπει να είναι περιορισμένη. Το μαγγάνιο, δεσμεύει το θείο και για τον λόγο αυτό θα πρέπει, ο λόγος Mn:S να είναι υψηλός. Το Ni, μειώνει την θερμοκρασία μετάβασης σε χαμηλές περιεκτικότητες. Για τον λόγο αυτό οι κρυογενικοί χάλυβες, για χρήση σε χαμηλές θερμοκρασίες, περιέχουν ακόμα και 9% Ni. Σημαντική επίδραση στη θερμοκρασία μετάβασης έχει το οξυγόνο, και βέβαια η μέθοδος αποξειδώσεως, που έχει υποστεί ο χάλυβας. Οι μη αποξειδωμένοι

χάλυβες (rimmed steels), λόγω της αυξημένης περιεκτικότητας σε οξείδια, παρουσιάζουν θερμοκρασίες μεταβάσεως ακόμα και πάνω από την θερμοκρασία δωματίου. Οι ημισυχασμένοι χάλυβες (semi-killed steels), που αποξειδώνονται με πυρίτιο, έχουν χαμηλότερες θερμοκρασίες μεταβάσεως. Τέλος, οι πλήρως καθυσασμένοι χάλυβες (fully-killed steels), που αποξειδώνονται με πυρίτιο και αλουμίνιο, παρουσιάζουν θερμοκρασίες μεταβάσεως κάτω από τους -50°C . (Γ. Χαιδεμενόπουλος [30]).

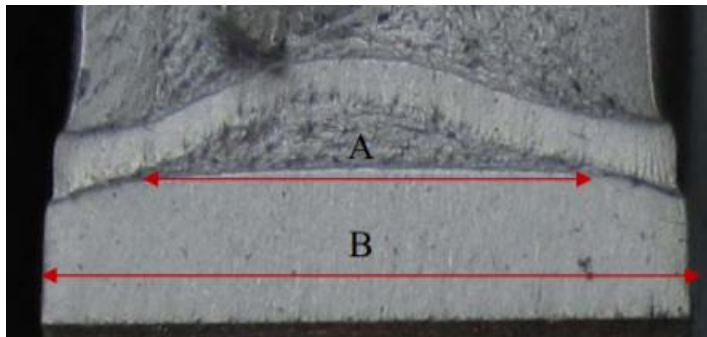
4.1.4 Η επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης στη θερμοκρασία μετάβασης

Ο ρυθμός παραμόρφωσης του δοκιμίου έχει μεγάλη επίδραση στην θερμοκρασία μετάβασης και την αυξάνει όταν αυξάνεται. Οι Sumpter και Caudrey [33] σε έρευνές τους έδειξαν ότι η δυναμική δοκιμή CTOD προκάλεσε μία αύξηση στην θερμοκρασία μετάβασης συγκρινόμενη με την στατική δοκιμή CTOD.

4.2 Επίδραση του πάχους του δοκιμίου στην δυσθραυστότητα

Αποτελέσματα

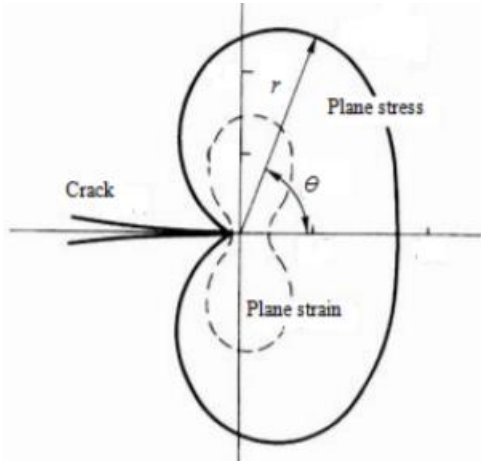
Από πειράματα σε χάλυβες υψηλής αντοχής, παρατηρήθηκε ότι όλες οι θραύσεις ήταν όλκιμες. Η θραυσεογραφική ανάλυση του σχήματος 16, έδειξε ότι υπάρχουν πολλές κοιλότητες (dimples) με διαφορετικό μέγεθος και μη ομοιόμορφη κατανομή στο τμήμα θραύσης. Έτσι για το εύρος των παχών όλων των δοκιμιών, το υλικό δεν έχει ακόμη ενσωματώσει τα χαρακτηριστικά της θραύσης και η περιοχή διάδοσης ρωγμών παρουσιάζει πλαστικότητα. Μια περιοχή διάδοσης ρωγμών σε σχήμα γλώσσας υπήρχε σε τμήμα θραύσης, το οποίο φαίνεται στο παρακάτω σχήμα. Εξαιτίας του κινηματικού περιορισμού στην κατεύθυνση του πάχους, το κεντρικό υλικό δείγματος είναι σε κατάσταση τρισδιάστατης εφελκυστικής φόρτισης. Έτσι, το μεσαίο μέρος του δείγματος άρχισε να σπάει πρώτα. Με την αύξηση του εξωτερικού φορτίου, έγινε μεγαλύτερη η περιοχή που φθάνει το όριο δυσθραυστότητας και η ταχύτητα ρωγμών στο κεντρικό τμήμα του δείγματος ήταν η μεγαλύτερη.



Σχήμα 19: Το B είναι το πάχος του αρχικού δείγματος και το A είναι το πλάτος της διάδοσης ρωγμών στη διαδικασία του πειράματος, ενώ διακρίνεται και το χαρακτηριστικό σχήμα γλώσσας στην τομή του δοκιμίου [1].

Η πλαστική ζώνη στο άκρο του ρήγματος φαίνεται στο σχήμα 20. Για κατάσταση έντασης καταπόνησης στο άκρο του ρήγματος, ο λόγος της πλαστικής ζώνης ως προς το πάχος είναι ένας σημαντικός συντελεστής. Εάν οι τιμές του μεγέθους της πλαστικής ζώνης και του πάχους του δοκιμίου είναι της ίδιας τάξης μεγέθους, που σημαίνει ότι το r_p/B τείνει να είναι 1, η κατάσταση επίπεδης έντασης είναι κυρίαρχη. Για να βεβαιωθούμε ότι το μεγαλύτερο μέρος του υλικού στην κατεύθυνση του πάχους είναι

σε κατάσταση επίπεδης παραμόρφωσης, το r_p/B πρέπει να είναι σημαντικά μικρότερο από 1, πράγμα που σημαίνει ότι υλικό κοντά στην επιφάνεια σε κατάσταση επίπεδης έντασης στην κατεύθυνση του πάχους, να είναι σε σχετικά μικρό λόγο ως προς το συνολικό πάχος. Οι δοκιμές επιβεβαίωσαν ότι όταν το r_p/B ήταν περίπου 0.025, τότε η εντατική κατάσταση όταν συνέβη η θραύση ήταν επίπεδη παραμόρφωση.



Σχήμα 20: Πλαστική ζώνη στο άκρο του ρήγματος [1]

Με βάση την ελαστική λύση για την επίπεδη εντατική κατάσταση, η πλαστική ζώνη στο άκρο του ρήγματος, μπορεί να εκφραστεί ως

$$r_p = \frac{K_{Ic}^2}{2\pi\sigma_{ys}^2}$$

Όπου

r_p είναι η ακτίνα της πλαστικής ζώνης

σ_{ys} είναι το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό

K_I είναι ο συντελεστής έντασης τάσης

Ένα προφανές πρόβλημα σε αυτόν τον τύπο είναι ότι όταν η τάση στο άκρο της ρωγμής υπερβαίνει το όριο διαρροής του υλικού το υπερβαίνον φορτίο πρέπει να ασκείται σε υλικό εκτός του συνόρου της υπόθεσης. Έτσι, η πλαστική ζώνη θα είναι μεγαλύτερη από την έκφραση της παραπάνω σχέσης για το r_p .

Η μεγαλύτερη ακτίνα της πλαστικής ζώνης εντοπίζεται στην επιφάνεια του δείγματος. Καθώς η εντατική κατάσταση μεταβάλλεται από επίπεδη ένταση σε επίπεδη παραμόρφωση καθώς μετακινούμαστε από την επιφάνεια του δοκιμίου στο κέντρο του, το μέγεθος της πλαστικής ζώνης επίσης σταδιακά μειώνεται. Για το δείγμα, η συνολική πλαστική ζώνη είναι μικρότερη από αυτήν που καθορίζεται από την πλαστική ζώνη της επιφάνειας. Έτσι, εάν η πλαστική ζώνη της επιφάνειας χρησιμοποιηθεί ως η πλαστική ζώνη του δείγματος θα τροποποιήσει το μέγεθος της με συντελεστή διόρθωσης περισσότερο από 1. Από την άλλη πλευρά, η θεωρία της K_{Ic} καθιερώθηκε με βάση την ελαστική μηχανική που σημαίνει ότι η πλαστική ζώνη

είναι πολύ μικρότερη από το μέγεθος της ρωγμής και δεν απαιτείται διόρθωση πλαστικής ζώνης. Η ακτίνα της πλαστικής ζώνης καθορίζεται από γραμμική ελαστική μηχανική και το κριτήριο von Mises.

Πειραματικά δεδομένα έδειξαν ότι μια γραμμική σχέση μεταξύ της δυσθραυστότητας και του πάχους του δοκιμίου είναι η εξής:

$$K_{Ic} = -0.565 * B_{Ic} + 76.8 \quad (\alpha)$$

Όταν $\frac{r_p}{B} = 0.025$, τότε το δοκίμιο είναι σε κατάσταση επίπεδης έντασης η επίπεδης παραμόρφωσης. Αυτό σημαίνει ότι το μέγεθος της πλαστικής ζώνης είναι μόνο 1/40 του πάχους του δοκιμίου και άρα αρκετά μικρότερη από αυτό και επομένως η εξίσωση προσδιορισμού του r_p μπορεί να χρησιμοποιηθεί (ελαστικό υλικό). Τότε το πάχος όπου η δυσθραυστότητα λαμβάνει την μέγιστη τιμή, το συμβολίζουμε με B_{Ic} και δίνεται από τον τύπο

$$B_{Ic} = 6.4 \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_{ys}^2} \quad (\beta)$$

Από τις εξισώσεις (α) και (β) για τον χάλυβα υψηλής αντοχής X80 (χρησιμοποιείται στην κατασκευή αγωγών) προκύπτει ότι $K_{Ic} = 48.9 \text{ MPam}^{0.5}$ και $B_{Ic} = 49,4 \text{ mm}$.

4.3 Επίδραση της τριαξονικότητας στο άκρο της ρωγμής στην παράμετρο CTOD (δυσθραυστότητα)

Μηχανική αστοχίας (Damage mechanics)

Η ιδέα της εισαγωγής μιας βαθμωτής παραμέτρου, ας πούμε D , για να ποσοτικοποιήσουμε την εξέλιξη της αστοχίας έχει λάβει μεγάλη προσοχή στη βιβλιογραφία. Μια τέτοια ποσότητα έχει συσχετιστεί με την ϵ_e (effective plastic strain) και τη μέση τάση σ_m η οποία μπορεί να κανονικοποιηθεί ως προς σ_e ή σ_y .

$$\epsilon_e = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2}$$

Αυτή η βαθμωτή παράμετρος αστοχίας έχει την μορφή

$$B = \epsilon_{ec} \exp [k (\sigma_m / \sigma_e)_c]$$

CTOD

Η τριαξονικότητα είναι γνωστό ότι είναι πιο έντονη στην άκρη μιας πλευρικής ρωγμής σε αντίθεση με μια κεντρική ρωγμή σε μια πλάκα που υποβάλλεται σε τάση. Οι διαφορές οφείλονται στην τριαξονικότητα των τάσεων που θα μπορούσε να αλλάξει μεταβάλλοντας το βάθος της εγκοπής και των ρωγμών ή των τύπων δειγμάτων. Έχει αποδειχθεί ότι η ϵ_e (effective plastic strain) του πλαστικού στελέχους και του ανοίγματος των ρωγμών (CTOD) σχετίζονται ως εξής:

$$\epsilon_e = C \delta / r$$

όπου το C είναι μια σταθερά και το r είναι η ακτίνα αν μετρηθεί από το άκρο της ρωγμής.

Αποτελέσματα

Η εξάρτηση της παραμέτρου ανάπτυξης των κενών από την τοπική τριαξονικότητα και το τοπικό πεδίο πλαστικών παραμορφώσεων στο άκρο ρωγμής των όλκιμων υλικών παρέχει το κίνητρο για την αναζήτηση παραμέτρων κατά τους οποίους θα μπορούσε να αξιολογηθεί η όλκιμότητα των χαλύβων. Τα πειραματικά δεδομένα για χάλυβες χαμηλής αντοχής [2] δείχνουν ότι η παράμετρος CTOD (δ_c) μειώνεται με την αύξηση της τριαξονικότητας του άκρου της ρωγμής. Καθώς η κρίσιμη τοπική ισοδύναμη παραμόρφωση (effective plastic strain ε_{ec}) μειώνεται επίσης με την αύξηση της τοπικής τριαξονικότητας των τάσεων, η αναλογία $\delta_c/\varepsilon_{ec}$ βρέθηκε να παραμένει σχεδόν σταθερή ή ανεξάρτητη από τον τοπικό περιορισμό, δηλαδή την τριαξονικότητα των τάσεων.

Αστοχία και παράμετροι στο άκρο του ρήγματος

Η όλκιμη θραύση έχει αποδοθεί στην διαδικασία σχηματισμού και ανάπτυξης κενών. Πολλά εξιδανικευμένα μοντέλα έχουν προταθεί προκειμένου να διερευνηθεί η συμπεριφορά της όλκιμης θραύσης για μέταλλα. Η διερεύνηση εκφράζει μια σχέση μεταξύ του CTOD και παραμέτρων που χρησιμοποιούνται στα μοντέλα ανάπτυξης κενού.

Κρίσιμος λόγος ανάπτυξης κενών (Critical void growth ratio)

Μια σχέση μεταξύ του κανονικοποιημένου κρίσιμου λόγου ανάπτυξης κενών είναι η ακόλουθη

$$\frac{R_c}{R_0} = \exp(0.238)V_{gc}$$

Όπου R_0 είναι η αρχική ακτίνα κενών και

$$V_{gc} = \varepsilon_{ec} \exp\left[\frac{3}{2}\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right)_c\right] \text{ μια παράμετρος ανάπτυξης κενών όπου}$$

$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$, είναι η μέση υδροστατική πίεση όπου $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ είναι οι συνιστώσες της τάσης σε ορθοκανωνικό σύστημα συντεταγμένων xyz.

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \text{ είναι η ισοδύναμη τάση κατά το κριτήριο Von Mises}$$

$$\text{Κατά την έναρξη της αστοχίας } \delta_c = \frac{B}{C} r_c \exp[-k(\sigma_m / \sigma_e)_c]$$

Πολλές μελέτες έχουν δείξει ότι το κρίσιμο CTOD δεν είναι χαρακτηριστικό του υλικού και μπορεί να διαφέρει κατά σειρά όταν αλλάζει η γεωμετρία ρωγμής / δείγματος ή οι περιορισμοί των άκρων ρωγμών τροποποιούνται. Οι εγκοπές και οι ρωγμές διέφεραν επίσης πολύ. Οι ρηχές ρωγμές έχουν μεγαλύτερο CTOD απ'ότι οι βαθιές. Μια τροποποιημένη παράμετρος η δ_{mc} και η παράμετρος βλάβης B προτείνεται να είναι ποσότητες ανεξάρτητες από τις συνθήκες τριαξονικότητας όπου

$$\delta_{mc} = \delta_c \exp[k(\sigma_m/\sigma_e)_c]$$

Από τις παραπάνω εξισώσεις, προκύπτει η σχέση

$$\frac{\delta_{mc}}{B} = \frac{\delta_c}{\varepsilon_{ec}} = \text{const}$$

Η παράμετρος βλάβης B είναι η ποσότητα $B = \varepsilon_{ec} \exp [k \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right)_c]$

Σταθερό B για αντίστοιχες τιμές των ε_{ec} , $\frac{\sigma_m}{\sigma_e}$, k, υποδηλώνει πως το δ_{mc} (που εκφράζει το κρίσιμο CTOD) είναι ανεξάρτητο από την τριαξονικότητα στο άκρο της ρωγμής.

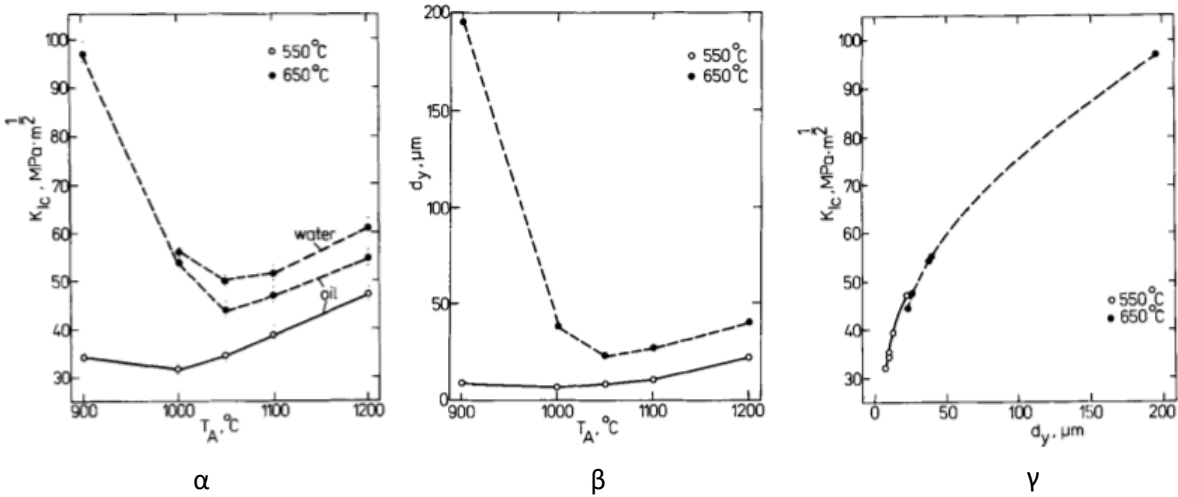
4.4 Επίδραση του μεγέθους κόκκου στην τιμή της δυσθραυστότητας

Σε μελέτη που δημοσιεύτηκε [6], διερευνάται η επίδραση του μεγέθους κόκκου (εκφράζεται από το μέσο γραμμικό διάστημα (average linear intercept, \bar{L}) στη θραύση ενός εργαλειοχάλυβα. Πιο συγκεκριμένα, αυτή η επίδραση αποτυπώνεται στον καθορισμό του ορίου δυσθραυστότητας (K_{Ic}) του από τον λόγο ($\bar{L}:d_y$) όπου (d_y) η διάμετρος της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης που δημιουργείται στο άκρο του ρήγματος.

Το μέγεθος του κόκκου, αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας ωστενιτοποίησης. Με επαναφορά σε υψηλότερη θερμοκρασία, αυξάνεται η δυσθραυστότητα. Επίσης αύξηση της δυσθραυστότητας παρατηρήθηκε και για βαφή σε νερό απ'ότι σε λάδι. Η χημική σύσταση των εργαλειοχαλύβων, επιλέγεται με τρόπο έτσι ώστε μετά την ωστενιτοποίηση σε υψηλές θερμοκρασίες η δομή τους θα πρέπει να παραμένει λεπτόκοκκη.

Όταν βρισκόμαστε στην υποκρίσιμη περιοχή ($\bar{L}:d_y < 1$), η διάταξη των κόκκων προκαλεί μια γρήγορη μείωση του ορίου δυσθραυστότητας. Στο υπερκρίσιμο εύρος ($\bar{L}:d_y > 1$), που προέκυψε από την αύξηση της θερμοκρασίας ωστενιτοποίησης, η διάταξη των κόκκων ανακόπτει την παραπάνω μείωση και μπορεί ακόμη και να οδηγήσει σε αύξηση. Στην κρίσιμη περιοχή ($\bar{L}:d_y \approx 1$), η δυσθραυστοτητα φτάνει την ελάχιστη τιμή.

Παρακάτω (σχήμα α), απεικονίζεται η συσχέτιση του ορίου δυσθραυστότητας με τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης [6]. Για θερμοκρασίες ωστενιτοποίησης έως 1050 °C, το μέσο γραμμικό διάστημα των κόκκων θα είναι μικρότερο από την διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης στο άκρο του ρήγματος. Ωστόσο για θερμοκρασία ωστενιτοποίησης στους 1100 °C και 1200 °C, το μέσο γραμμικό διάστημα των κόκκων είναι μεγαλύτερο από την διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης.



Σχήμα 21:

(α) συσχέτιση του ορίου δυσθραυστότητας με τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης

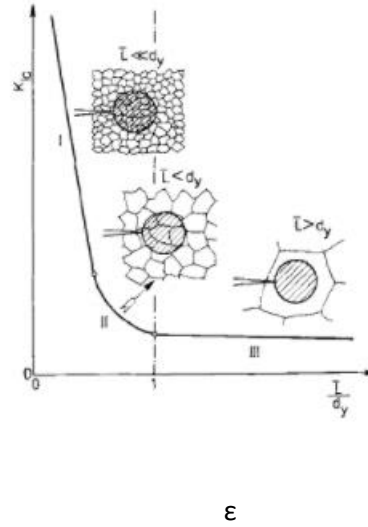
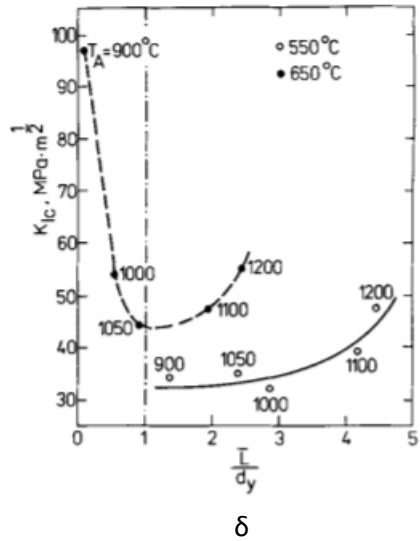
(β) μεταβολή της διαμέτρου της πλαστικής ζώνης ως προς την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης

(γ) εξάρτηση του ορίου δυσθραυστότητας από την διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης [6]

Η μεταβολή της διαμέτρου της πλαστικής ζώνης ως προς την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης φαίνεται στο σχήμα β, ενώ η εξάρτηση του ορίου δυσθραυστότητας από την διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης στο σχήμα γ. Είναι προφανές ότι μεγαλύτερη διάμετρος της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης συνεπάγεται μεγαλύτερο όριο δυσθραυστότητας.

Μετά την ανάλυση των επιμέρους παραγόντων δηλαδή το μέσο γραμμικό διάστημα και τη διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης, ολοκληρωμένη συσχέτιση της παραμέτρου $\bar{L}: d_y$ παρουσιάζεται στο σχήμα δ παρακάτω. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι με την αύξηση του μεγέθους κόκκου, η δυσθραυστότητα μειώνεται απότομα, έως ότου, το \bar{L} φτάσει στο μέγεθος της διαμέτρου της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης. Αυτό συμβαίνει στον χάλυβα που έχει υποστεί επαναφορά στους 650 °C για θερμοκρασίες ωστενιτοποίησης στην περιοχή των 900-1050 °C. Μετά την ωστενιτοποίηση στους 1050 °C, $\bar{L}: d_y \approx 1$ (κρίσιμη περιοχή) και η δυσθραυστότητα φτάνει στην ελάχιστη τιμή. Για θερμοκρασίες ωστενιτοποίησης άνω των 1050 °C και επαναφορά στους 650 °C, ισχύει $\bar{L}: d_y > 1$.

Για τα δείγματα που υπέστησαν επαναφορά στους 550 °C, σε όλο το εύρος των θερμοκρασιών ωστενιτοποίησης ισχύει $\bar{L}: d_y > 1$ το οποίο σημαίνει αύξηση του ορίου δυσθραυστότητας.



Σχήμα 22:

(δ) συσχέτιση του ορίου δυσθραυστότητας με τον λόγο $\bar{L}: d_y$ για κατάσταση επίπεδης παραμόρφωσης έπειτα από επαναφορά στους 550°C και 650°C αντίστοιχα

(ε) απεικόνιση της μικροδομής του υλικού με βάση τον λόγο $\bar{L}: d_y$ καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης και η επίδραση του στην δυσθραυστότητα

[6]

Το σχήμα ε απεικονίζει σχηματικά την παραπάνω υπόθεση. Εάν η ζώνη πλαστικής παραμόρφωσης (που συνοδεύει την εξέλιξη της θραύσης) είναι πολύ μεγαλύτερη από τον αρχικό ωστενιτικό κόκκο (διάταξη I), το ρήγμα θα πρέπει να διανύσει πολλά σύνορα κόκκων και να ενεργοποιήσει τα συστήματα ολίσθησης των κόκκων σε διάφορες κατευθύνσεις. Επομένως, η ανάπτυξη των κόκκων διατηρεί το όριο θραύσης σε σχετικά υψηλές τιμές. Η ανάπτυξη του μεγέθους των κόκκων, μειώνει λίγο την δυσθραυστότητα του χάλυβα. Και πάλι η διάμετρος του κόκκου είναι αρκετά μεγαλύτερη από την διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης (διάταξη II). Εάν όμως, η διάμετρος του κόκκου είναι αρκετά μεγαλύτερη από την διάμετρο της ζώνης πλαστικής παραμόρφωσης, τότε η επίδραση των ορίων των κόκκων στην διάδοση του ρήγματος είναι μικρή και άρα και η δυσθραυστότητα είναι επίσης χαμηλή έως ότου σταθεροποιηθεί κοντά σε μια ελάχιστη τιμή (διάταξη III). Γενικά, μείωση του μεγέθους κόκκου οδηγεί σε αύξηση της δυσθραυστότητας.

Τα όρια των κόκκων ενδέχεται να παρουσιάζουν διαταραχές που οφείλονται

- Στη δευτερογενή κατακρήμνιση κυρίως των καρβιδίων στα όρια των ωστενιτικών κόκκων που υπέστησαν ψύξη
- Στην κατακρήμνιση των καρβιδίων στα όρια των ωστενιτικών κόκκων που υπέστησαν επαναφορά.

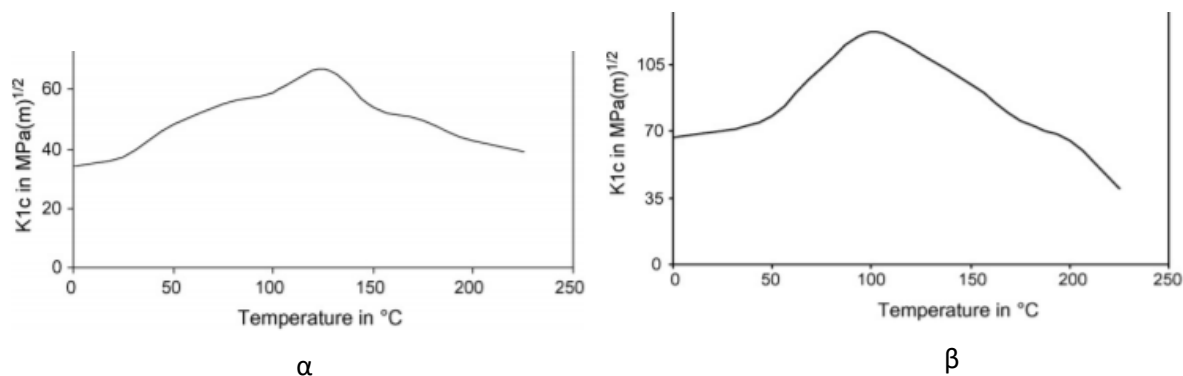
Οι διαταραχές αυτές, μπορούν να μειωθούν, εάν αυξηθεί η ταχύτητα της βαφής και αν αντικατασταθεί μέρος του μολυβδαινίου (Mo) από βολφράμιο (W). Επίσης η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης άνω των 1050°C επιφέρει πιο σοβαρές διαταραχές στα σύνορα των κόκκων

Η θραύση του εργαλειοχάλυβα που εξετάστηκε είναι περικρυσταλλική ακόμα και μετά την επαναφορά από αρκετά υψηλές θερμοκρασίες. Σε χάλυβες με διαταραγμένα σύνορα κόκκων, η μεγαλύτερη

ευαισθησία σε διακρυσταλλική θραύση συμβαίνει όταν $\bar{L}:d_y \approx 1$ δηλαδή όταν η διάμετρος του κόκκου είναι σχεδόν ίση με την διάμετρο της πλαστικής ζώνης. Τότε είναι σημαντικός ο ρόλος των ορίων των κόκκων στην διάδοση του ρήγματος.

4.5 Σχέση δυσθραυστότητας – θερμοκρασίας (για χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης)

Σε έρευνες που πραγματοποιήθηκαν, σε χάλυβες χαμηλής και μέτριας κραμάτωσης σε C [43], υπάρχει μεταβολή στο όριο δυσθραυστότητας ως προς τις θερμοκρασίες που λειτουργούν.



Σχήμα 23: Το σχήμα παρουσιάζει την επίδραση της θερμοκρασίας στη δυσθραυστότητα για τύπο θραύσης I σε χάλυβες α χαμηλής κραμάτωσης και β μέτριας κραμάτωσης σε C. [43]

Διατηρώντας σταθερό τον ρυθμό φόρτισης σε δοκιμή Charpy και μεταβάλλοντας μόνο την θερμοκρασία, βρέθηκε ότι το όριο δυσθραυστότητας του υλικού, αυξάνεται έως μια συγκεκριμένη μέγιστη τιμή και έπειτα μειώνεται σχετικά γρήγορα. Η θερμοκρασία που αντιστοιχεί στην μέγιστη τιμή δυσθραυστότητας πριν ακολουθήσει η μείωση της είναι η θερμοκρασία μετάβασης που συζητήθηκε πρωτύτερα από την όγκιμη στην ψαθυρή θραύση. Σε θερμοκρασίες λειτουργίας πολύ πριν την θερμοκρασία μετάβασης και αρκετά μετά την θερμοκρασία μετάβασης η αντοχή του υλικού σε θραύση είναι αρκετά μειωμένη.

4.6 Επίδραση του ρυθμού φόρτισης στην δυσθραυστότητα

Σε έρευνες δομικού χάλυβα υψηλής αντοχής (S690QL) [35], διαπιστώθηκε ότι υψηλοί ρυθμοί φόρτισης, μπορούν να μεταβάλλουν την όγκιμη συμπεριφορά θραύσης σε ψαθυρή. Χάλυβες χαμηλής αντοχής φαίνεται να παρουσιάζουν μεγαλύτερη ευαισθησία. Αποτελέσματα από τα πειράματα μονοαξονικού εφελκυσμού, έδειξαν ότι μεγαλύτεροι ρυθμοί φόρτισης συνεπάγονται υψηλότερη θερμοκρασία μετάβασης. Αυτό συσχετίστηκε με μια μείωση της δυσθραυστότητας στην μεταβατική περιοχή. Ωστόσο λόγω του ότι ανήκει σε πείραμα δυναμικής φόρτισης δεν εξετάζεται περαιτέρω στην παρούσα εργασία.

4.7 Συσχέτιση μεταξύ δυσθραυστότητας και αντοχής σε θραύση με κρούση

Αποτελέσματα

Η αντοχή σε θραύση συσχετίστηκε με την αντοχή σε κρούση σε ανοξειδωτους χάλυβες υψηλής αντοχής [9]. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι οι δύο τύποι που περιγράφουν την δυσθραυστότητα είναι αντιπροσωπευτικοί του ανταγωνισμού μεταξύ επίπεδης θραύσης και διατμητικής θραύσης (συνυπάρχουν ο τύπος 1 θραύσης με τον τύπο 2), ο οποίος ακολουθεί το κριτήριο της ελάχιστης ενέργειας. Όταν η ενέργεια είναι ελάχιστη, τότε έχουμε ισορροπία. Την επιφάνεια θραύσης απεικόνισε η θραυσεογραφική ανάλυση από φωτογραφίες με μικροσκόπιο SEM, όπου διακρίνονται τόσο περιοχές με όλκιμη θραύση (σηματισμός κενών), όσο και περιοχές ψαθυρής θραύσης (χαρακτηριστικές κοιλότητες). Κατά συνέπεια, καθιερώθηκε η ποσοτική σχέση μεταξύ της αντοχής στην κρούση και της αντοχής στη θραύση σε χάλυβες υψηλής αντοχής μέσω θεωρητικών προελεύσεων. Η σχέση επηρεάζεται από δύο παράγοντες: το πρότυπο κατανάλωσης ενέργειας και το μέγεθος δείγματος και αποτελεί ένα εργαλείο για την ποσοτική πρόβλεψη της αντοχής σε θραύση στους χάλυβες υψηλής αντοχής, οι οποίοι μπορούν να εφαρμοστούν περαιτέρω σε μερικά νέα υλικά όπως κράματα υψηλής εντροπίας, νανοδομημένα υλικά και μεταλλικά γυαλιά.

Ωστόσο, η δοκιμή K_{IC} είναι αρκετά περίπλοκη και απαιτεί αυστηρά μεγέθη δοκιμίων και εξειδικευμένο και ακριβό εργαστηριακό εξοπλισμό. Κατά συνέπεια, η δοκιμή κρούσης έχει υιοθετηθεί γενικά για τον υπολογισμό της δυσθραυστότητας του υλικού [10], [11], [12]. Οι Ronald et al. [13] θεώρησαν ότι η γεωμετρία της εγκοπής και ο ρυθμός παραμόρφωσης ήταν οι κύριες διαφορές μεταξύ της δοκιμής κρούσης Charpy και της δοκιμής K_{IC} . Κατά συνέπεια, πρότειναν μια αναλογική σχέση μεταξύ του ρυθμού απελευθέρωσης ενέργειας G_{IC} και της ενέργειας που καταναλώνεται από το δοκίμιο Charpy.

Διαπιστώθηκε ότι αν και υπάρχει μια μη γραμμική σχέση μεταξύ αντοχής σε κρούση και αντοχής σε θραύση, η αυξανόμενη δυσθραυστότητα συμβαδίζει με την αύξηση της αντοχής στην κρούση από μελέτες σε χάλυβα AISI 4340 (μέτριας περιεκτικότητας σε άνθρακα, χαμηλής κραμάτωσης και υψηλής αντοχής σε θραύση) [9], [46].

Μια ποσοτική σχέση μεταξύ της αντοχής σε κρούση και της αντοχής σε θραύση διατυπώθηκε για τους χάλυβες υψηλής αντοχής [9]:

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = \theta \cdot \left(\frac{\alpha_k}{\sigma_y}\right) - \omega,$$

θ είναι ένας συντελεστής μεγέθους δοκιμίου

ω είναι η παράμετρος που σχετίζεται με την εκκίνηση του ρήγματος

K_{IC} το όριο δυσθραυστότητας

σ_y το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό

α_k το όριο αντοχής σε θραύση. [19]

Επεξήγηση

$\alpha_k = A_k / S_t$ όπου A_k είναι η συνολική ενέργεια θραύσης που απορροφάται κατά την κρούση και S_t είναι η συνολική επιφάνεια θραύσης.

$S_t = Bh$ όπου B είναι το πάχος του δοκιμίου και h είναι το ύψος του δοκιμίου εάν δεν ληφθεί υπόψιν το βάθος της εγκοπής.

Παρόμοια εμπειρική σχέση για χάλυβες υψηλής αντοχής διατυπώθηκε [15]:

$$\left[\frac{K_{Ic}}{\sigma_{yp}} \right]^2 = 0.59 \left[\frac{CVN}{\sigma_{yp}} - 0.0043 \right] \quad (I)$$

K_{Ic} είναι ο συντελεστής έντασης τάσεων

σ_{yp} είναι το 0.2% proof stress (βλ. στοιχεία θεωρίας)

CVN είναι η ενέργεια Charpy σε Joules (όριο δυσθραυστότητας από την δοκιμή Charpy).

Η δοκιμή J_{Ic} για γραμμικά ελαστικό υλικό, χρησιμοποιήθηκε για την πρόβλεψη του K_{Ic} [15]:

$$J_{Ic} = G_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2}{E} \quad (II)$$

J_{Ic} το όριο δυσθραυστότητας από κρουστική δοκιμή σ

K_{Ic} το όριο δυσθραυστότητας σε $MNm^{3/2}$

E το μέτρο ελαστικότητας σε GNm^2

G_{Ic} ο ρυθμός απελευθέρωσης ενέργειας σε kJm^2

Οι Hawkins και Goldthorpe κάνοντας δοκιμή K_{Ic} διατύπωσαν [18]:

$$\left[\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \right]^2 = 0.35 \frac{C_V}{\sigma_y} + 0.006, \quad (III)$$

σ_y το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό

C_V είναι η ενέργεια κρούσης στους $-40^\circ C$ σε Joule

Η σχέση (III) εξήχθη απευθείας από δοκιμή K_{Ic} για αυτό τον λόγο ανταποκρίνεται πιο πολύ στις πραγματικές τιμές. Η (I) και η (II) προσδιορίζουν το K_{Ic} από το J_{Ic} και όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα υποεκτιμούν την πραγματική δυσθραυστότητα.

Μετρώντας το K_{Ic} από το J_{Ic} που αντιστοιχεί σε αύξηση του ρήγματος κατά 2%, έχουμε μια μικρότερη υποεκτίμηση δηλαδή μείωση του σφάλματος περίπου ως προς τις πραγματικές τιμές K_{Ic} .

Code	K_{Ic} ($MNm^{-3/2}$)	K_{Ic} ($MNm^{-3/2}$)	J_{Ic} (kJm^{-2})	K_{Ic} ($MNm^{-3/2}$)	% Error	J_{Ic} (kJm^{-2}) 2% Δa	K_{Ic} ($MNm^{-3/2}$) (from J_{Ic} at 2% Δa)	% Error
	Εξίσωση I	Εξίσωση III		Εξίσωση II				
1	212	185	124	160	-13	127	163	-12
2	222	189	138	169	-10	141	171	-9
3	216	184	143	172	-7	145	173	-6
4	205	185	130	164	-11	136	168	-9
5	215	186	144	173	-7	151	177	-5
6	202	181	135	167	-8	143	172	-5

Πίνακας 5: Τιμές J_{Ic} και K_{Ic} για δοκίμιο χάλυβα υψηλής αντοχής που υπέστη 6 θερμικές κατεργασίες διαφορετικές για κάθε περίπτωση [15]

4.8 Συσχέτιση ορίου δυσθραυστότητας με την διάμετρο της πλαστικής ζώνης.

Από μια οπτική γωνία [6], η αντοχή ενός υλικού σε θραύση είναι η ιδιότητα του υλικού να αναπτύσσει μια πλαστική ζώνη παραμόρφωσης στην κορυφή του ρήγματος. Η διάμετρος αυτής της ζώνης σε σχέση με το όριο δυσθραυστότητας είναι :

$$d_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 (2 - 2\nu)^2$$

Όπου d_y είναι η διάμετρος της πλαστικής ζώνη παραμόρφωσης
 σ_{ys} είναι το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό
 ν ο λόγος Poisson

Υψηλές τιμές του ορίου διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό σ_{ys} και χαμηλή δυσθραυστότητα οδηγούν στο συμπέρασμα ότι η διάμετρος της πλαστικής ζώνης σε αυτούς τους χάλυβες είναι μικρότερη από την διάμετρο του κόκκου. Άρα μόνο στην αντίθετη περίπτωση έχουμε επωφελή επίδραση του μεγέθους κόκκου στη δυσθραυστότητα.

4.9 Συσχέτιση δυσθραυστότητας-σκληρότητας

Από πειράματα CVN και μέτρησης της σκληρότητας Rockwell C. που έγιναν χάλυβα υψηλής αντοχής [29], διατυπώθηκε μια έκφραση έτσι ώστε να προσδιορίσουμε το όριο δυσθραυστότητας:

$$\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} = 13.564 \left(\frac{CNV}{\sigma_{ys}} \right)^{0.9074}$$

Όμως από την σχέση των Branco και Krauss [44]

$$\sigma_{ys} = 9.0659HRC^{1.2844}$$

Έχουμε

$$K_{Ic} = 4.405 CNV^{0.9537} HRC^{0.042}$$

Μια καλύτερη διόρθωση του παραπάνω τύπου είναι η εξής: $K_{Ic} = 3.965 CNV^{0.9537} HRC^{0.042}$

K_{Ic} το όριο δυσθραυστότητας

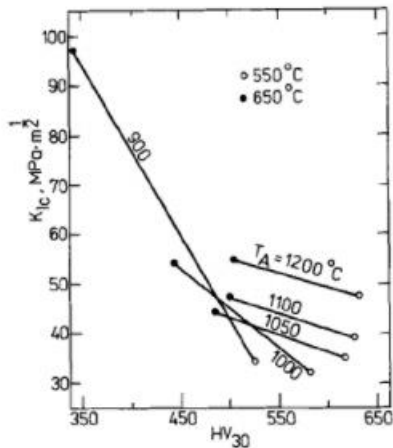
CNV η ενέργεια κρούσης σε δοκιμή Charpy

HRC η σκληρότητα σε κλίμακα Rockwell

σ_{ys} το όριο διαρροής σε μονοαξονικό εφελκυσμό

Αυτή η σχέση, ισχύει για τιμές των CVN και HRC που μετρήθηκαν για θερμοκρασία επαναφοράς 350-500°C.

Ακόμη, από πειραματικές μετρήσεις [6] διαπιστώθηκε ότι η δυσθραυστότητα μειώνεται καθώς αυξάνεται η σκληρότητα του χάλυβα (εργαλειοχάλυβας). Τα αποτελέσματα απεικονίστηκαν γραφικά ως εξής:



Σχήμα 24: Εξάρτηση της δυσθραυστότητας από την σκληρότητα έπειτα από επαναφορά στις θερμοκρασίες 550° C και 650° C αντίστοιχα. Οι θερμοκρασίες ωστενιτοποίησης ενδείκνυνται σε κάθε γραμμή. [6]

Μετά την επαναφορά (tempering), η σκληρότητα αυξάνεται λόγω μεγαλύτερου ποσοστού σε άνθρακα και κραματικών στοιχείων. Τα καρβίδια φαίνεται να διαλύονται μέχρι την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε μεγαλύτερες ποσότητες οδηγώντας σε αύξηση της σκληρότητας του υλικού.

Η παρουσία καρβιδίου αυξάνει την σκληρότητα ενός χάλυβα ωστόσο μειώνει την αντοχή σε θραύση σύμφωνα με την σχέση [31]

$$K_{Ic} = 0.016 \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} * \frac{F}{c^{3/2}}$$

όπου F είναι το φορτίο σε Newton,

c είναι το μήκος της ρωγμής,

E είναι το Young's modulus in GPa.

H είναι η σκληρότητα Vickers σε GPa.

4.10 Επίδραση του περιβάλλοντος λειτουργίας στην θραύση των χάλυβων

Σε μελέτη σε χάλυβα χαμηλής κραμάτωσης [21], συσχετίστηκε η δυσθραυστότητα του με το περιβάλλον λειτουργίας του. Η περιβαλλοντική επίδραση στην θραύση (Environmentally assisted cracking (EAC)), είναι ένα κοινό πρόβλημα στη βιομηχανία.

Ο όρος «περιβαλλοντικά υποβοηθούμενη ρωγμή» (EAC) είναι γενικός, καθώς αναφέρεται σε όλες τις ρωγμές σε μέταλλα που βοηθούνται από ένα χημικό περιβάλλον. Υπάρχουν τέσσερις αναγνωρισμένοι τύποι EAC:

- Θραύση λόγω εφελκυστικής τάσης παρουσία διαβρωτικού χημικού περιβάλλοντος στο μέταλλο συνήθως σε υψηλές θερμοκρασίες (Stress corrosion cracking, SCC)
- Ψαθυροποίηση υδρογόνου (Hydrogen embrittlement, HE)

- Διάβρωση κόπωσης (Corrosion fatigue, CF)
- Ψαθυροποίηση λόγω παρουσίας υγρού μετάλλου (Liquid metal embrittlement, LME)

Ωστόσο στην παρούσα διπλωματική εργασία δεν θα εξεταστεί η επίδραση του χημικού περιβάλλοντος στην αντοχή σε θραύση ενός μεταλλικού χαλύβδινου δοκιμίου με προυπάρχουσα μικρορωγμή που υπόκειται σε δοκιμασία εφελκυσμού.

Κόπωση (Fatigue)

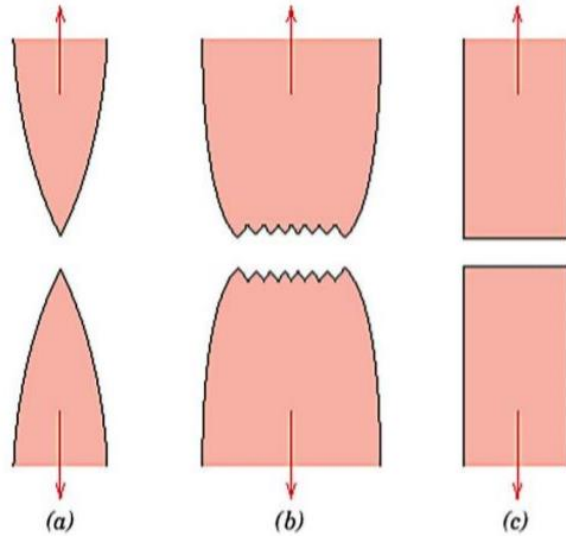
Όταν μια ρωγμή υποβάλλεται σε ένα φορτίο που εξαρτάται από το χρόνο, είτε είναι αρμονικό είτε τυχαίο, η ρωγμή σταδιακά θα αυξάνεται, αν και το πλάτος του φορτίου είναι πολύ μικρό. Αυτό το φαινόμενο ονομάζεται Εκκίνηση ρήγματος λόγω κόπωσης (Fatigue Crack Propagation, FCP) και μπορεί απροσδόκητα και ξαφνικά να οδηγήσει σε αστοχία κόπωσης [25].

Κεφάλαιο 5^ο: Σχόλια-Συμπεράσματα

Η κατηγοριοποίηση και σύγκριση των χαλύβων είναι μια σχετικά δύσκολη διαδικασία λόγω των πολλών και διαφορετικών παραμέτρων που καθορίζουν την θραύση ενός χάλυβα. Θα πρέπει να υπάρχει κοινή βάση προκειμένου να μπορούν να συγκριθούν ως προς ένα χαρακτηριστικό και φυσικά θα πρέπει να διεξαχθούν αρκετά πειράματα προκειμένου οι συνθήκες και το περιβάλλον διεξαγωγής τους να δώσουν ασφαλή συμπεράσματα.

Ωστόσο μερικά αποτελέσματα που εξήχθησαν από την παρούσα βιβλιογραφική έρευνα είναι τα εξής

- Η K_c μειώνεται όσο αυξάνεται το πάχος για μικρά πάχη ενώ σε μεγάλα πάχη παραμένει αμετάβλητη. Εξήγηση: Η τάση που εφαρμόζεται στο υλικό αναλύεται σε τρεις συνιστώσες σ_x , σ_y , σ_z . Για μικρά πάχη $\sigma_z=0$. Αυτό σημαίνει ότι στο άκρο της ρωγμής επιδρά ένα διαξονικό σύστημα τάσεων το οποίο προκαλεί εκτεταμένη ζώνη πλαστικής παραμόρφωσης με αποτέλεσμα η K_c να επηρεάζεται από το πάχος. Οριακή τιμή πάχους $B=2,5(K_{IC}/\sigma_y)^2$
- Σημασία της κρυσταλλικής δομής: Τα μέταλλα με δομή FCC είναι όλκιμα σε όλες τις θερμοκρασίες ενώ τα μέταλλα με δομή BCC ή HPC παρουσιάζουν μετάπτωση από την πλαστική (όλκιμη) στην ψαθυρή κατάσταση. Χαρακτηριστικό παράδειγμα είναι οι ανθρακούχοι χάλυβες. Σε μικρές ταχύτητες εφαρμογή της τάσης $\Theta M=-170^\circ C$, με συνδυασμό κρουστικής τάσης $\Theta M=0^\circ C$. Η κατάσταση της επιφάνειας, η γεωμετρία των εξαρτημάτων πχ απότομη αλλαγή της διατομής, τα επιφανειακά κτυπήματα, οι προσμείξεις, το πορώδες κλπ. αυξάνουν την πιθανότητα ψαθυρής θραύσης.
- Γενικά, οι λεπτόκοκοι χάλυβες, παρουσιάζουν χαμηλότερη θερμοκρασία μετάβασης από τους χοντρόκοκκους. Η λεπτόκοκκη δομή ενός χάλυβα, προσφέρει αντοχή τόσο σε θραύση όσο και σε κρούση λόγω της ύπαρξης περισσότερων συνόρων κόκκων με διαφορετικούς προσανατολισμούς που λειτουργούν ως εμπόδιο για την διάδοση των ρηγμάτων. Αυτό διαπιστώθηκε με δοκιμές κρούσης τόσο στους χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης όσο και στους ανοξείδωτους χάλυβες
- Σημασία της θερμοκρασίας: Η αύξηση της θερμοκρασίας δεν ευνοεί τη ψαθυρή θραύση. Ψαθυρή θραύση μπορεί να έχουμε μόνο σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες. Σε μέταλλα με δομή BCC και HPC η ταυτόχρονη επίδραση κρουστικών τάσεων και μέτρια χαμηλής θερμοκρασίας ευνοεί το φαινόμενο της ψαθυρής θραύσης.
- Στοιχεία κραμάτωσης: Η θερμοκρασία μετάβασης, μεταβάλλεται με την προσθήκη στοιχείων κραμάτωσης. Ο άνθρακας και το μαγγάνιο προκαλούν την μεγαλύτερη μεταβολή στην θερμοκρασία μετάβασης. Ο άνθρακας αυξάνει την θερμοκρασία μετάβασης, ενώ το μαγγάνιο την μειώνει. Συνεπώς, ιδιαίτερα στους κατασκευαστικούς χάλυβες, για την διατήρηση ικανοποιητικής δυσθραυστότητας, ο λόγος Mn:C πρέπει να είναι μεγαλύτερος του 3.
- Σημασία της μακροσκοπικής δομής: Η κατάσταση της επιφάνειας, η γεωμετρία των εξαρτημάτων πχ απότομη αλλαγή της διατομής, τα επιφανειακά κτυπήματα, οι προσμείξεις, το πορώδες κλπ. αυξάνουν την πιθανότητα ψαθυρής θραύσης.
- Τρεις αντιπροσωπευτικοί τρόποι θραύσης:



Σχήμα 25

(a) Θραύση με μεγάλη πλαστική παραμόρφωση (μεγάλη ολκιμότητα)

(b) Θραύση με μικρή πλαστική παραμόρφωση (μικρή ολκιμότητα)

(c) Ψαθυρή χωρίς πλαστική παραμόρφωση

[47]

References-Βιβλιογραφία

- [1] Hua Zhang, Hong Zhang, Xinwei Zhao, Yalong Wang and Na Li. Study of Thickness Effect on Fracture Toughness of High Grade Pipeline Steel. MATEC Web of Conferences, 03016 (2016)
- [2] T.J. Wang, D.J. Li, F.S. Ma, Z.B. Kuang. Influence of stress triaxiality on damage and crack tip opening displacement parameters for steels. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 22, 151-158 (1995)
- [3] M.C. Tunnicliffe. THE FRACTURE TOUGHNESS OF LOW CARBON STEELS; THE EFFECTS OF GRAIN SIZE AND TEMPERATURE. A thesis submitted in fulfilment of the requirements for the Degree of Doctor of Philosophy in Mechanical Engineering in the University of Canterbury, University of Canterbury, Christchurch, New Zealand, (1991).
- [4] I. M. Safarov, A. V. Korznikov, R. M. Galeev, S. N. Sergeev, S. V. Gladkovskii, E. M. Borodin, and I. Yu. Pyshmintsev. Strength and Impact Toughness of Low-Carbon Steel with Fibrous Ultrafine-Grained Structure. The Physics of Metals and Metallography, Vol. 115, No. 3, pp. 295–30 (2014)
- [5] T. L. Anderson. Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications, 3rd Edition
- [6] Jerzy Pacyna and Adam Mazur. Relationship between grain size and fracture toughness of tool steel. Materials technology, Volume 57, Issue 11, Pages 577-585, November 1986, (1986)
- [7] Zehnder, Alan T. Fracture mechanics. Dordrecht. p. 172. ISBN 978-94-007-2595-9. OCLC 773034407.
- [8] J. R. Rice, A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, Journal of Applied Mechanics, 35, pp. 379–386, (1968).
- [9] H.F.Li, Q.Q.Duan, P.Zhang, X.H.Zhou, B.Wang, Z.F.Zhang. The quantitative relationship between fracture toughness and impact toughness in high-strength steels. Engineering Fracture Mechanics Volume 211, 15 April 2019, Pages 362-370, (2019)
- [10] Rolfe ST, Novak SR. Slow-bend KIC testing of medium-strength high-toughness steels. Review of developments in plane strain fracture toughness testing, ASTM International. (1970).
- [11] Barsom JM, Rolfe ST. Fracture and fatigue control in structures: applications of fracture mechanics. New Jersey: Prentice Hall; (1999).
- [12] Roberts R, Newton C. Interpretive report on small scale test correlations with K_{IC} data. WRC Bull 1981;265:1–17. (1981)
- [13] T. M. F. Ronald, J. A. Hall & C. M. Pierce, Usefulness of precracked charpy specimens for fracture toughness screening tests of titanium alloys. Metallurgical and Materials Transactions B volume 3, pages 813–818 (1972)

- [14] He Fei Li, Peng Zhang, Rui Tao Qu, Zhe Feng Zhang. The Minimum Energy Density Criterion for the Competition between Shear and Flat Fracture. *Advanced Engineering Materials*, (2018)
- [15] Maropoulos S, Ridley N, Kechagias J, Karagiannis S. Fracture toughness evaluation of a H.S.L.A. steel. *Eng Fract Mech* 2004;71:1695–704, (2004).
- [16] Εκπαιδευτικό Υλικό για το μάθημα Τεχνικά Υλικά, ΕΜΠ
- [17] Janssen, Michael (2004). *Fracture mechanics*. Zuidema, J. (Jan), Wanhill, R. J. H. (2nd ed.). London: Spon Press. p. 150. ISBN 0-203-59686-2. OCLC 57491375, (2004).
- [18] Hawkins RB, Goldthorpe BD. Fort Halstead, Kent 1983. RARDE Internal Report, (1983).
- [19] Q. Q. Duan, R. T. Qu, P. Zhang, Z. J. Zhang and Z. F. Zhang. Intrinsic impact toughness of relatively high strength alloys. *Acta Materialia* 142 pages 226-235 (2018)
- [20] Soboyejo, W. O. (2003). "11.6.3 Plastic Zone Size". *Mechanical properties of engineered materials*. Marcel Dekker. ISBN 0-8247-8900-8. OCLC 300921090, (2003).
- [21] L'ubomír Gajdoš, Martin Šperl, Jan Siegl, Apparent fracture toughness of low-carbon steel CSN 411353 as related to stress corrosion cracks, *Materials & Design* 32 (8-9), 4348-4353, (2011)
- [22] Alan Zehnder, *Fracture Mechanics*. London; New York: Springer Science+Business Media. ISBN 9789400725942. (2012)
- [23] Jurgen Heerens D.T. Read. *Fracture Behavior of a Pressure Vessel Steel in the Ductile-to Brittle Transition Region*, National Institute of Standards and Technology (formerly National Bureau of Standards), U.S. Department of Commerce, Boulder, Colorado 80303-3328, December 1988, (1988)
- [24] Kanninen, M.F.; Popelar, C.H. *Advanced fracture mechanics*. Oxford University TTss, New York, (1985)
- [25] John M. Barsom, Stanley T. Rolfe. *Fracture and Fatigue Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics*, 2nd Edition, Prentice Hall, Englewood Cliffs, NJ, (1987)
- [26] Σημειώσεις του DR. Norhayati Ahmad που αναρτήθηκαν στην ιστοσελίδα <https://materialsection.files.wordpress.com/2011/02/2-2-fracture.pdf>
- [27] E 23-02a, "Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials." American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (2002).
- [28] C. Deng, M. Song, B. Gong, D. Wang, Effect of specimen thickness on the shift of the ductile-to-brittle transition curve, May 2018, Hanjie Xuebao/Transactions of the China Welding Institution 39(5):1-4, (2018)

- [29] B.Senčič, S. Šolinc and V. Leskovšek. Fracture toughness–Charpy impact test–Rockwell hardness regression based model for 51CrV4 spring steel. *Materials Science and Technology* 30(12):1500-1505, (2014)
- [30] Σημειώσεις του μαθήματος ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΥΛΙΚΩΝ Γ. Χαϊδεμενόπουλος, Α.Κατσαμάς, Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Θεσσαλίας, Βόλος 2005, (2005)
- [31] Παρουσίαση που αναρτήθηκε στο www.academia.edu του Muhannad Ahmed Hameed. Hardness - Fracture Toughness relationship. University of Kufa / Faculty of Engineering /Department of Materials
- [32] Chew, C.N., "The Effects of Static and Dynamic Strain Ageing on the Fracture Toughness of Low Carbon Steels", University of Canterbury, Christchurch, New Zealand (Thesis: Ph.D.: Engineering), (1979)
- [33] Sumpter, J.D.G. & Caudrey, A.J. in "Fracture Toughness Testing - Methods, Interpretation and Applications," The Welding Institute, Cambridge, pp145- 154 (1987).
- [34] Σημειώσεις μηχανικής των θραύσεων από τον R.Abedi, (2014)
- [35] A. A. Alabi, P. L. Moore, L. C. Wrobel, J. C. Campbell, W. He. Influence of Loading Rate on the Fracture Toughness of High Strength Structural Steel. *Procedia Structural Integrity* 13 pages 877–885, (2018)
- [36] Suresh, S. *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press. ISBN 978-0-521-57046-6. (2004)
- [37] V.Leskovšek, B.Šuštaršič, G. Jutriša; The influence of austenitizing and tempering temperature on the hardness and fracture toughness of hot worked H11 tool steel; *Journal of Materials Processing Technology* 187; 2006; p: 328- 334
- [38] *Introduction to Stainless Steels*, 3rd Edition, J. Beddoes and J.G. Parr, ISBN: 978-0-87170-673-7. © 2000 ASM International, (2000)
- [39] Γ.Ν. Χαϊδεμενόπουλος. *Φυσική Μεταλλουργία*. Εκδόσεις Τζιόλα, (2017)
- [40] Oscar Björklund. *Ductile Failure in High Strength Steel Sheets* Division of Solid Mechanics Department of Management and Engineering Linköping University 581 83 Linköping, Sweden Linköping Studies in Science and Technology Dissertation No. 1579
- [41] Dr.ir. P.J.G. Schreurs. *Fracture Mechanics*. Lecture notes - course 4A780. Concept version. Eindhoven University of Technology Department of Mechanical Engineering Materials Technology September 6, 2012, (2012)

[42] Mehmet Cagirici. Investigation of key-hole weldability of line pipe steel grade X70M in terms of fracture toughness

[43] K.V. Arun, C.S. Venkatesha. Experimental investigations on fracture toughness and transition temperature in hard chrome coated structural materials. *journal of materials processing technology* 207 pp. 336–342, (2008)

[44] R.T. Branco, G. Krauss: Tempering resistance of modified AISI H13 type steels. *Proceeding of the 2nd Int. Conf. on Tooling, Bochum, Germany, 6-8 Sep. 1989, p. 15-32. (1989)*

[45] Alan Zehnder, *Fracture Mechanics*. London; New York: Springer Science + Business Media. [ISBN 9789400725942](#) (2012).

[46] <http://www.astmsteel.com/product/4340-steel-aisi/>

[47] Παρουσίαση του Kunduru Srinivasulu Reddy στον ιστότοπο <https://www.slideshare.net/>