



Αριθμητική προσομοίωση ζωνών διάτμησης σε δοκιμές δυναμικής συμπίεσης

Τομέας: Τεχνολογία των Κατεργασιών

Επιβλέπων: Μανωλάκος Δημήτριος, Καθηγητής ΕΜΠ

Αθήνα 2023

ATHINA PANTAZI

Numerical simulation of shear banding at dynamic compression test

Department: Manufacturing Technology

Supervisor: Manolakos Dimitrios, NTUA Professor



SCHOOL OF MECHANICAL ENGINEERING

Athens 2023

Υπεύθυνη δήλωση για λογοκλοπή και για κλοπή πνευματικής ιδιοκτησίας:

Έχω διαβάσει και κατανοήσει τους κανόνες για τη λογοκλοπή και τον τρόπο σωστής αναφοράς των πηγών που περιέχονται στον οδηγό συγγραφής Διπλωματικών Εργασιών. Δηλώνω ότι, από όσα γνωρίζω, το περιεχόμενο της παρούσας Διπλωματικής Εργασίας είναι προϊόν δικής μου εργασίας και υπάρχουν αναφορές σε όλες τις πηγές που χρησιμοποίησα.

Οι απόψεις και τα συμπεράσματα που περιέχονται σε αυτή τη Διπλωματική εργασία είναι του συγγραφέα και δεν πρέπει να ερμηνευθεί ότι αντιπροσωπεύουν τις επίσημες θέσεις της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών ή του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Αθηνά Πανταζή

Περίληψη

Κατά την δυναμική φόρτιση ενός μεταλλικού υλικού, αυτό παραμορφώνεται είτε ελαστικά είτε πλαστικά. Όταν ένα μεταλλικό υλικό παραμορφωθεί στην πλαστική περιοχή, λόγω συγκέντρωσης τάσεων, αυξάνονται οι τοπικές παραμορφώσεις με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται τοπικά η μικροδομή του και να σχηματίζονται ζώνες διάτμησης. Για υψηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης και υψηλές παραμορφώσεις, τις ζώνες αυτές αναπτύσσονται πολύ υψηλές θερμοκρασίες εντός της μικροδομής, και για αυτό ονομάζονται «αδιαβατικές ζώνες διάτμησης» (Adiabatic Shear Bands, ASB). Λόγω αύξησης θερμοκρασίας η μικροδομή εξασθενεί με αποτέλεσμα οι ASB να περιέχουν πιο εξασθενημένο υλικό απ' ό,τι το υλικό εκτός των ζωνών. Για τον λόγο αυτό, είναι πιο εύθραυστες από το περιβάλλον υλικό, άρα να λειτουργούν ως πρόδρομοι παράγοντες σχηματισμού ρωγμών και τελικά το υλικό να αστοχεί. Για τους λόγους αυτούς οι ASB αποτελούν σημαντικό φαινόμενο μελέτης για τους μηχανικούς, ενώ μάλιστα σε πρωταρχικό στάδιο, μείζονος σημασίας είναι η μελέτη της συγκέντρωσης τάσεων.

Βάση της βιβλιογραφίας, οι ASB δημιουργούνται όταν εμφανίζεται συγκέντρωση τάσεων κατά την διάρκεια διαφόρων κατεργασιών μετάλλων ή πειραματικών δοκιμών. Ο σκοπός της εργασίας είναι η μελέτη και η ανάλυση της συγκέντρωσης τάσεων, η οποία προκαλεί τον σχηματισμό ASB και στην συνέχεια την ανάπτυξη ρωγμής και την αστοχία του υλικού. Συγκεκριμένα, γίνεται μοντελοποίηση δοκιμής συμπίεσης σε δοκίμιο hat shaped με την βοήθεια του υπολογιστικού προγράμματος Ansys LS-Dyna. Με σκοπό την βέλτιστη αποτύπωση της ζώνης διάτμησης μελετήθηκε υπολογιστικό μοντέλο με χρήση της μεθόδου πεπερασμένων στοιχείων (FEM). Για τις προσομοιώσεις χρησιμοποιούνται τα υλικά χάλυβας 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, ενώ κοινή τίθεται η θερμοκρασία πειράματος και η ταχύτητα συμπίεσης.

Αφού ολοκληρώθηκαν οι προσομοιώσεις φαίνεται πως στο δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V εμφανίζεται πιο γρήγορα ρωγμή απ' ό,τι στο δοκίμιο από κράμα αλουμινίου 6061. Το δοκίμιο από χάλυβα 4340 δεν παρουσίασε ρωγμή αλλά παραμορφώθηκε πολύ περισσότερο από τα υπόλοιπα δοκίμια με αποτέλεσμα να χάσει το αρχικό του σχήμα. Επιπλέον, στο δοκίμιο κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V πραγματοποιείται παραμετρική μελέτη για την θερμοκρασία και εξετάζεται η ευαισθησία ως προς τον εκθέτη κράτυνσης n και τον συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C . Αποδεικνύεται ότι, με την αύξηση της θερμοκρασίας αυξάνεται ελαφρώς η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση, ενώ μειώνονται η ισοδύναμη τάση von Mises, η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης και το φορτίο παραμόρφωσης. Ακόμα, παρουσιάζεται ότι το φορτίο, η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση von Mises και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης μειώνονται καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης n , ενώ αυξάνονται καθώς αυξάνεται ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης C . Επιπλέον, ο χρόνος εμφάνισης ρωγμής και αστοχίας του δοκιμίου αυξάνονται καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία. Τα αποτελέσματα αυτά, υποδεικνύουν την ύπαρξη μίας σχέσης μεταξύ των ιδιοτήτων του υλικού και των παραμέτρων του πειράματος με τον σχηματισμό ζωνών διάτμησης, την δημιουργία ρωγμών και την αστοχία.

Abstract

A material under dynamic loading experiences either elastic or plastic deformation. When a metal or an alloy is deformed in the plastic region, due to stress concentration, the localized deformation increases, resulting in changes in its microstructure in that area and the creation of shear bands. For high deformation and deformation rate, the microstructure in these bands develops very high temperatures and that is why they are called "Adiabatic Shear Bands" (ASB). Due to the increased temperatures, the microstructure becomes weaker and as a result the ASB are more brittle than the surrounding material, hence cracks are formed and eventually the material fails. For these reasons the creation of ASBs is a very important phenomenon that is thoroughly studied by engineers, while at a primary stage, the study of stress concentration is of major importance.

According to many reports and studies, ASBs are created when stress concentration occurs during various metal processes or experimental testing. The purpose of this paper is to study and analyse the stress concentration, which causes the formation of ASBs and subsequently the cracking and failure of the material. Specifically, a compression test model of a hat shaped specimen is created and analysed using the computational program Ansys LS-Dyna. In order to optimally capture the shear zone, a computational model was studied using the Finite Element Method (FEM). The materials used in the simulations are steel 4340, aluminium alloy 6061 and titanium alloy Ti-6Al-4V, and the experiment temperature and compression speed are the same for every test.

By completing the simulations, it is proven that cracks appear faster on the titanium alloy Ti-6Al-4V specimen than the aluminium alloy 6061 specimen. No cracks appeared on the steel 4340 specimen, but it deformed much more than the others and as a result it totally lost its original shape. Furthermore, a parametric temperature study is carried out for the titanium alloy Ti-6Al-4V and the sensitivity the strain exponent n and the strain rate coefficient C is also investigated. It appears that, when increasing the temperature, the equivalent plastic strain increases slightly, while the equivalent von Mises stress, the strain specific energy and the load decrease. Moreover, the load, the equivalent plastic strain, the equivalent von Mises stress and the strain specific energy decrease as the strain exponent n increases, while they increase as the strain rate coefficient C increases. The time of crack creation and failure of the material also increase as the temperature increases. These results, demonstrate that the material properties and the experimental parameters highly affect the shear band formation, crack formation and material failure.

Ευχαριστίες

Ολοκληρώνοντας τη διπλωματική μου εργασία θα ήθελα να ευχαριστήσω όλους εκείνους που με βοήθησαν με τις γνώσεις τους, την υπομονή και τη συμπαράστασή τους στην ολοκλήρωση της εργασίας μου.

Ιδιαίτερες ευχαριστίες στον επιβλέποντα καθηγητή μου κ. Μανωλάκο Δημήτριο και την κα. Καραντζά Κωνσταντίνα που μου πρότειναν να ασχοληθώ με αυτό το ενδιαφέρον θέμα, για την ανάθεση της διπλωματικής εργασίας, καθώς για την καθοδήγηση που μου προσέφεραν καθ' όλη τη διάρκεια της δουλειάς μου και τις πολύτιμες γνώσεις που αποκόμισα.

Επιπλέον, οφείλω να ευχαριστήσω όλους τους καθηγητές μου κατά την διάρκεια των σπουδών μου αλλά και των σχολικών μου χρόνων, καθώς μου έδωσαν τη δυνατότητα να ανακαλύψω και να ασχοληθώ με ένα αντικείμενο τόσο ευρύ αλλά και τόσο ενδιαφέρον.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά την οικογένειά μου, τους φίλους μου και τον σκύλο μου για την στήριξη και τις χαρούμενες στιγμές που μου προσέφεραν καθ' όλη την διάρκεια των σπουδών μου.

Περιεχόμενα

1.	Εισαγωγή	17
1.1	Αδιαβατικές ζώνες διάτμησης	17
1.2	Σκοπός της εργασίας.....	27
1.3	Διάρθρωση της εργασίας.....	27
2.	Βιβλιογραφική ανασκόπηση	28
3.	Συγκέντρωση τάσεων	34
3.1	Γενικά.....	34
3.2	Μέθοδοι εντοπισμού συγκέντρωσης τάσεων	36
3.3	Εντοπισμός συγκέντρωσης τάσεων	39
4.	Αριθμητική ανάλυση.....	45
4.1	Μοντελοποίηση	45
4.2	Παραμετρική μελέτη για διαφορετικά υλικά	47
4.3	Παραμετρική μελέτη για διαφορετικές θερμοκρασίες	63
4.4	Ανάλυση ευαισθησίας για εκθέτη κράτυνσης n	75
4.5	Ανάλυση ευαισθησίας για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C	87
5.	Σύνοψη και συμπεράσματα	99
5.1	Σύνοψη.....	99
5.2	Συμπεράσματα	102
5.3	Μελλοντική εργασία.....	104
6.	Κατάλογος Αναφορών.....	105

Κατάλογος Σχημάτων

Σχήμα 1: Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης σε μονοαξονική φόρτιση [2].	18
Σχήμα 2: Μεταβολή της μικροδομής δοκιμίου από βολφράμιο υπό κρούση: (A) χαμηλή μεγένθυση και (B), (C) και (D) υψηλότερη μεγένθυση των αντίστοιχων σημείων (a), (b) και (c) του (A) [5].	19
Σχήμα 3: Σχηματική αναπαράσταση έλασης μετάλλου [6].	19
Σχήμα 4: (A) Ζώνη διάτμησης σε στόχο από κράμα AM60 Mg υπό κρούση με βλήμα ταχύτητας 500 m/s και (B) υπό μεγέθυνση [7].	20
Σχήμα 5: Μικροφωτογραφία διατμητικών ζωνών σε κράμα βολφραμίου υπό δοκιμή μονοαξονικής συμπίεσης [5].	20
Σχήμα 6: Αδιαβατική ζώνη διάτμησης (λευκό) και η ρωγμή που ακολουθεί (μαύρο) σε χάλυβα υπό δοκιμή δυναμικής συμπίεσης [9].	21
Σχήμα 7: Ζώνη παραμόρφωσης σε θερμικά κατεργασμένο χάλυβα AISI 4340 [10].	22
Σχήμα 8: Ζώνη μετασχηματισμού σε θερμικά κατεργασμένο χάλυβα AISI4340 [10].	22
Σχήμα 9: Στάδια πλαστικής παραμόρφωσης κατά την διάρκεια του σχηματισμού ASB [11].	23
Σχήμα 10: Σταδιακή δημιουργία μετασχηματισμένης ζώνης από παραμορφωμένη ζώνη διάτμησης [12].	23
Σχήμα 11: Παράγοντες σχηματισμού ASB με βάση τον Pursche [15].	24
Σχήμα 12: (A) Δημιουργία διακενώσεων οι οποίες οδηγούν σε σχηματισμό μικρορωγμής και (B) σχηματική αναπαράσταση [4].	25
Σχήμα 13: Απλοποιημένη αναπαράσταση της διασπασμένης ράβδου πίεσης Hopkinson [10].	26
Σχήμα 14: Γραφική αναπαράσταση θερμικών γραμμών όπως τις παρουσίασε ο Tresca [18].	28
Σχήμα 15: Flash x-ray διεισδυτή από U-8Mo αφού εισήλθε σε χαλύβδινο στόχο [29].	29
Σχήμα 16: Σχηματισμός αυλακιού μετά από κρούση μικρής ράβδου από 90W-7Ni-3Fe με ταχύτητα 1450 m/s σε χαλύβδινο στόχο S7 [29].	29
Σχήμα 17: Δημιουργία θερμών σημείων σε μία αδιαβατική ζώνη διάτμησης σε ένα δοκίμιο χάλυβα [38].	30
Σχήμα 18: (a) Χάρτης EBSD της περιοχής γύρω από την ASB και (b) γραφική αναπαράσταση της δομής της ζώνης (pole figures) [40].	30
Σχήμα 19: (a) Χάρτης TKD και (b) χάρτης αντίθεσης ζώνης (band contrast) του εσωτερικού μίας ASB. (c) Οι αντίστοιχες pole figures που παρουσιάζουν την δωμή της ASB. Στον χάρτη band contrast εμφανίζονται εξαιρετικά λεπτοί κόκκοι (100-300 nm) [40].	31
Σχήμα 20 Οι τρεις φάσεις ανάπτυξης μίας αδιαβατικής ζώνης διάτμησης [49].	32
Σχήμα 21: Σχηματική αναπαράσταση του μοντελοποιημένου αποβλήτου και η πλαστική παραμόρφωση που υπολογίστηκε για (a) Alloy 625 και (b) Κράμα τιτανίου-6246 [53].	32
Σχήμα 22: Συγκέντρωση τάσεων von Mises σε απόβλητο κοπής Alloy 625 [53].	33

Σχήμα 23: Δημιουργία ζωνών διάτμησης λόγω της τοπικής αύξησης τάσεων και παραμορφώσεων σε δοκίμια από κράμα Ti-6Al-4 V [30].	34
Σχήμα 24: Ασυνέχειες που οδηγούν σε συγκέντρωση τάσεων [55].	35
Σχήμα 25: Συγκέντρωση τάσεων σε οπή [55].	35
Σχήμα 26: Συγκέντρωση τάσεων σε αυλάκωση και σε απότομη μεταβολή διατομής: (a) σχηματική αναπαράσταση, (b) φωτογραφία με την μέθοδο της φωτοελαστικότητας (photoelastic fringe photograph) [56].	35
Σχήμα 27: Διάγραμμα μεταβολής του συντελεστή συγκέντρωσης τάσεων κοντά σε μία οπή [57].	36
Σχήμα 28: Δοκιμή εφελκυσμού σε δοκίμιο με εγκοπές: (a) σχηματική αναπαράσταση, (b) μέθοδος φωτοελαστικότητας, (c) μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων [56].	36
Σχήμα 29: Παραδείγματα πλεγμάτων πεπερασμένων στοιχείων που χρησιμοποιούνται για την ανάλυση τάσεων FEA [58].	37
Σχήμα 30: Παραμορφωμένα πλέγματα πεπερασμένων στοιχείων μετά από δοκιμή διάτμησης: οι σκιασμένες περιοχές παρουσιάζουν τα στοιχεία όπου παρατηρείται συγκέντρωση τάσεων [58].	37
Σχήμα 31: Σύγκριση πλεγμάτων των μεθόδων FEM και BEM [59].	38
Σχήμα 32: (a-c) κροσσοί που σχηματίζονται με την μέθοδο της φωτοελαστικότητας σε δοκιμή συμπίεσης υπό φορτίο 1870N, 4120N και 5690 N αντίστοιχα, (d-f) οι αντίστοιχες τάσεις μέσω υπολογιστικού προγράμματος [62].	39
Σχήμα 33: Διάφορα είδη ατομικής αταξίας [63].	40
Σχήμα 34: Είδη δομικών αταξιών [63].	40
Σχήμα 35: Μεταβολή των εσωτερικών τάσεων λόγω μεταβολής της διατομής [64].	41
Σχήμα 36: Παραδείγματα συγκέντρωσης τάσεων (a) σε μία οπή και (b) σε μία αυλάκωση [56].	41
Σχήμα 37: Χαρακτηριστικές καμπύλες συντελεστών συγκέντρωσης τάσεων των τριών κύριων γεωμετρικών ασυνεχειών [63].	41
Σχήμα 38: Συστήματα τοποθέτησης βοηθητικών οπών με σκοπό την μείωση των τάσεων σε πλάκα με δύο κύριες οπές [65].	42
Σχήμα 39: Ενίσχυση κυκλικής οπής με χρήση επιπρόσθετου υλικού [66].	43
Σχήμα 40: Συγκέντρωση τάσεων von Mises σε κατεργασία έλασης [67].	44
Σχήμα 41: (a) Τρία κυάθια διαφορετικού βάθους που σχηματίστηκαν πειραματικά μέσω βαθείας κοίλανσης, (b) οι τάσεις που αναπτύσσονται στο κάθε κυάθιο υπολογισμένες μέσω υπολογιστικού προγράμματος [68].	44
Σχήμα 42: Συγκέντρωση τάσεων κατά την διάρκεια και μετά την ολοκλήρωση της κατεργασίας απότμησης (blanking) [69].	44
Σχήμα 43: Γεωμετρία και διαστάσεις του δοκιμίου hat shaped που μοντελοποιήθηκε [70].	46
Σχήμα 44: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για χάλυβα 4340.	49
Σχήμα 45: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για κράμα αλουμινίου 6061.	49

Σχήμα 46: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.....	50
Σχήμα 47: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για χάλυβα 4340, για χρόνο 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec.	51
Σχήμα 48: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για χάλυβα 4340, για χρόνο 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec.	51
Σχήμα 49: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για χάλυβα 4340, για χρόνο 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec.	51
Σχήμα 50: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για κράμα αλουμινίου 6061, για χρόνο 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec.	52
Σχήμα 51: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για κράμα αλουμινίου 6061, για χρόνο 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec.	52
Σχήμα 52: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για κράμα αλουμινίου 6061, για χρόνο 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec.	52
Σχήμα 53: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.....	53
Σχήμα 54: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.....	53
Σχήμα 55: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.....	53
Σχήμα 56: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου	55
Σχήμα 57: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.	55
Σχήμα 58: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.	56
Σχήμα 59: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου	57
Σχήμα 60: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.	57
Σχήμα 61: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.	58
Σχήμα 62: Σημεία A, B, C, D στην διαγώνιο ανάπτυξης της ζώνης διάτμησης για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.	59
Σχήμα 63: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για χάλυβα 4340.	60
Σχήμα 64: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για χάλυβα 4340.	60
Σχήμα 65: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα αλουμινίου 6160.	61

Σχήμα 66: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα αλουμινίου 6061.....	61
Σχήμα 67: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.....	62
Σχήμα 68: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.....	62
Σχήμα 69: Διάγραμμα μήκους ρωγμής - χρόνος για κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.....	63
Σχήμα 70: Ραβδόγραμμα χρόνου σχηματισμού ρωγμής για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.....	64
Σχήμα 71: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για T=450K.....	64
Σχήμα 72: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για T=600K.....	65
Σχήμα 73: Ραβδόγραμμα μέγιστου φορτίου για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.....	65
Σχήμα 74: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για T=450K, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec.....	66
Σχήμα 75: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για T=450K, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec.....	66
Σχήμα 76: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για T=450K, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec.....	66
Σχήμα 77: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για T=600K, για χρόνο 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec.....	67
Σχήμα 78: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για T=600K, για χρόνο 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec.....	67
Σχήμα 79: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για T=600K, για χρόνο 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec.....	67
Σχήμα 80: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 500K.....	68
Σχήμα 81: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 500K.....	69
Σχήμα 82: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 500K.....	69
Σχήμα 83: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.....	70
Σχήμα 84: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.....	71
Σχήμα 85: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.....	71
Σχήμα 86: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 450K.....	72

Σχήμα 87: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 450K.	73
Σχήμα 88: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 600K.	73
Σχήμα 89: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 600K.	74
Σχήμα 90: Διάγραμμα μήκους ρωγμής - χρόνος για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.	74
Σχήμα 91: Ραβδόγραμμα χρόνου σχηματισμού ρωγμής για εκθέτη n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$. ..	76
Σχήμα 92: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$	76
Σχήμα 93: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για εκθέτη κράτυνσης $n''=0.75n$	77
Σχήμα 94: Ραβδόγραμμα μέγιστου φορτίου για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$. ..	77
Σχήμα 95: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec.	78
Σχήμα 96: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec.	78
Σχήμα 97: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec.	78
Σχήμα 98: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυνσης $n''=0.75n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec.	79
Σχήμα 99: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για εκθέτη κράτυνσης $n''=0.75n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec.	79
Σχήμα 100: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυνσης $n''=0.75n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec.	79
Σχήμα 101: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	80
Σχήμα 102: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	81
Σχήμα 103: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	81
Σχήμα 104: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	82
Σχήμα 105: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	83
Σχήμα 106: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	83
Σχήμα 107: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n'=1.25n$	84
Σχήμα 108: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n'=1.25n$	85

Σχήμα 109: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n''=0.75n$	85
Σχήμα 110: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n''=0.75n$	86
Σχήμα 111: Διάγραμμα μήκος ρωγμής - χρόνος για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$	86
Σχήμα 112: Ραβδόγραμμα χρόνου σχηματισμού ρωγμής για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	87
Σχήμα 113: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$	88
Σχήμα 114: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C''=0.75C$	88
Σχήμα 115: Ραβδόγραμμα μέγιστου φορτίου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	89
Σχήμα 116: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$, για χρόνο 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec.....	89
Σχήμα 117: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$, για χρόνο 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec.....	90
Σχήμα 118: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$, για χρόνο 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec.....	90
Σχήμα 119: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C''=0.75C$, για χρόνο 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec.....	90
Σχήμα 120: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C''=0.75C$, για χρόνο 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec.....	91
Σχήμα 121: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C''=0.75C$, για χρόνο 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec.....	91
Σχήμα 122: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	92
Σχήμα 123: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	92
Σχήμα 124: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	93
Σχήμα 125: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	94
Σχήμα 126: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	94
Σχήμα 127: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	95
Σχήμα 128: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C'=1.25C$	96

Σχήμα 129: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C'=1.25C$	96
Σχήμα 130: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C'=0.75C$	97
Σχήμα 131: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C''=0.75C$	97
Σχήμα 132: Διάγραμμα μήκους ρωγμής ως προς τον χρόνο για συντελεστές ρυθμού παραμόρφωσης C, $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$	98

Κατάλογος Πινάκων

Πίνακας 1: Σενάρια μελέτης.....	45
Πίνακας 2: Παράμετροι Johnson-Cook για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.....	47
Πίνακας 3: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 1, 2, 3.....	48
Πίνακας 4: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 3, 4, 5.....	63
Πίνακας 5: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 3, 6, 7.....	75
Πίνακας 6: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 3, 8, 9.....	87

Συνομεύσεις – Αρκτικόλεξα

- ASB – Αδιαβατικές Ζώνες Διάτμησης (Adiabatic Shear Bands)
- DRX – Δυναμική Ανακρυστάλλωση (Dynamic Recrystallization)
- TEM – Μικροσκόπιο Διέλευσης Ηλεκτρονίων (Transmission Electron Microscope)
- FIB – Εστιασμένη Δέσμη Ιόντων (Focused Ion Beam)
- HREM – Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Υψηλής Ανάλυσης (High-Resolution Electron Microscope)
- TEM – Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Διερχόμενης Δέσμης (Transmission Electron Microscopy)
- SEM – Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (Scanning Electron Microscopy)
- FEM – Μέθοδος Πεπερασμένων Στοιχείων (Finite Element Method)
- BEM – Μέθοδος Οριακών Στοιχείων (Boundary Element Method)
- FEA – Ανάλυση Πεπερασμένων Στοιχείων (Finite Element Analysis)
- ALE – Πλέγμα Arbitrary Lagrangian Eulerian

1. Εισαγωγή

1.1 Αδιαβατικές ζώνες διάτμησης

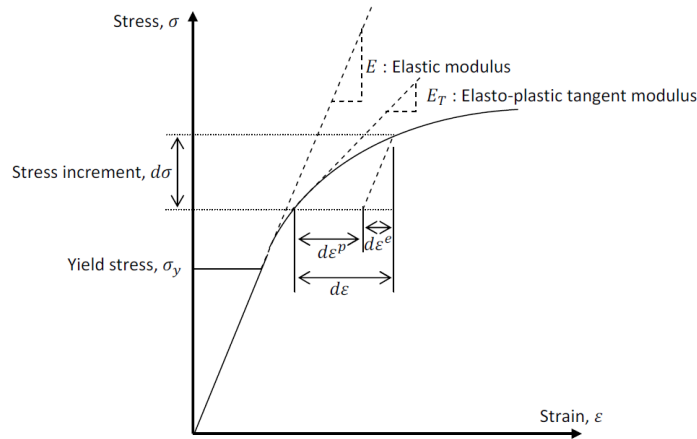
Τα μέταλλα, τα οποία θα μελετηθούν στην παρούσα εργασία, είναι υλικά που παραμορφώνονται πλαστικά άρα για την μαθηματική μελέτη των τάσεων και παραμορφώσεων τους χρησιμοποιείται η θεωρία της πλαστικότητας. Η θεωρία αυτή έχει ως στόχο την ανάπτυξη σχέσεων μεταξύ τάσεων και παραμορφώσεων που αναπτύσσονται σε ένα υλικό που παραμορφώνεται πλαστικά, και την ανάπτυξη μαθηματικών μεθόδων για των υπολογισμό της ανομοιόμορφης κατανομής τους. Συγκεκριμένα στα μέταλλα μέσω της θεωρίας της πλαστικότητας μελετάται επίσης το είδος της εξωτερικής φόρτισης, η κατανάλωση ενέργειας, η ανομοιογενή παραμόρφωση που αναπτύσσεται καθώς και το φαινόμενο της κράτυνσης.

Η πλαστική παραμόρφωση χωρίζεται σε δύο περιπτώσεις. Κλασική πλαστικότητα ή απλώς πλαστικότητα, έχουμε όταν η ταχύτητα παραμόρφωσης δεν επηρεάζει τον καταστατικό νόμο, ενώ ιξωδοπλαστικότητα έχουμε όταν η παραμόρφωση ενός υλικού παρουσιάζει σημαντική εξάρτηση από την ταχύτητα της διαδικασίας [1]. Τα περισσότερα μεταλλικά υλικά παρουσιάζουν εξάρτηση από την ταχύτητα παραμόρφωσης σε υψηλές θερμοκρασίες ενώ δεν επηρεάζονται από αυτή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Επίσης, επηρεάζονται σημαντικά από την ταχύτητα σε περιπτώσεις δυναμικής φόρτισης. Ωστόσο, τα περισσότερα πειράματα γίνονται σε θερμοκρασία δωματίου και με ταχύτητα παραμόρφωσης μεταξύ 10^{-6} έως 10^{-3} s^{-1} (quasi-static), συνθήκες στις οποίες τα μεταλλικά υλικά επηρεάζονται ελάχιστα από αυτή. Για τον λόγο αυτό τα μεταλλικά υλικά θεωρούνται ανεξάρτητα από την ταχύτητα παραμόρφωσης και μελετώνται με την θεωρία της πλαστικότητας [2].

Στο **Σχήμα 1** παρουσιάζεται ένα κλασικό διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης ενός υλικού που έχει υποστεί μονοδιάστατη φόρτιση. Η περιοχή όπου η αναπτυσσόμενη τάση είναι ανάλογη της παραμόρφωσης ονομάζεται ελαστική περιοχή και εκφράζεται από την **Εξίσωση (1)**:

$$\sigma = E * \varepsilon \quad (1)$$

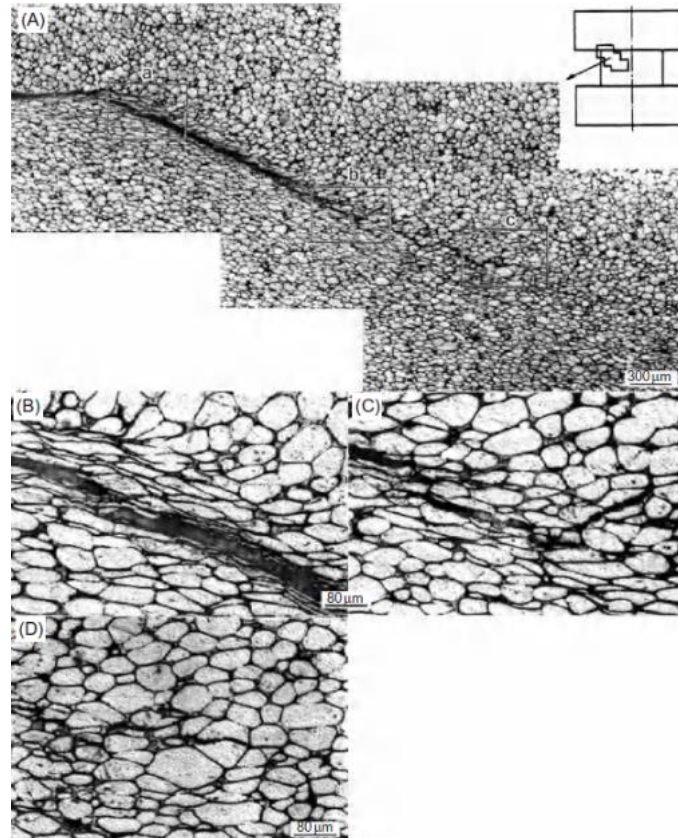
όπου σ η μονοαξονική τάση, ε η μονοαξονική παραμόρφωση και E το μέτρο ελαστικότητας. Αν το υλικό παραμορφωθεί μέσα στα όρια της ελαστικής περιοχής τότε μετά την φόρτιση αυτό θα επανέλθει στην αρχική του μορφή. Ωστόσο, αν η φόρτιση φτάσει στην πλαστική περιοχή το υλικό δεν μπορεί να επανέλθει στην αρχική του μορφή και η παραμόρφωση είναι μόνιμη. Το όριο μεταξύ ελαστικής και πλαστικής περιοχής ονομάζεται όριο διαρροής και συμβολίζεται ως σ_y . Στην πλαστική περιοχή η τάση δεν είναι ανάλογη της παραμόρφωσης και για αυτό είναι δύσκολο να περιγραφεί από μαθηματικές σχέσεις και συνήθως υπολογίζεται πειραματικά. Συγκεκριμένα, στην περιοχή αυτή, η τάση εξαρτάται από την παράμετρο σκληρότητας κ (hardening parameter) του υλικού, η οποία στην μονοαξονική φόρτιση ισούται με την πλαστική παραμόρφωση ε_p . Η τιμή της πλαστικής παραμόρφωσης ε_p εξαρτάται από την τιμή της τάσης σ , το μέτρο ελαστικότητας E και την κλίση της ελαστο-πλαστικής καμπύλης E_T . Τέλος, η κλίση αυτή εξαρτάται επίσης από την τάση σ και την πλαστική παραμόρφωση ε_p και η εξίσωση που την εκφράζει υπολογίζεται πειραματικά. Λόγω της πολυπλοκότητας αυτών των σχέσεων, ο υπολογισμός των τάσεων και των παραμορφώσεων στην πλαστική περιοχή γίνεται είτε πειραματικά είτε με μεθόδους μοντελοποίησης με υπολογιστικά προγράμματα.



Σχήμα 1: Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης σε μονοαξονική φόρτιση [2].

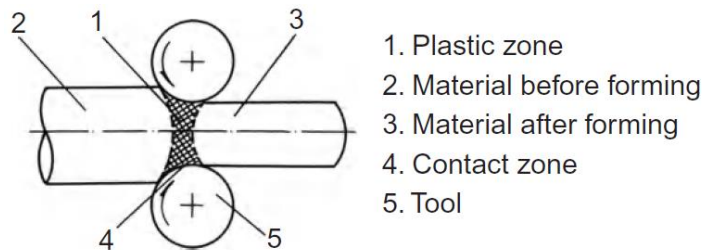
Ένα μεταλλικό υλικό όταν παραμορφωθεί στην πλαστική περιοχή, δεν μπορεί να επιστρέψει στην αρχική του μορφή καθώς υφίσταται μόνιμη αλλαγή στην μικροδομή του. Η μικροδομή ενός μετάλλου αποτελείται από αντικείμενα και δομές διαστάσεων 0.1 έως 1000 μικρόμετρα και επηρεάζει σημαντικά τις ιδιότητές του, όπως την μηχανική αντοχή, την σκληρότητα, την δυσθραυστότητα, τις θερμικές ιδιότητες και την αντίσταση στην διάβρωση και στην φθορά. Συγκεκριμένα, στην πλαστική περιοχή, λόγω της συγκέντρωσης τάσεων, αυξάνονται οι τοπικές παραμορφώσεις με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται τοπικά η μικροδομή του υλικού και να σχηματίζονται ζώνες διάτμησης (shear bands). Σε αυτές τις ζώνες, εκτός από απλή πλαστική παραμόρφωση, συχνά διακρίνεται αλλαγή στην κρυσταλλική δομή και στον προσανατολισμό της μικροδομής [3]. Στο **Σχήμα 2** παρουσιάζεται η μεταβολή της μικροδομής ενός μεταλλικού υλικού υπό κρούση και ο σχηματισμός μίας ζώνης διάτμησης.

Ειδικότερα, συγκέντρωση τάσεων άρα και παραμορφώσεων συμβαίνει κατά την διάρκεια διαφόρων κατεργασιών μετάλλων. Οι κατεργασίες αυτές χωρίζονται σε συμπίεσης, εφελκυσμού, συνδυασμό συμπίεσης και εφελκυσμού, καμπτικές και διατμητικές. Ωστόσο, συγκέντρωση τάσεων και σχηματισμός διατμητικών ζωνών μπορεί να συμβεί μόνο στις κατεργασίες συμπίεσης, στον συνδυασμό συμπίεσης και εφελκυσμού και στις διατμητικές. Οι πιο χαρακτηριστικές κατεργασίες συμπίεσης είναι η σφυρηλάτηση (forging) και η έλαση (rolling). Κατεργασίες συνδυασμού συμπίεσης και εφελκυσμού είναι ο σχηματισμός φλάντζας (flange forming) και η βαθιά κοίλανση (deep drawing), ενώ διατμητική κατεργασία αποτελεί η διάνοιξη οπών με την μέθοδο blanking [4].



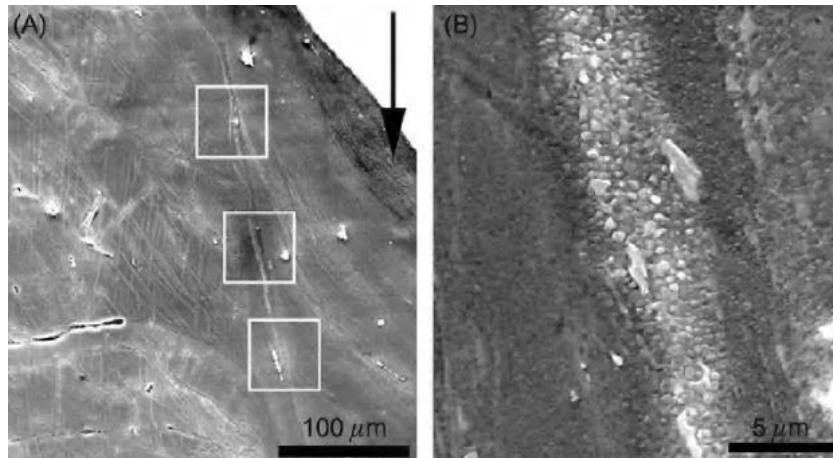
Σχήμα 2: Μεταβολή της μικροδομής δοκιμίου από βολφράμιο υπό κρούση: (A) χαμηλή μεγένθυση και (B), (C) και (D) υψηλότερη μεγένθυση των αντίστοιχων σημείων (a), (b) και (c) του (A) [5].

Στο **Σχήμα 3** παρουσιάζεται η διαδικασία της έλασης ενός δοκιμίου. Σε αυτήν την περίπτωση ζώνες διάτμησης μπορεί να εμφανιστούν στην περιοχή 4 όπου το εργαλείο έρχεται σε επαφή με το δοκίμιο και εμφανίζεται συγκέντρωση τάσεων και παραμορφώσεων, λόγω της υψηλής τριβής.



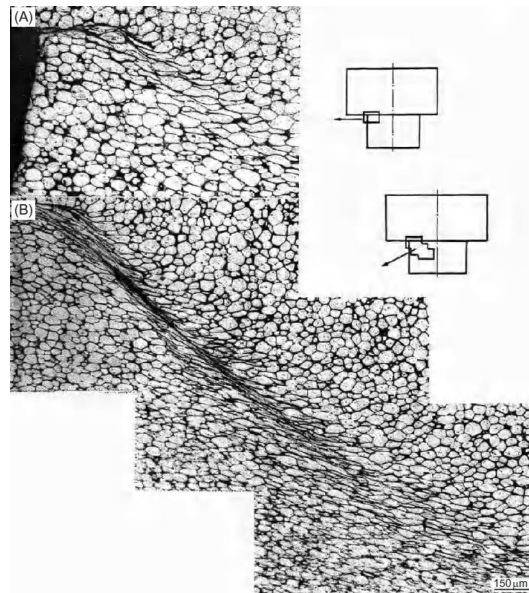
Σχήμα 3: Σχηματική αναπαράσταση έλασης μετάλλου [6].

Στο **Σχήμα 4** παρουσιάζεται ζώνη διάτμησης λόγω συγκέντρωσης των τάσεων στα σημεία κρούσης με βλήμα.



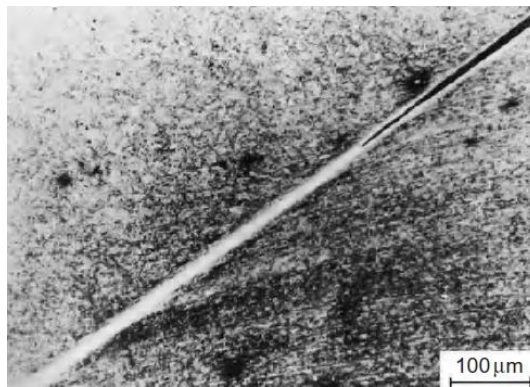
Σχήμα 4: (A) Ζώνη διάτμησης σε στόχο από κράμα AM60 Mg υπό κρούση με βλήμα ταχύτητας 500 m/s και (B) υπό μεγέθυνση [7].

Παρόμοια στο **Σχήμα 5** εντοπίζεται ζώνη διάτμησης λόγω συγκέντρωσης τάσεων στην περιοχή μεταβολής της γεωμετρίας του δοκιμίου υπό εφαρμογή συμπίεσης. Στα σχήματα αυτά παρατηρείται η μεταβολή της μικροδομής των μεταλλικών δοκιμίων λόγω των τοπικά αυξημένων τάσεων και η οποία έχει ως αποτέλεσμα την δημιουργία ζωνών διάτμησης.



Σχήμα 5: Μικροφωτογραφία διατμητικών ζωνών σε κράμα βολφραμίου υπό δοκιμή μονοαξονικής συμπίεσης [5].

Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, κατά την διαδικασία διαμόρφωσης ενός τεμαχίου η συγκέντρωση τάσεων και ο τοπικά υψηλός ρυθμός παραμόρφωσης εξασθενεί τοπικά την μικροδομή του. Αναλυτικότερα, όταν εμφανίζεται συγκέντρωση τάσεων και ξεπερνιέται μία κρίσιμη τιμή τάσης, περίπου το 90% του έργου παραμόρφωσης μετατρέπεται σε θερμική ενέργεια. Λόγω του υψηλού ρυθμού παραμόρφωσης, η θερμότητα που παράγεται δεν προλαβαίνει να δραπετεύσει από την ζώνη διάτμησης (χαμηλή θερμική διάχυση) με αποτέλεσμα να δημιουργείται θερμική εξασθένηση (thermal softening). Οι ζώνες αυτές, όπου αναπτύσσονται πολύ υψηλές θερμοκρασίες εντός της μικροδομής, ονομάζονται «αδιαβατικές ζώνες διάτμησης» (Adiabatic Shear Bands, ASB). Στις ζώνες αυτές, εκτός από την θερμική εξασθένηση της μικροδομής παρατηρείται επίσης αύξηση της σκληρότητας της μικροδομής και της ευθραυστότητας της ζώνης λόγω του υψηλού ρυθμού ψύξης (10^7 K/sec). Ένας γενικός κανόνας είναι ότι μία ASB δημιουργείται όταν η τοπική μείωση της αντοχής του υλικού λόγω της θερμικής εξασθένησης ξεπεράσει την αύξηση της αντοχής λόγω αύξησης της σκληρότητας [8]. Η εξασθένηση αυτή της μικροδομής λόγω αύξησης θερμοκρασίας, καθιστά τις ASB πιο εύθραυστες από το περιβάλλον υλικό, με αποτέλεσμα αν η φόρτιση άρα και η παραμόρφωση συνεχιστεί, να αναπτύσσεται ρωγμή και τελικά να οδηγούμαστε στην αστοχία (**Σχήμα 6**). Στην πραγματικότητα, οι ρωγμές μπορεί να σχηματιστούν τόσο σύντομα μετά την δημιουργία των ASB που η τάση αστοχίας θεωρείται ότι ταυτίζεται με την κρίσιμη τάση για το σχηματισμό ASB.

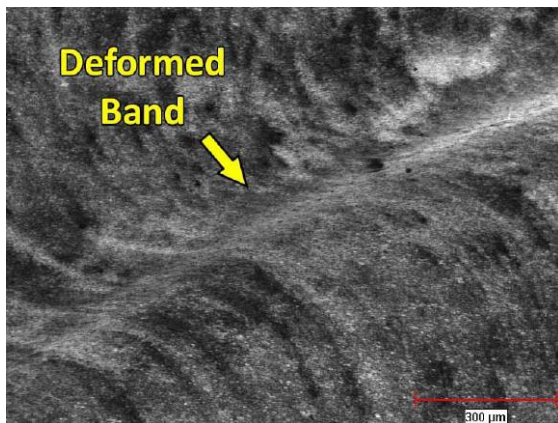


Σχήμα 6: Αδιαβατική ζώνη διάτμησης (λευκό) και η ρωγμή που ακολουθεί (μαύρο) σε χάλυβα υπό δοκιμή δυναμικής συμπίεσης [9].

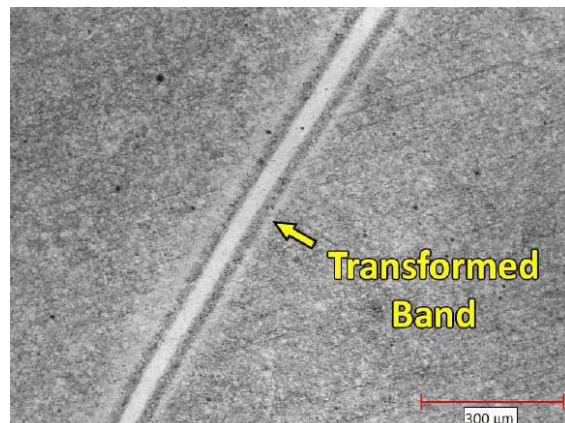
Καθώς οι αδιαβατικές ζώνες διάτμησης μπορούν να λειτουργήσουν ως πρόδρομοι παράγοντες σχηματισμού ρωγμών σε ψαθυρά και όλκιμα υλικά, αποτελούν σημαντικό φαινόμενο μελέτης για τους μηχανικούς. Γενικά, στις περισσότερες κατασκευές και υλικά επιδιώκεται η καθυστέρηση της έναρξης και της ανάπτυξης των ASB. Ωστόσο, σε διατρητές υψηλής κινητικής ενέργειας (high energy penetrators) επιδιώκεται η ανάπτυξη τους, καθώς θεωρείται ότι ενισχύουν τη διείσδυση μίας ράβδου σε έναν στόχο, ωθώντας την συνεχώς να διατηρεί κωνικό μυτερό σχήμα [4]. Η αστοχία μέσω αδιαβατικών ζωνών διάτμησης εμφανίζεται σε διάφορες κατεργασίες όπου εμφανίζεται και συγκέντρωση τάσεων στα παραγόμενα τεμάχια, όπως οι διαμορφώσεις επιπέδου ελάσματος και συμπαγούς υλικού (machining), η σφυρηλάτηση (forging), η βαλλιστική με στόχο και διεισδυτή (ballistic), η σύγκρουση (crash), η επιφανειακή τριβή (surface friction) και η φόρτιση με πυροδότηση (detonation loading). Αυτός ο μηχανισμός δημιουργίας και ανάπτυξης αστοχίας εμφανίζεται κυρίως

σε μεταλλικά υλικά και κράματά τους, όπως ο χάλυβας, το κράμα τιτανίου ή το κράμα αλουμινίου, αν και μπορεί επίσης να εμφανιστεί σε πλαστικά, πετρώματα ή κεραμικά.

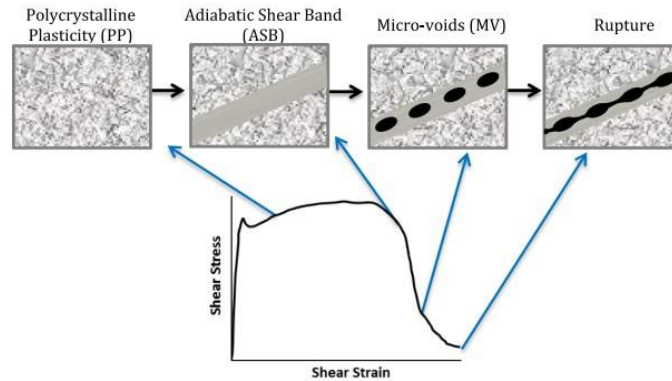
Οι αδιαβατικές ζώνες διάτμησης ταξινομούνται με βάση την εμφάνισή τους στη μεταλλογραφική δομή, σε ζώνες παραμόρφωσης (deformed) και ζώνες μετασχηματισμού (transformed) ή λευκές ζώνες χάραξης (white etching bands). Οι ζώνες παραμόρφωσης εμφανίζονται τόσο σε μέταλλα χαμηλής διαμορφωσιμότητας (σκληρά) και όσο και σε υψηλής διαμορφωσιμότητας (μαλακά). Στα υψηλής διαμορφωσιμότητας συνήθως σχηματίζονται ζώνες παραμόρφωσης, οι οποίες χαρακτηρίζονται από σημαντική αλλαγή του προσανατολισμού της μικροδομής σε μια μεγάλη ζώνη πλαστικής παραμόρφωσης, κατά τη διεύθυνση της μέγιστης διάτμησης, όπως φαίνεται στο **Σχήμα 7**. Στα σκληρότερα μέταλλα συνήθως σχηματίζονται ζώνες μετασχηματισμού, οι οποίες έχουν την μορφή λευκών ζωνών που περιβάλλονται από μια σκουρόχρωμη ζώνη (**Σχήμα 8**). Οι ζώνες μετασχηματισμού ή οι λευκές ζώνες χάραξης, που ονομάστηκαν έτσι λόγω της λευκής εμφάνισής τους στο οπτικό μικροσκόπιο, αποτελούν λεπτότερες και έντονες ζώνες οι οποίες εμφανίζονται συνήθως σε σκληρότερα και στιβαρότερα μέταλλα. Στις ζώνες αυτές λόγω του υψηλού ρυθμού παραμόρφωσης, σημαντικό μέρος του έργου πλαστικής παραμόρφωσης μετατρέπεται σε θερμότητα η οποία και εγκλωβίζεται μέσα στη μικροδομή. Στη συνέχεια η μικροδομή εξασθενεί λόγω της θερμικής εξασθένησης (thermal softening) του υλικού και ακολουθεί πυρήνωση (nucleation) και ανάπτυξη νέων κόκκων λόγω δυναμικής ανακρυστάλλωσης (dynamic recrystallization DRX). Κατόπιν, συνενώνονται μικροκενώσεις (microvoids) που υπάρχουν στο υλικό καθώς και μικρορωγμές που έχουν ήδη αναπτυχθεί με αποτέλεσμα να σχηματίζεται ρωγή και να οδηγούμαστε στην αστοχία. Τα στάδια της διαδικασίας αυτής συγκριτικά με το διάγραμμα τάσης παραμόρφωσης παρουσιάζονται στο **Σχήμα 9**.



Σχήμα 7: Ζώνη παραμόρφωσης σε θερμικά κατεργασμένο χάλυβα AISI 4340 [10].

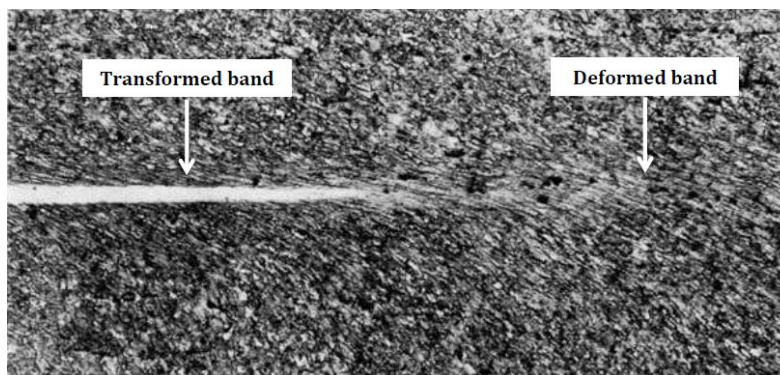


Σχήμα 8: Ζώνη μετασχηματισμού σε θερμικά κατεργασμένο χάλυβα AISI4340 [10].



Σχήμα 9: Στάδια πλαστικής παραμόρφωσης κατά την διάρκεια του σχηματισμού ASB [11].

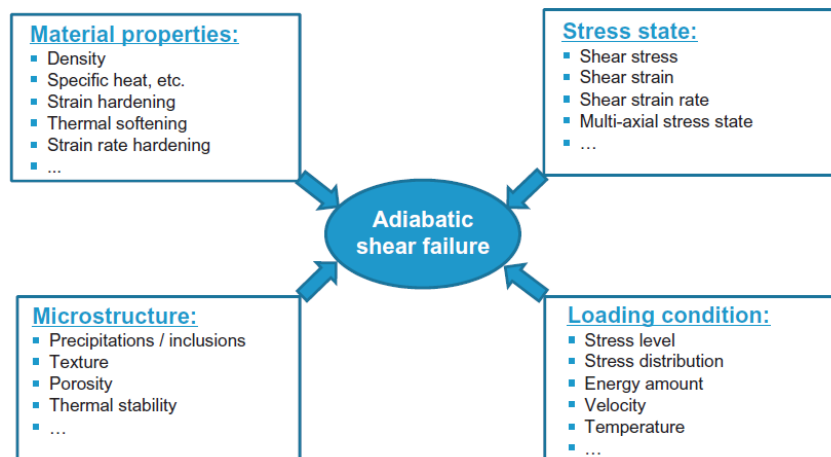
Οι παραμορφωμένες ζώνες διάτμησης αποτελούν το αρχικό στάδιο ανάπτυξης του φαινομένου λόγω ισχυρής συγκέντρωσης διατμητικής παραμόρφωσης, γεγονός που εντείνεται όσο πιο χονδρόκοκη είναι η μικροδομή. Επίσης, ο σχηματισμός τους ευνοείται σε χαμηλότερα επίπεδα παραμόρφωσης σε σχέση με τις μετασχηματισμένες ζώνες, ο σχηματισμός των οποίων απαιτεί μεγαλύτερη κρίσιμη παραμόρφωση και ρυθμό παραμόρφωσης. Απεναντίας οι μετασχηματισμένες ζώνες διάτμησης αποτελούν το μετέπειτα στάδιο εξέλιξης των παραμορφωμένων ζωνών διάτμησης και παρατηρείται αυξημένη σκληρότητα στο εσωτερικό τους, η οποία μπορεί να αποδοθεί είτε στο μετασχηματισμό φάσεων (π.χ. σχηματισμός μαρτενσίτη σε περίπτωση χαλύβων ή στερεάς φάσης α2 σε κράμα τιτανίου-αλουμινίου) ή σε φαινόμενα ανακρυστάλλωσης τα οποία αποδίδουν εξαιρετικά λεπτόκοκη μικροδομή. Στο **Σχήμα 10** φαίνεται μία παραμορφωμένη ζώνη η οποία αναπτύσσεται και μετατρέπεται σε μετασχηματισμένη ζώνη διάτμησης. Οι μετασχηματισμένες ζώνες διάτμησης παρατηρούνται συνήθως σε χάλυβες, κράμα τιτανίου και κράματα τιτανίου, κράματα αλουμινίου και κράματα μαγνησίου [10].



Σχήμα 10: Σταδιακή δημιουργία μετασχηματισμένης ζώνης από παραμορφωμένη ζώνη διάτμησης [12].

Υπάρχει μια συνεχής προσπάθεια για τη βελτίωση της αντοχής και της αξιοπιστίας των μετάλλων και των κραμάτων, καθώς και της πρόβλεψης και αποτροπής των αστοχιών για

εφαρμογές στις επιστήμες του μηχανικού και συγκεκριμένα στην αεροδιαστημική και στη τεχνολογία των κατεργασιών. Για τον λόγω αυτό το ερευνητικό ενδιαφέρον επικεντρώνεται στην μελέτη των αδιαβατικών ζωνών διάτμησης ως μηχανισμός ανάπτυξης αστοχίας, ώστε να διερευνηθούν σε βάθος οι αιτίες γένεσης και ανάπτυξής τους, όσο και η αλληλεπίδρασή τους, με σκοπό την αναστολή δημιουργίας των αδιαβατικών ζωνών διάτμησης, άρα και αστοχιών, σε προκύπτοντα τεμάχια από κατεργασίες. Ο σχηματισμός αδιαβατικών ζωνών διάτμησης σε μέταλλα έχει μελετηθεί στη παγκόσμια βιβλιογραφία και υπάρχουν ενδείξεις μέσω μελετών που υποστηρίζουν ότι ορισμένες ιδιότητες του υλικού επηρεάζουν θετικά ή αρνητικά την δημιουργία τους. Οι Tresca [13] και Zener και Hollomon [14] έχουν παρατηρήσει ότι η αντοχή και η θερμοχωρητικότητα, καθώς και η θερμική εξασθένιση (thermal softening) των υλικών, επηρεάζουν σημαντικά την αδιαβατική διατμητική συμπεριφορά τους. Ενδεικτικά, ένας χαμηλός συντελεστής σκλήρυνσης από παραμόρφωση, μια χαμηλή θερμοχωρητικότητα ή θερμική αγωγιμότητα και ένα μεγάλο μέγεθος κόκκων προάγουν την αδιαβατική διατμητική συμπεριφορά. Επιπλέον παράγοντες που εντείνουν την δημιουργία ASB είναι η υψηλή αντοχή, η υψηλή θερμική εξασθένιση, η υψηλή ταχύτητα φόρτισης, η υψηλή προηγούμενη παραμόρφωση και ρυθμός παραμόρφωσης. Επίσης, υπάρχουν πρόσθετες ιδιότητες, όπως για παράδειγμα η αρχική θερμοκρασία, η υδροστατική τάση και η εφελκυστική φόρτιση [10]. Τελικά λαμβάνοντας υπόψη όλους τους παραπάνω παράγοντες, οι οποίοι παρουσιάζονται στο **Σχήμα 11** η μελέτη των ASB γίνεται αρκετά πολύπλοκη.



Σχήμα 11: Παράγοντες σχηματισμού ASB με βάση τον Pursche [15].

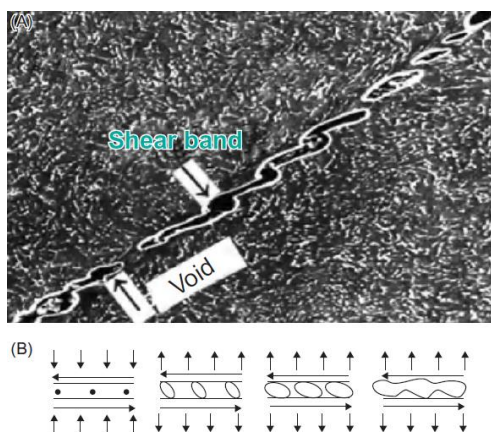
Έχουν παρατηρηθεί πειραματικά διάφοροι μηχανισμοί, σχηματισμού και ανάπτυξης ASB, οι οποίοι φανερώνουν πως εξαρτώνται από τις ιδιότητες των μεταλλικών υλικών και από τη μικροδομή τους. Οι μηχανισμοί αυτοί περιλαμβάνουν α) σχηματισμό ASB από τοπικές ατέλειες του υλικού ή ανομοιογένειες στη μικροδομή, β) σχηματισμό ASB κατά μήκος ευνοϊκά προσανατολισμένων κόκκων, γ) σχηματισμό ASB λόγω δυναμικής ανακρυστάλλωσης (dynamic recrystallization DRX), η οποία επηρεάζεται έντονα από τον ρυθμό παραμόρφωσης και χαρακτηρίζεται από περιστροφή, ευθυγράμμιση και κατακρήμνιση των κόκκων [10]. Εάν διεγερθούν αρκετοί μηχανισμοί, θα υπάρξει ανταγωνισμός μεταξύ τους που εξαρτάται από την κινητική που σχετίζεται με τον καθένα. Η εξέλιξη

των διαφόρων μηχανισμών μπορεί να αλληλοεπηρεάζει η μία την άλλη καθώς εξελίσσεται η διαδικασία.

Η ανακρυστάλλωση είναι μια δυναμική διαδικασία κατά την οποία αναπτύσσονται πυρήνες ανακρυστάλλωσης στα όρια των κόκκων της αρχικά ισχυρά παραμορφωμένης μικροδομής. Οι κόκκοι ανακρυστάλλωσης αποδίδουν μια εξαιρετικά λεπτόκοκκη μικροδομή που σε συνδυασμό με την ισχυρή διατμητική παραμόρφωση προκαλεί την επιμήκυνση των κόκκων εντός της ζώνης και την ανακατεύθυνσή τους σε εύρος 2° - 15° αποδίδοντας αυξημένη σκληρότητα στη μικροδομή [4]. Η διαδικασία αυτή μπορεί να συμβεί κατά τη διάρκεια (δυναμική) ή μετά την παραμόρφωση (στατική). Η ανακρυστάλλωση θεωρείται ότι είναι θερμικά ενεργοποιημένη, καθώς ο ρυθμός σχηματισμού πυρήνων νέων κόκκων ελέγχεται από τη θερμοκρασία. Οι πυρήνες των νέων αυτών ανακρυσταλλωμένων κόκκων αναπτύσσονται κατά μήκος της διεύθυνσης διάτμησης. Με άλλα λόγια, αυτοί οι επιμήκεις κόκκοι κατά μήκος της διεύθυνσης διάτμησης αναπτύχθηκαν ταυτόχρονα με την τοπική παραμόρφωση και, επομένως, αυτοί οι επιμήκεις κόκκοι έχουν υποστεί δυναμική ανακρυστάλλωση (DRX).

Καθώς οι μηχανικές ιδιότητες των μετάλλων, όπως η ικανότητα σκλήρυνσης, η στιβαρότητα και η αντοχή τους, εξαρτώνται από το μέγεθος των κόκκων, έτσι και ο τύπος των ASB εξαρτάται από το μέγεθος και τις ιδιότητες των κόκκων, οι οποίες επηρεάζονται άμεσα από την ανακρυστάλλωση. Έχει αποδειχθεί ότι περιοχές με υψηλή πυκνότητα DRX ευνοούν την ανάπτυξη ρωγμών καθώς εξασθενούν τη μικροδομή κοντά στη περιοχή των κορυφών των ρωγμών (crack tips) συντελώντας στην εξέλιξη και συνένωσή τους, αποδίδοντας έτσι καταστροφικό χαρακτήρα στην αστοχία [16].

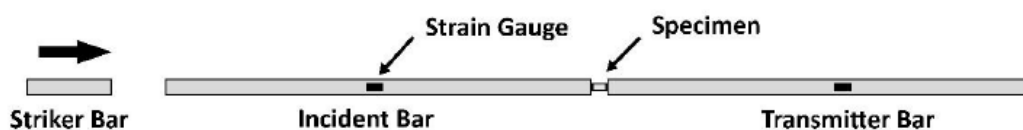
Η ανακρυστάλλωση ή ακόμα και η τοπική τήξη, οι οποίες προκαλούνται από την άνοδο της θερμοκρασίας στη ζώνη διάτμησης, προκαλούν την εξασθένηση (softening) του υλικού σε σύγκριση με αυτό που περιβάλλει την ζώνη. Έχει αποδειχθεί ότι ο σχηματισμός μικροκενώσεων (micro-voids) στις αδιαβατικές ζώνες διάτμησης σε μέταλλα και κράματα συνδέεται στενά με τη μηχανική εξασθένηση της μικροδομής εντός της ζώνης διάτμησης. Μάλιστα, η αύξηση της παραμόρφωσης συντελεί στην μεγέθυνση των μικροκενώσεων, επιμηκύνοντάς τες κατά μήκος της ζώνης, σύμφωνα με τον μηχανισμό εξάπλωσης ρωγμής τύπου II (mode II cracking). Έτσι, προκαλείται ο σχηματισμός μικρορωγμών (micro-cracking) και η συνένωσή τους με την ακολουθία αυτή να παρουσιάζεται στο **Σχήμα 12**.



Σχήμα 12: (A) Δημιουργία διακενώσεων οι οποίες οδηγούν σε σχηματισμό μικρορωγμής και (B) σχηματική αναπαράσταση [4].

Η ανάλυση του σχηματισμού ASB σε μέταλλα έχει ερευνηθεί κυρίως μέσω πειραμάτων υπό υψηλό ρυθμό παραμόρφωσης και μεγάλες τάσεις. Τα πειράματα αυτά βοήθησαν στον καθορισμό μιας σχέσης μεταξύ των συνθηκών δοκιμής, όπως ο ρυθμός παραμόρφωσης και η θερμοκρασία δοκιμής, για τον σχηματισμό ASB, αποδεικνύοντας έτσι ότι ο σχηματισμός ASB είναι εξαρτώμενος από τις συνθήκες παραμόρφωσης. Οι ASB είναι ένα τρισδιάστατο φαινόμενο που επηρεάζεται από την μικροδομή και σχηματίζονται στη διεύθυνση της μέγιστης διάτμησης, η οποία εξαρτάται από τη γεωμετρία του δοκιμίου που παραμορφώνεται.

Είναι προφανές ότι, ένα μόνο είδος δοκιμής δεν μπορεί να καλύψει όλους τους παράγοντες που προκαλούν αστοχία σε ένα υλικό και δεν μπορεί να περιλαμβάνει όλα τα υλικά. Ως εκ τούτου, τα υλικά πρέπει να εξετάζονται χωριστά. Υπάρχουν πολλές διαφορετικές πειραματικές μέθοδοι για τον προσδιορισμό της τάσης ενός μεταλλικού υλικού να αστοχήσει υπό συνθήκες αδιαβατικής διάτμησης. Ορισμένες πειραματικές μέθοδοι είναι η δοκιμή στρέψης, η μελέτη δοκιμίου hat shaped, η δοκιμή συμπίεσης, η δοκιμή διαστολής κυλίνδρου, η δοκιμή διάτρησης, η δοκιμή συμπίεσης/διάτμησης και τα δοκίμια μονής ή διπλής ακμής. Ορισμένες πρακτικές διατάξεις, όπως η διείδυση βλήματος, η βαλλιστική κρούση, η μηχανική κατεργασία υψηλής ταχύτητας και οι δοκιμές με εγκοπή και διάτρηση, είναι πιο περίπλοκες στη μελέτη ανάπτυξης των ASB λόγω της πολυπλοκότητας των παραγόντων που απαιτείται να μελετηθούν. Για αυτό τον λόγω συγκεντρώνουν και το ερευνητικό ενδιαφέρον. Οι σημαντικότερες πειραματικές μέθοδοι που χρησιμοποιούνται σήμερα για τη μελέτη δημιουργίας ASB υπό συνθήκες φόρτισης με υψηλό ρυθμό παραμόρφωσης ή κρούσης περιλαμβάνουν τη δοκιμή επίπεδης κρούσης με χρήση βλήματος υψηλής ταχύτητας, την κρούση με πλάκα Flyer, τη δοκιμή Taylor, η οποία περιλαμβάνει δοκίμια κυλινδρικού σχήματος που κρούονταν σε σταθερά τοιχώματα ή δύο κυλινδρικά δοκίμια που κρούονταν το ένα στο άλλο, και τη διασπασμένη ράβδο πίεσης Hopkinson (Split Hopkinson Pressure Bar) (**Σχήμα 13**). Τροποποιήσεις της τελευταίας περιλαμβάνουν τη στρεπτική ράβδο Hopkinson (Torsional Hopkinson Bar) που επιτρέπει την παραμόρφωση υπό καθαρή διάτμηση [10].



Σχήμα 13: Απλοποιημένη αναπαράσταση της διασπασμένης ράβδου πίεσης Hopkinson [10].

Όπως εξηγήθηκε προηγουμένως, η ανάπτυξη ASB εξαρτάται από τις φυσικές, χημικές και ιδίως τις μηχανικές συμπεριφορές των μεταλλικών και μη μεταλλικών υλικών, οι οποίες με τη σειρά τους εξαρτώνται από την μικροδομή. Για αυτό οι επιστήμονες και οι μηχανικοί συνεχώς προσπαθούν να βελτιώσουν τα ερευνητικά εργαλεία που χρησιμοποιούνται για τον χαρακτηρισμό των μικροδομών των υλικών. Μεγάλης σημασίας είναι το μικροσκόπιο διέλευσης ηλεκτρονίων (transmission electron microscope, TEM), το οποίο αποτελεί ένα από τα κύρια εργαλεία για τον χαρακτηρισμό της μικροδομής των υλικών λόγω των δυνατοτήτων υψηλής ανάλυσης που διαθέτει. Εκτός από αυτό, για την ανάλυση των ASB χρησιμοποιούνται η εστιασμένη δέσμη ιόντων (focused ion beam, FIB) και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο υψηλής ανάλυσης (high-resolution electron microscope, HREM).

1.2 Σκοπός της εργασίας

Πρωταρχικός σκοπός της εργασίας είναι η μελέτη και η ανάλυση των ζωνών διάτμησης, οι οποίες μπορούν να λειτουργήσουν ως πρόδρομοι παράγοντες σχηματισμού ρωγμών άρα και αστοχίας υλικών. Βάσει βιβλιογραφικών και πειραματικών μελετών, ο σχηματισμός μίας ζώνης διάτμησης προκαλείται λόγω συγκέντρωσης τάσεων, αύξησης των τοπικών παραμορφώσεων και τοπικής μεταβολής και εξασθένησης της μικροδομής του υλικού. Για να επιτευχθεί η ανάλυση των ζωνών διάτμησης, απαραίτητη είναι η αριθμητική μελέτη της συγκέντρωσης τάσεων και παραμορφώσεων κατά την διάρκεια μίας πειραματικής κατεργασίας μεταλλικών υλικών.

Για τον σκοπό αυτό πραγματοποιείται εκτενής μελέτη προσομοίωσης μέσω του υπολογιστικού προγράμματος Ansys Ls-Dyna. Μελετάται δοκιμή θλίψης σε δοκίμιο hat shaped ώστε να εξεταστεί η μεταβολή της μικροδομής και η δημιουργία και η ανάπτυξη ρωγμών. Τα τρία υλικά που μοντελοποιήθηκαν είναι ο χάλυβας 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Επιπλέον, εξετάστηκε η μεταβολή του δοκιμίου κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V για διαφορετικές θερμοκρασίες, εκθέτη κράτυνσης n και συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C .

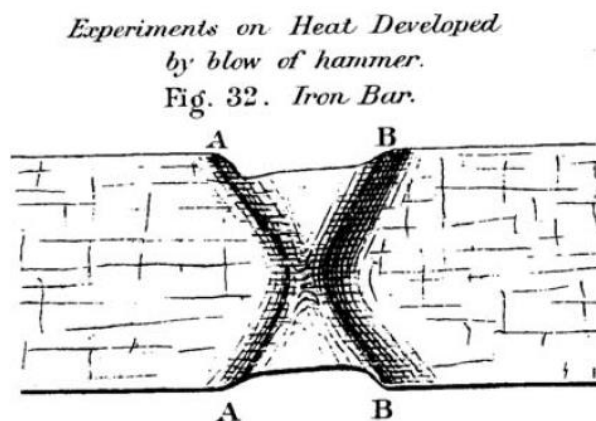
1.3 Διάρθρωση της εργασίας

Η εργασία χωρίζεται σε πέντε κεφάλαια. Στο πρώτο κεφάλαιο δίνεται η εισαγωγή όπου αναλύονται οι αδιαβατικές ζώνες διάτμησης, για ποιούς λόγους και πού αυτές εμφανίζονται και καθώς και ποιοι παράγοντες τις επηρεάζουν. Επιπλέον, στην εισαγωγή αναφέρεται ο σκοπός της εργασίας. Στο δεύτερο κεφάλαιο δίνεται η βιβλιογραφική ανασκόπηση, όπου εξετάζονται περιληπτικά οι προϋπάρχουσες μελέτες πάνω σε αυτό το θέμα. Στο τρίτο κεφάλαιο αναλύεται η συγκέντρωση των τάσεων ως προκάτοχος του σχηματισμού ASB. Συγκεκριμένα, εξετάζονται τα γενικά χαρακτηριστικά της συγκέντρωσης τάσεων, οι μέθοδοι εντοπισμού τους και πού αυτές εντοπίζονται. Στη συνέχεια στο τέταρτο κεφάλαιο πραγματοποιείται η αριθμητική ανάλυση δοκιμών συμπίεσης με την βοήθεια υπολογιστικού προγράμματος. Στα υποκεφάλαια, περιγράφονται η μοντελοποίηση του πειράματος, τα αποτελέσματα για την μελέτη διαφορετικών υλικών και η ανάλυση ευαισθησίας για εκθέτη κράτυνσης n και για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C . Τέλος, στο πέμπτο κεφάλαιο γίνεται η σύνοψη της εργασίας, συγκεντρώνονται τα συμπεράσματα και εξετάζεται η πιθανή μελλοντική εργασία.

2. Βιβλιογραφική ανασκόπηση

Η πλαστική παραμόρφωση μερικών υλικών, όπως μέταλλα, πολυμερή και κεραμικά, μπορεί αντί να ακολουθεί μία ομογενή πορεία, να συγκεντρώνεται τοπικά και να δημιουργεί λεπτές ζώνες. Οι επιστήμονες που ασχολήθηκαν με την μελέτη αυτών των ζωνών, χρησιμοποίησαν διάφορους όρους για την περιγραφή τους όπως, «θερμικές γραμμές» (heat lines), «θερμικοί σταυροί» (thermal crosses) ή «λευκές ζώνες χάραξης» (white etching bands). Η εμφάνιση αυτών των ζωνών παρατηρήθηκε σε πολλά μέταλλα και κράματα όπως, στον χάλυβα, στο κράμα τιτανίου και σε κράματα του, σε κράματα αλουμινίου, στον ορείχαλκο, στο μαγνήσιο και στο ουράνιο [17]. Αξίζει να σημειωθεί πως οποιαδήποτε επεξεργασία έχει σκοπό την ομαλοποίηση και ομογενοποίηση της μικροδομής του υλικού, αναστέλλει την δυνατότητα δημιουργίας των ASB. Επίσης, θερμικά χαρακτηριστικά του υλικού όπως η θερμική αγωγιμότητα, η θερμοχωρητικότητα, ο συντελεστής διάχυσης και η πυκνότητα διακατέχουν σημαντικό ρόλο στη πιθανότητα εμφάνισης και ανάπτυξης ASB καθώς σε όσο μεγαλύτερο ποσοστό εγκλωβίζεται η θερμότητα μέσα στη μικροδομή, τόσο μεγαλύτερη θερμική εξασθένιση του υλικού εντοπίζεται και άρα πιθανότητα ανάπτυξης των ζωνών.

Ως πρώτη επίσημη αναφορά των ζωνών διάτμησης σε επιστημονική δημοσίευση, θεωρείται σήμερα η μελέτη του Henri Tresca το 1878 [18] (**Σχήμα 14**). Δύο ακόμη παλιές μελέτες πάνω στα φαινόμενα που παρατηρούνται κατά την κατεργασία μετάλλων, όπως οι ζώνες διάτμησης, είναι τα άρθρα του Massey [19] και του Adcock [20].

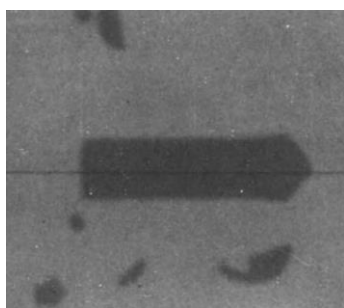


Σχήμα 14: Γραφική αναπαράσταση θερμικών γραμμών όπως τις παρουσίασε ο Tresca [18].

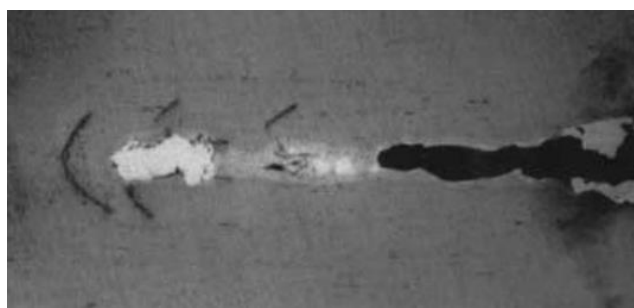
Μετά από αρκετά χρόνια, το έτος 1944, οι Zener και Hollomon [14] δημοσίευσαν ένα άρθρο ορόσημο για την μελέτη των ASB. Στο άρθρο αυτό πρότειναν την πλέον γενικώς αποδεκτή εξήγηση ότι, εάν η καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης ενός υλικού εμφανίζει αρνητική κλίση κατά την παραμόρφωση του, η πλαστική παραμόρφωση δεν είναι πλέον ομογενής, αλλά σχηματίζονται και αναπτύσσονται ζώνες διάτμησης. Συγκεκριμένα παρέθεσε ότι «Όταν μία περιοχή, κατά τύχη, υφίσταται μεγαλύτερη παραμόρφωση από τη γύρω περιοχή της και με αυτόν τον τρόπο αποδυναμώνεται, θα συνεχίσει να παραμορφώνεται ενώ η γύρω περιοχή δεν υφίσταται περαιτέρω παραμόρφωση». Ωστόσο, χρειάστηκε να περάσουν αρκετά χρόνια για να αναγνωριστεί από την γενική επιστημονική κοινότητα η σημασία της μελέτης των ASB. Δύο σημαντικές μελέτες που

συνέλαβαν στο να συμβεί αυτό είναι αυτή του Brown [21] για το κράμα αλουμινίου και των Mathur και Backofen [22] για τον χάλυβα.

Η πρώτη συγκεντρωτική ανασκόπηση που συντάχτηκε για το θέμα αυτό είναι η μελέτη του Slater το 1965 [23]. Στη συνέχεια ακολούθησε μια βιβλιογραφία των εργασιών που είχαν πραγματοποιηθεί μέχρι το 1974 από τους Hargreaves και Werner [24]. Έκτοτε, υπήρξαν διάφορα άρθρα-ανασκοπήσεις από τους Rogers το 1979 [25], Timothy το 1987 [26], Bai το 1990 [27], Shahan and Taheri το 1993 [28] και Walley το 2007 [17]. Εκτός από τα άρθρα αυτά, έχουν δημοσιευθεί και δύο σημαντικά βιβλία για τις ζώνες διάτμησης: το «The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands», του T.W. Wright το έτος 2002 [29] και το «Adiabatic Shear Localization», των Y. Bai και B. Dodd το 1992 [30] με την ανανεωμένη δεύτερη έκδοση που ακολούθησε το 2012 [4]. Τα βιβλία αυτά είναι ακόμα και σήμερα πολύ σημαντικά για την μελέτη των ABS, καθώς συγκεντρώνουν λεπτομερώς μεγάλο όγκο πληροφοριών και μελετών στον τομέα. Στο **Σχήμα 15** από το βιβλίο του T.W. Wright φαίνεται το κωνικό σχήμα που παίρνει ένας διεισδυτής λόγω της διάβρωσης από τον σχηματισμό ASB. Στο **Σχήμα 16**, που εμφανίζεται επίσης στο βιβλίο του T.W. Wright, παρουσιάζεται η δημιουργία κυματοειδών ζωνών διάτμησης μπροστά από το σημείο κρούσης ενός διεισδυτή.



Σχήμα 15: Flash x-ray διεισδυτή από U-8Mo αφού εισήλθε σε χάλυβδινο στόχο [29].



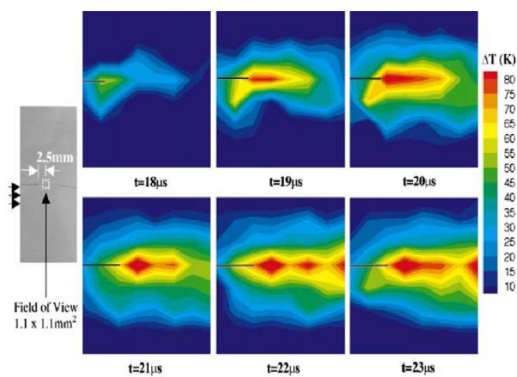
Σχήμα 16: Σχηματισμός αυλακιού μετά από κρούση μικρής ράβδου από 90W-7Ni-3Fe με ταχύτητα 1450 m/s σε χάλυβδινο στόχο S7 [29].

Έκτοτε πραγματοποιούνται συνεχώς νέα πειράματα, κυρίως σε μέταλλα και κράματα, με σκοπό την μελέτη του σχηματισμού ASB ανάλογα με τον τρόπο κατεργασίας που έχει προηγηθεί στο υλικό. Ο D. Rittel κ.α. το 2006 μελέτησαν την εμφάνιση ASB σε μέταλλα που έχουν υποστεί ψυχρή κατεργασία και υποστηρίζουν ότι η δυναμική ενέργεια που αποθηκεύεται κατά την κατεργασία αυτή επηρεάζει σημαντικά τον σχηματισμό ζωνών διάτμησης [31]. Οι J. Lim και H. Huh το 2005 [32], οι F. Bach κ.α. το 2005 [33] και οι Y. Wang κ.α. το 2015 [34] μελέτησαν τα ASB σε μεταλλικά ελάσματα τα οποία έχουν υποστεί κατεργασίες θερμής έλασης και βαθείας κοίλανσης (deep drawing).

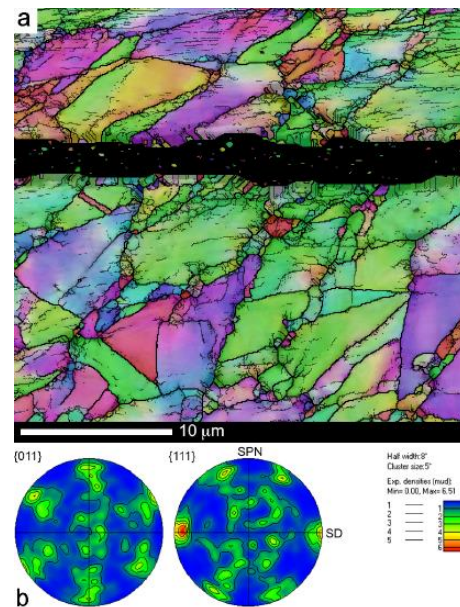
Ο Andrew κ.α. το 1950 [35] δημοσίευσαν μία μελέτη όπου χρησιμοποίησαν αντανάκλαση ακτίνων X, ενώ οι Wingrove [36] και Thornton [37] χρησιμοποίησαν περίθλαση ακτίνας ηλεκτρονίων για να παρατηρηθούν οι ζώνες διάτμησης. Λαμβάνοντας υπόψιν τον όρο αδιαβατικές ζώνες διάτμησης, γίνεται αντιληπτό πως μείζονα σημασία έχει η μελέτη της θερμοκρασίας κατά την πειραματική διαδικασία ή κατεργασία [38]. Για τον λόγο αυτό ο Giovanola [39] ήταν πρώτος που χρησιμοποίησε θερμοστοιχεία για να μετρήσει την θερμοκρασία κατά την δημιουργία ζωνών

διάτμησης. Όπως φαίνεται στο **Σχήμα 17** παρατηρήθηκε ετερογενής θερμική κατανομή με θερμά σημεία (hot spots).

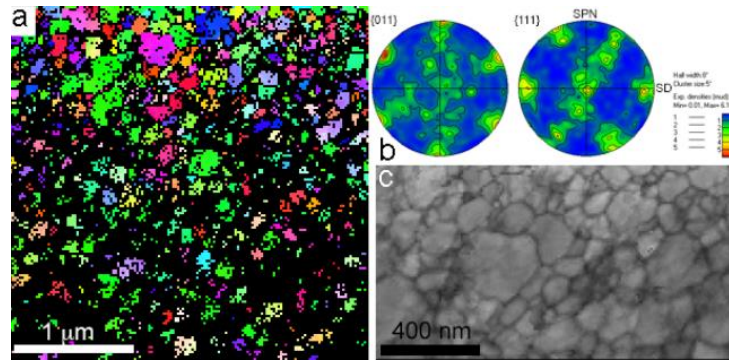
Σε πιο πρόσφατες μελέτες χρησιμοποιούνται πλέον μέθοδοι μελέτης όπως η ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) και η ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM) [16]. Με την χρήση των μικροσκοπιών αυτών μελετάται λεπτομερώς η μικροδομή του υλικού κοντά στις ASB. Μερικές πρόσφατες μελέτες όπου χρησιμοποιούνται SEM και TEM είναι των Johansson J. κ.α. (2016) [40] σε φόρτιση δοκιμών hat-shaped, των Zou D.L. κ.α. (2011) [41] σε βαλλιστική κρούση και των Jiang L κ.α. (2018) [42] και Xu Y.B. and Meyers M.A. (2003) [43] σε εκρηκτική συμπίεση. Σε όλες τις μελέτες αυτές παρατηρήθηκε και φωτογραφήθηκε ο σχηματισμός επιμηκυμένων κόκκων στα όρια των ASB (**Σχήμα 18**), και εξαιρετικά λεπτών κόκκων (ultrafine grains) στο κέντρο τους (**Σχήμα 19**).



Σχήμα 17: Δημιουργία θερμών σημείων σε μία αδιαβατική ζώνη διάτμησης σε ένα δοκίμιο χάλυβα [38].



Σχήμα 18: (a) Χάρτης EBSD της περιοχής γύρω από την ASB και (b) γραφική αναπαράσταση της δομής της ζώνης (pole figures) [40].

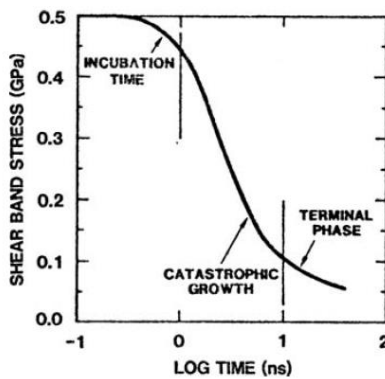


Σχήμα 19: (a) Χάρτης TKD και (b) χάρτης αντίθεσης ζώνης (band contrast) του εσωτερικού μίας ASB. (c) Οι αντίστοιχες pole figures που παρουσιάζουν την δωμή της ASB. Στον χάρτη band contrast εμφανίζονται εξαιρετικά λεπτοί κόκκοι (100-300 nm) [40].

Όσον αφορά την θεωρητική ανάλυση των ASB, αρχικά έγιναν προσπάθειες να υπολογιστούν με γραμμικές αναλύσεις. Οι Hargreaves και Werner το 1974 [24] έθεσαν ως αναγκαία συνθήκη για την ανάπτυξη τους την μείωση της αντοχής του παραμορφωμένου δοκιμίου λόγω παραμόρφωσης. Ωστόσο, όπως απέδειξαν οι ίδιοι αυτό δεν είναι το μοναδικό κριτήριο σχηματισμού ASB καθώς πρέπει να εντοπιστεί μία τιμή κρίσιμης παραμόρφωσης (critical strain). Αυτό το κριτήριο ονομάζεται «κριτήριο Culver» καθώς αυτός ήταν ο πρώτος που το δημοσίευσε [44]. Οι Bai και Dodd [30] ήταν οι πρώτοι που προσπάθησαν να εξηγήσουν το πρόβλημα των ASB με διαστατική ανάλυση. Στην έρευνά τους συγκέντρωσαν όλες τις μηχανικές και θερμικές παραμέτρους οι οποίες επηρεάζουν το φαινόμενο, προσθέτοντας στην συνέχεια και τις ιδιότητες του υλικού.

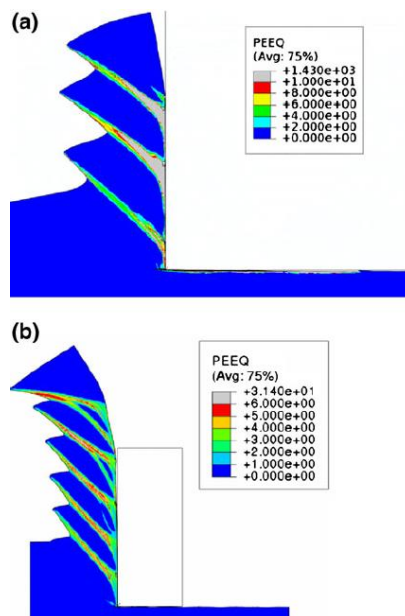
Ωστόσο, αποδείχθηκε ότι αυτό το φαινόμενο δεν είναι εφικτό να μοντελοποιηθεί πλήρως μέσω γραμμικής ανάλυσης. Για τον λόγο αυτό, ο Argon [45] στην ανάλυσή του πρόσθεσε δύο επιπλέον παράγοντες: (1) η περιοχή η οποία επηρεάζεται θερμικά είναι μεγαλύτερη από την ζώνη διάτμησης και (2) οι τάσεις που αναπτύσσονται εξαρτώνται από τον ρυθμό παραμόρφωσης. Οι Wright και Walter [46] επισήμαναν μερικούς περιορισμούς που έχει η γραμμική ανάλυση. Απέδειξαν ότι αυτού του είδους η ανάλυση περιγράφει αρκετά ορθά την αρχική ανάπτυξη ενός ASB, αλλά αδυνατεί να προβλέψει την ραγδαία αύξηση της θερμοκρασίας και να λάβει υπόψιν τον ρυθμό παραμόρφωσης. Βρήκαν ότι αρχικά το πεδίο τάσεων παραμένει ομογενές ενώ στη συνέχεια καταρρέει απότομα, αφού ξεπεραστεί μία συγκεκριμένη παραμόρφωση.

Μία πιο εκτενής ανάλυση του φαινομένου πραγματοποιήθηκε από τους Grady και Kipp [47],[48],[49] οι οποίοι χρησιμοποίησαν αναλυτικές (analytical) αλλά και αριθμητικές (numerical) μεθόδους. Στην έρευνά τους συμπεριέλαβαν τις αδρανειακές τάσεις που δημιουργούνται από την ανακατανομή της ορμής κατά τον σχηματισμό των ζωνών. Κατά την ανάπτυξη ενός ASB παρατήρησαν τρία στάδια (**Σχήμα 20**): το στάδιο επώασης (incubation period), το στάδιο καταστροφικής ανάπτυξης κατά το οποίο παρατηρείται διαφυγή θερμότητας, και το τελικό στάδιο ανάπτυξης κατά το οποίο η διάχυση της ενέργειας αντιστοιχεί περίπου στην διάχυση της θερμότητας.



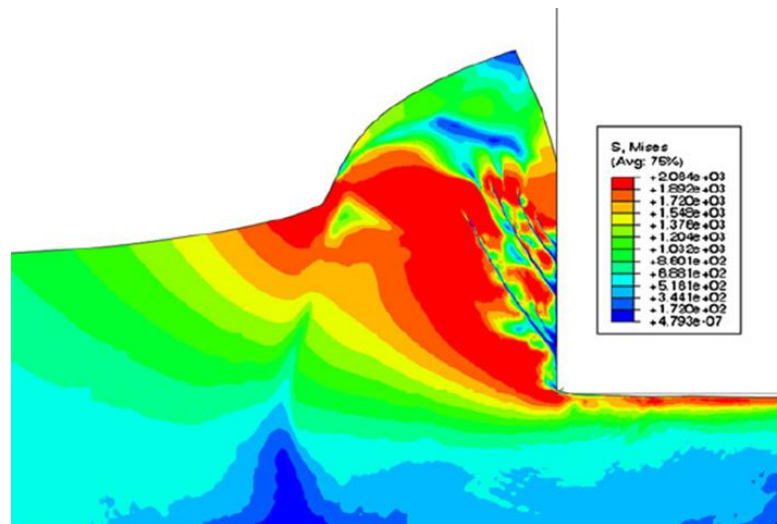
Σχήμα 20 Οι τρεις φάσεις ανάπτυξης μία αδιαβατικής ζώνης διάτμησης [49].

Πλέον, στις πιο σύγχρονες μελέτες χρησιμοποιούνται αριθμητικές μέθοδοι και εξειδικευμένα υπολογιστικά προγράμματα για την μοντελοποίηση των ASB. Το 2006 οι Teng X., Wierzbicki T. και Couque H. δημοσίευσαν μία έρευνα όπου μοντελοποίησαν με αριθμητικές μεθόδους την δημιουργία ρωγμών μέσα σε μία αδιαβατική ζώνη διάτμησης [50]. Ο Barta C. R. σε μελέτη που δημοσίευσε το 2012 [51] εξηγεί αναλυτικά τον τρόπο χρήσης αριθμητικών μεθόδων για την μοντελοποίηση αυτού του φαινομένου. Επίσης, έχουν δημοσιευθεί πολλές μελέτες στις οποίες τα αποτελέσματα της μοντελοποίησης ASB μέσω υπολογιστικών προγραμμάτων συγκρίνονται με τα πειραματικά. Οι Chou P., Hashemi J., Chou A. και Rogers H. (1991) [52] υποστηρίζουν ότι το κόστος και οι συνθήκες των κατεργασιών μετάλλων μπορούν να βελτιστοποιηθούν μέσω προσομοιώσεων με FEM.



Σχήμα 21: Σχηματική αναπαράσταση του μοντελοποιημένου αποβλήτου και η πλαστική παραμόρφωση που υπολογίστηκε για (a) Αlloy 625 και (b) Κράμα τιτανίου-6246 [53].

Ωστόσο, για να επιτευχθεί αυτό πρέπει να δημιουργηθούν ακριβή υπολογιστικά μοντέλα για κάθε υλικό μέσω της σύγκρισης με αξιόπιστα πειραματικά δεδομένα. Οι Zhou M., Rosakis A.J. και Ravichandran G.J. το 1996 [54] συνέκριναν πειραματικές μετρήσεις κατά των σχηματισμό ASB με αριθμητικά αποτελέσματα που παρήγαγαν με την μέθοδο πεπερασμένων στοιχείων (FEM – Finite Element Method) και με θερμοδυναμικές προσομοιώσεις. Οι Hokka M. κ.α. [53] μελέτησαν πειραματικά και μοντελοποίησαν μέσω FEM την κοπή υψηλής ταχύτητας σε κράματα τιτανίου και νικελίου. Στο **Σχήμα 21** παρουσιάζεται η πλαστική παραμόρφωση στο απόβλητο της κοπής και στο **Σχήμα 22** η συγκέντρωση των τάσεων, όπως υπολογίζονται μέσω προγραμμάτων μοντελοποίησης.

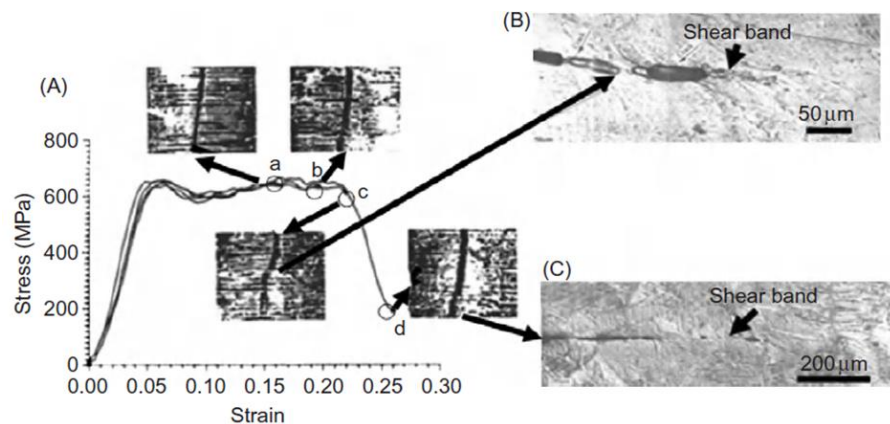


Σχήμα 22: Συγκέντρωση τάσεων von Mises σε απόβλητο κοπής Alloy 625 [53].

3. Συγκέντρωση τάσεων

3.1 Γενικά

Όπως αναλύθηκε στα προηγούμενα κεφάλαια, απαραίτητη προϋπόθεση για τον σχηματισμό ASB είναι η εμφάνιση συγκέντρωσης τάσεων. Συγκεκριμένα κατά την φόρτιση ενός μεταλλικού υλικού παρατηρείται συγκέντρωση τάσεων, η οποία προκαλεί αύξηση των τοπικών παραμορφώσεων, τοπική μεταβολή της μικροδομής και σχηματισμό αδιαβατικών ζωνών διάτμησης. Βέβαια, η συγκέντρωση τάσεων δεν προκαλεί πάντα τον σχηματισμό ASB, αλλά για να σχηματιστεί μία ASB πρέπει οπωσδήποτε να έχει προηγηθεί συγκέντρωση τάσεων. Για τον λόγω αυτό, για την κατανόηση των ASB είναι απαραίτητη η εκτενής μελέτη της συγκέντρωσης τάσεων.



Σχήμα 23: Δημιουργία ζωνών διάτμησης λόγω της τοπικής αύξησης τάσεων και παραμορφώσεων σε δοκίμια από κράμα Ti-6Al-4 V [30].

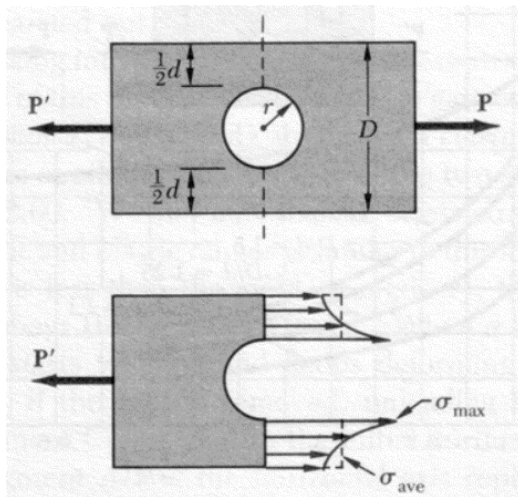
Τα τελευταία χρόνια, έχουν διεξαχθεί πολλές έρευνες με σκοπό την διερεύνηση τεχνικών ανάλυσης και περιορισμού της συγκέντρωσης τάσεων. Έχει διαπιστωθεί ότι η αστοχία κατασκευών όπως πλοία, υπεράκτιες κατασκευές, λέβητες ή πολυώροφα κτίρια που έχουν υποστεί φυσικές καταστροφές, οφείλονται πάντα σε συγκέντρωση τάσεων. Η συγκέντρωση τάσεων εμφανίζεται κυρίως λόγω ασυνεχειών και προκαλεί υποβάθμιση της αντοχής και πρόωρη αστοχία των κατασκευών λόγω της τοπικά αυξημένης πλαστικής παραμόρφωσης, η οποία προκαλεί ζώνες διάτμησης και στην συνέχεια την δημιουργία ρωγμών.

Συγκεκριμένα, όταν ένα δοκίμιο περιέχει μια ασυνέχεια, όπως μια σπή, μια εγκοπή, μία αυλάκωση ή μια ξαφνική αλλαγή της διατομής του (**Σχήμα 24**), οι τάσεις που αναπτύσσονται κοντά στο σημείο αυτό είναι αρκετά υψηλές. Το φαινόμενο αυτό ονομάζεται συγκέντρωση τάσεων και αποτελεί ένα από σημαντικότερα φαινόμενα που μελετάει ένας σχεδιαστής μηχανολογικών κατασκευών. Στόχος πάντα είναι η μείωση της συγκέντρωσης τάσεων με σκοπό τη μείωση της πιθανότητας εμφάνισης ζωνών διάτμησης και αστοχίας. Για παράδειγμα, στο **Σχήμα 25** φαίνεται πως οι τάσεις στην επιφάνεια μίας σπής είναι έως και τρεις φορές μεγαλύτερες από τις τάσεις

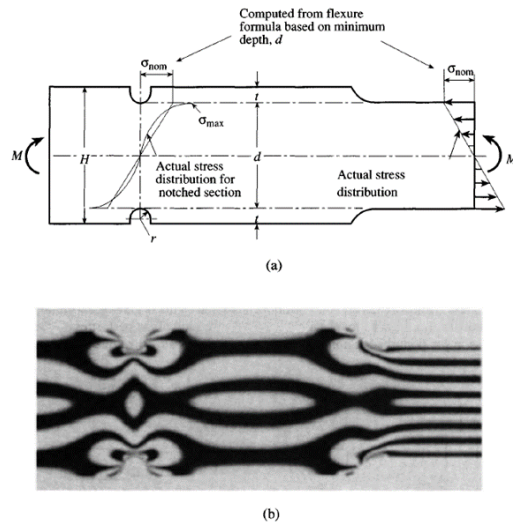
μακριά από αυτή. Παρόμοια, στο **Σχήμα 26** παρουσιάζεται η συγκέντρωση τάσεων λόγω μίας αυλάκωσης και μίας μεταβολής στην διατομή.



Σχήμα 24: Ασυνέχειες που οδηγούν σε συγκέντρωση τάσεων [55].



Σχήμα 25: Συγκέντρωση τάσεων σε οπή [55].



Σχήμα 26: Συγκέντρωση τάσεων σε αυλάκωση και σε απότομη μεταβολή διατομής: (a) σχηματική αναπαράσταση, (b) φωτογραφία με την μέθοδο της φωτοελαστικότητας (photoelastic fringe photograph) [56].

Για την μελέτη του μεγέθους εμφάνισης συγκέντρωσης τάσεων ορίζεται ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσης (stress concentration factor SCF) ως ο λόγος μεταξύ της μέγιστης τάσης και της μέσης τάσης από την ασυνέχεια μέχρι την επιφάνεια του σώματος (**Εξίσωση (2)**) ή μεταξύ της μέγιστης τάσης και της ονομαστικής τάσης (**Εξίσωση (3)**):

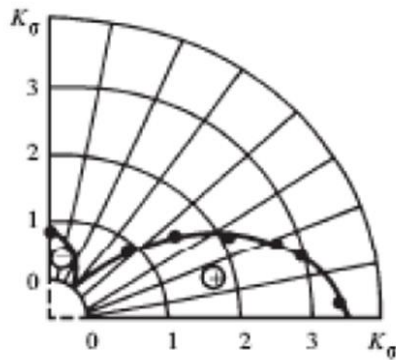
$$K = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{ave}} \quad (2)$$

$$K = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (3)$$

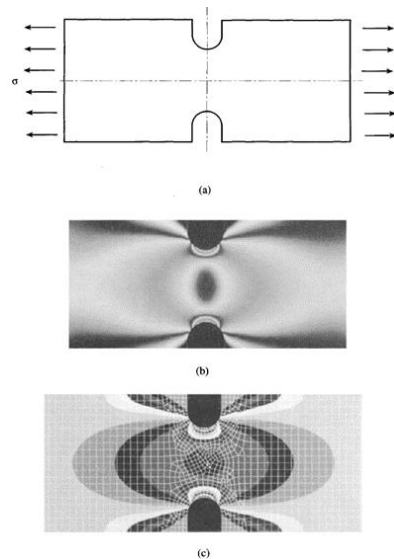
όπου K ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσης, σ_{max} η μέγιστη τάση, σ_{ave} η μέση τάση και σ_{nom} η ονομαστική τάση.

Οι συντελεστές αυτοί συγκέντρωσης τάσεων μπορούν να υπολογιστούν με διάφορους τρόπους. Για απλές γεωμετρίες και φορτίσεις μπορούν να υπολογιστούν αναλυτικά χρησιμοποιώντας τη θεωρία της ελαστικότητας. Στην περίπτωση πιο πολύπλοκων προβλημάτων, ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσης μπορεί να υπολογιστεί είτε πειραματικά είτε αριθμητικά. Συνήθως οι συντελεστές συγκέντρωσης τάσεων για διάφορες γεωμετρίες και φορτίσεις δίνονται υπό μορφή διαγραμμάτων. Στο **Error! Reference source not found.** παρουσιάζεται ένα διάγραμμα μεταβολής του συντελεστή αυτού αναφορικά με την απόσταση από μία οπή.

Όπως προαναφέρθηκε, για τον ασφαλή σχεδιασμό μίας κατασκευής και την αποφυγή δημιουργίας ζωνών διάτμησης και ρωγμών είναι απαραίτητη η μελέτη της συγκέντρωσης των τάσεων. Η ανάλυση των τάσεων γίνεται με αναλυτικές μεθόδους μέσω της θεωρίας της ελαστικότητας, με υπολογιστικές μεθόδους όπως η μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων (finite element method, FEM) και με πειραματικές μεθόδους όπως η φωτοελαστικότητα ή με επιμηκυνσιόμετρα (**Σχήμα 28**).



Σχήμα 27: Διάγραμμα μεταβολής του συντελεστή συγκέντρωσης τάσεων κοντά σε μία οπή [57].



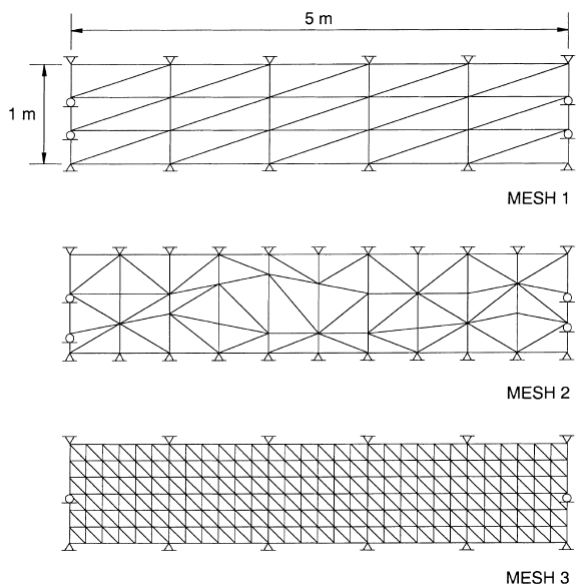
Σχήμα 28: Δοκιμή εφελκυσμού σε δοκίμιο με εγκοπές: (a) σχηματική αναπαράσταση, (b) μέθοδος φωτοελαστικότητας, (c) μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων [56].

3.2 Μέθοδοι εντοπισμού συγκέντρωσης τάσεων

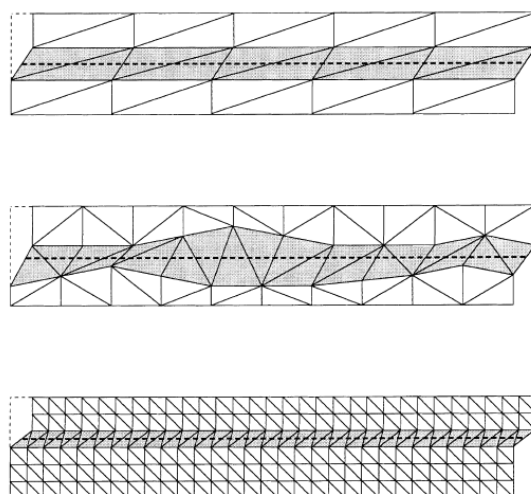
Για τον αναλυτικό υπολογισμό της συγκέντρωσης τάσεων χρησιμοποιούνται οι κατάλληλες εξισώσεις ανάλογα με το υλικό και τον τρόπο φόρτισης, σύμφωνα με τις θεωρίες ελαστικότητας και πλαστικότητας. Με βάση αυτές υπολογίζονται οι συντελεστές συγκέντρωσης τάσεων. Ωστόσο

αναλυτικές λύσεις μπορούν να δοθούν μόνο σε δοκίμια απλής γεωμετρίας, με γνωστές και απλές οριακές συνθήκες. Τις τελευταίες δεκαετίες, λόγω της ευκολίας χρήσης παγκοσμίων διαθέσιμων υπολογιστικών προγραμμάτων ο τρόπος υπολογισμού της συγκέντρωσης τάσεων έχει αλλάξει σημαντικά. Μέσω υπολογιστικών μεθόδων μπορούν να υπολογιστούν εύκολα και γρήγορα οι συντελεστές συγκέντρωσης τάσεων, οι οποίοι στη συνέχεια μπορούν να χρησιμοποιηθούν για αναλυτικές μελέτες. Βέβαια, μέσω υπολογιστικών προγραμμάτων μπορεί να ολοκληρωθεί η μελέτη της συγκέντρωσης τάσεων παραλείποντας τον υπολογισμό των συντελεστών αυτών [56]. Οι πιο διαδεδομένες υπολογιστικές μέθοδοι είναι η μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων (FEM), η μέθοδος συνοριακών στοιχείων (boundary element method, BEM) και η μέθοδος χωρίς πλέγμα.

Στη μέθοδο πεπερασμένων στοιχείων το δοκίμιο που αναλύεται χωρίζεται σε πολλά μικρά κομμάτια απλής γεωμετρίας τα οποία ονομάζονται στοιχεία και σχηματίζεται ένα πλέγμα (Σχήμα 29, Σχήμα 30). Στη συνέχεια μέσω ενός προγράμματος ανάλυσης πεπερασμένων στοιχείων (finite element analysis, FEA) δημιουργούνται οι εξισώσεις που περιγράφουν τη συμπεριφορά κάθε στοιχείου λαμβάνοντας υπόψη τη συνδεσιμότητά του με άλλα στοιχεία μέσω κόμβων. Οι εξισώσεις αυτές συσχετίζουν τους αγνώστους, δηλαδή στην περίπτωση ανάλυσης τάσεων τις μετατοπίσεις, με τις γνωστές ιδιότητες του υλικού, τους περιορισμούς και τα φορτία. Έτσι, δημιουργείται ένα μεγάλο σύνολο αλγεβρικών εξισώσεων οι οποίες επιλύονται μέσω του υπολογιστικού προγράμματος ώστε να προκύψει η κατανομή των τάσεων για ολόκληρο το μοντέλο. Τα τελευταία χρόνια, είναι ευρέως διαθέσιμα πλήθος λογισμικών που χρησιμοποιούν την μέθοδο FEM όπως τα ANSYS, COMSOL, DIANA, ABAQUS και NASTRAN.

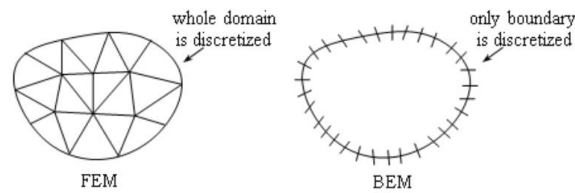


Σχήμα 29: Παραδείγματα πλεγμάτων πεπερασμένων στοιχείων που χρησιμοποιούνται για την ανάλυση τάσεων FEA [58].



Σχήμα 30: Παραμορφωμένα πλέγματα πεπερασμένων στοιχείων μετά από δοκιμή διάτμησης: οι σκιασμένες περιοχές παρουσιάζουν τα στοιχεία όπου παρατηρείται συγκέντρωση τάσεων [58].

Μία εναλλακτική μέθοδος ανάλυσης της συγκέντρωσης τάσεων είναι η μέθοδος συνοριακών στοιχείων (BEM), κατά την οποία, σε αντίθεση με την FEM, δημιουργείται πλέγμα μόνο στην εξωτερική επιφάνεια του μελετώμενου αντικειμένου (**Σχήμα 31**). Σε αυτή τη μέθοδο, η διαφορική εξίσωση που διέπει το σύστημα μετατρέπεται σε ολοκληρωτική μορφή και περιλαμβάνει μόνο ολοκληρώματα πάνω στα όρια του δοκιμίου. Κατά συνέπεια, για τον υπολογισμό των ολοκληρωμάτων αυτών, διακριτοποιείται μόνο το όριο του δοκιμίου και οι διαστάσεις του προβλήματος μειώνονται κατά μία. Δηλαδή, ένα τρισδιάστατο πρόβλημα όγκου μετατρέπεται σε δισδιάστατο επιφανειακό, ενώ ένα δισδιάστατο πρόβλημα επιπέδου περιλαμβάνει μόνο μονοδιάστατα γραμμικά ολοκληρώματα.



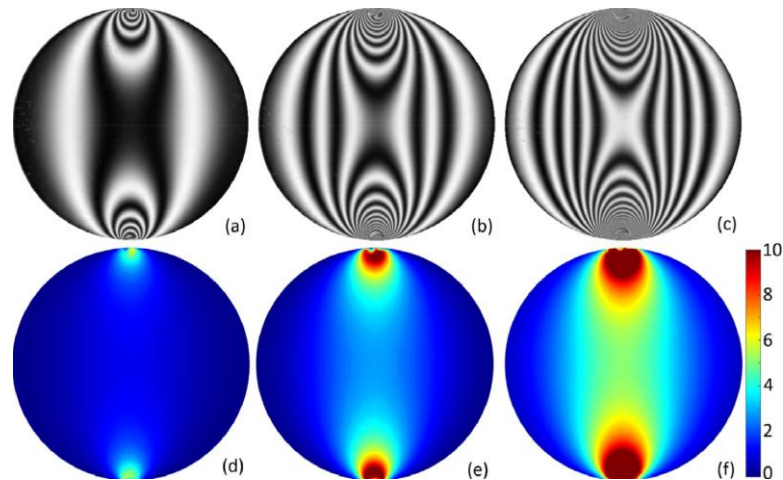
Σχήμα 31: Σύγκριση πλεγμάτων των μεθόδων FEM και BEM [59].

Επίσης, καθώς το εσωτερικό του δοκιμίου δεν διακριτοποιείται, χρησιμοποιούνται πολύ λιγότερα προσεγγιστικά δεδομένα σε σχέση με την μέθοδο FEM, οπότε οι τάσεις και οι παραμορφώσεις μπορούν να υπολογιστούν με μεγαλύτερη ακρίβεια. Έτσι, η μέθοδος BEM είναι κατάλληλη για τη μοντελοποίηση προβλημάτων ταχέως μεταβαλλόμενων τάσεων, αλλά δεν προσφέρει αρκετές πληροφορίες για τα εσωτερικά στοιχεία [57].

Ωστόσο, υπάρχει και η δυνατότητα ανάλυσης των τάσεων ενός δοκιμίου χωρίς την χρήση πλέγματος. Η μέθοδος αυτή εξαλείφει σημαντικά προβλήματα που προκαλεί η δημιουργία πλέγματος στις μεθόδους FEM και BEM. Η μέθοδος χωρίς πλέγμα είναι ιδιαίτερα χρήσιμη σε προβλήματα με ασυνεχή ή κινούμενα όρια, καθώς χρησιμοποιεί ένα σύνολο κόμβων διάσπαρτων εντός του προς ανάλυση σώματος αλλά και στα όριά του. Αυτό το σύνολο διάσπαρτων κόμβων ονομάζονται κόμβοι πεδίου (field nodes).

Επιπλέον, κατά την διάρκεια της μοντελοποίησης ενός δοκιμίου, σημαντική είναι η επιλογή τύπου πλέγματος μεταξύ Lagrangian, Eulerian ή ALE. Το Lagrangian πλέγμα, είναι προσκολλημένο στο δοκίμιο, μετακινείται και παραμορφώνεται όπως παραμορφώνεται το υλικό. Αυτό συνεπάγεται ότι, οι κόμβοι του πλέγματος μένουν σταθεροί ως προς τα σημεία του υλικού, με αποτέλεσμα να τίθενται εύκολα τα όρια και οι οριακές συνθήκες του δοκιμίου. Αντίθετα, το Eulerian πλέγμα, είναι ένα σταθερό πλέγμα που δημιουργείται στον χώρο ανεξάρτητα με το δοκίμιο. Καθώς το δοκίμιο κινείται μέσα στο πλέγμα, οι κόμβοι του πλέγματος παραμένουν σταθεροί με αποτέλεσμα να μην παραμορφώνεται το πλέγμα. Ωστόσο, τα όρια του δοκιμίου δεν συμπίπτουν πάντα με τους κόμβους του πλέγματος, με αποτέλεσμα να υπάρχει δυσκολία στον ορισμό των οριακών συνθηκών [60]. Τέλος, το πλέγμα ALE (Arbitrary Lagrangian Eulerian) συνδυάζει τα πλεονεκτήματα των Lagrangian και Eulerian πλεγμάτων. Οι κόμβοι του πλέγματος έχουν την δυνατότητα είτε να ακολουθούν την κίνηση του δοκιμίου, είτε να παραμένουν σταθεροί στον χώρο. Η ιδιότητα αυτή του πλέγματος ALE το καθιστά κατάλληλο για την μοντελοποίηση προβλημάτων υψηλής παραμόρφωσης [61].

Βέβαια, για να επιβεβαιωθεί η ορθότητα των υπολογιστικών αυτών μεθόδων, είναι απαραίτητη η σύγκριση τους με πειραματικά αποτελέσματα. Η πιο διαδεδομένη πειραματική μέθοδος μελέτης συγκέντρωσης τάσεων είναι η φωτοελαστικότητα. Κατά την διάρκεια της μεθόδου αυτής, πολωμένο φως διέρχεται μέσα από ένα διαφανές δοκίμιο, με αποτέλεσμα να σχηματιστούν διάφορα χρωματικά μοτίβα τα οποία ονομάζονται κροσσοί. Μελετώντας τα μοντέλα αυτά αντλούνται ακριβείς πληροφορίες σχετικά με την κατανομή των τάσεων και τα σημεία όπου εμφανίζεται συγκέντρωση των τάσεων.



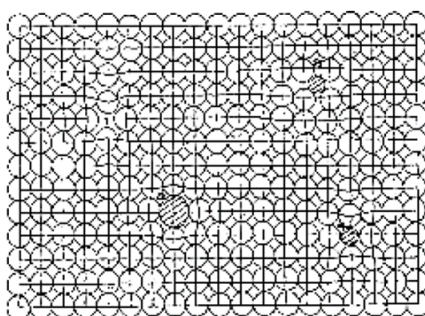
Σχήμα 32: (a-c) κροσσοί που σχηματίζονται με την μέθοδο της φωτοελαστικότητας σε δοκιμή συμπίεσης υπό φορτίο 1870N, 4120N και 5690 N αντίστοιχα, (d-f) οι αντίστοιχες τάσεις μέσω υπολογιστικού προγράμματος [62].

Ένας ακόμα πειραματικός τρόπος μελέτης των τάσεων είναι η χρήση επιμηκυνσιόμετρων. Οι μετρητές αυτοί αποτελούνται από ένα μεταλλικό πλέγμα ευαίσθητο στην παραμόρφωση, που περιβάλλεται από πλαστικό υλικό στήριξης. Οποιαδήποτε αλλαγή στο μήκος του πλέγματος αυτού έχει ως αποτέλεσμα την αλλαγή της αντίστασης. Στη συνέχεια, μέσω ειδικού εξοπλισμού, μετριέται η μεταβολή αυτή της αντίστασης και υπολογίζεται η γραμμική παραμόρφωση τη περιοχής άρα και η μεταβολή των τάσεων.

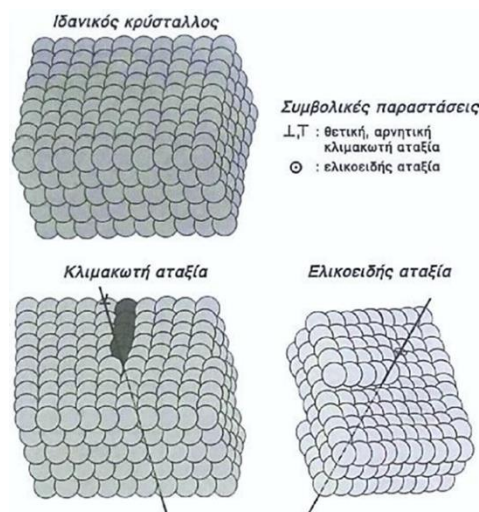
3.3 Εντοπισμός συγκέντρωσης τάσεων

Είναι γενικά αποδεκτό ότι, η συγκέντρωση τάσεων σε ένα δοκίμιο δεν συμβαίνει τυχαία αλλά προκαλείται λόγω κάποιων συγκεκριμένων συνθηκών. Συγκεκριμένα, οι δύο βασικοί λόγοι συγκέντρωσης των τάσεων είναι οι ατέλειες που μπορεί να υπάρχουν στη δομή ενός κρυσταλλικού πλέγματος ή οι απότομες μεταβολές στη γεωμετρία του δοκιμίου.

Αναλυτικότερα, όσον αφορά την κρυσταλλική δομή, έχει παρατηρηθεί ότι δεν είναι ποτέ απόλυτα ιδανική. Αντίθετα, το κρυσταλλικό πλέγμα κάθε υλικού εμφανίζει μία μικρή αταξία είτε ως προς τη γεωμετρία σύνδεσης των κόκκων του, είτε ως προς την δομή του. Για παράδειγμα όπως φαίνεται στο **Σχήμα 33**, στην σύνδεση των κόκκων μπορεί να υπάρχουν κενές θέσεις ατόμων, άτομα σε ενδιάμεσες θέσεις ή αυτοπαρεμβολές και άτομα που υποκαθίστανται από άλλα άτομα. Η αταξία ως προς την δομή του κρυσταλλικού πλέγματος μπορεί να είναι κλιμακωτή ή ελικοειδής, όπως παρατηρείται στο **Σχήμα 34**. Οι κρυσταλλικές αυτές ατέλειες δημιουργούν υλικές ασυνέχειες, με αποτέλεσμα όταν το υλικό καταπονείται να συγκεντρώνονται στα σημεία αυτά τάσεις οι οποίες ενισχύουν την δημιουργία ζωνών διάτμησης, την διάδοση ρωγμών και τελικά την αστοχία.

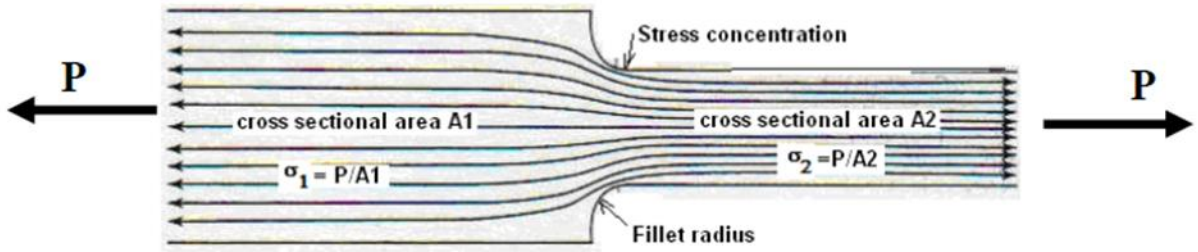


Σχήμα 33: Διάφορα είδη ατομικής αταξίας [63].



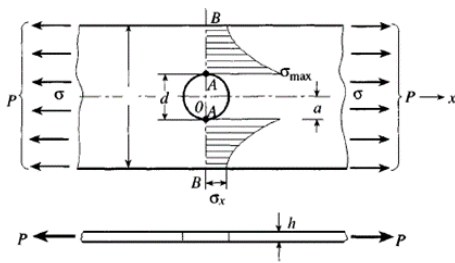
Σχήμα 34: Είδη δομικών αταξιών [63].

Όπως προαναφέρθηκε, η συγκέντρωση τάσεων παρατηρείται επίσης στα σημεία απότομης αλλαγής της γεωμετρίας ενός δοκιμίου. Τέτοιες αλλαγές είναι για παράδειγμα μία σπή, μία εγκοπή, μία αυλάκωση ή η εγκάρσια μεταβολή μία διατομής κ.α., χαρακτηριστικά απαραίτητα για τις ανάγκες μίας κατασκευής. Σε αυτές τις γεωμετρικές ασυνέχειες συγκεντρώνονται αυξημένες τάσεις με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται η ομοιόμορφη φόρτιση του δοκιμίου. Στο **Σχήμα 35** παρατηρείται η ανακατανομή των εσωτερικών τάσεων προκαλούμενη από την απότομη μείωση της διατομής. Επιπλέον στο **Σχήμα 36** παρουσιάζεται η αύξηση των τάσεων γύρω από μία σπή και μία αυλάκωση σε δοκιμές εφελκυσμού και στρέψης αντίστοιχα.

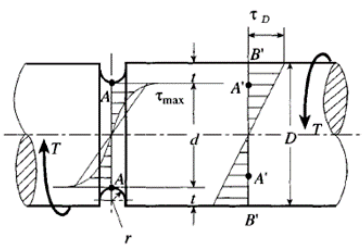


Σχήμα 35: Μεταβολή των εσωτερικών τάσεων λόγω μεταβολής της διατομής [64].

Όπως αναλύθηκε παραπάνω, συνήθως ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσεων της κάθε ασυνέχειας εκφράζεται μέσω γραφημάτων και καμπυλών. Οι περισσότερες έρευνες στην επιστήμη αντοχής των υλικών μελετούν τις τρεις κυριότερες γεωμετρικές ασυνέχειες οι οποίες είναι: 1) επίπεδη πλάκα με οπή, 2) επίπεδη πλάκα με δύο αντικριστές εγκοπές και 3) επίπεδη πλάκα με εγκάρσια μείωση διατομής μέσω καμπυλών προσαρμογής (fillets).

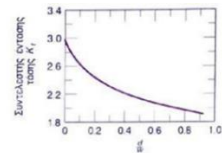
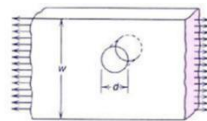


(a)

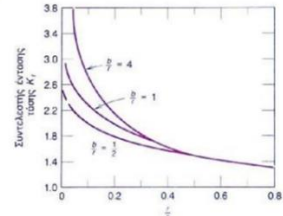
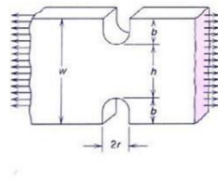


(b)

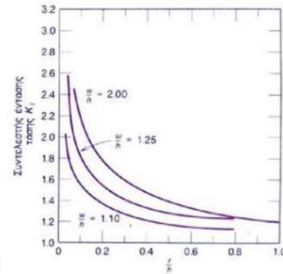
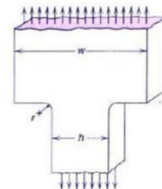
Σχήμα 36: Παραδείγματα συγκέντρωσης τάσεων (a) σε μία οπή και (b) σε μία αυλάκωση [56].



(α)



(β)



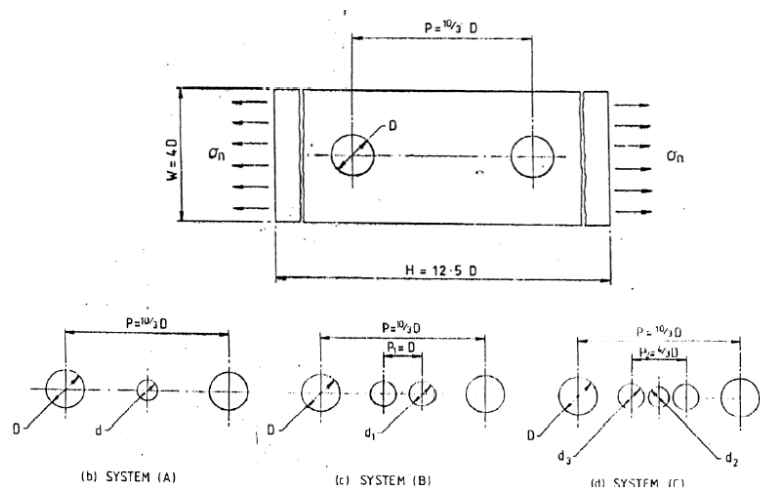
(γ)

Σχήμα 37: Χαρακτηριστικές καμπύλες συντελεστών συγκέντρωσης τάσεων των τριών κύριων γεωμετρικών ασυνεχειών [63].

Στο **Σχήμα 37** παρουσιάζονται οι τρεις αυτές χαρακτηριστικές γεωμετρίες που θεωρούνται οι πιο συνηθισμένοι ανυψωτές τάσεων και τα διαγράμματα των συντελεστών συγκέντρωσης τάσεων τους. Στον κατακόρυφο άξονα των γραφημάτων τοποθετείται ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσεων και στον οριζόντιο ο λόγος της ακτίνας ή της διαμέτρου της ασυνέχειας ως προς την εναπομένουσα πλευρά.

Είναι προφανές ότι οι παραπάνω μεταβολές στη γεωμετρία είναι απαραίτητες σε πολλές κατασκευές. Για παράδειγμα οι οπές και οι εγκοπές απαιτούνται για την σύνδεση δύο κομματιών, ενώ οι αυλακώσεις είναι απαραίτητες για την τοποθέτηση ρουλεμάν σε άξονες. Για τον λόγω αυτό, στόχος των μηχανικών είναι ο περιορισμός της συγκέντρωσης τάσεων σε αυτές τις γεωμετρικές ασυνέχειες. Για παράδειγμα, όπως φαίνεται και στο **Σχήμα 37**, όταν υπάρχει μεταβολή της διατομής, όσο πιο μεγάλη είναι η ακτίνα των καμπυλών προσαρμογής (fillets) τόσο πιο ομαλή γίνεται η μεταβολή των γραμμών τάσεων άρα μειώνεται ο συντελεστής K και η συγκέντρωση τάσεων.

Επιπλέον, πολλές μελέτες αναλύουν τρόπους μείωσης των τάσεων γύρω από τις οπές [65], [66]. Ένας τρόπος να συμβεί αυτό είναι η δημιουργία βοηθητικών οπών με την βέλτιστη διάμετρο και στην βέλτιστη απόσταση από την κύρια οπή (**Σχήμα 38**). Έτσι επιτυγχάνεται η μείωση των τάσεων στην κύρια οπή αλλά και η αύξηση των τάσεων στις βοηθητικές οπές.



Σχήμα 38: Συστήματα τοποθέτησης βοηθητικών οπών με σκοπό την μείωση των τάσεων σε πλάκα με δύο κύριες οπές [65].

Ακόμα, υπάρχει η δυνατότητα αύξησης της αντοχής της οπής μέσω ενίσχυσης με επιπρόσθετο υλικό (**Σχήμα 39**). Ωστόσο δεν έχει αποδειχθεί ακόμα πια είναι η πιο κατάλληλη μέθοδος μείωσης των τάσεων καθώς υπάρχουν πολλά περιθώρια μελλοντικής μελέτης.

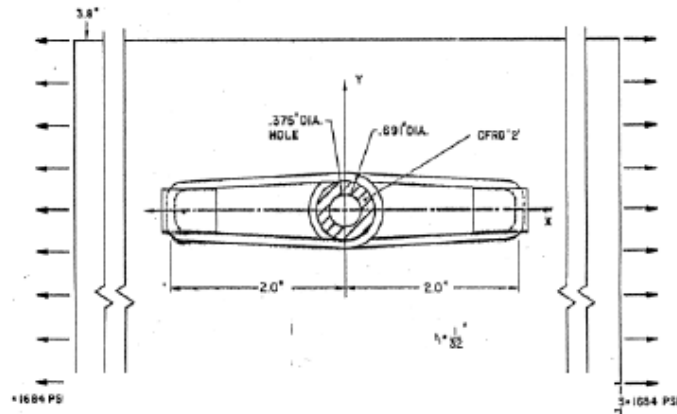
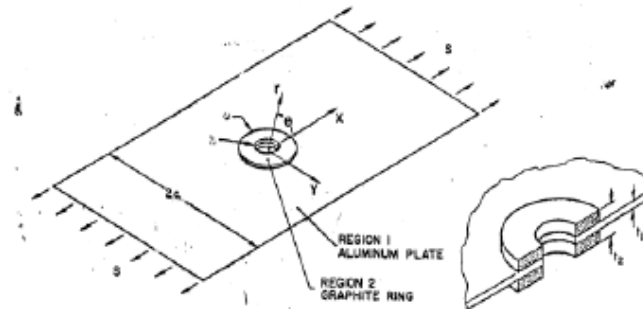
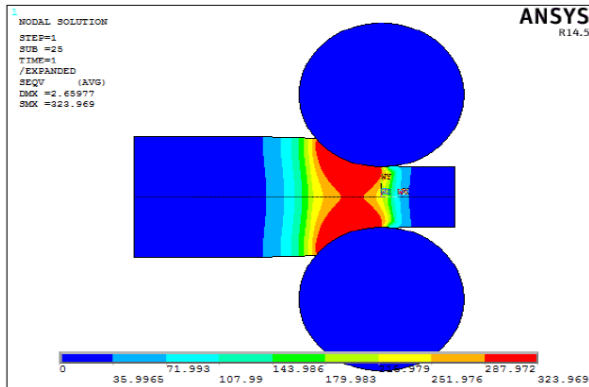


Fig. 1 (a). Reinforcement of Alum. plate with a CFRP disc and further reinforcement with graphite/epoxy.

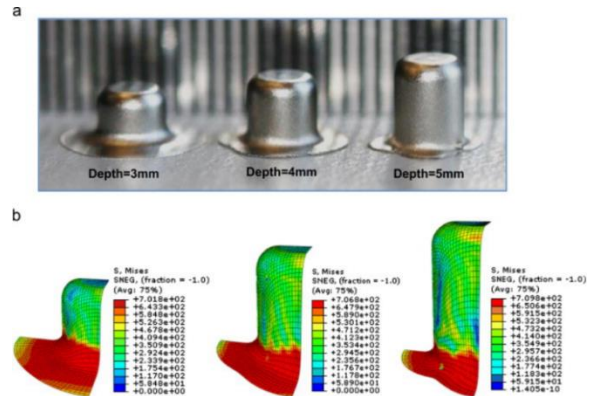


Σχήμα 39: Ενίσχυση κυκλικής οπής με χρήση επιπρόσθετου υλικού [66].

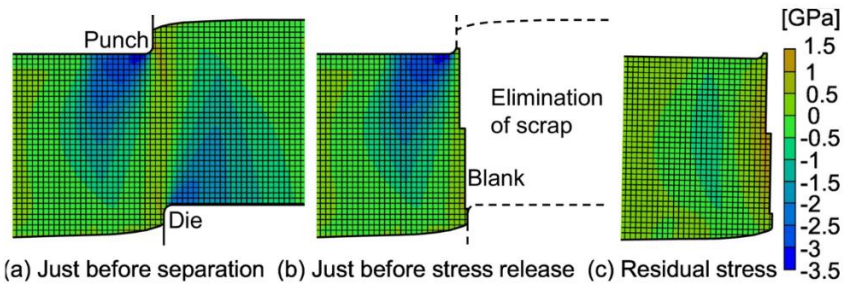
Όπως αναφέρθηκε στο Κεφάλαιο 1.1, η συγκέντρωση των τάσεων παρατηρείται κατά την διάρκεια διαφόρων κατεργασιών μετάλλων, όπως σε κατεργασίες συμπίεσης, εφελκυσμού, συνδυασμού συμπίεσης και εφελκυσμού, καμπτικές και διατμητικές. Ωστόσο, ο σχηματισμός ASB λόγω συγκέντρωσης τάσεων μπορεί να συμβεί μόνο στις κατεργασίες συμπίεσης, στον συνδυασμό συμπίεσης και εφελκυσμού και στις διατμητικές κατεργασίες. Μία χαρακτηριστική διαδικασία συμπίεσης είναι η έλαση κατά την οποία μειώνεται η διατομή ενός μεταλλικού υλικού με αποτέλεσμα να παρατηρείται συγκέντρωση τάσεων (Σχήμα 40). Στο Error! Reference source not found. παρουσιάζεται η συγκέντρωση τάσεων σε τρία κυάθια διαφορετικού βάθους που σχηματίστηκαν μέσω βαθείας κοίλανσης, μία κατεργασία συνδυασμού συμπίεσης και εφελκυσμού. Τέλος, μία διατμητική κατεργασία όπου παρατηρείται συγκέντρωση τάσεων και υπάρχει δυνατότητα ανάπτυξης ASB είναι η μέθοδος απότμησης (blanking) (Σχήμα 42).



Σχήμα 40: Συγκέντρωση τάσεων von Mises σε κατεργασία έλασης [67].



Σχήμα 41: (α) Τρία κυάθια διαφορετικού βάθους που σχηματίστηκαν πειραματικά μέσω βαθείας κοίλανσης, (β) οι τάσεις που αναπτύσσονται στο κάθε κυάθιο υπολογισμένες μέσω υπολογιστικού προγράμματος [68].



Σχήμα 42: Συγκέντρωση τάσεων κατά την διάρκεια και μετά την ολοκλήρωση της κατεργασίας απότμησης (blanking) [69].

4. Αριθμητική ανάλυση

4.1 Μοντελοποίηση

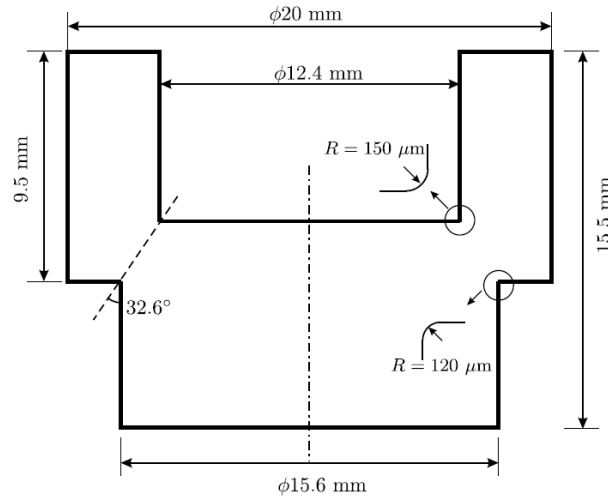
Η αριθμητική ανάλυση συγκέντρωσης τάσεων και δημιουργίας ζωνών διάτμησης πραγματοποιήθηκε με την βοήθεια του λογισμικού προσομοίωσης Ansys LS-Dyna. Συγκεκριμένα, έγινε μοντελοποίηση δοκιμής θλίψης για 9 διαφορετικά σενάρια με διαφορετικά υλικά, θερμοκρασίες, εκθέτη κράτυνσης και συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης. Οι παράμετροι που χρησιμοποιήθηκαν σε κάθε σενάριο παρουσιάζονται στον **Πίνακας 1**.

Πίνακας 1: Σενάρια μελέτης

Σενάριο	Υλικό	Θερμοκρασία	Εκθέτης κράτυνσης	Συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης
1	St 4340	T=300K	n	C
2	Al 6061	T=300K	n	C
3	Ti-6Al-4V	T=300K	n	C
4	Ti-6Al-4V	T=450K	n	C
5	Ti-6Al-4V	T=600K	n	C
6	Ti-6Al-4V	T=300K	$n'=1.25n$	C
7	Ti-6Al-4V	T=300K	$n''=0.75n$	C
8	Ti-6Al-4V	T=300K	n	$C'=1.25C$
9	Ti-6Al-4V	T=300K	n	$C''=0.75C$

Για να πραγματοποιηθεί ορθή σύγκριση των αποτελεσμάτων, ο ρυθμός παραμόρφωσης σε κάθε σενάριο διατηρήθηκε σταθερός, θέτοντας κοινή ταχύτητα συμπίεσης 2.5 mm/msec. Σε όλα τα σενάρια μελετήθηκε δοκίμιο hat shaped και οι διαστάσεις που χρησιμοποιήθηκαν επιλέχθηκαν από την δημοσίευση “On the transition from adiabatic shear banding to fracture” των X. Teng, T. Wierzbicki και H. Couque [70]. Η γεωμετρία και οι διαστάσεις του δοκιμίου παρουσιάζονται στο **Σχήμα 43**. Καθώς το δοκίμιο αυτό είναι συμμετρικό ως προς τον άξονα γ , μοντελοποιήθηκε μόνο το ήμισυ της γεωμετρίας, και συγκεκριμένα το μέρος του δοκιμίου που βρίσκεται δεξιά του άξονα γ . Καθώς κατά την διάρκεια της προσομοίωσης αναμένεται να σχηματιστεί ρωγμή, κρίθηκε κατάλληλη η χρήση Lagrangian πλέγματος. Το πλέγμα αυτό ακολουθεί την παραμόρφωση του δοκιμίου με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται καθώς μεταβάλλεται το δοκίμιο και ως εκ τούτου να περιγράφει ορθότερα τα όρια της ρωγμής. Το πλέγμα που δημιουργήθηκε αποτελείται από 4 κομβικά

πεπερασμένα στοιχεία διαστάσεων $0.05 \times 0.05 \text{ mm}^2$. Οι διαστάσεις αυτές επιλέχθηκαν με σκοπό την καλύτερη αποτύπωση του μεγέθους της ζώνης διάτμησης, η οποία σύμφωνα με την βιβλιογραφία εκτιμάται πως έχει συγκεκριμένο πάχος.



Σχήμα 43: Γεωμετρία και διαστάσεις του δοκιμίου hat shaped που μοντελοποιήθηκε [70].

Για τη μοντελοποίηση του υλικού, χρησιμοποιήθηκε η θεώρηση Johnson-Cook, τόσο αναφορικά με το νόμο πλαστικής ροής, όσο και για το κριτήριο αστοχίας. Η Johnson-Cook επιτρέπει θερμο-εξωδοπλαστική θεώρηση διότι συμπεριλαμβάνει την παραμόρφωση, τον ρυθμό παραμόρφωσης και την θερμοκρασία. Αναλυτικότερα, σύμφωνα με την θεώρηση Johnson-Cook, για τον σχηματισμό της καμπύλης κράτυνσης σ-ε χρησιμοποιείται η **Εξίσωση (4)**. Επιπλέον, για τον υπολογισμό της παραμόρφωσης αστοχίας (strain failure) χρησιμοποιείται η **Εξίσωση (5)**. Τέλος, η θερμοκρασία T^* που χρησιμοποιείται στις εξισώσεις αυτές υπολογίζεται από την **Εξίσωση (6)**.

$$\sigma_y = (A + B\bar{\epsilon}^n)(1 + c \ln \dot{\epsilon}^*)(1 - T^{*m}) \quad (4)$$

$$\epsilon^f = (D_1 + D_2 \exp D_3 \sigma^*)(1 + D_4 \ln \dot{\epsilon}^*)(1 + D_5 T^*) \quad (5)$$

$$T^* = \frac{T - T_{room}}{T_m - T_{room}} \quad (6)$$

Με T_m συμβολίζεται η θερμοκρασία τήξης κάθε υλικού, με T_{room} η θερμοκρασία περιβάλλοντος, εδώ ίση με 293 K, και με T η θερμοκρασία της κάθε προσομοίωσης. Οι παράμετροι υλικού (A , B , n , C , m) και οι παράμετροι καταστροφής (D_1 , D_2 , D_3 , D_4 , D_5) παρουσιάζονται στον **Πίνακα 2**. Επίσης, στον πίνακα αυτόν παρουσιάζονται και η πυκνότητα ρ (mass density), το μέτρο διάτμησης G (shear modulus), το μέτρο ελαστικότητας E (Young's modulus), ο λόγος Poisson ν , το μέτρο ελαστικότητας όγκου K (bulk modulus) και η ειδική θερμοχωρητικότητα c_p (specific heat

capacity) του κάθε υλικού. Τα υλικά που μελετήθηκαν είναι χάλυβας 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Οι τιμές για τις παραμέτρους αυτές εντοπίστηκαν από τις μελέτες “Modeling Large-Strain, High-Rate Deformation in Metals” του D. R. Lesuer [71], “MPM Validation: Sphere-Cylinder Impact Tests: Energy Balance” του B. Banerjee [72] και “Design and Fabrication of Patient-Specific Implant for Maxillofacial Surgery Using Additive Manufacturing” του R. Koppunur [73], καθώς και από ιστοσελίδα [74].

Πίνακας 2: Παράμετροι Johnson-Cook για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

	Χάλυβας 4340	Κράμα αλουμινίου 6061	Κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V
Mass density ρ (gr/mm ³)	0.00785	0.0027	0.00443
Shear modulus G (MPa)	80000	26000	44000
Young's modulus E (MPa)	205000	68900	114000
Poisson ratio ν	0.3	0.33	0.34
Bulk modulus K (MPa)	159000	66400	120000
Specific heat c_p (J/KgK)	475	896	526.3
T_m (K)	1793	925	1933
A	792	324	862
B	510	114	331
n	0.26	0.42	0.34
C	0.014	0.002	0.012
m	1.03	1.34	0.8
D_1	0.05	-0.77	-0.09
D_2	3.44	1.45	0.25
D_3	-2.12	-0.47	-0.5
D_4	0.002	0	0.014
D_5	0.61	1.6	3.87

4.2 Παραμετρική μελέτη για διαφορετικά υλικά

Τα υλικά που μελετήθηκαν είναι χάλυβας 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Για να γίνει σύγκριση των αποτελεσμάτων διατηρήθηκε σταθερή θερμοκρασία προσομοίωσης 300K και σταθερή ταχύτητα πλάκας συμπίεσης (striker bar) 2.5 mm/msec. Με αυτόν

τον τρόπο, ο ρυθμός παραμόρφωσης παραμένει σταθερός άρα μπορούν να συγκριθούν ορθά τα αποτελέσματα. Κατόπιν της αριθμητικής προσομοίωσης για κάθε σενάριο παρατηρήθηκε ότι:

- Ο χάλυβας 4340 δεν εμφανίζει ρωγμή έως την χρονική στιγμή $t_{end}=2.8$ msec. Μετά από αυτήν την χρονική στιγμή η πλάκα συμπίεσης έχει κατέβει τόσο χαμηλά που ακουμπάει το κύριο σώμα του δοκιμίου και δεν έχει νόημα η συνέχιση της προσομοίωσης.
- Στο δοκίμιο από κράμα αλουμινίου 6061 η ρωγμή εμφανίζεται την χρονική στιγμή $t_{crack}=0.2$ msec και το δοκίμιο σπάει ολοκληρωτικά, από την πάνω γωνία έως την κάτω, την χρονική στιγμή $t_{break}=0.7$ msec.
- Τέλος, στο δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V η προσομοίωση ολοκληρώνεται πολύ πιο γρήγορα, καθώς η ρωγμή εμφανίζεται σε χρόνο $t_c=0.08$ msec και η ολοκληρωτική θραύση παρατηρείται σε χρόνο $t_b=0.11$ msec.

Οι χρονικές στιγμές που αναφέρθηκαν παρουσιάζονται συγκεντρωτικά στον **Πίνακα 3**. Από τα δεδομένα αυτά αλλά και από τα διαγράμματα που αναλύονται στην συνέχεια συνάγεται το συμπέρασμα ότι από τα τρία υλικά που μελετήθηκαν ο χάλυβας 4340 είναι πιο ανθεκτικός στην εμφάνιση ρωγμών, ενώ το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V είναι το λιγότερο ανθεκτικό υλικό.

Πίνακας 3: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 1, 2, 3.

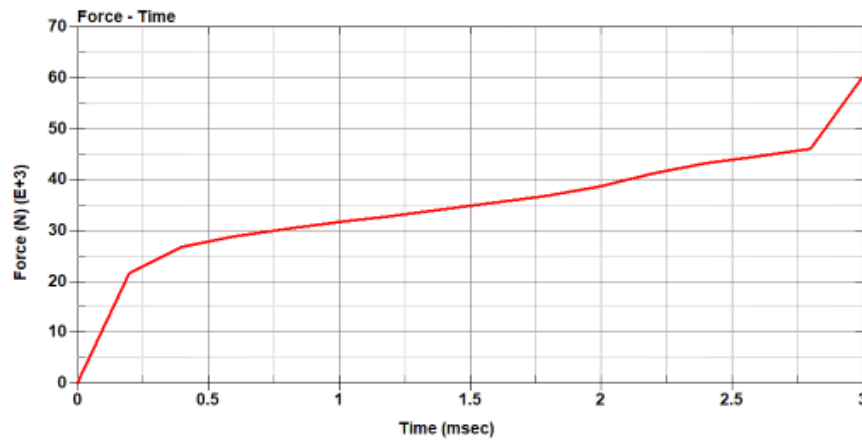
Σενάριο	Υλικό	t_{crack} (msec)	t_{break} / t_{end} (msec)
1	St 4340	–	2.8
2	Al 6061	0.2	0.7
3	Ti-6Al-4V	0.08	0.11

Στα **Σχήμα 44**, **Σχήμα 45** και **Σχήμα 46** εμφανίζεται το διάγραμμα φορτίου (που ασκεί η άνω πλάκα συμπίεσης στο δοκίμιο) – χρόνου για τα υλικά χάλυβας 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V αντίστοιχα.

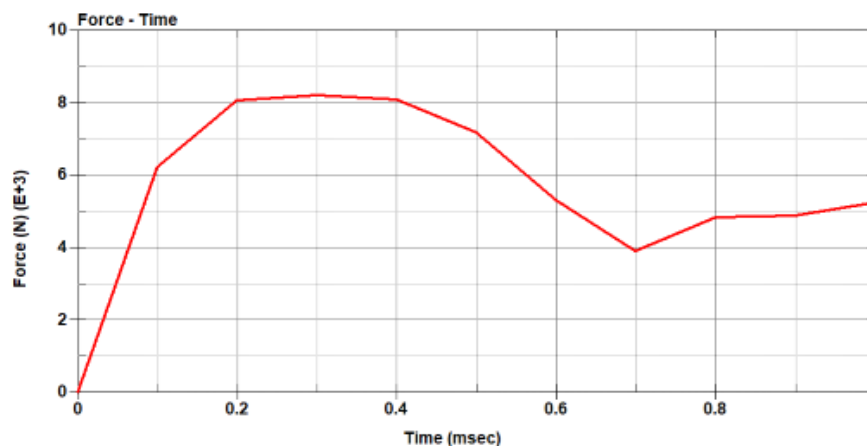
Για τον χάλυβα 4340 παρατηρείται ότι το φορτίο συνεχώς αυξάνεται γεγονός που επιβεβαιώνει την απουσία ρωγμής. Επιπλέον, μετά τον χρόνο $t=2.8$ msec το φορτίο αυξάνεται απότομα καθώς όπως προαναφέρθηκε η επάνω πλάκα έρχεται σε επαφή με το κύριο σώμα του δοκιμίου. Στο κράμα αλουμινίου 6061 το φορτίο αυξάνεται απότομα καθώς αναπτύσσεται η ζώνη διάτμησης μέχρι να εμφανιστεί η ρωγμή σε χρόνο $t_c=0.2$ msec. Στη συνέχεια, το φορτίο σταθεροποιείται στα αρχικά στάδια ανάπτυξης της ρωγμής έως στη χρονική στιγμή $t=0.4$ msec, μετά από την οποία το φορτίο μειώνεται απότομα έως ότου ολοκληρωθεί η ρωγμή σε χρόνο $t_b=0.7$ msec. Μετά το t_b οι τιμές του φορτίου θεωρούνται μη έγκυρες καθώς υπό φυσιολογικές συνθήκες το κομμάτι του δοκιμίου που αποκόπηκε θα είχε απομακρυνθεί από το κύριο σώμα λόγω βαρύτητας. Στο δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V το φορτίο αυξάνεται καθώς αναπτύσσεται η ζώνη διάτμησης έως τη χρονική

στιγμή $t_c=0.08$ msec όπου αρχίζει να σχηματίζεται η ρωγμή. Καθώς αναπτύσσεται η ρωγμή, το φορτίο μειώνεται απότομα μέχρι την ολοκληρωτική θραύση του σε χρόνο $t_b=0.11$ msec. Όπως εξηγήθηκε και για το δοκίμιο αλουμινίου, οι τιμές φορτίου για χρόνο μεγαλύτερο του t_b θεωρούνται αμελητέες.

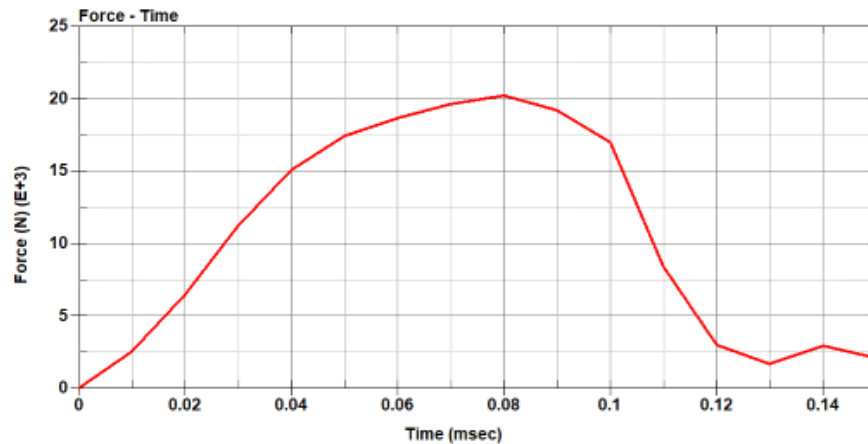
Συγκρίνοντας τα τρία διαγράμματα μεταξύ τους φαίνεται ότι μεγαλύτερο μέγιστο φορτίο εμφανίζεται στο δοκίμιο χάλυβα 4340 με $F_{max}=46000$ N, πριν η άνω πλάκα ακουμπήσει το κύριο σώμα. Στο κράμα αλουμινίου 6061 η μέγιστη τιμή φορτίου είναι $F_{max}=8200$ N και παρουσιάζεται σε χρόνο $t_{Fmax}=0.3$ msec, ενώ στο κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V το μέγιστο φορτίο είναι $F_{max}=20500$ N σε χρόνο $t_{Fmax}=0.08$ msec. Αυτό υποδεικνύει ότι το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V παρόλο που εμφανίζει πιο σύντομα ρωγμή, αντέχει περισσότερο από το διπλάσιο φορτίο παραμόρφωσης σε σχέση με το κράμα αλουμινίου 6061. Ωστόσο, η αστοχία του δοκίμιου από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V εμφανίζεται σε πολύ μικρότερο χρόνο από το δοκίμιο κράματος αλουμινίου 6061.



Σχήμα 44: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για χάλυβα 4340.



Σχήμα 45: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για κράμα αλουμινίου 6061.



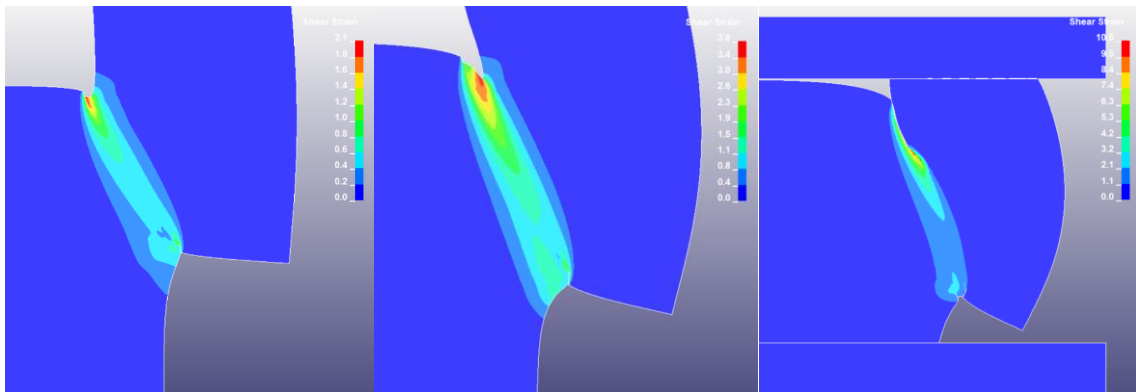
Σχήμα 46: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

Για το δοκίμιο χάλυβα 4340, παρουσιάζονται στα **Σχήμα 47**, **Σχήμα 48** και **Σχήμα 49** η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises (MPa) και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης (mJ/mm^3), για τις χρονικές στιγμές 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec. Για το δοκίμιο από κράμα αλουμινίου 6061, στα **Σχήμα 50**, **Σχήμα 51** και **Σχήμα 52** παρουσιάζονται η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης, για τις χρονικές στιγμές 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec. Για το δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, στα **Σχήμα 53**, **Σχήμα 54** και **Σχήμα 55** παρουσιάζονται η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης, για τις χρονικές στιγμές 0.01 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.

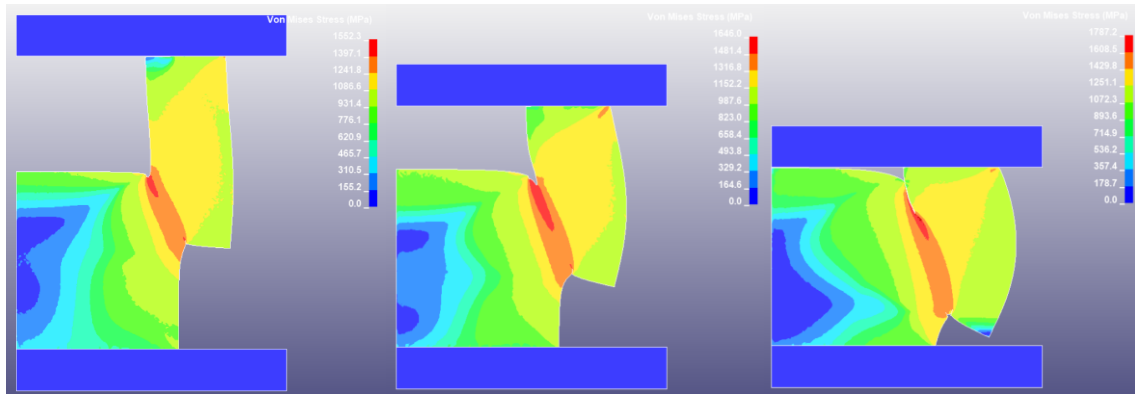
Από τα στιγμιότυπα αυτά φαίνεται πως πριν εμφανιστεί η ρωγμή, δημιουργείται μεταξύ των δύο γωνιών του δοκίμιου μία διαγώνια ζώνη υψηλών τάσεων, παραμορφώσεων και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης. Ακόμα, διακρίνεται ότι καθ' όλη τη διάρκεια της προσομοίωσης υψηλότερες τιμές διατμητικής παραμόρφωσης παρατηρούνται στο δοκίμιο χάλυβα, μετά στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου και τέλος στο δοκίμιο κράματος τιτανίου. Υψηλότερες τιμές ισοδύναμης τάσης von Mises παρατηρούνται κατά σειρά στο δοκίμιο χάλυβα, κράματος τιτανίου και τέλος του κράματος αλουμινίου. Επιπλέον, οι υψηλότερες τιμές ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης εμφανίζονται στο δοκίμιο χάλυβα, στη συνέχεια στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου και τέλος στο δοκίμιο κράματος τιτανίου.

Συμπερασματικά, το δοκίμιο από χάλυβα 4340 παραμορφώνεται πολύ περισσότερο από τα υπόλοιπα και για τον λόγω αυτό δεν εμφανίζει ρωγμή. Είναι δηλαδή πιο ελαστικό και πιο ανθεκτικό στην αστοχία. Αντίθετα, το δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V εμφανίζει σημαντικά μικρότερη δυνατότητα παραμόρφωσης, με αποτέλεσμα να αναπτύσσεται ρωγμή πιο σύντομα σε σχέση με τα υπόλοιπα. Άρα, υπό σταθερό ρυθμό παραμόρφωσης, το δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V είναι λιγότερο ανθεκτικό σε αστοχία σε σχέση με τα υπόλοιπα.

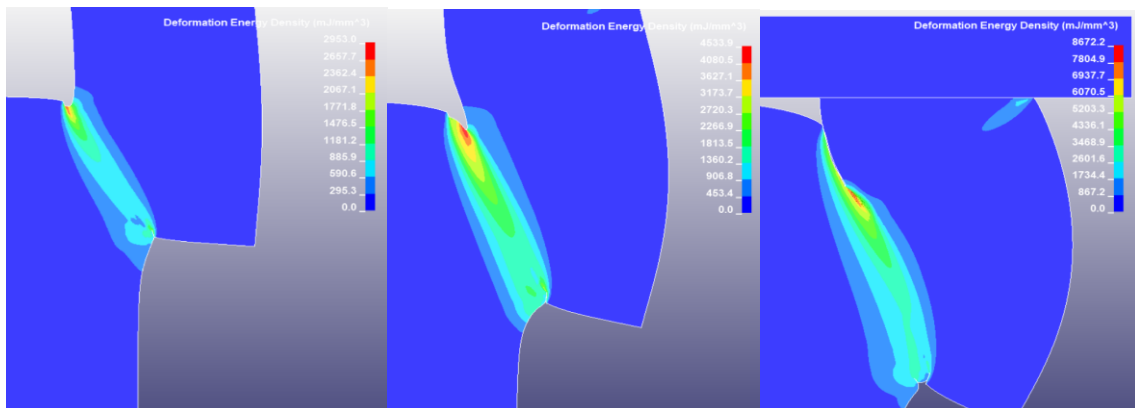
Στιγμιότυπα χάλυβα 4340



Σχήμα 47: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για χάλυβα 4340, για χρόνο 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec.

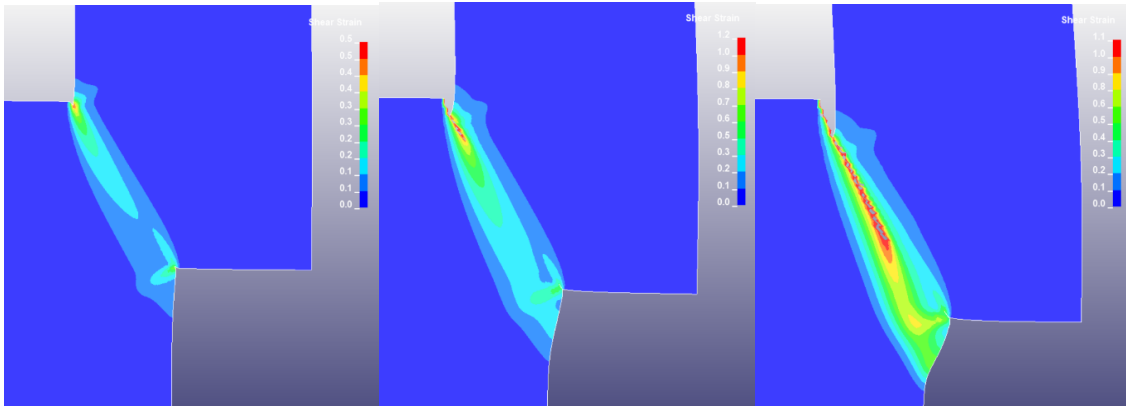


Σχήμα 48: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για χάλυβα 4340, για χρόνο 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec.

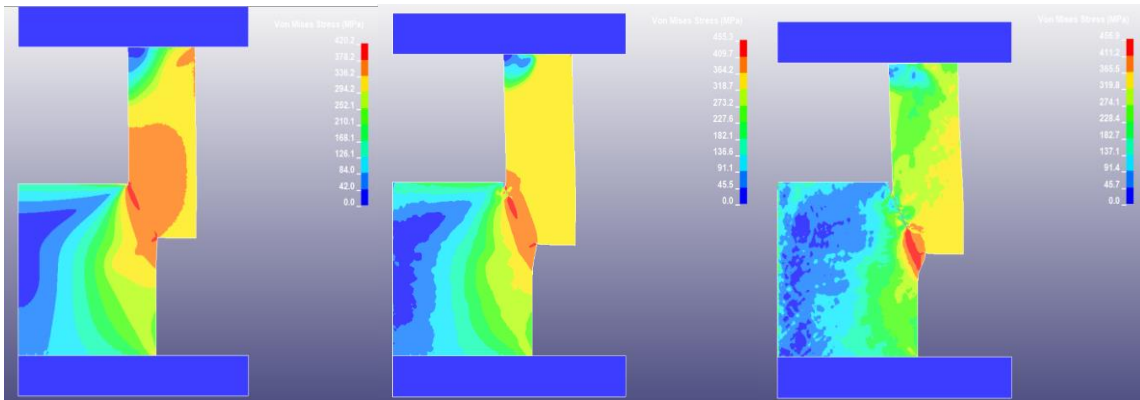


Σχήμα 49: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για χάλυβα 4340, για χρόνο 0.6 msec, 1.6 msec και 2.8 msec.

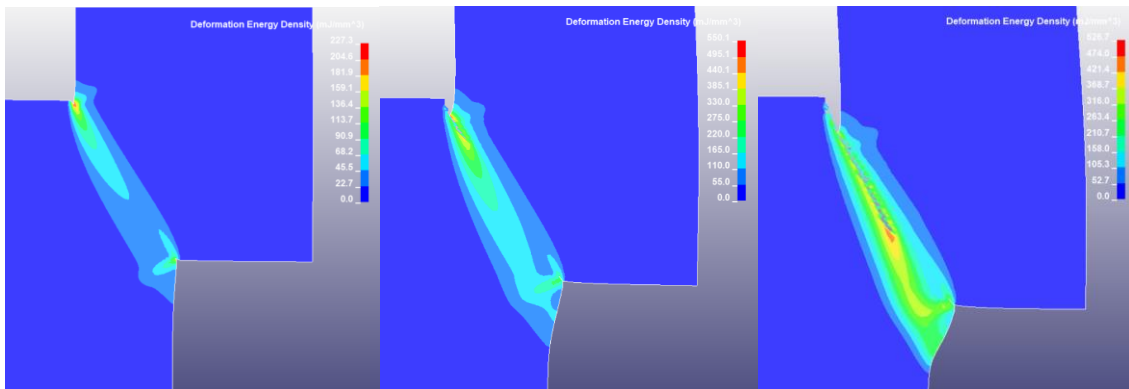
Στιγμιότυπα κράματος αλουμινίου 6061



Σχήμα 50: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για κράμα αλουμινίου 6061, για χρόνο 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec.

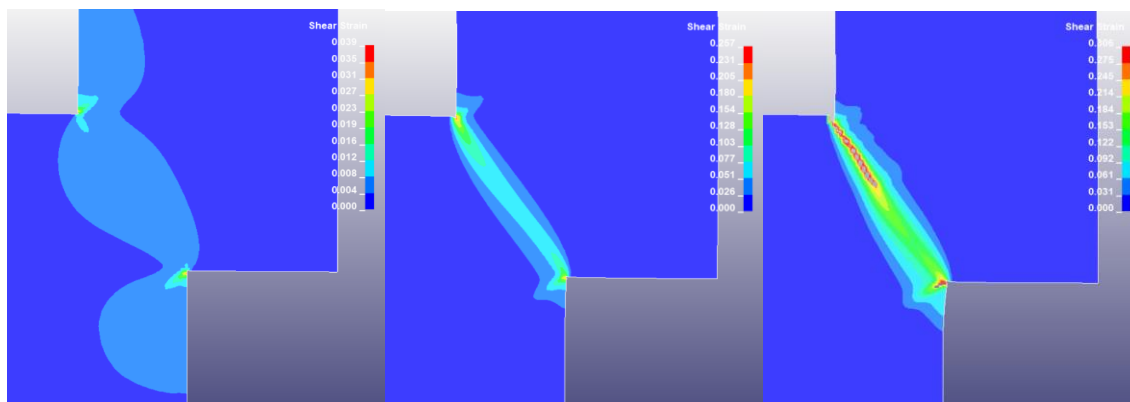


Σχήμα 51: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για κράμα αλουμινίου 6061, για χρόνο 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec.

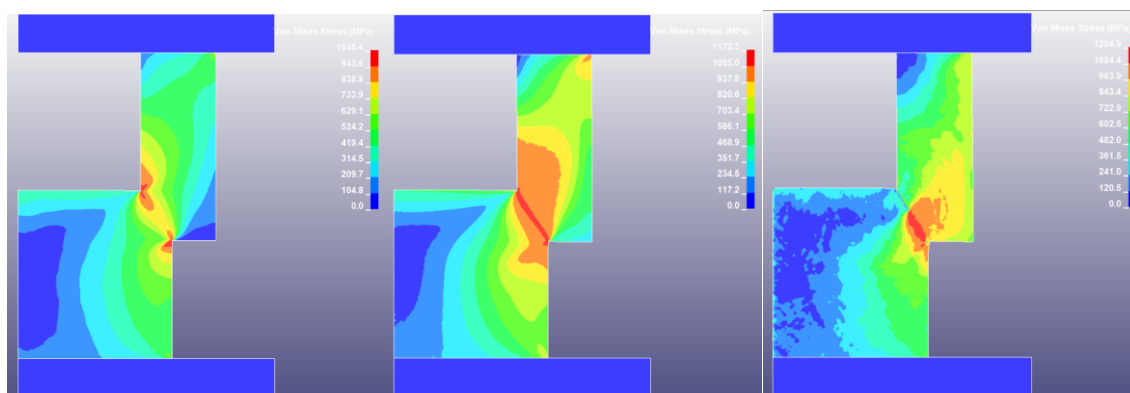


Σχήμα 52: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για κράμα αλουμινίου 6061, για χρόνο 0.1 msec, 0.3 msec και 0.5 msec.

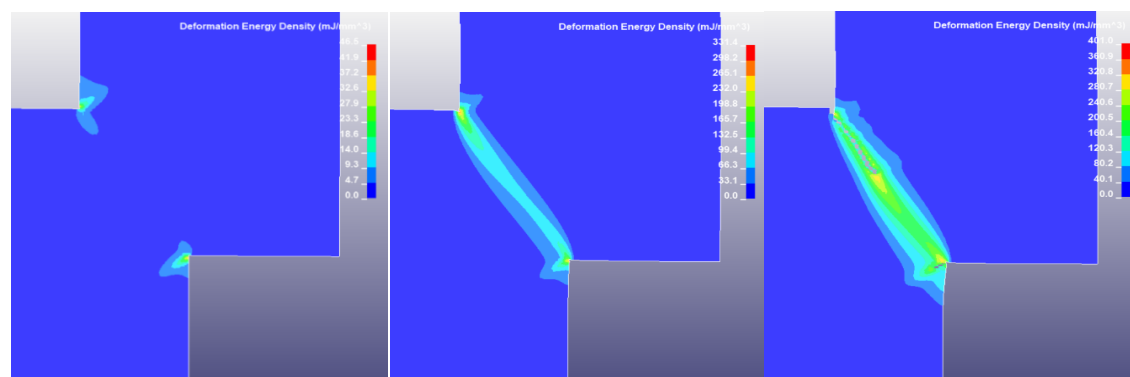
Στιγμιότυπα κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V



Σχήμα 53: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.



Σχήμα 54: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.

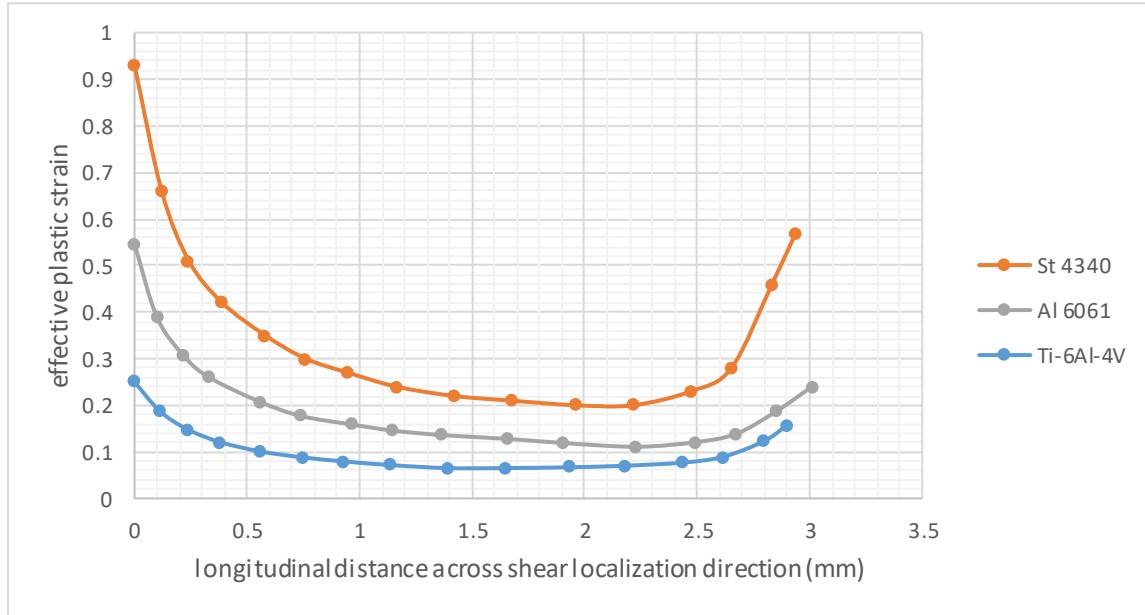


Σχήμα 55: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.1 msec.

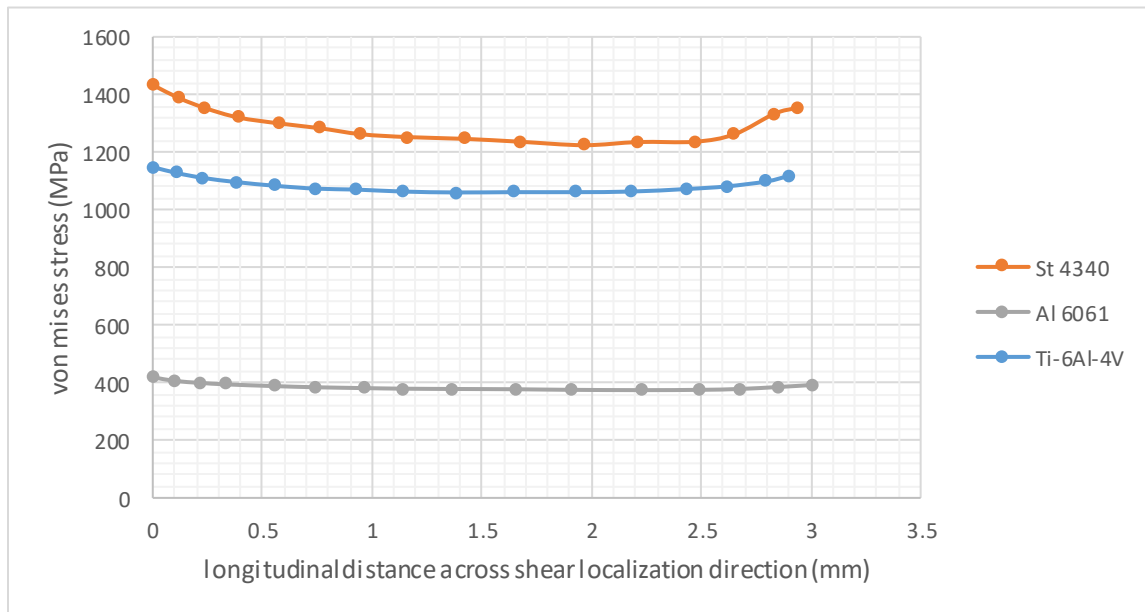
Για την αναλυτικότερη μελέτη της ζώνης παραμόρφωσης, τάσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης, τοποθετήθηκε τοπικό σύστημα συντεταγμένων στην άνω γωνία, με τον x άξονα παράλληλο με την νοητή διαγώνιο εξάπλωσης της ρωγμής. Στη συνέχεια για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τη εξάπλωση της ρωγμής δημιουργήθηκαν τα παρακάτω διαγράμματα για τα τρία υλικά για ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση (effective plastic strain), τάσεις von Mises και ειδική ενέργεια παραμόρφωσης. Η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση αποτελεί επίσης αποδεκτό μέτρο οπτικοποίησης της έκτασης της ζώνης διάτμησης και σε πολλές μελέτες επιλέγεται η παρουσίαση αυτής έναντι της απλής διατμητικής παραμόρφωσης καθώς είναι ισοδύναμες.

Στο Σχήμα 56 παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης ως προς τον άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Στο Σχήμα 57 παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για τα τρία υλικά. Τέλος, στο Σχήμα 58 παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης – άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για τα τρία διαφορετικά υλικά. Για το κράμα αλουμινίου 6061 και το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V οι καμπύλες που παρουσιάζονται στα διαγράμματα σχηματίστηκαν για μία χρονική στιγμή πριν την εμφάνιση της ρωγμής. Ωστόσο, καθώς στο δοκίμιο χάλυβα 4340 δεν παρουσιάζεται ρωγμή, επιλέχθηκε να σχηματιστούν οι καμπύλες μία χρονική στιγμή όπου έχει αναπτυχθεί αρκετά η ζώνη διάτμησης.

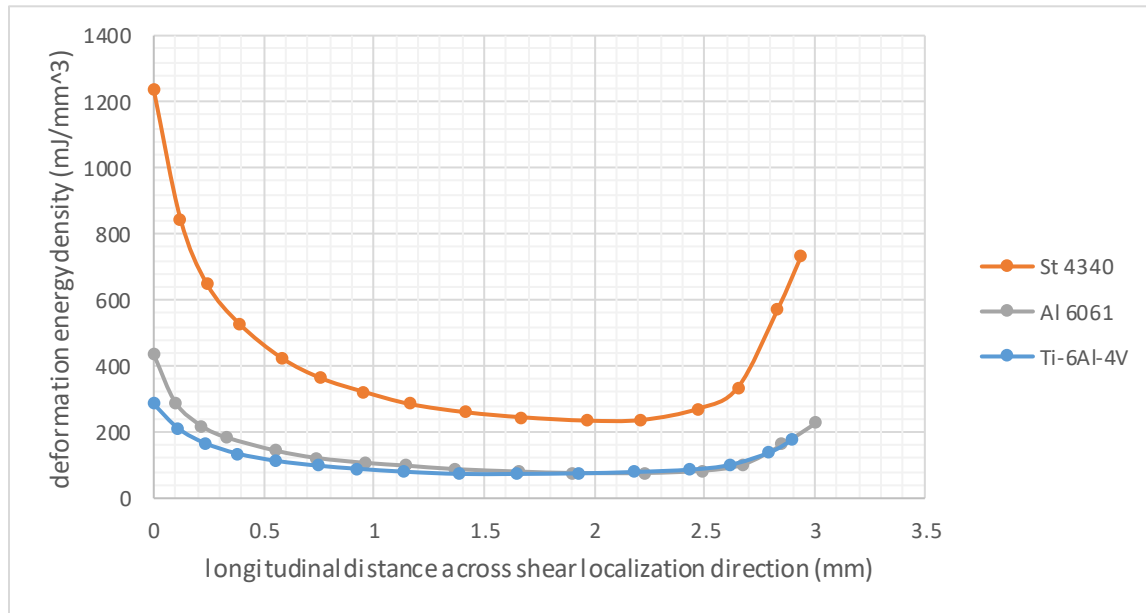
Αρχικά, διακρίνεται ότι και για τα τρία υλικά, οι τιμές της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης von Mises και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αυξάνονται κοντά στις δύο γωνίες του δοκιμίου. Οι υψηλότερες τιμές του κάθε διαγράμματος εντοπίζονται στην αρχή του τοπικού άξονα x , δηλαδή στην άνω γωνία του δοκιμίου, καθώς εκεί συγκεντρώνονται οι υψηλότερες τάσεις και παραμορφώσεις με αποτέλεσμα η γωνία αυτή να αποτελεί την αφετηρία της ρωγμής. Υψηλότερες τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης εντοπίζονται κατά σειρά στον χάλυβα, στο κράμα αλουμινίου και στο κράμα τιτανίου. Οι τιμές αυτές επιβεβαιώνονται από τα στιγμιότυπα όπου φαίνεται ότι το δοκίμιο χάλυβα παραμορφώνεται πολύ περισσότερο από τα υπόλοιπα, άρα είναι αναμενόμενο οι τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης του χάλυβα να είναι υψηλότερες από τις υπόλοιπες. Επιπλέον, όπως παρατηρήθηκε και από τα στιγμιότυπα, υψηλότερες τιμές ισοδύναμης τάσης von Mises εμφανίζονται κατά σειρά στο δοκίμιο χάλυβα, κράματος τιτανίου και τέλος στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου.



Σχήμα 56: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.



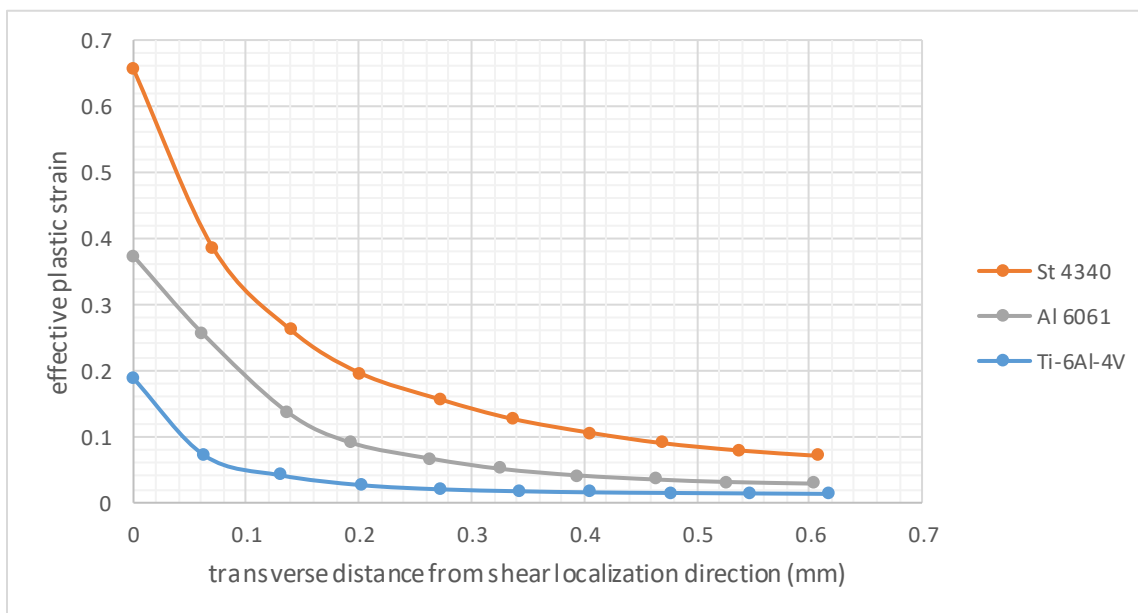
Σχήμα 57: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.



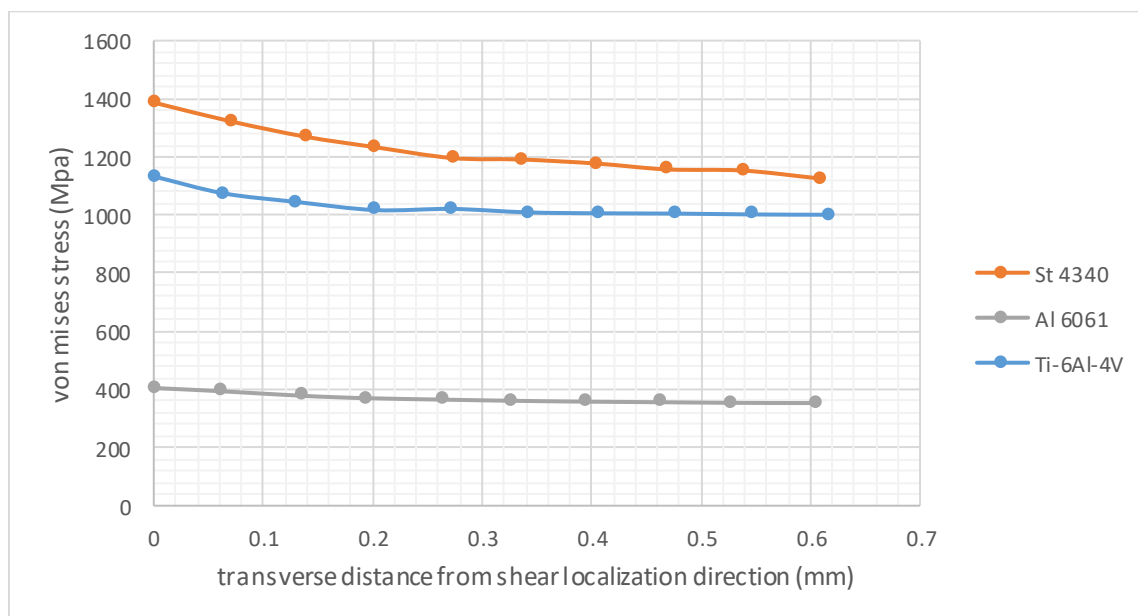
Σχήμα 58: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

Επιπρόσθετα, σχηματίστηκαν για τα τρία υλικά τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης ως προς τον άξονα γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τη εξάπλωση της ρωγμής. Μελετάται δηλαδή η ανάπτυξη των πεδίων τάσεων και παραμορφώσεων κάθετα στην διεύθυνση εξάπλωσης της ρωγμής. Στο **Σχήμα 59** παρουσιάζεται το διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης ως προς τον άξονα γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Στο **Σχήμα 60** αποτυπώνεται το διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises – άξονα γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για τα τρία υλικά. Τέλος, στο **Σχήμα 61** εμφανίζεται το διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης – τοπικού άξονα γ και για τα τρία υλικά.

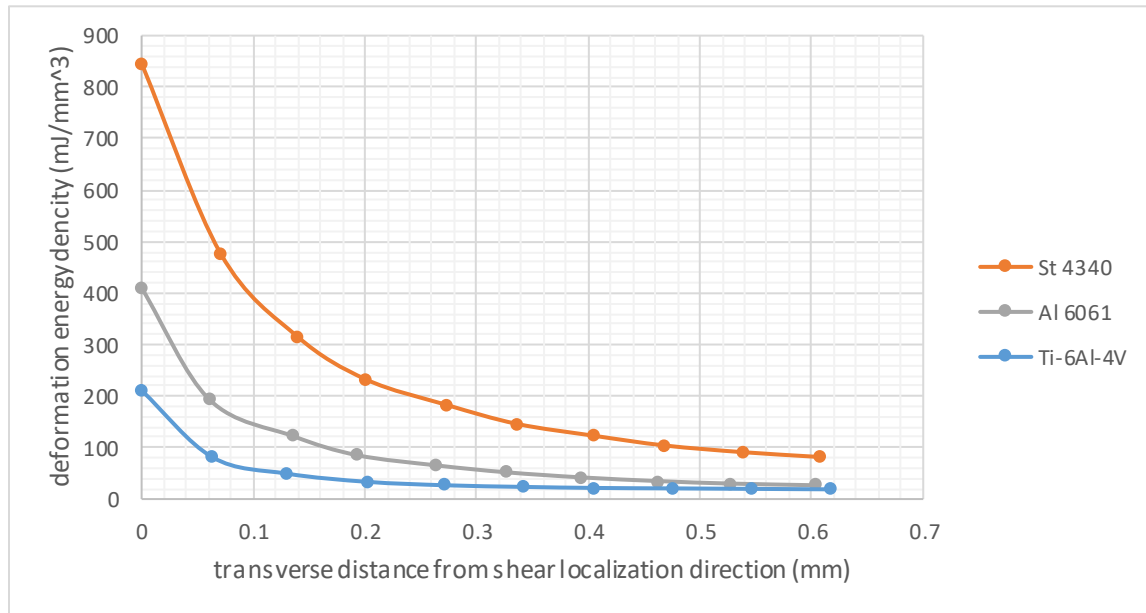
Παρατηρώντας τα διαγράμματα για όλα τα υλικά διακρίνεται ότι όλα εμφανίζουν παρόμοια μορφή, με τις υψηλότερες τιμές παραμόρφωσης, τάσης και ειδικής ενέργειας να εμφανίζονται στην αρχή του άξονα γ , δηλαδή στο κέντρο του κάθε πεδίου, όπου εμφανίζεται τελικά και η ρωγμή. Καθώς απομακρυνόμαστε από το κέντρο του πεδίου οι τιμές παραμόρφωσης, τάσης και ειδικής ενέργειας μειώνονται απότομα έως ότου πλησιάσουν μία σταθερή τιμή. Οι τιμές παραμόρφωσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης τείνουν να μηδενιστούν. Όπως φάνηκε και από τα διαγράμματα του άξονα x , υψηλότερες τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης εντοπίζονται κατά σειρά στον χάλυβα, στο κράμα αλουμινίου και στο κράμα τιτανίου. Υψηλότερες τιμές ισοδύναμης τάσης von Mises εμφανίζονται κατά σειρά στο δοκίμιο χάλυβα, κράματος τιτανίου και τέλος στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου.



Σχήμα 59: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.



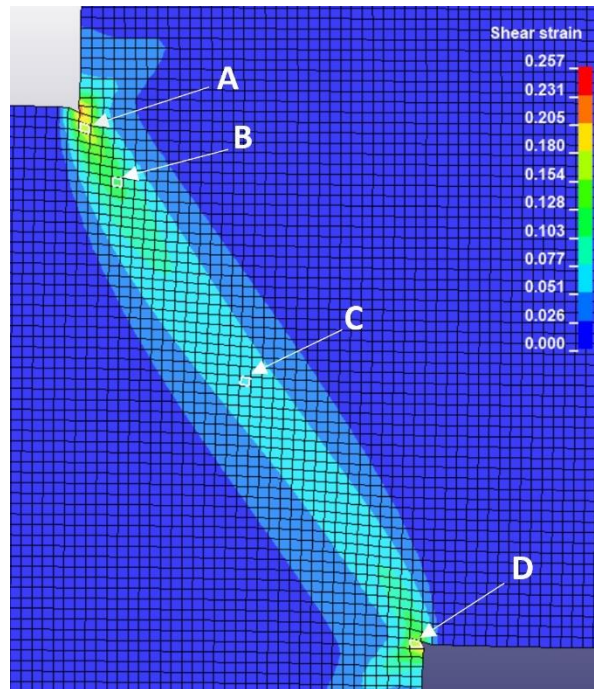
Σχήμα 60: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.



Σχήμα 61: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

Στη συνέχεια, επιλέχθηκαν 4 σημεία (A, B, C, D) πάνω στην διαγώνιο ανάπτυξης της ζώνης διάτμησης και για αυτά σχηματίστηκαν τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο. Το σημείο A επιλέχθηκε κοντά στην άνω γωνία, το σημείο B λίγο μετά από το A, το σημείο C στην μέση της διαγώνιου και το σημείο D κοντά στην κάτω γωνία. Ενδεικτικά, στο **Σχήμα 62** παρουσιάζεται η θέση των σημείων για το δοκίμιο κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V. Για τα υπόλοιπα υλικά τα σημεία επιλέχθηκαν αντίστοιχα.

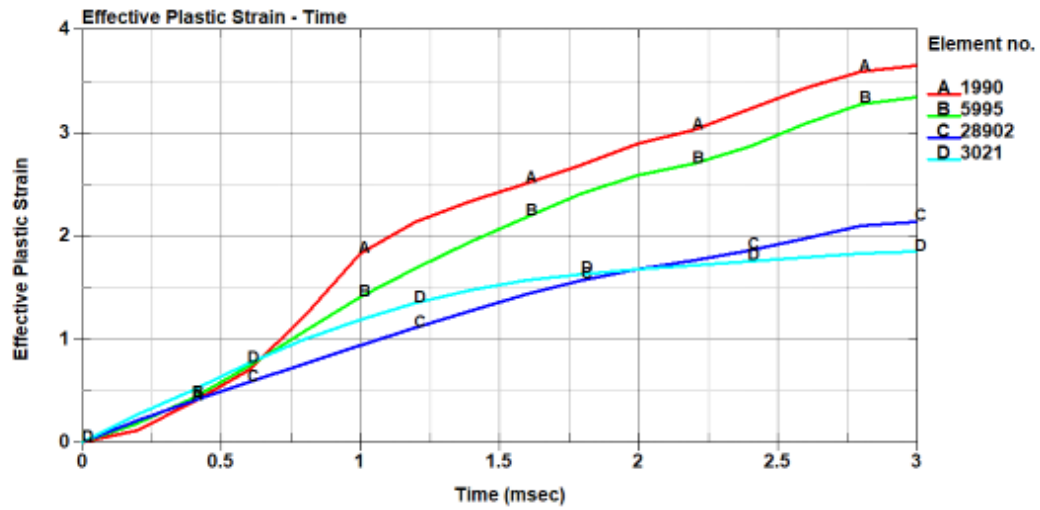
Τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για το δοκίμιο χάλυβα 4340 εμφανίζονται στα **Σχήμα 63** και **Σχήμα 64** αντίστοιχα. Τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για το δοκίμιο από κράμα αλουμινίου 6061 εμφανίζονται στα **Σχήμα 65** και **Σχήμα 66** αντίστοιχα. Τέλος, τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για το δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V εμφανίζονται στα **Σχήμα 67** και **Σχήμα 68** αντίστοιχα.



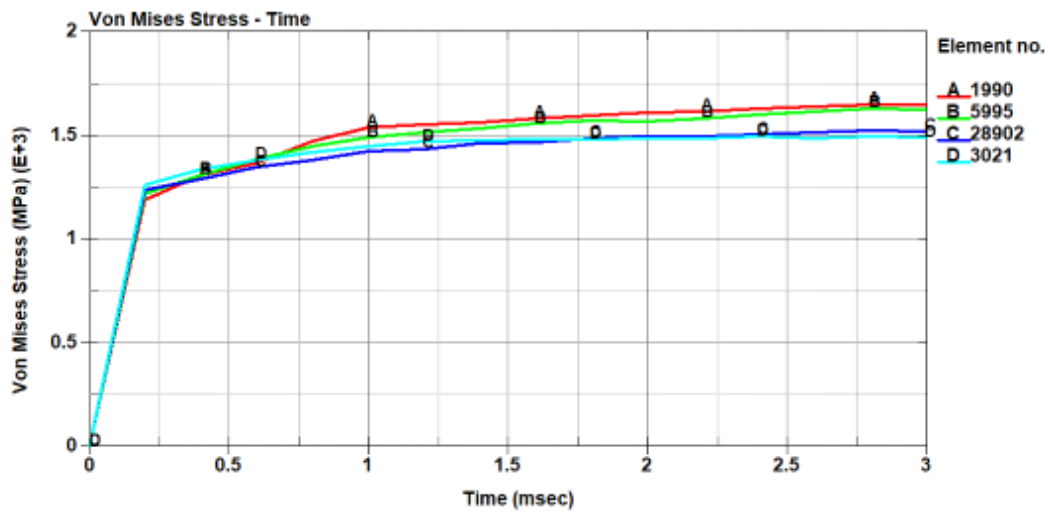
Σχήμα 62: Σημεία A, B, C, D στην διαγώνιο ανάπτυξης της ζώνης διάτμησης για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

Από τα διαγράμματα αυτά παρατηρούμε ότι για όλα τα υλικά, η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση σε καθ' ένα από τα 4 σημεία αυξάνεται απότομα μέχρι να εμφανιστεί ρωγμή. Όταν η ρωγμή φτάσει στο κάθε σημείο τότε η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση του σημείου αυτού μηδενίζεται απότομα. Βέβαια, στο δοκίμιο από χάλυβα δεν εμφανίστηκε ρωγμή οπότε η παραμόρφωση δεν μηδενίζεται για κανένα σημείο αλλά αυξάνεται συνεχώς. Η ισοδύναμη τάση von Mises κάθε σημείου, για κάθε υλικό, αυξάνεται απότομα στα αρχικά στάδια θλίψης και στην συνέχεια σταθεροποιείται καθώς αναπτύσσεται η ζώνη διάτμησης. Όταν, η ρωγμή φτάσει στο κάθε σημείο, η ισοδύναμη τάση του σημείου αυτού μηδενίζεται απότομα. Στο δοκίμιο από χάλυβα καθώς δεν εμφανίζεται ρωγμή, οι τάσεις δεν μηδενίζονται αλλά λαμβάνουν μία σχετικά σταθερή τιμή. Ωστόσο, στα διαγράμματα κράματος αλουμινίου 6061 και κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V, το σημείο D εμφανίζει ελαφρώς διαφορετική συμπεριφορά σε σχέση με τα υπόλοιπα σημεία. Αυτό συμβαίνει διότι στο σημείο D συναντώνται δύο διαφορετικές ζώνες διάτμησης, η μία έχει ως αφετηρία την άνω γωνία και η δεύτερη αναπτύσσεται από την κάτω γωνία. Επιπλέον, στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου δεν αναπτύσσεται ρωγμή από την κάτω γωνία και για αυτό η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση και η ισοδύναμη τάση von Mises δεν μηδενίζεται για το σημείο D.

Για χάλυβα 4340

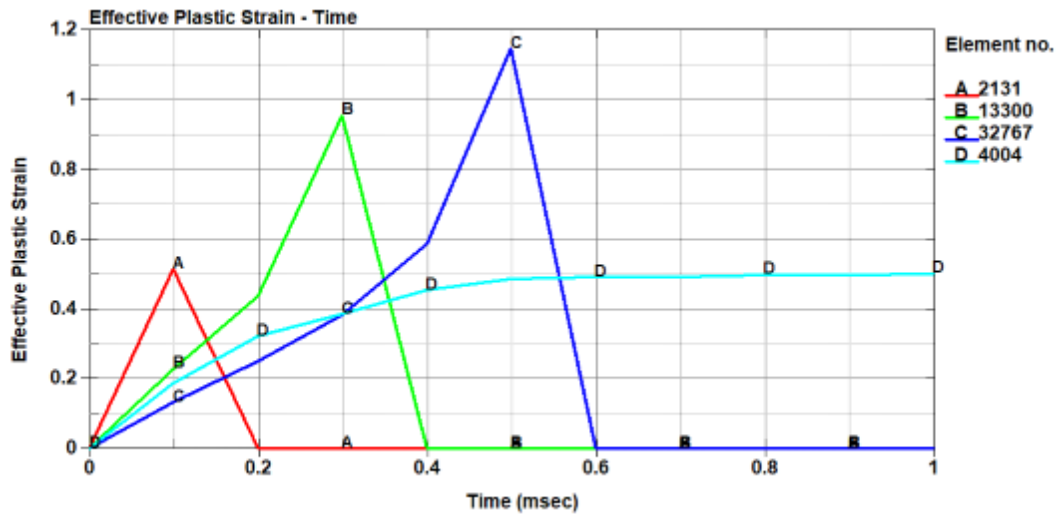


Σχήμα 63: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για χάλυβα 4340.

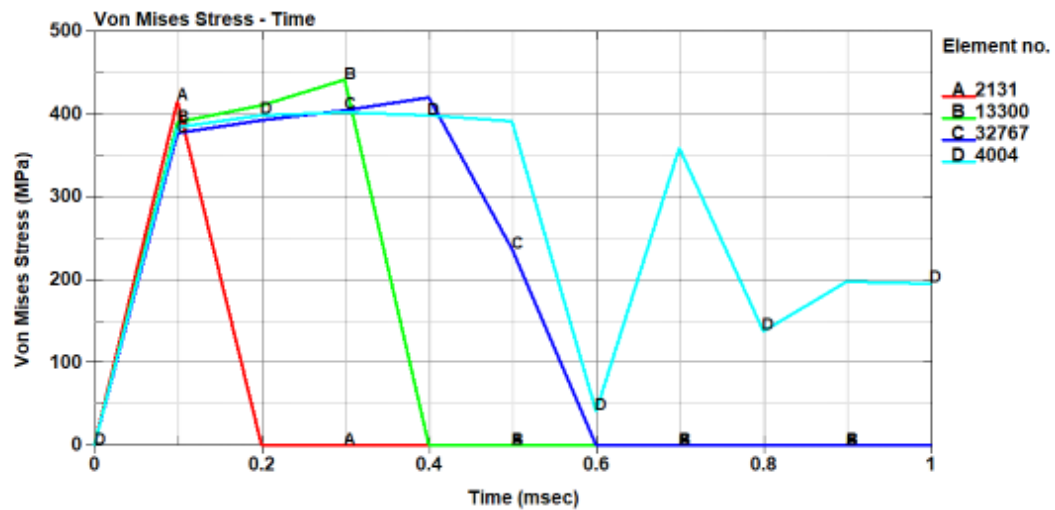


Σχήμα 64: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για χάλυβα 4340.

Για κράμα αλουμινίου 6061

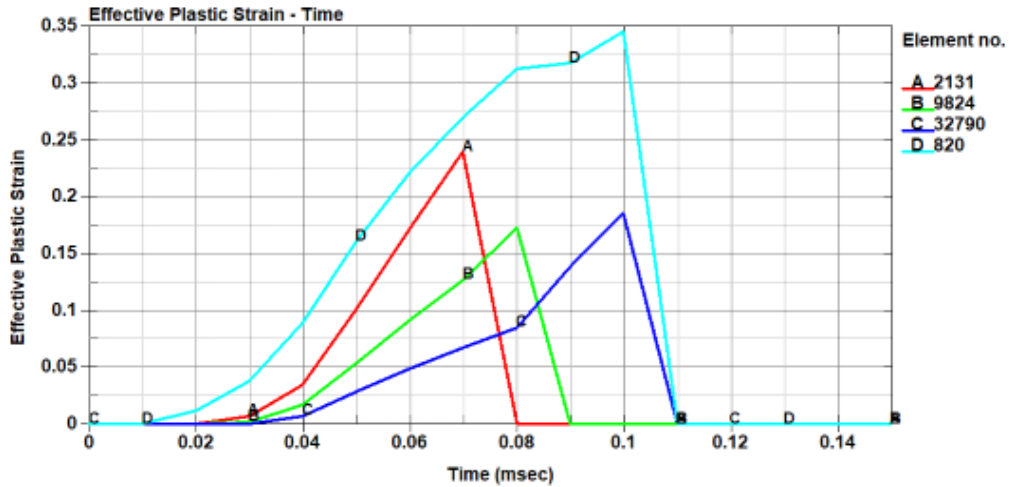


Σχήμα 65: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα αλουμινίου 6160.

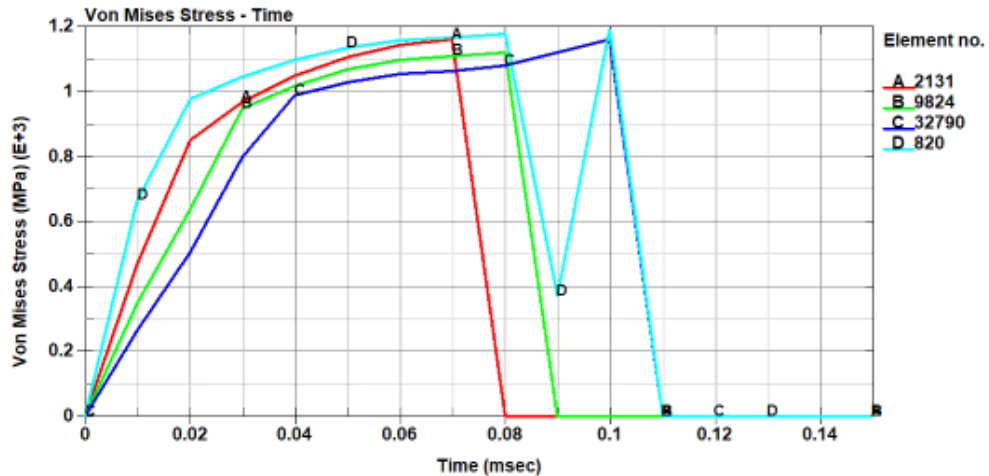


Σχήμα 66: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα αλουμινίου 6061.

Για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V



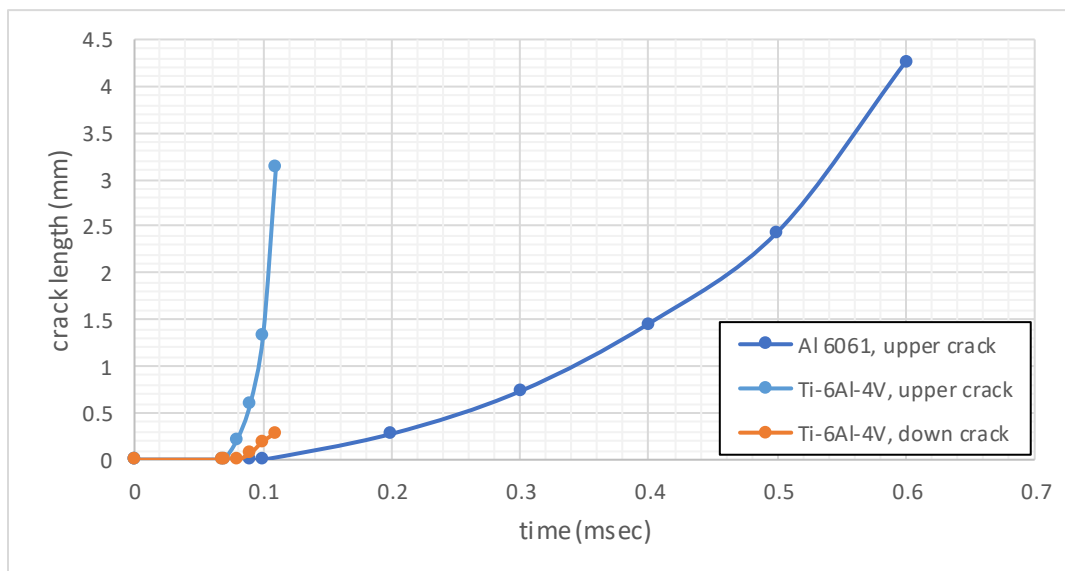
Σχήμα 67: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.



Σχήμα 68: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

Τέλος, στο Σχήμα 69 παρουσιάζεται το διάγραμμα μήκους ρωγμής ως προς τον χρόνο, για κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Ως upper crack ονομάζεται η ρωγμή που αναπτύσσεται από την άνω γωνία και ως down crack ονομάζεται η ρωγμή που αναπτύσσεται από την κάτω γωνία. Όπως αναφέρθηκε και παραπάνω, στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου εμφανίζεται ρωγμή μόνο από την άνω γωνία. Τις χρονικές στιγμές $t_b=0.7$ msec και $t_b=0.11$ msec για το κράμα αλουμινίου και το κράμα τιτανίου αντίστοιχα, ολοκληρώνεται η θραύση του δοκιμίου, άρα ολοκληρώνεται η διάδοση των ρωγμών. Συγκεκριμένα, για το δοκίμιο κράματος τιτανίου την στιγμή $t_b=0.11$ msec οι δύο ρωγμές από την άνω και την κάτω γωνία ενώνονται. Το παρακάτω διάγραμμα

επιβεβαιώνει ότι, το δοκίμιο από κράμα τιτανίου αστοχεί πολύ πιο γρήγορα από το δοκίμιο κράματος αλουμινίου. Επίσης, φαίνεται ότι, για το δοκίμιο κράματος τιτανίου, το μήκος της ρωγμής που αναπτύσσεται από την άνω γωνία είναι σημαντικά μεγαλύτερο από το μήκος της κάτω ρωγμής. Καθώς στο δοκίμιο από κράμα αλουμινίου εμφανίζεται μόνο μία ρωγμή, αυτή έχει μεγαλύτερο μήκος από τις ρωγμές του δοκιμίου κράματος τιτανίου.



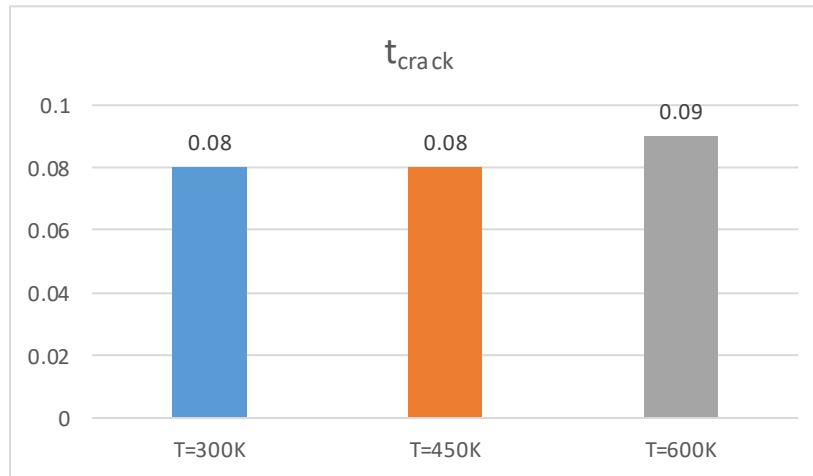
Σχήμα 69: Διάγραμμα μήκους ρωγμής - χρόνος για κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V.

4.3 Παραμετρική μελέτη για διαφορετικές θερμοκρασίες

Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκε μελέτη για διαφορετικές θερμοκρασίες για το δοκίμιο κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V. Η ταχύτητα πλάκας συμπίεσης (striker bar) διατηρήθηκε σταθερή και ίση με 2.5 mm/msec. Οι χρονικές στιγμές σχηματισμού ρωγμής (t_{crack}) και ολοκλήρωσης της θραύσης του δοκιμίου (t_{break}) για κάθε θερμοκρασία παρουσιάζονται στον Πίνακα 4 και στο Σχήμα 70. Συγκρίνοντας τους χρόνους αυτούς συνάγεται το συμπέρασμα ότι καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία η ρωγμή σχηματίζεται σε μεταγενέστερο χρόνο, άρα το δοκίμιο γίνεται πιο ανθεκτικό στην αστοχία.

Πίνακας 4: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 3, 4, 5.

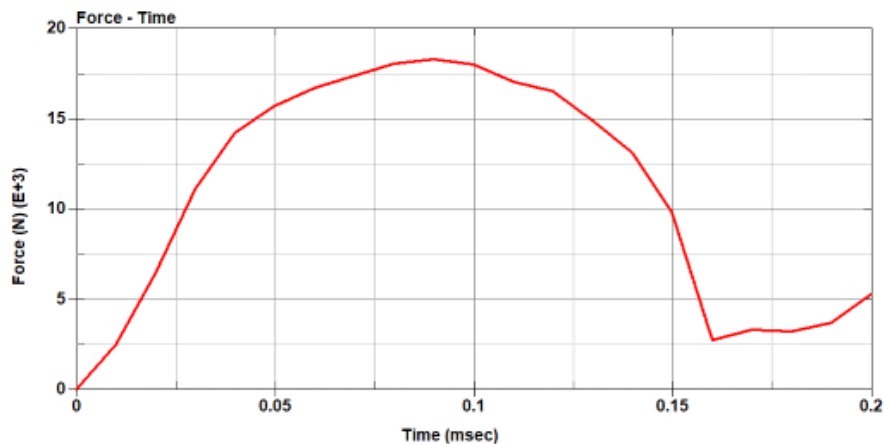
Σενάριο	Θερμοκρασία	t_{crack} (msec)	t_{break} (msec)
3	T=300K	0.08	0.11
4	T=450K	0.08	0.15
5	T=600K	0.09	0.21



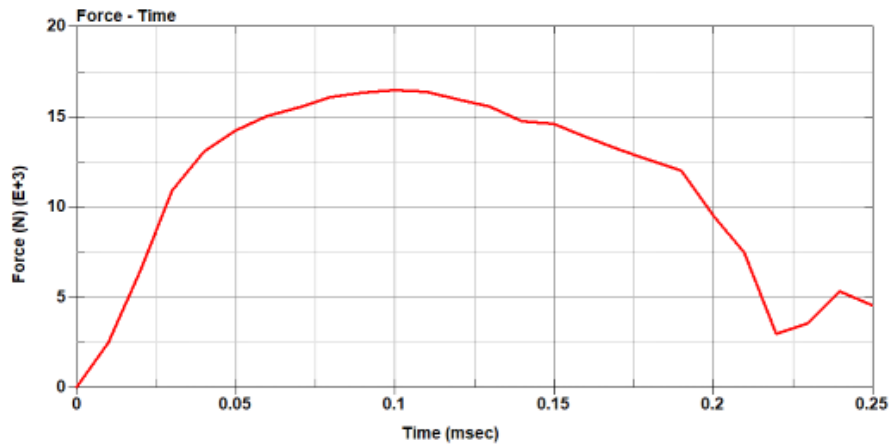
Σχήμα 70: Ραβδόγραμμα χρόνου σχηματισμού ρωγμής για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.

Στα **Σχήμα 71** και **Σχήμα 72** εμφανίζονται τα διαγράμματα φορτίου (που ασκεί η άνω πλάκα συμπίεσης στο δοκίμιο) – χρόνου για θερμοκρασίες 450K και 600K αντίστοιχα. Το διάγραμμα για την θερμοκρασία 300K παρουσιάζεται στο Κεφάλαιο 4.2 στο **Σχήμα 46**. Από τα σχήματα φαίνεται ότι τα διαγράμματα για κάθε θερμοκρασία έχουν παρόμοια μορφή, όπως αυτή που περιγράφεται στο Κεφάλαιο 4.2.

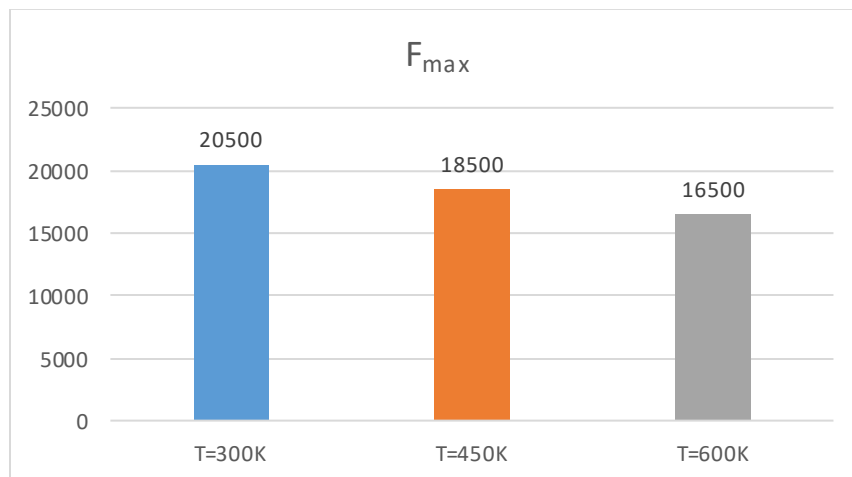
Συγκρίνοντας τα τρία διαγράμματα μεταξύ τους και από το ραβδόγραμμα στο **Σχήμα 73** φαίνεται ότι μεγαλύτερο μέγιστο φορτίο εμφανίζεται για $T=300K$ με $F_{max}=20500$ N, στη συνέχεια για $T=450K$ με $F_{max}=18500$ N και τέλος για $T=600K$ εμφανίζεται $F_{max}=16500$ N. Αυτό υποδεικνύει ότι καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία, μειώνεται το μέγιστο φορτίο που αντέχει το δοκίμιο.



Σχήμα 71: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για $T=450K$.



Σχήμα 72: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για T=600K.

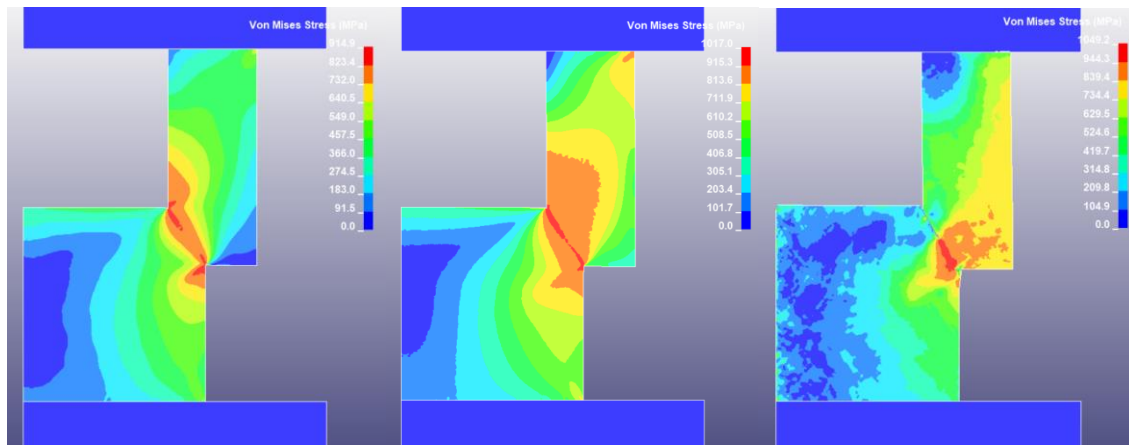


Σχήμα 73: Ραβδόγραμμα μέγιστου φορτίου για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.

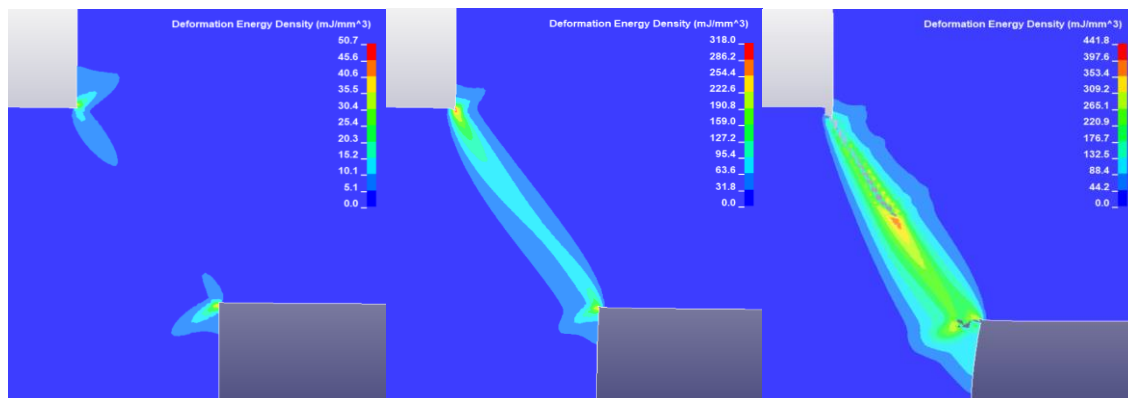
Για θερμοκρασία T=450K, στα **Σχήμα 74**, **Σχήμα 75** και **Σχήμα 76** παρουσιάζονται αντίστοιχα η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises (MPa) και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης (mJ/mm^3), για τις χρονικές στιγμές 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec. Για θερμοκρασία T=600K, στα **Σχήμα 77**, **Σχήμα 78** και **Σχήμα 79** παρουσιάζονται η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης, για τις χρονικές στιγμές 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec. Τα αντίστοιχα στιγμιότυπα για θερμοκρασία T=300K παρουσιάστηκαν στα **Σχήμα 53**, **Σχήμα 54** και **Σχήμα 55** στο Κεφάλαιο 4.2. Από τα στιγμιότυπα αυτά διακρίνεται ότι για κάθε θερμοκρασία πριν εμφανιστεί η ρωγμή, δημιουργείται μεταξύ των δύο γωνιών του δοκιμίου μία διαγώνια ζώνη υψηλών τάσεων, παραμορφώσεων και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης.



Σχήμα 74: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για T=450K, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec.

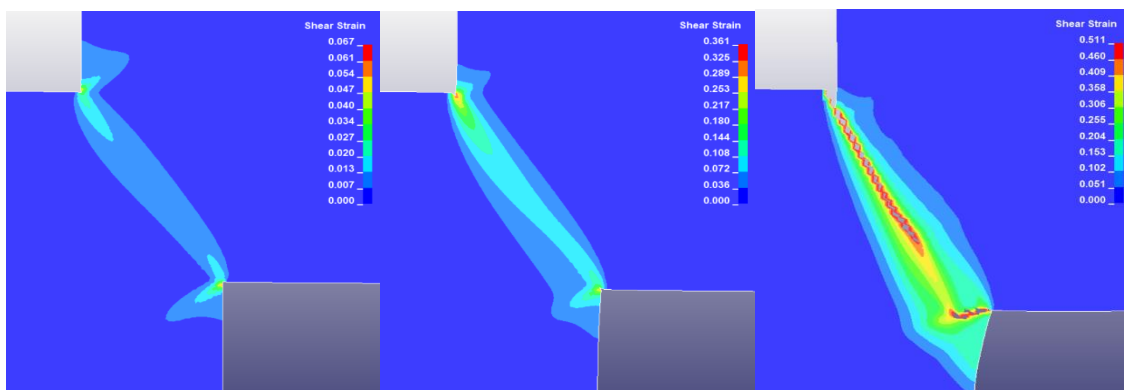


Σχήμα 75: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για T=450K, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec.

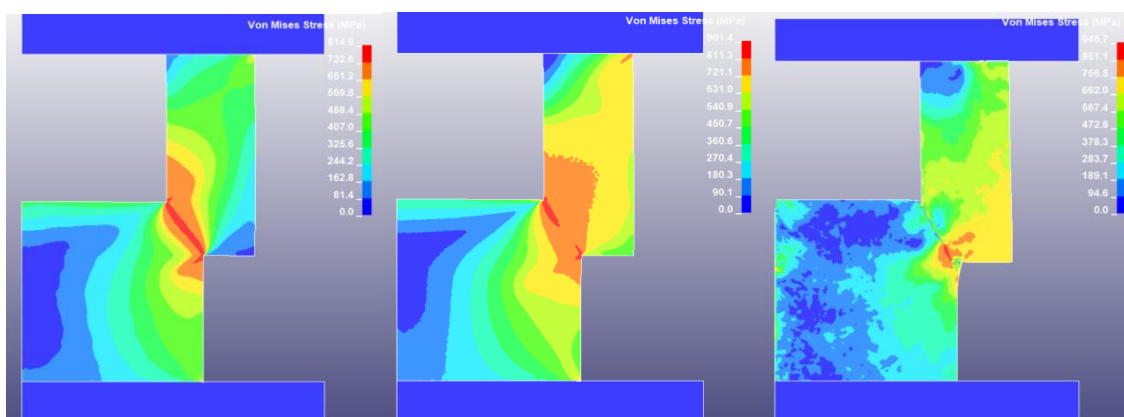


Σχήμα 76: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για T=450K, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.14 msec.

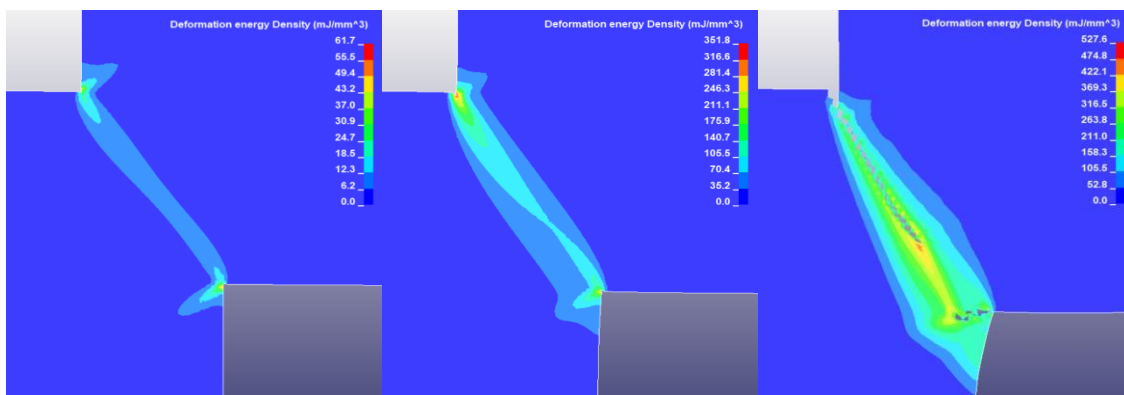
Στιγμιότυπα για T=600K



Σχήμα 77: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για T=600K, για χρόνο 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec.



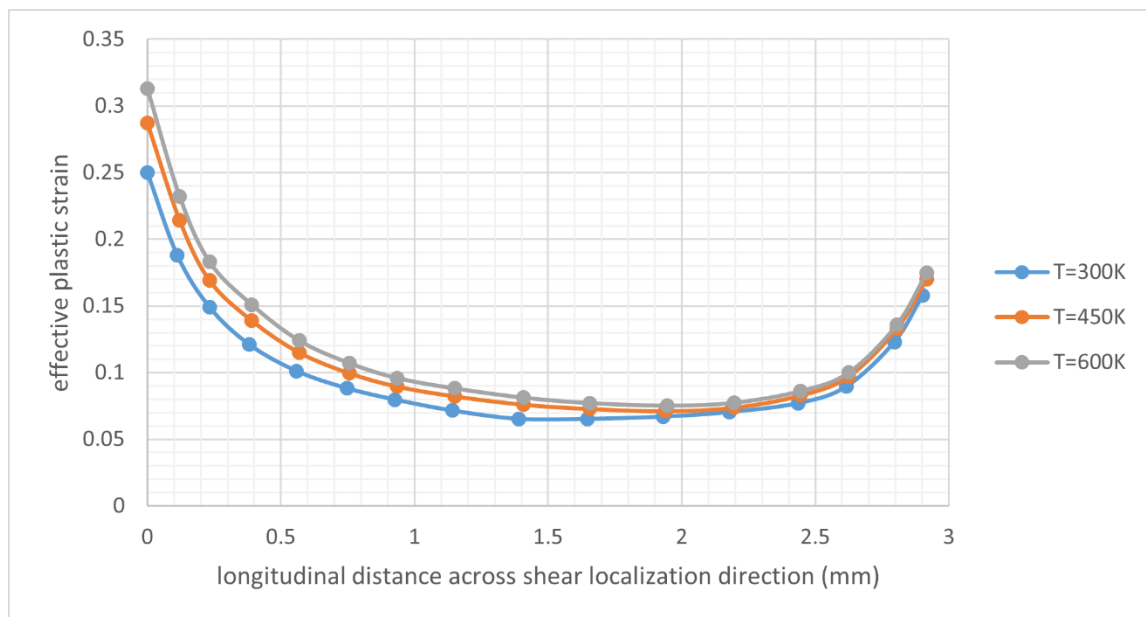
Σχήμα 78: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για T=600K, για χρόνο 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec.



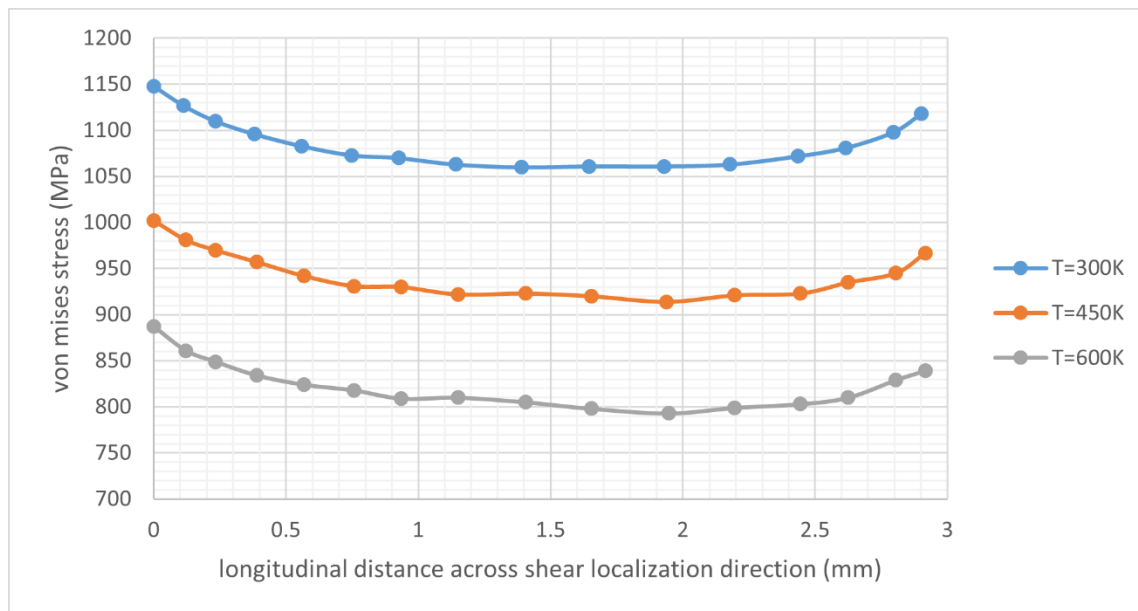
Σχήμα 79: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για T=600K, για χρόνο 0.03 msec, 0.08 msec και 0.2 msec.

Στη συνέχεια, όπως περιγράφεται και στο Κεφάλαιο 4.2, τοποθετήθηκε τοπικό σύστημα συντεταγμένων στην άνω γωνία, με τον x άξονα παράλληλο με την νοητή διαγώνιο εξάπλωσης της ρωγμής. Τα παρακάτω διαγράμματα σχεδιάστηκαν για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τη εξάπλωση της ρωγμής. Στο **Σχήμα 80** παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης ως προς τον άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K. Στο **Σχήμα 81** παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για τις τρεις θερμοκρασίες. Τέλος, στο **Σχήμα 82** παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης – άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για τις διαφορετικές θερμοκρασίες.

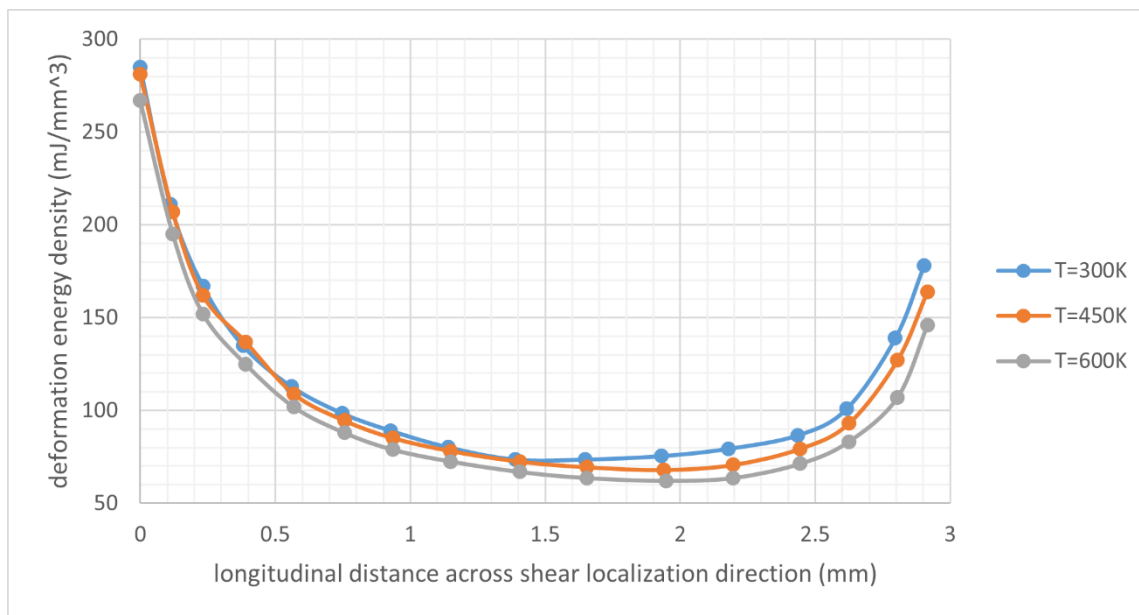
Αρχικά, διακρίνεται ότι ανεξάρτητα από την θερμοκρασία, οι τιμές της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης von Mises και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αυξάνονται κοντά στις δύο γωνίες του δοκιμίου. Οι υψηλότερες τιμές του κάθε διαγράμματος εντοπίζονται στην αρχή του τοπικού άξονα x , δηλαδή στην άνω γωνία του δοκιμίου όπου ξεκινάει και ο σχηματισμός ρωγμής. Ακόμα, παρατηρείται ότι η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση αυξάνεται ελαφρώς καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία. Αντίθετα, οι τιμές της ισοδύναμης τάσης von Mises μειώνονται καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία. Ελαφρά μείωση εμφανίζει επίσης η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης.



Σχήμα 80: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 500K.



Σχήμα 81: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 500K

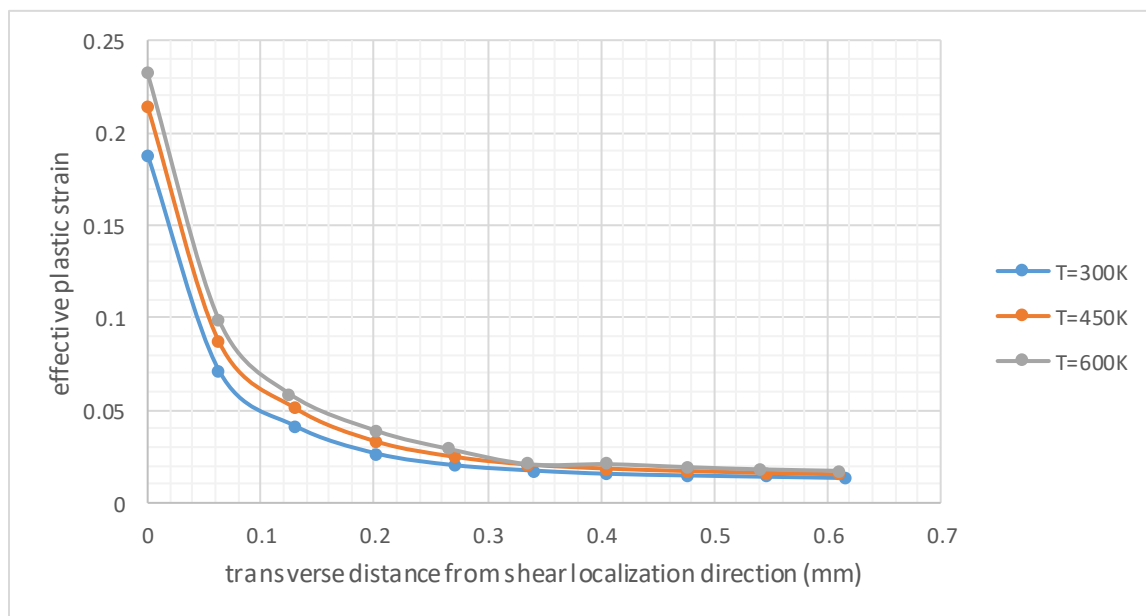


Σχήμα 82: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 500K

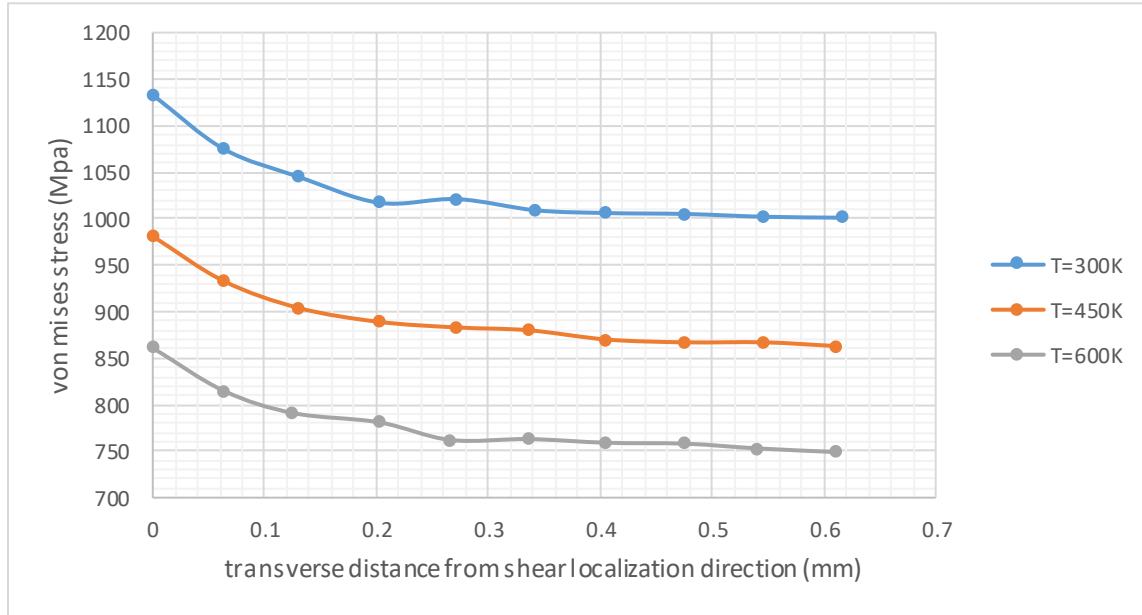
Επιπλέον, μελετήθηκε η ανάπτυξη των πεδίων τάσεων και παραμορφώσεων κάθετα στην διεύθυνση εξάπλωσης της ρωγμής. Σχηματίστηκαν δηλαδή τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης ως προς τον άξονα γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τη εξάπλωση της ρωγμής.

Στο **Σχήμα 83** παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης ως προς τον άξονα γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K. Στο **Σχήμα 84** αποτυπώνεται το διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises – άξονα γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για 300K, 450K και 600K. Τέλος, στο **Σχήμα 85** εμφανίζεται το διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης – τοπικού άξονα γ και για τις τρεις θερμοκρασίες.

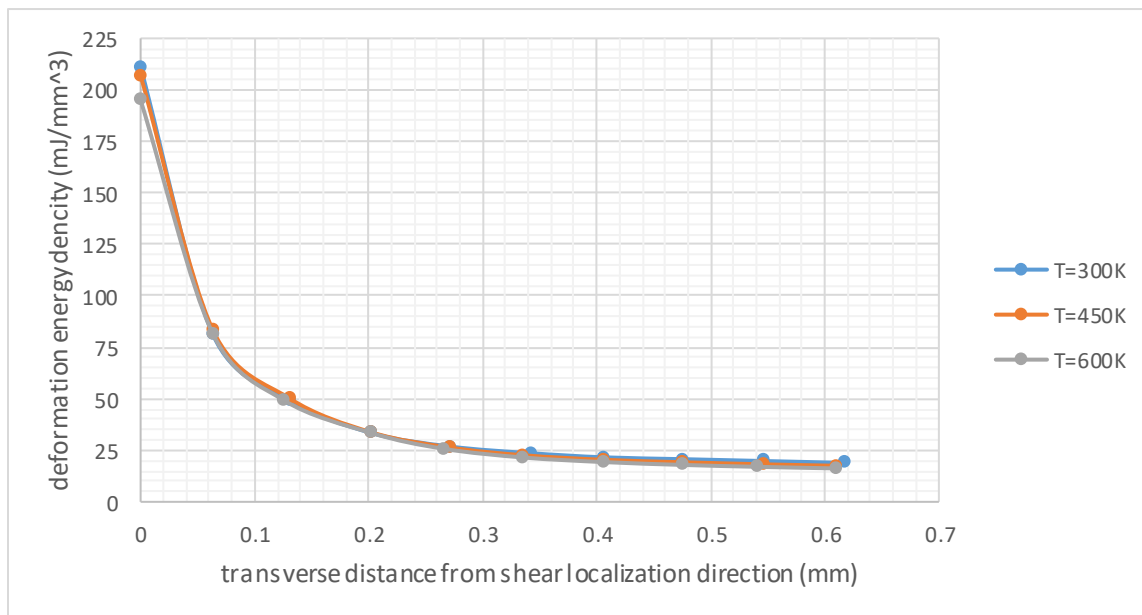
Παρατηρώντας τα διαγράμματα διακρίνεται ότι, ανεξάρτητα από την θερμοκρασία οι υψηλότερες τιμές παραμόρφωσης, τάσης και ειδικής ενέργειας να εμφανίζονται στην αρχή του άξονα γ , δηλαδή στο κέντρο του κάθε πεδίου, όπου εμφανίζεται τελικά και η ρωγμή. Καθώς απομακρυνόμαστε από το κέντρο του πεδίου οι τιμές παραμόρφωσης, τάσης και ειδικής ενέργειας μειώνονται απότομα έως μία σταθερή τιμή. Οι τιμές παραμόρφωσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης τείνουν στο μηδέν. Όπως φάνηκε και από τα διαγράμματα ως προς τον άξονα x , οι τιμές τις ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης αυξάνονται ελαφρώς καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία. Αντίθετα, οι τιμές ισοδύναμης τάσης von Mises μειώνονται με την αύξηση της θερμοκρασίας. Από το διάγραμμα για την ειδική ενέργεια παραμόρφωσης φαίνεται ότι οι τιμές της είναι ανεπηρέαστες από την θερμοκρασία.



Σχήμα 83: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.



Σχήμα 84: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.



Σχήμα 85: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.

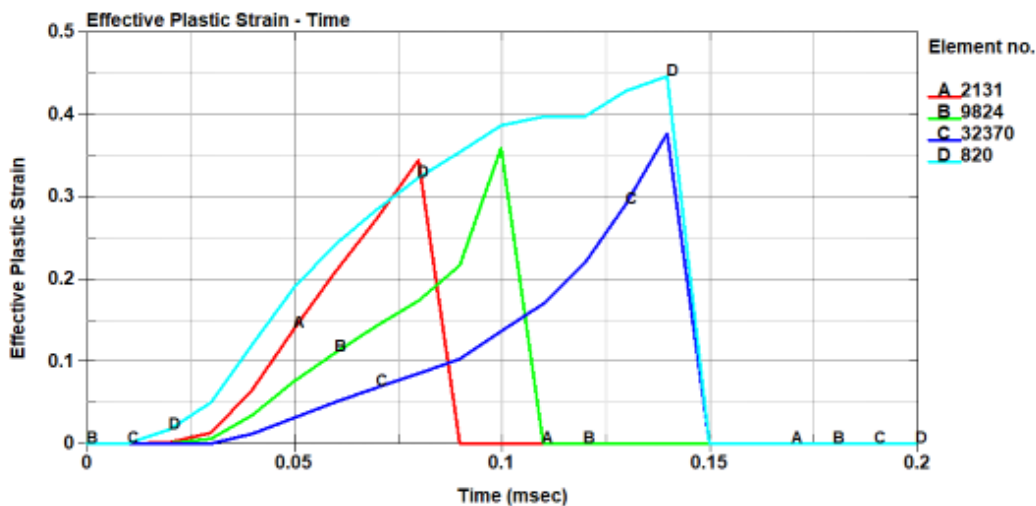
Στη συνέχεια, επιλέχθηκαν 4 σημεία (A, B, C, D) πάνω στην διαγώνιο ανάπτυξης της ζώνης διάτμησης και για αυτά σχηματίστηκαν τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και

ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο. Ο τρόπος επιλογής των σημείων περιγράφεται στο Κεφάλαιο 4.2 (**Σχήμα 62**).

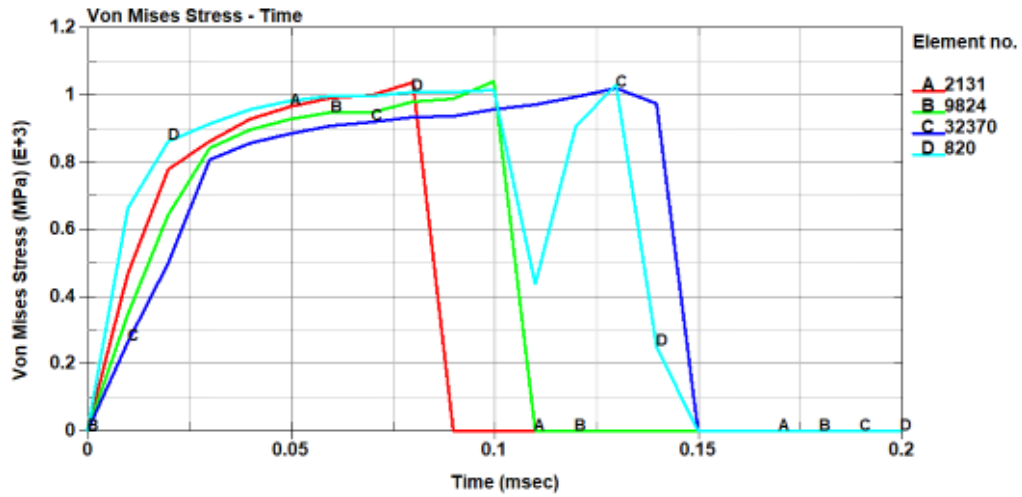
Τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για θερμοκρασία 450K εμφανίζονται στα **Σχήμα 86** και **Σχήμα 87** αντίστοιχα. Τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για θερμοκρασία 600K εμφανίζονται στα **Σχήμα 88** και **Σχήμα 89** αντίστοιχα. Τα αντίστοιχα διαγράμματα για θερμοκρασία 300K παρουσιάστηκαν στο Κεφάλαιο 4.2 στα **Σχήμα 67** και **Σχήμα 68**.

Από τα διαγράμματα αυτά παρατηρούμε ότι για όλα τα υλικά, η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση σε καθ' ένα από τα 4 σημεία αυξάνεται απότομα μέχρι να εμφανιστεί ρωγμή. Όταν η ρωγμή φτάσει στο κάθε σημείο τότε η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση του σημείου αυτού μηδενίζεται απότομα. Η ισοδύναμη τάση von Mises κάθε σημείου, για κάθε θερμοκρασία, αυξάνεται απότομα στα αρχικά στάδια θλίψης και στην συνέχεια σταθεροποιείται καθώς αναπτύσσεται η ζώνη διάτμησης. Όταν, η ρωγμή φτάσει στο κάθε σημείο, η ισοδύναμη τάση του σημείου αυτού μηδενίζεται απότομα. Συγκρίνοντας τα διαγράμματα για κάθε θερμοκρασία, διακρίνεται επίσης ότι οι μέγιστες τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης του κάθε σημείου αυξάνονται με την αύξηση της θερμοκρασίας. Αντίθετα, οι μέγιστες τιμές ισοδύναμης τάσης von Mises κάθε σημείου μειώνονται καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία. Τα αποτελέσματα αυτά επιβεβαιώνουν τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τους τοπικούς άξονες x και y, τα οποία αναλύθηκαν παραπάνω.

Για θερμοκρασία T=450K

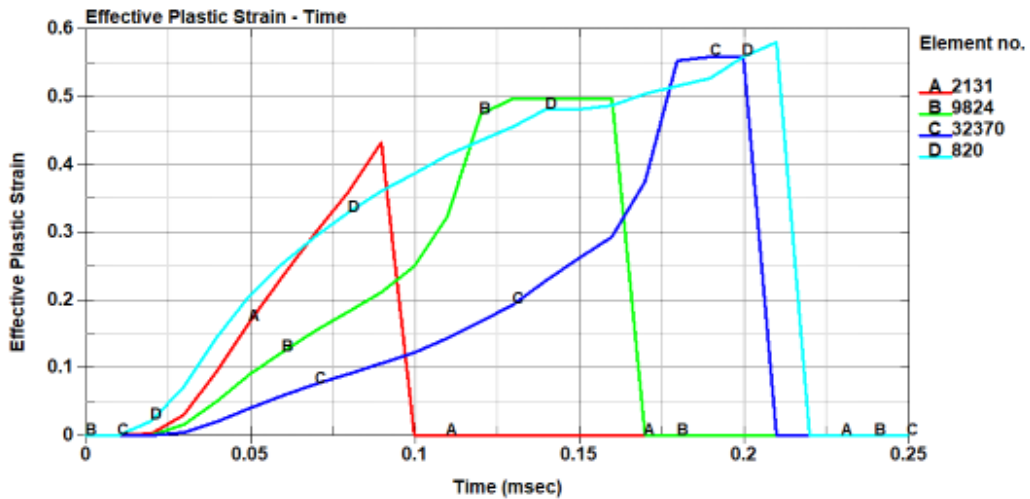


Σχήμα 86: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 450K.

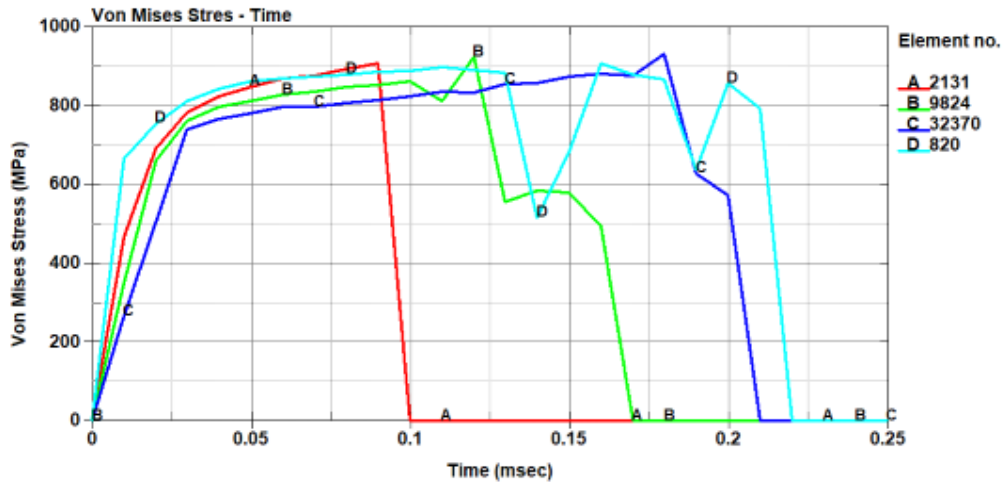


Σχήμα 87: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 450K.

Για θερμοκρασία T=600K

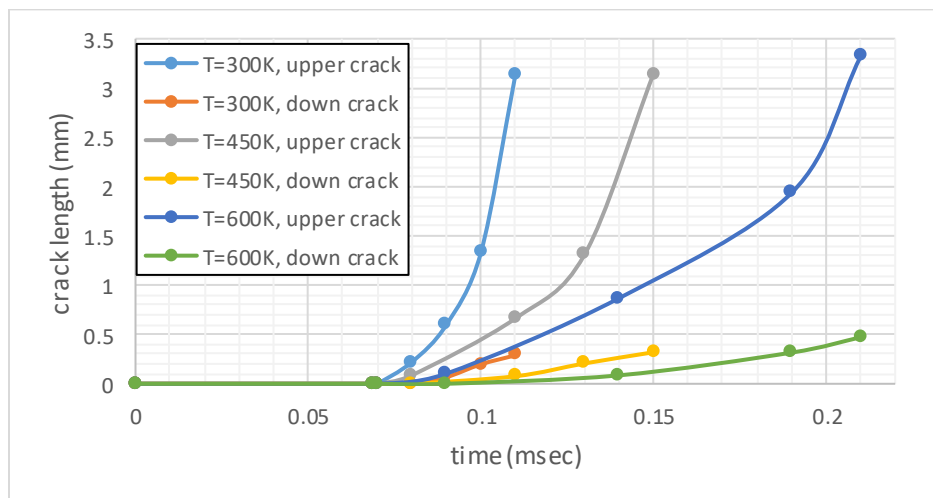


Σχήμα 88: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 600K.



Σχήμα 89: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για θερμοκρασία 600K.

Τέλος, στο **Σχήμα 90** παρουσιάζεται το διάγραμμα μήκους ρωγμής ως προς τον χρόνο, για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K. Ως upper crack ονομάζεται η ρωγμή που αναπτύσσεται από την άνω γωνία και ως down crack ονομάζεται η ρωγμή που αναπτύσσεται από την κάτω γωνία. Τις χρονικές στιγμές $t_b=0.11$ msec, $t_b=0.14$ msec και $t_b=0.21$ msec για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K αντίστοιχα, ολοκληρώνεται η θραύση του δοκιμίου, άρα ολοκληρώνεται η διάδοση των ρωγμών. Ουσιαστικά, τις στιγμές αυτές οι δύο ρωγμές upper και down ενώνονται. Το παρακάτω διάγραμμα επιβεβαιώνει ότι, με την αύξηση της θερμοκρασίας το δοκίμιο καθυστερεί να αστοχήσει. Για κάθε τιμή θερμοκρασίας, τα upper crack έφτασαν σε μεγαλύτερο μήκος και είχαν μεγαλύτερη ταχύτητα εξέλιξης σε σχέση με τα down crack. Ακόμα, παρατηρείται ότι το μέγιστο μήκος των ρωγμών δεν επηρεάζεται από την θερμοκρασία. Ωστόσο, καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία παρουσιάζεται μείωση στην κλίση των καμπύλων άρα μειώνεται η ταχύτητα σχηματισμού ρωγμών.



Σχήμα 90: Διάγραμμα μήκους ρωγμής - χρόνος για θερμοκρασίες 300K, 450K και 600K.

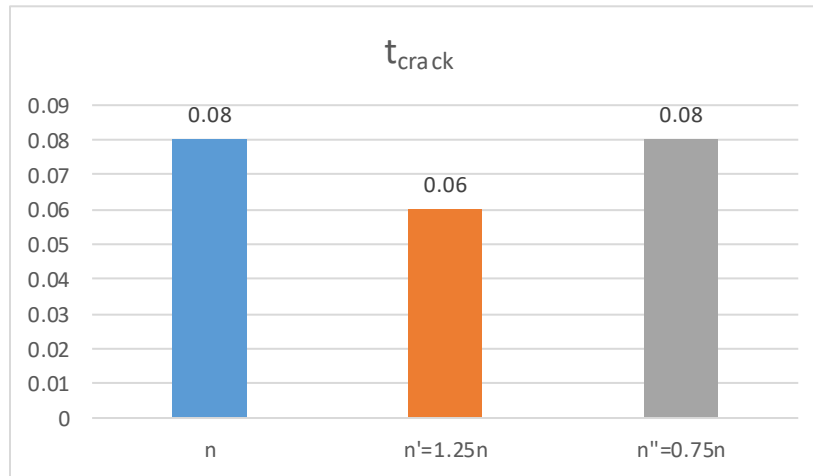
4.4 Ανάλυση ευαισθησίας για εκθέτη κράτυνσης n

Όπως έχει παρουσιαστεί και στο Κεφάλαιο 1.1, σε ένα διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης ενός όλκιμου υλικού (**Σχήμα 1**), διακρίνεται η απότομη αύξηση των τάσεων μέχρι την τάση διαρροής, στη συνέχεια η σταθεροποίηση της τάσης καθώς το υλικό επιμηκύνεται και τέλος η θραύση του υλικού. Ωστόσο, κατά την διάρκεια της φάσης όπου η τάση παραμένει σχετικά σταθερή, στην πραγματικότητα διακρίνεται μία μικρή αύξηση στην τιμή της, καθώς το δοκίμιο συνεχίζει να επιμηκύνεται, έως ότου επιτευχθεί η μέγιστη τάση. Αυτό οφείλεται στην ιδιότητα του υλικού γνωστή ως κράτυνση. Ουσιαστικά, η κράτυνση προσθέτει επιπλέον αντοχή στη συμπεριφορά ενός υλικού, καθώς αυτό συνεχίζει να δέχεται τάσεις και μετά την ελαστική περιοχή και επιμηκύνεται περισσότερο, γίνεται δηλαδή πιο όλκιμο.

Για την ανάλυση ευαισθησίας για εκθέτη κράτυνσης n , προσομοιώθηκε το δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V για εκθέτες κράτυνσης $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$. Η ταχύτητα της πλάκας συμπίεσης ήταν σταθερή και ίση με 2.5 mm/msec. Επίσης σταθερή διατηρήθηκε η θερμοκρασία του πειράματος 300K. Οι χρονικές στιγμές σχηματισμού ρωγμής (t_{crack}) και ολοκλήρωσης της θραύσης του δοκιμίου (t_{break}) για κάθε εκθέτη κράτυνσης παρουσιάζονται στον **Πίνακα 5** και στο ραβδόγραμμα στο **Σχήμα 91**. Συγκρίνοντας τους χρόνους αυτούς συνάγεται το συμπέρασμα ότι καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης η ρωγμή εμφανίζεται σε μικρότερο χρόνο. Αυτό συμβαίνει διότι, όπως φαίνεται από την **Εξίσωση (4)** του μοντέλου Johnson-Cook, καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης n αυξάνεται και η τάση σ_y , άρα η αύξηση του n συνεπάγεται ενδυνάμωση του υλικού. Ωστόσο, όπως φαίνεται από τον **Πίνακα 2**, για το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V οι τιμές των συντελεστών D_1 και D_3 είναι αρνητικές. Από την **Εξίσωση (5)** για τον υπολογισμό της παραμόρφωσης ϵ^f , φαίνεται ότι το D_3 συνδέεται άμεσα με το σ_y , άρα με την αύξηση του n και του σ_y , το ϵ^f μειώνεται. Το γεγονός αυτό οδηγεί στην πρόωρη δημιουργία ρωγμής στο υλικό.

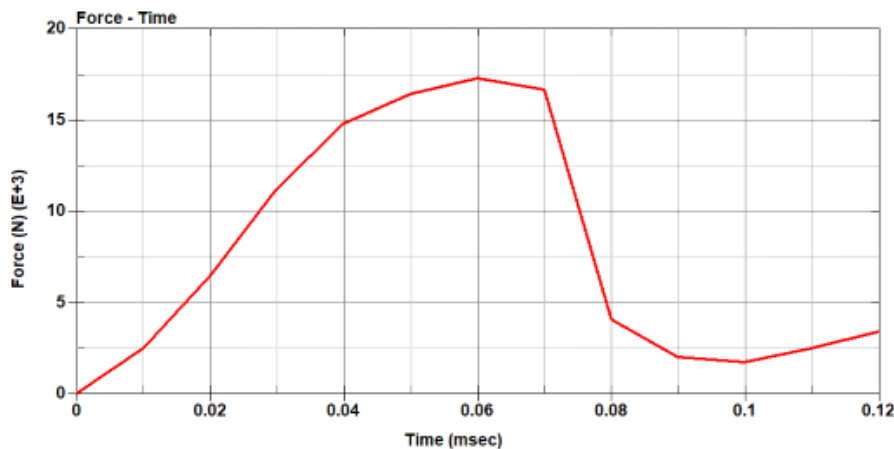
Πίνακας 5: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 3, 6, 7.

Σενάριο	Εκθέτης κράτυνσης	t_{crack} (msec)	t_{break} (msec)
3	n	0.08	0.11
6	$n'=1.25n$	0.06	0.08
7	$n''=0.75n$	0.08	0.09

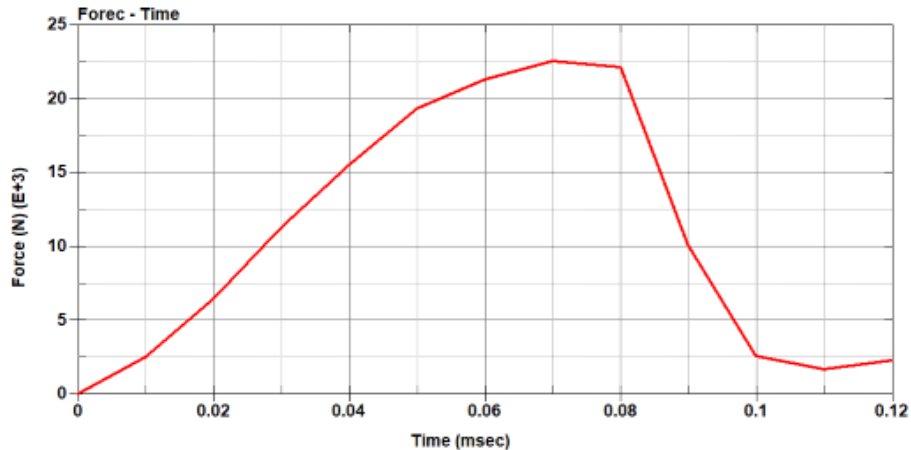


Σχήμα 91: Ραβδόγραμμα χρόνου σχηματισμού ρωγμής για εκθέτη n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75$.

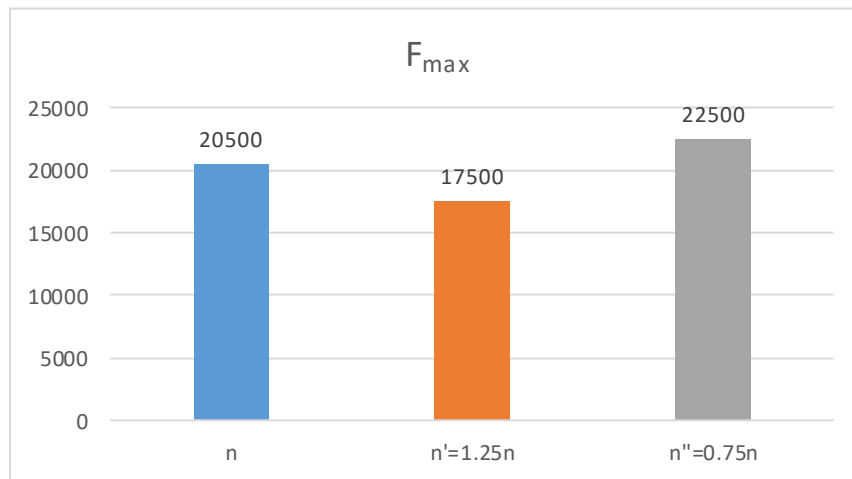
Στα **Σχήμα 46**, **Σχήμα 92** και **Σχήμα 93** παρουσιάζεται το διάγραμμα φορτίου (που ασκεί η άνω πλάκα συμπίεσης στο δοκίμιο) – χρόνου για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$ αντίστοιχα. Από τα σχήματα διακρίνεται ότι, τα διαγράμματα φορτίου – χρόνου και για τους τρεις εκθέτες έχουν αρκετά παρόμοια μορφή. Ωστόσο, η μέγιστη τιμή φορτίου εμφανίζεται για $n''=0.75n$ με $F_{max}=22500$ N, στη συνέχεια για n με $F_{max}=20500$ N και τέλος για $n'=1.25n$ εμφανίζεται $F_{max}=17500$ N. Οι τιμές αυτές παρουσιάζονται συγκριτικά στο ραβδόγραμμα στο **Σχήμα 94**. Από το διάγραμμα αυτό υποδεικνύεται ότι, καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης, μειώνεται το μέγιστο φορτίο που αντέχει το δοκίμιο πριν αστοχήσει. Αυτό συμβαίνει διότι, όπως εξηγήθηκε παραπάνω, καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης n , αυξάνεται η τάση σ_y και μειώνεται η παραμόρφωση ϵ^f . Το γεγονός αυτό οδηγεί στην πρόωρη αστοχία του υλικού, άρα το υλικό δεν προλαβαίνει να φτάσει σε μεγάλο φορτίο. Ως αποτέλεσμα, με την αύξηση του εκθέτη κράτυνσης μειώνεται το μέγιστο φορτίο.



Σχήμα 92: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$.



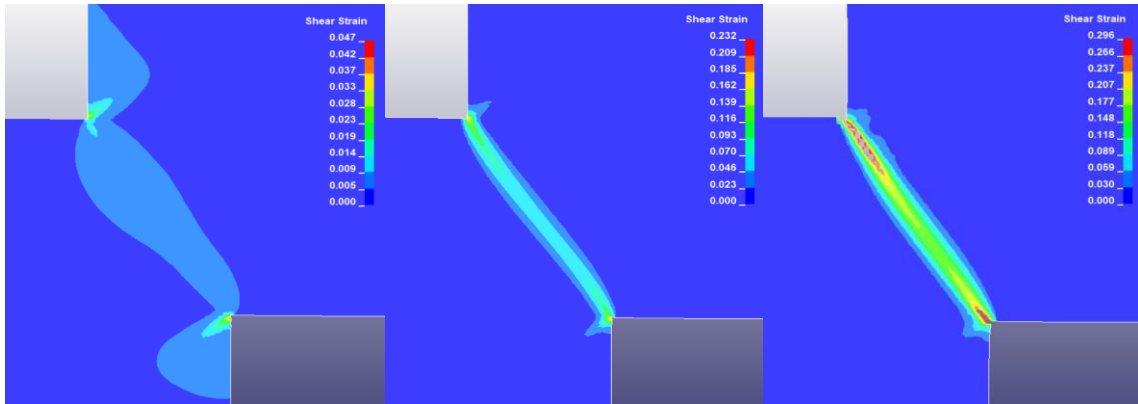
Σχήμα 93: Διάγραμμα φορτίου-χρόνου για εκθέτη κράτυνσης $n''=0.75n$.



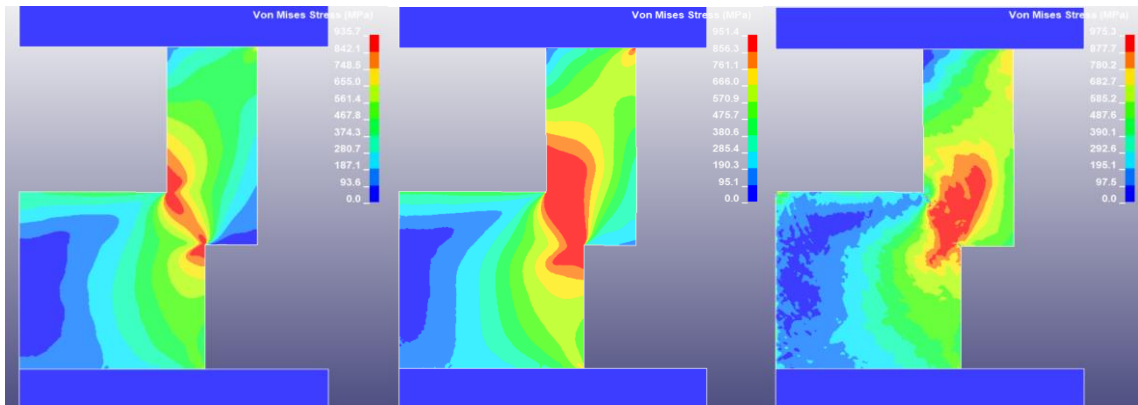
Σχήμα 94: Ραβδόγραμμα μέγιστου φορτίου για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75$.

Στα **Σχήμα 95**, **Σχήμα 96** και **Σχήμα 97** παρουσιάζονται η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises (MPa) και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης (mJ/mm^3), για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$ τις χρονικές στιγμές 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec. Επιπλέον, στα **Σχήμα 98**, **Σχήμα 99** και **Σχήμα 100** παρουσιάζονται η διατμητική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση κατά von Mises και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης, για εκθέτη κράτυνσης $n''=0.75n$ τις χρονικές 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec. Τα αντίστοιχα στιγμιότυπα για εκθέτη κράτυνσης n παρουσιάστηκαν στα **Σχήμα 53**, **Σχήμα 54** και **Σχήμα 55** στο Κεφάλαιο 4.2. Από τα στιγμιότυπα διακρίνεται ο σχηματισμός διαγώνιας ζώνης υψηλών παραμορφώσεων, τάσεων και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης μεταξύ των δύο γωνιών του δοκιμίου.

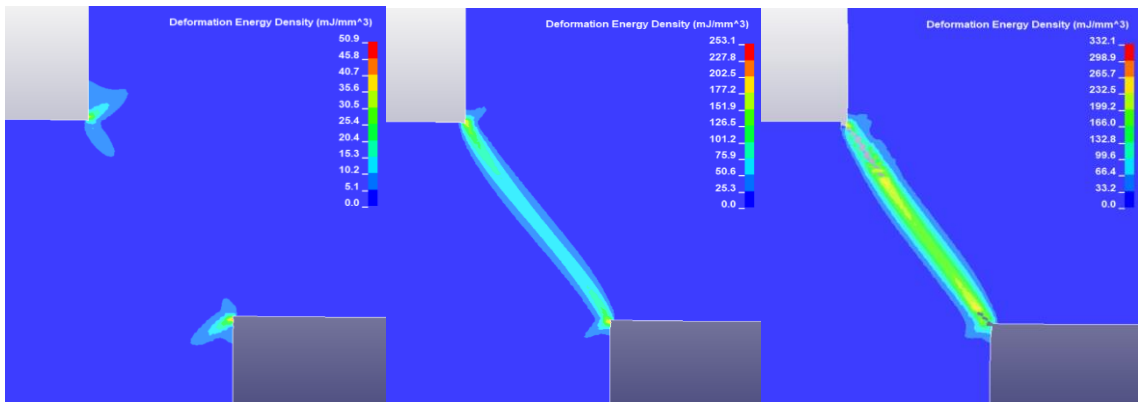
Στιγμιότυπα για εκθέτη κράτυσης $n'=1.25n$



Σχήμα 95: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυσης $n'=1.25n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec.

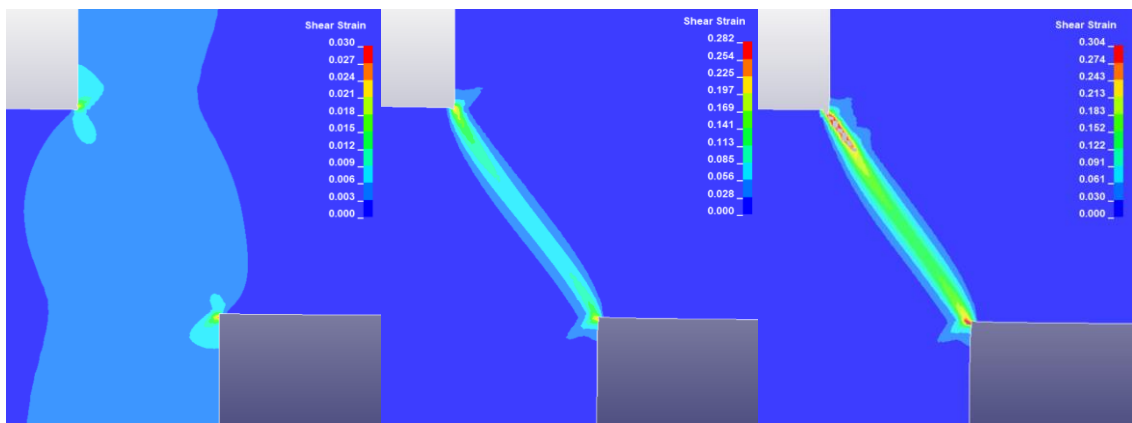


Σχήμα 96: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για εκθέτη κράτυσης $n'=1.25n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec.

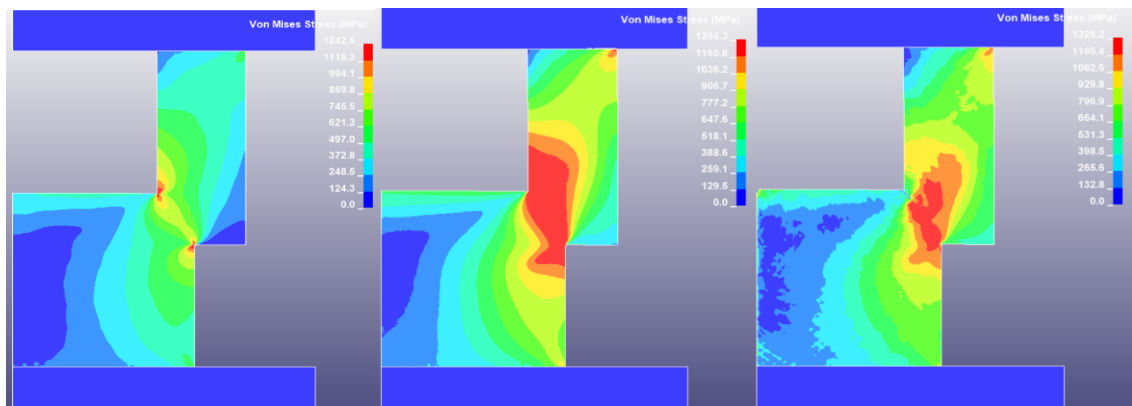


Σχήμα 97: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυσης $n'=1.25n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.05 msec και 0.07 msec.

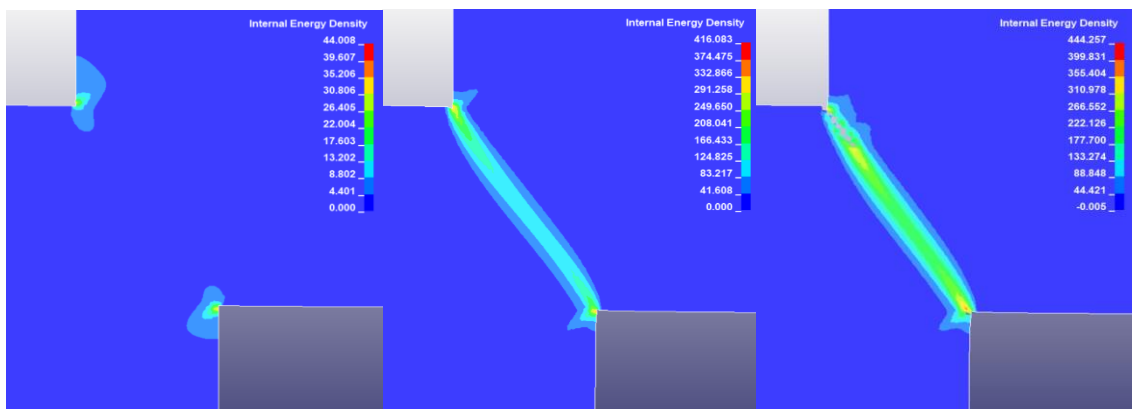
Στιγμιότυπα για εκθέτη κράτυσης $n'=0.75n$



Σχήμα 98: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυσης $n''=0.75n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec.



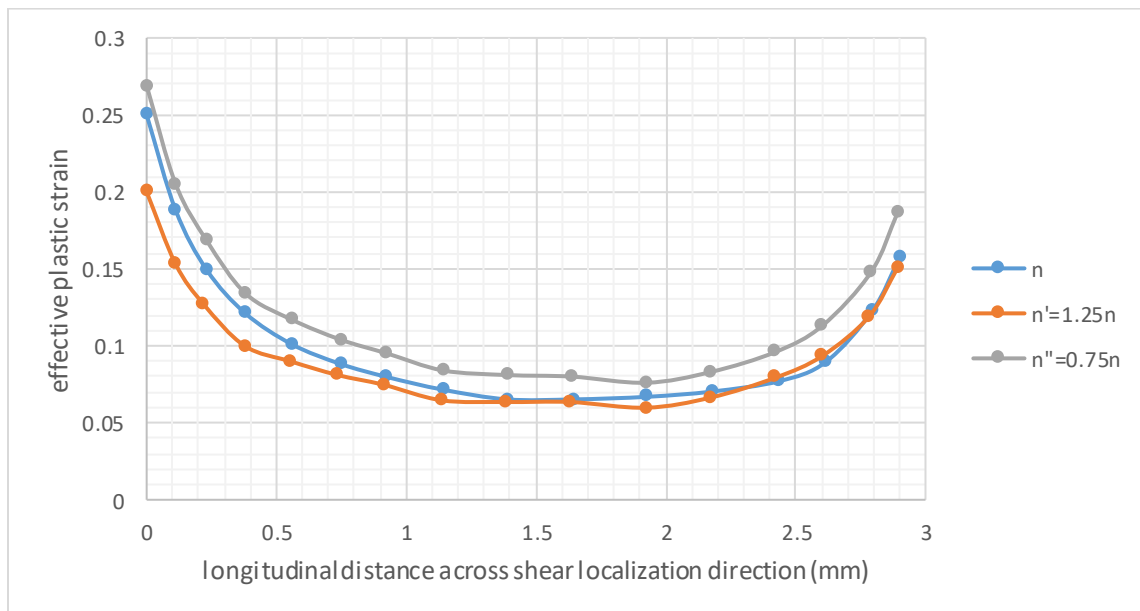
Σχήμα 99: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για εκθέτη κράτυσης $n''=0.75n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec.



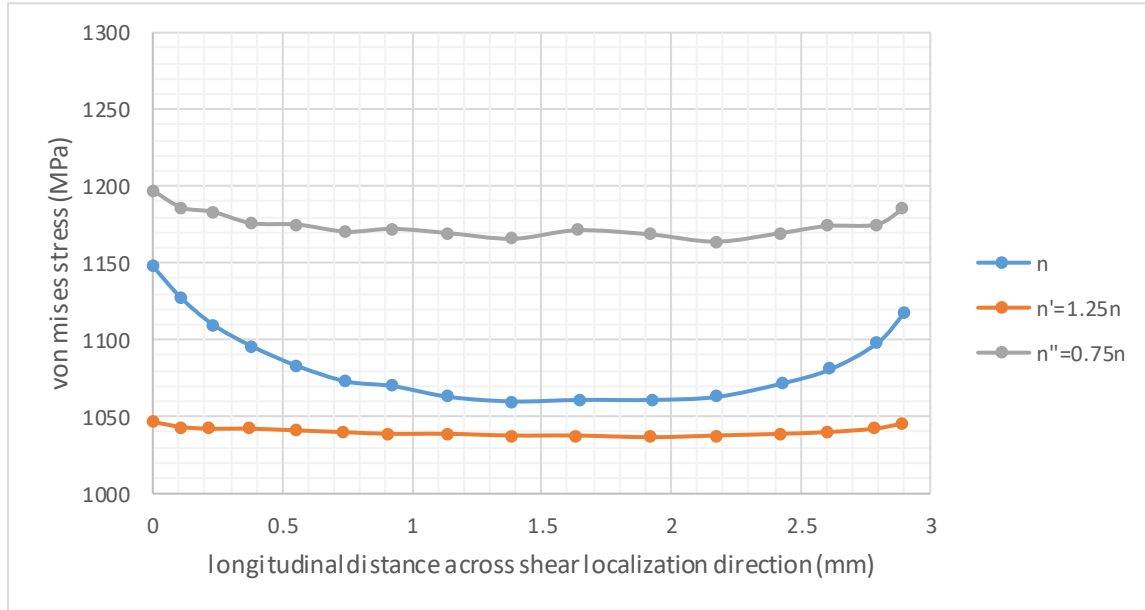
Σχήμα 100: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για εκθέτη κράτυσης $n''=0.75n$, για χρόνο 0.03 msec, 0.07 msec και 0.08 msec.

Κατ’ αντιστοιχία με το Κεφάλαιο 4.2, χρησιμοποιήθηκε τοπικό σύστημα συντεταγμένων στην άνω γωνία, με τον x άξονα παράλληλο με την νοητή διαγώνιο εξάπλωσης της ρωγμής. Στη συνέχεια για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τη εξάπλωση της ρωγμής, δημιουργήθηκαν τα παρακάτω διαγράμματα για τους διάφορους εκθέτες κράτυνσης ως προς τον τοπικό άξονα x . Στα **Σχήμα 101**, **Σχήμα 102** και **Σχήμα 103** εμφανίζονται τα συγκριτικά διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αντίστοιχα, στον άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για τις τρεις τιμές του εκθέτη κράτυνσης.

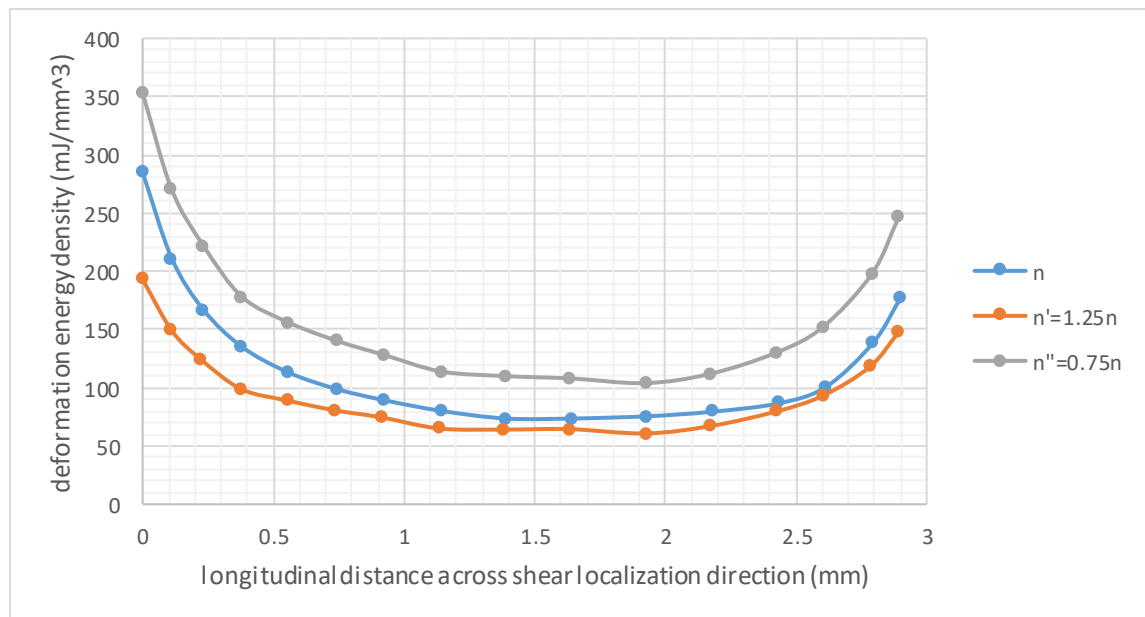
Από τα σχήματα παρατηρείται ότι οι καμπύλες για κάθε εκθέτη κράτυνσης έχουν αρκετά παρόμοια μορφή. Οι υψηλότερες τιμές παραμόρφωσης, τάσεων και ειδικής ενέργειας για κάθε εκθέτη συγκεντρώνονται στις δύο γωνίες (κυρίως στην άνω), ενώ στο κέντρο της διαγώνιου οι τιμές είναι χαμηλότερες. Καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης, η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης παρουσιάζουν ελαφρά μείωση. Επίσης, με την αύξηση του εκθέτη κράτυνσης μειώνεται η ισοδύναμη τάση von Mises.



Σχήμα 101: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$.



Σχήμα 102: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$.

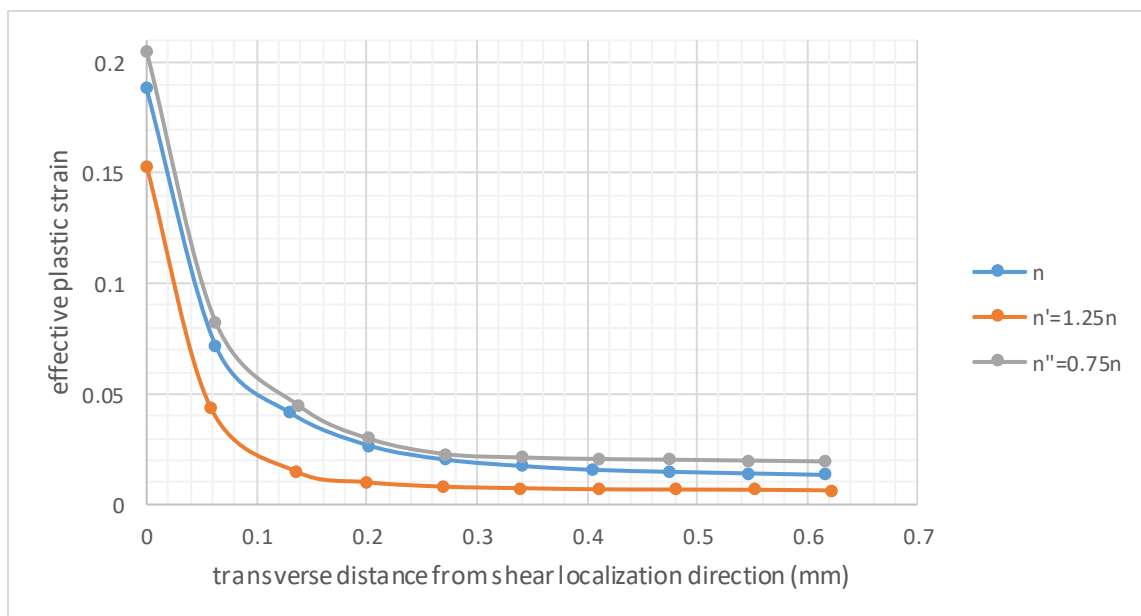


Σχήμα 103: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$.

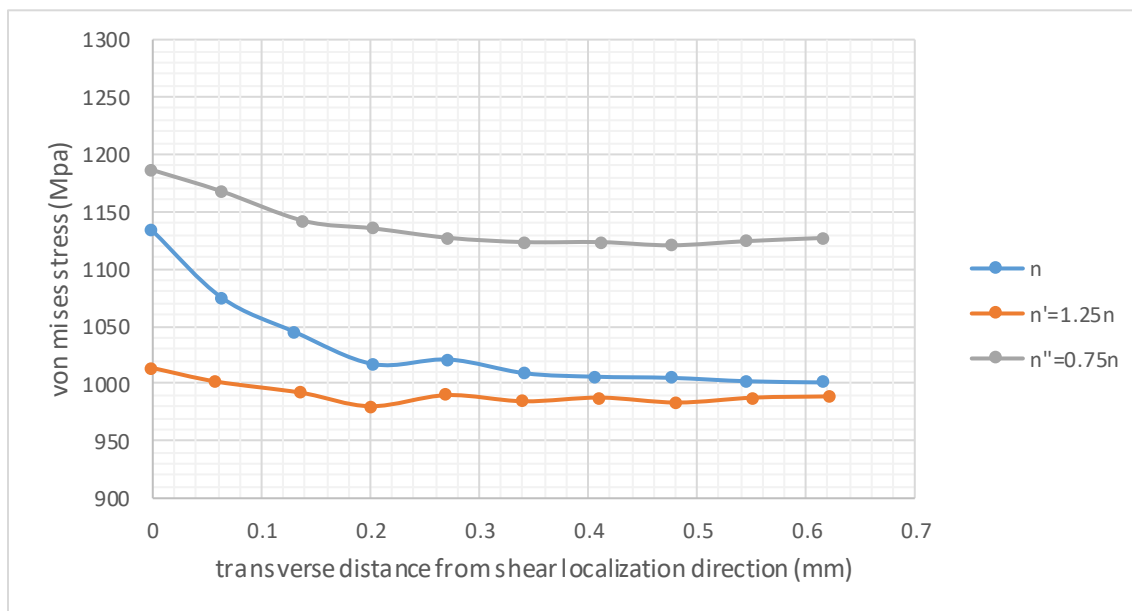
Επιπλέον, μελετήθηκε η εξέλιξη των παραμορφώσεων και των τάσεων εγκάρσια της ζώνης διάτμησης, δηλαδή κατά τον άξονα y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων. Τα διαγράμματα σχηματίστηκαν για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τον σχηματισμό της ρωγμής. Στα Σχήμα 104, Σχήμα

105 και **Σχήμα 106** παρουσιάζονται τα συγκριτικά διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αντίστοιχα, για τους διάφορους εκθέτες κράτυνσης.

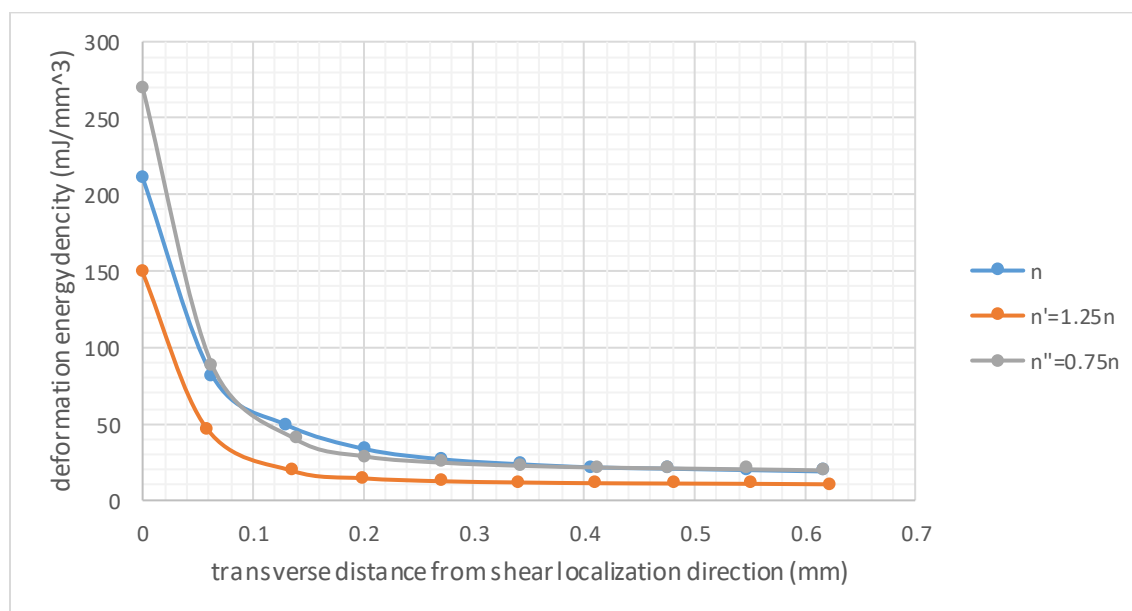
Από τα διαγράμματα φαίνεται ότι στο κέντρο της ζώνης διάτμησης η παραμόρφωση, η τάση και η ειδική ενέργεια λαμβάνουν τις μέγιστες τιμές τους. Καθώς απομακρυνόμαστε από το κέντρο της ζώνης, οι τιμές αυτές μειώνονται απότομα έως ότου σταθεροποιηθούν. Οι τιμές της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης τείνουν σε μία σχεδόν μηδενική τιμή. Όπως φάνηκε και από τα διαγράμματα κατά μήκος της διάδοσης της ρωγμής (άξονας x), καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης, οι τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης μειώνονται ελαφρώς, ενώ επίσης μείωση παρουσιάζουν οι τιμές της ισοδύναμης τάσης von Mises.



Σχήμα 104: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$.



Σχήμα 105: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n, n'=1.25n και n''=0.75n.



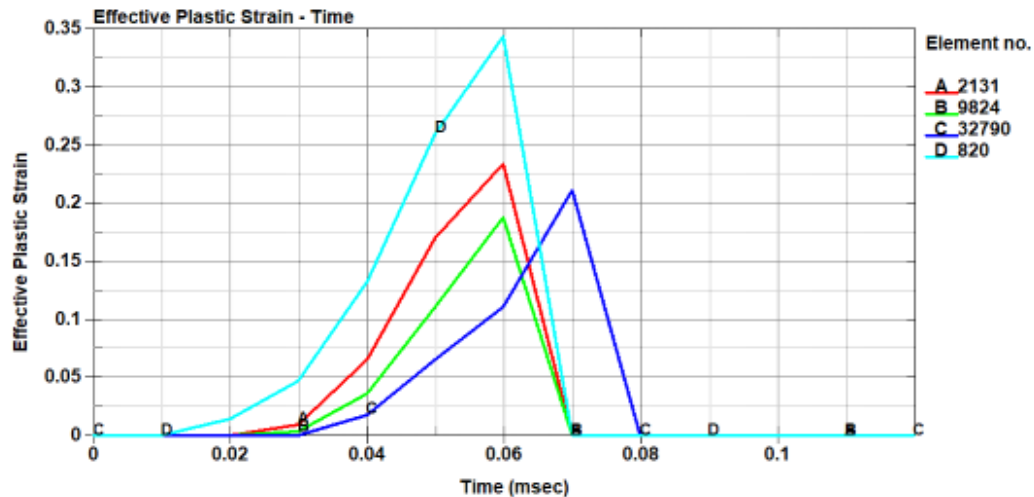
Σχήμα 106: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για εκθέτη κράτυνσης n, n'=1.25n και n''=0.75n.

Στη συνέχεια σχεδιάστηκαν τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για κάθε εκθέτη κράτυνσης. Τα σημεία A, B, C, D που επιλέχθηκαν για n' και n'' είναι τα ίδια με αυτά που επιλέχθηκαν για εκθέτη n, (ίδιο Element

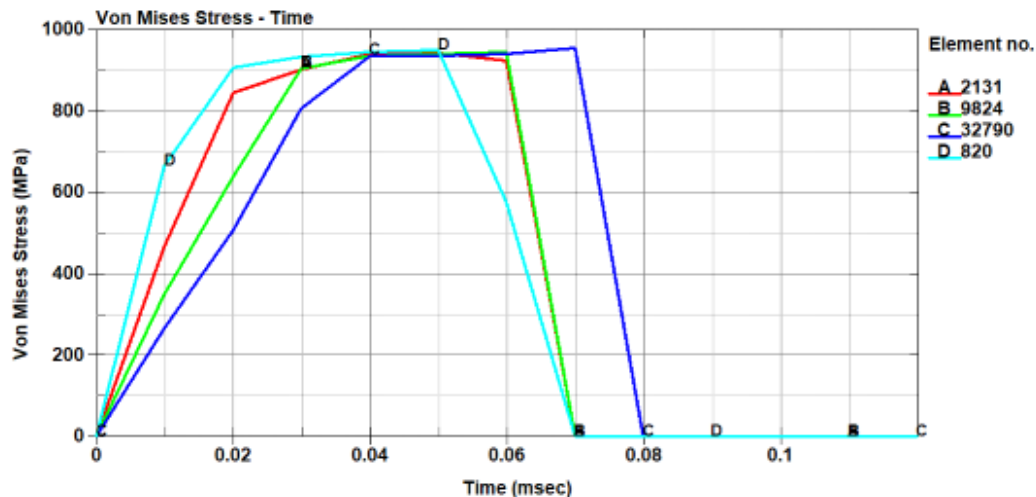
νο.). Στα **Σχήμα 107** και **Σχήμα 108** παρουσιάζονται τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης – χρόνου και ισοδύναμης τάσης von Mises – χρόνου αντίστοιχα για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$. Στα **Σχήμα 109** και **Σχήμα 110** παρουσιάζονται τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης – χρόνου και ισοδύναμης τάσης von Mises – χρόνου για εκθέτη $n'=0.75n$. Τα αντίστοιχα διαγράμματα για εκθέτη κράτυνσης n παρουσιάστηκαν στο Κεφάλαιο 4.2 στα **Σχήμα 67** και **Σχήμα 68**.

Από τα σχήματα αυτά, φαίνεται ότι η μορφή των διαγραμμάτων για n' και n'' είναι παρόμοια με αυτή των διαγραμμάτων για n , η οποία αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 4.2. Όπως επισημάνθηκε και από τα διαγράμματα ως προς τους τοπικούς άξονες x και y , για μεγαλύτερες τιμές εκθέτη κράτυνσης, μειώνονται οι τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises.

Για εκθέτη κράτυνσης $n'=1.25n$

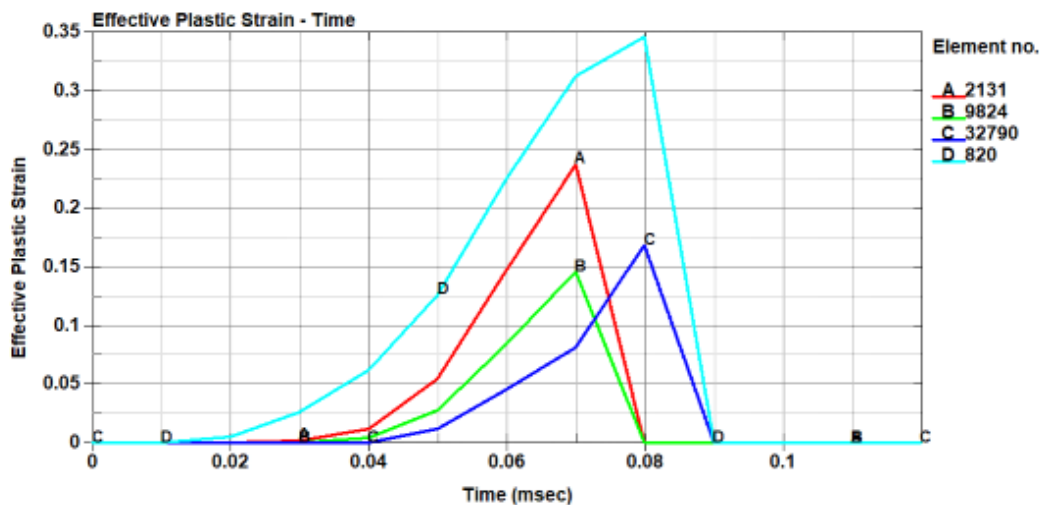


Σχήμα 107: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n'=1.25n$.

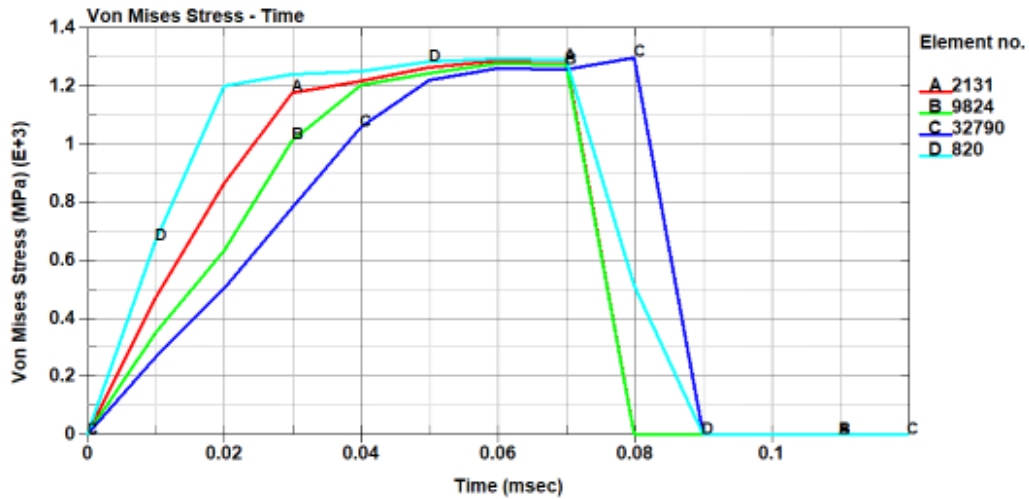


Σχήμα 108: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n'=1.25n$.

Για εκθέτη κράτνυσης $n''=0.75n$

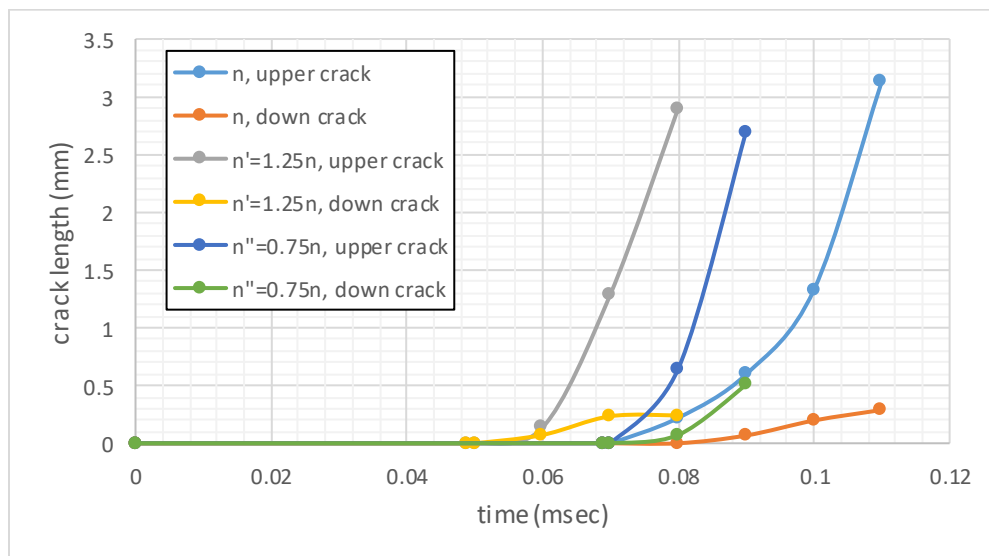


Σχήμα 109: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n''=0.75n$.



Σχήμα 110: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $n''=0.75n$.

Τέλος, μελετήθηκε το μήκος ρωγμής ως προς τον χρόνο, για τις ρωγμές upper και down που σχηματίζονται από την άνω και την κάτω γωνία αντίστοιχα. Στο Σχήμα 111 παρουσιάζεται το διάγραμμα μήκους ρωγμών – χρόνος για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$. Από το διάγραμμα διακρίνεται ότι, για κάθε εκθέτη κράτυνσης, η upper crack είναι σημαντικά μεγαλύτερη και έχει μεγαλύτερη ταχύτητα εξέλιξης από την down crack, καθώς στην άνω γωνία συγκεντρώνονται οι περισσότερες τάσεις.



Σχήμα 111: Διάγραμμα μήκος ρωγμής - χρόνος για εκθέτη κράτυνσης n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$.

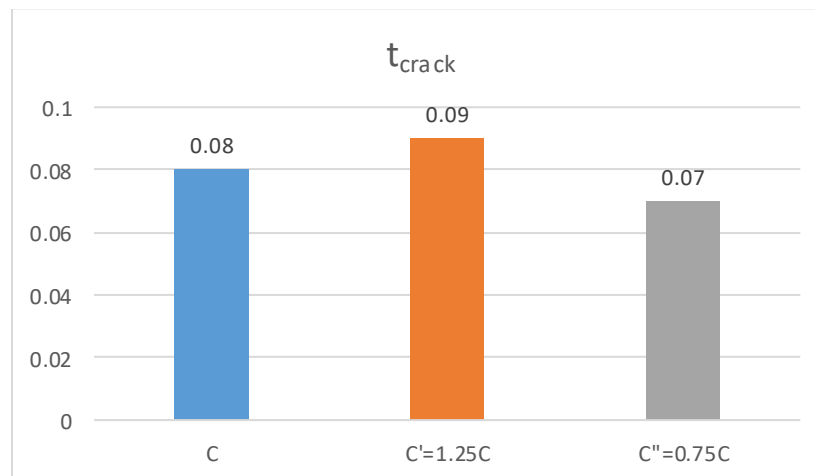
4.5 Ανάλυση ευαισθησίας για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C

Τέλος, μελετήθηκε η ευαισθησία του δοκιμίου ως προς τον συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C. Ο ρυθμός παραμόρφωσης εκφράζει τον ρυθμό με τον οποίο μεταβάλλεται η παραμόρφωση ενός υλικού ως προς τον χρόνο. Αυξάνοντας τον συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, αυξάνεται ο ρυθμός παραμόρφωσης, άρα για τον ίδιο χρόνο το υλικό παραμορφώνεται περισσότερο.

Για την ανάλυση ευαισθησίας για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, προσομοιώθηκε το δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V με συντελεστές $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$. Η ταχύτητα της πλάκας συμπίεσης διατηρήθηκε σταθερή και ίση με 2.5 mm/msec, ενώ επίσης σταθερή διατηρήθηκε η θερμοκρασία του πειράματος 300K. Οι χρονικές στιγμές σχηματισμού ρωγμής (t_{crack}) και ολοκλήρωσης της θραύσης του δοκιμίου (t_{break}) για κάθε συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης παρουσιάζονται στον **Πίνακα 5** και στο **Σχήμα 112**. Συγκρίνοντας τους χρόνους αυτούς συνάγεται το συμπέρασμα ότι ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης δεν επηρεάζει σημαντικά της εξέλιξη της ρωγμής και την αστοχία του υλικού.

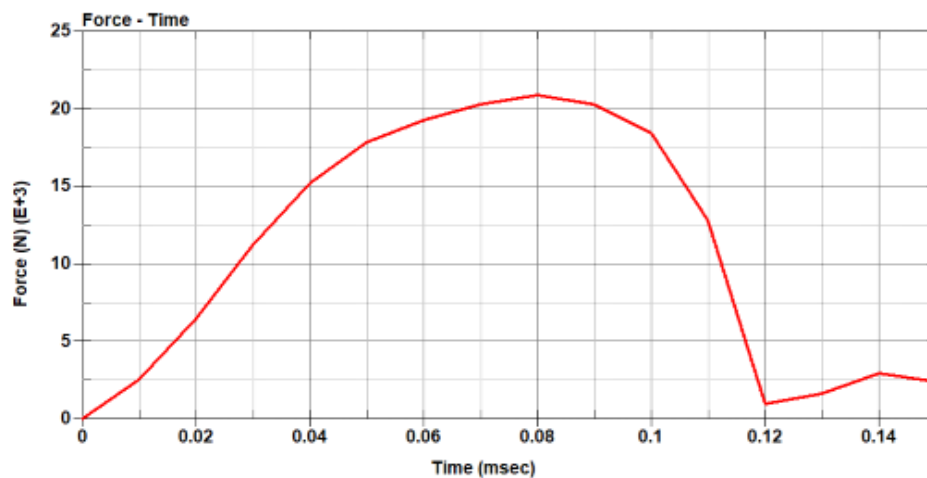
Πίνακας 6: Χρονικές στιγμές ρωγμής και θραύσης σεναρίων 3, 8, 9.

Σενάριο	Συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης	t_{crack} (msec)	t_{break} (msec)
3	C	0.08	0.11
8	$C'=1.25C$	0.09	0.11
9	$C''=0.75C$	0.07	0.11

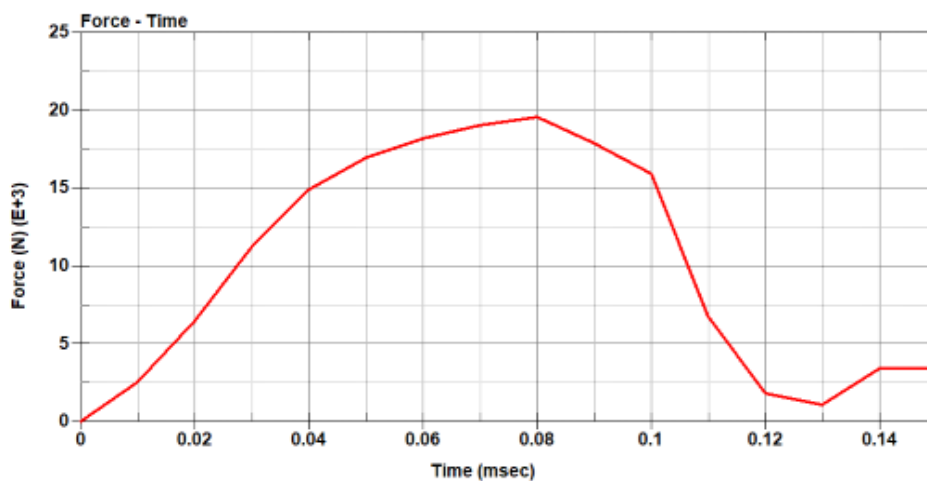


Σχήμα 112: Ραβδόγραμμα χρόνου σχηματισμού ρωγμής για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$.

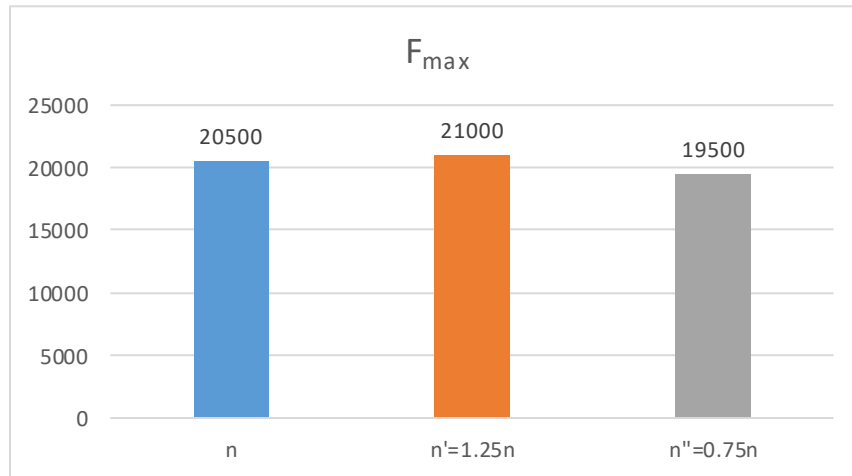
Στα **Σχήμα 46**, **Σχήμα 113** και **Σχήμα 114** παρουσιάζεται το διάγραμμα φορτίου (που ασκεί η άνω πλάκα συμπίεσης στο δοκίμιο) – χρόνου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$ αντίστοιχα. Από τα σχήματα διακρίνεται ότι, τα διαγράμματα φορτίου – χρόνου και για τους τρεις συντελεστές έχουν αρκετά παρόμοια μορφή, η οποία περιγράφηκε στο Κεφάλαιο 4.2. Ωστόσο, όπως απεικονίζεται στο **Σχήμα 115**, η μέγιστη τιμή φορτίου εμφανίζεται για $C'=1.25C$ με $F_{\max}=21000$ N, στη συνέχεια για C με $F_{\max}=20500$ N και τέλος για $C''=0.75C$ εμφανίζεται $F_{\max}=19500$ N. Το γεγονός αυτό υποδεικνύει ότι, καθώς αυξάνεται ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης, αυξάνεται ελαφρώς το μέγιστο φορτίο που αντέχει το δοκίμιο πριν αστοχήσει. Η μεταβολή αυτή του φορτίου είναι αρκετά περιορισμένη διότι η παράμετρος C έχει πολύ μικρή τιμή, οπότε όταν αυξάνεται το C συνεπάγεται μικρή αύξηση της τάσης σ_y .



Σχήμα 113: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$.

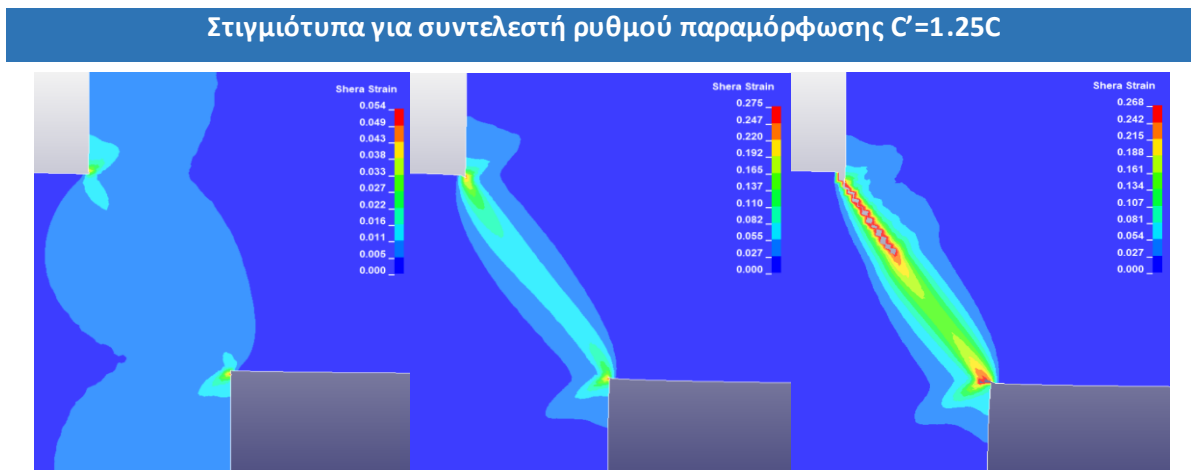


Σχήμα 114: Διάγραμμα φορτίου - χρόνου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C''=0.75C$.

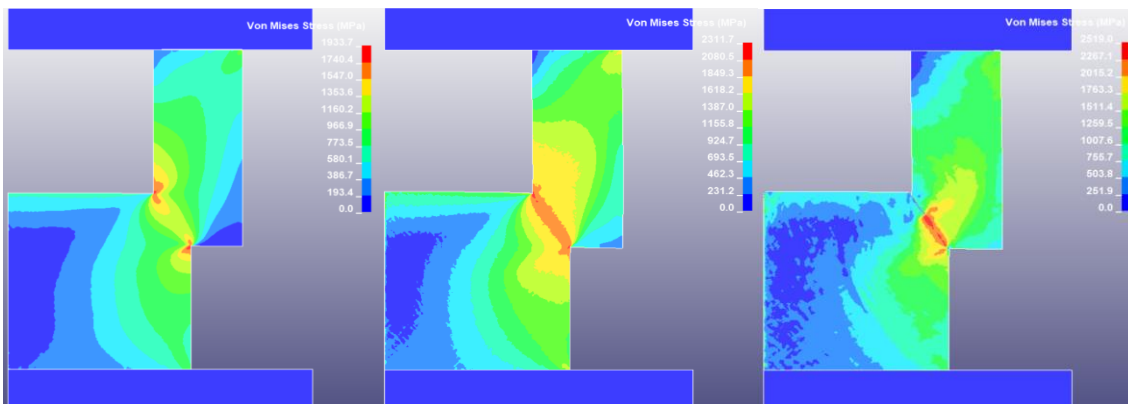


Σχήμα 115: Ραβδόγραμμα μέγιστου φορτίου για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, C'=1.25C και C''=0.75C.

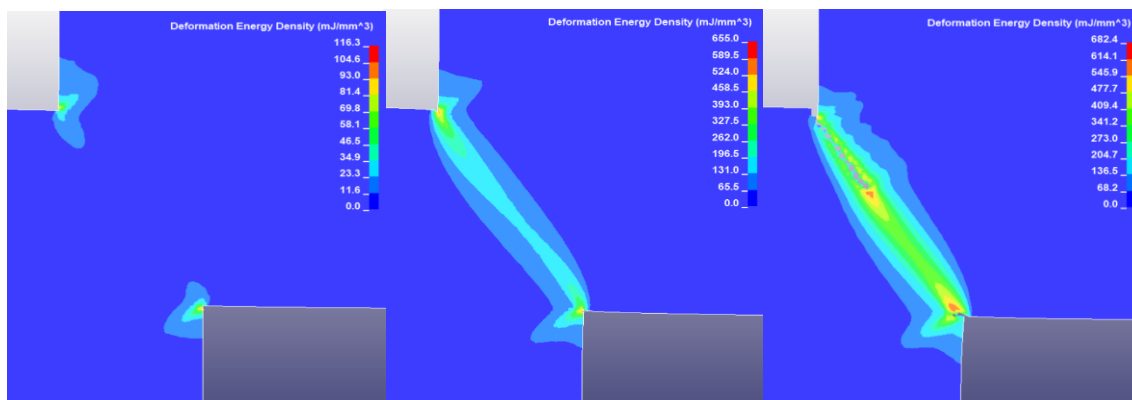
Στα **Σχήμα 116**, **Σχήμα 117** και **Σχήμα 118** παρουσιάζονται αντίστοιχα τα στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises (MPa) και η ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης (mJ/mm³) για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C'=1.25C, τις χρονικές 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec. Στα **Σχήμα 119**, **Σχήμα 120** και **Σχήμα 121** φαίνονται τα στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C''=0.75C, τις χρονικές 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec. Τα αντίστοιχα στιγμιότυπα για συντελεστή C αναλύθηκαν στο Κεφάλαιο 4.2 στα **Σχήμα 53**, **Σχήμα 54** και **Σχήμα 55**. Από τα στιγμιότυπα αυτά διακρίνεται η δημιουργία ζώνης διάτμησης μεταξύ των δύο γωνιών του δοκιμίου.



Σχήμα 116: Στιγμιότυπα διατμητικής παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C'=1.25C, για χρόνο 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec.

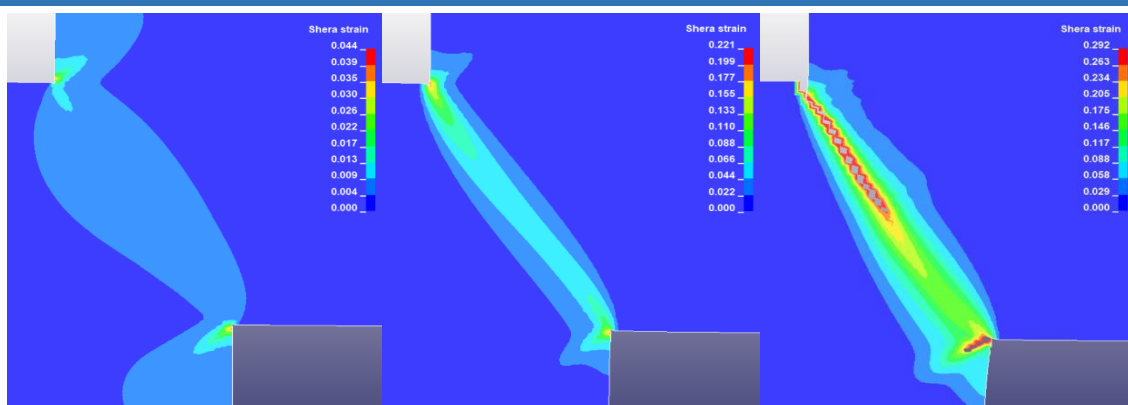


Σχήμα 117: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$, για χρόνο 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec.

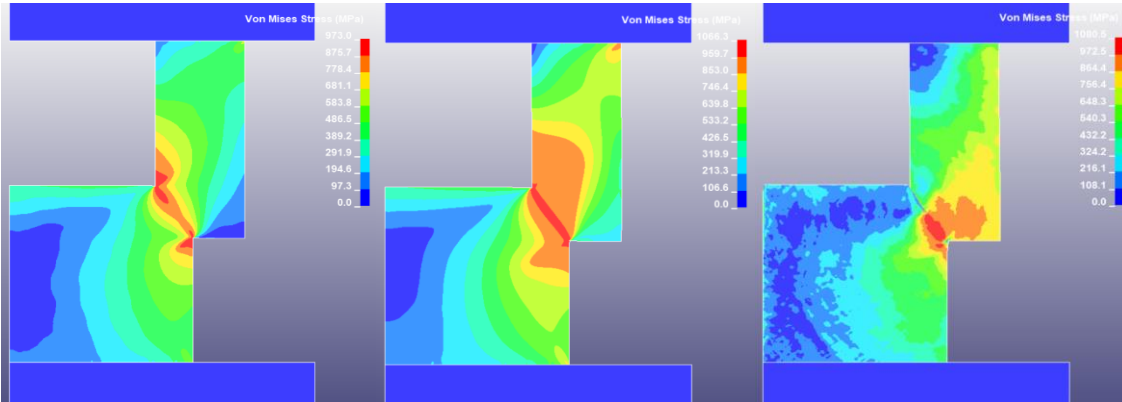


Σχήμα 118: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$, για χρόνο 0.05 msec, 0.11 msec και 0.13 msec.

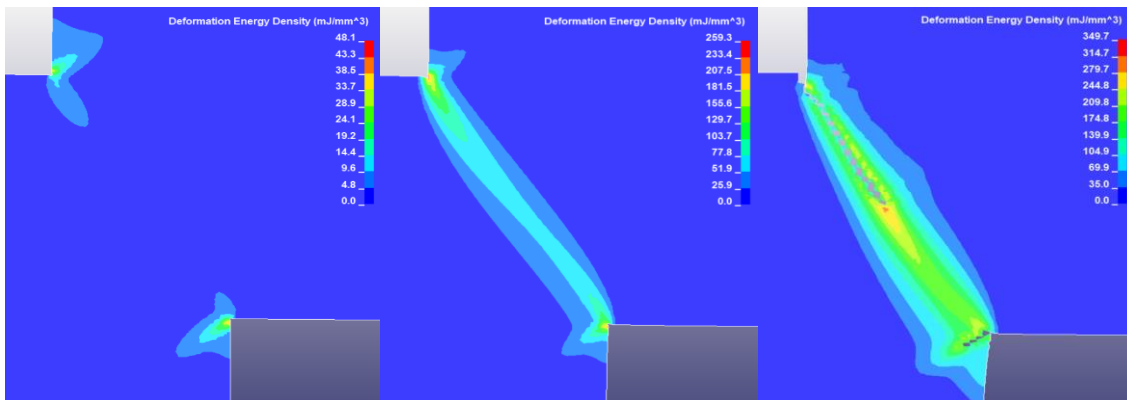
Στιγμιότυπα για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=0.75C$



Σχήμα 119: Στιγμιότυπα διαμηκτικής παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=0.75C$, για χρόνο 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec.



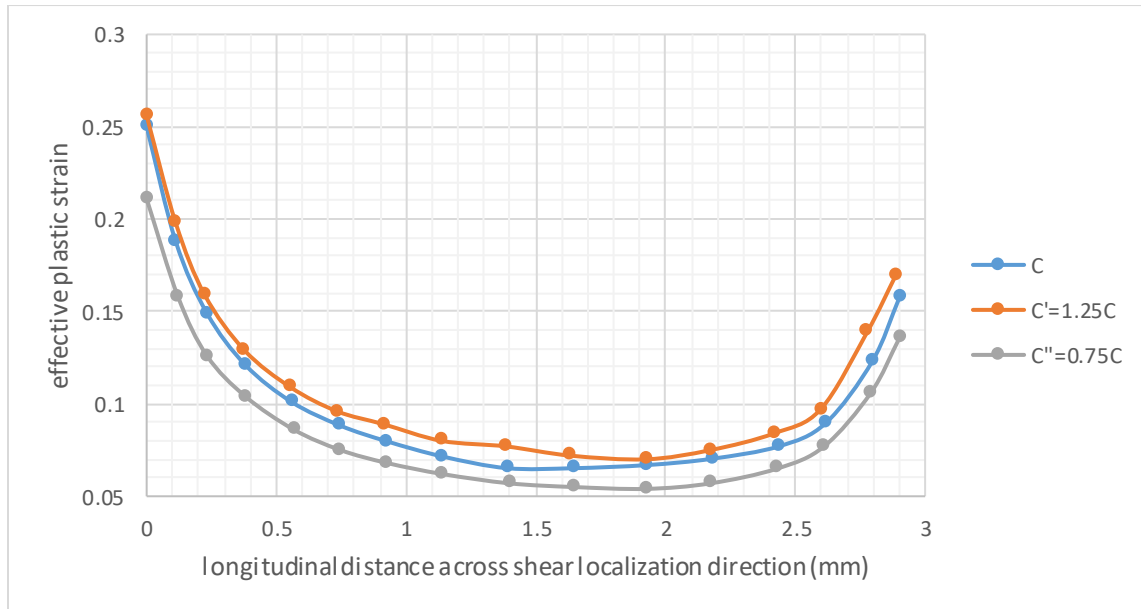
Σχήμα 120: Στιγμιότυπα ισοδύναμης τάσης von Mises για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=0.75C$, για χρόνο 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec.



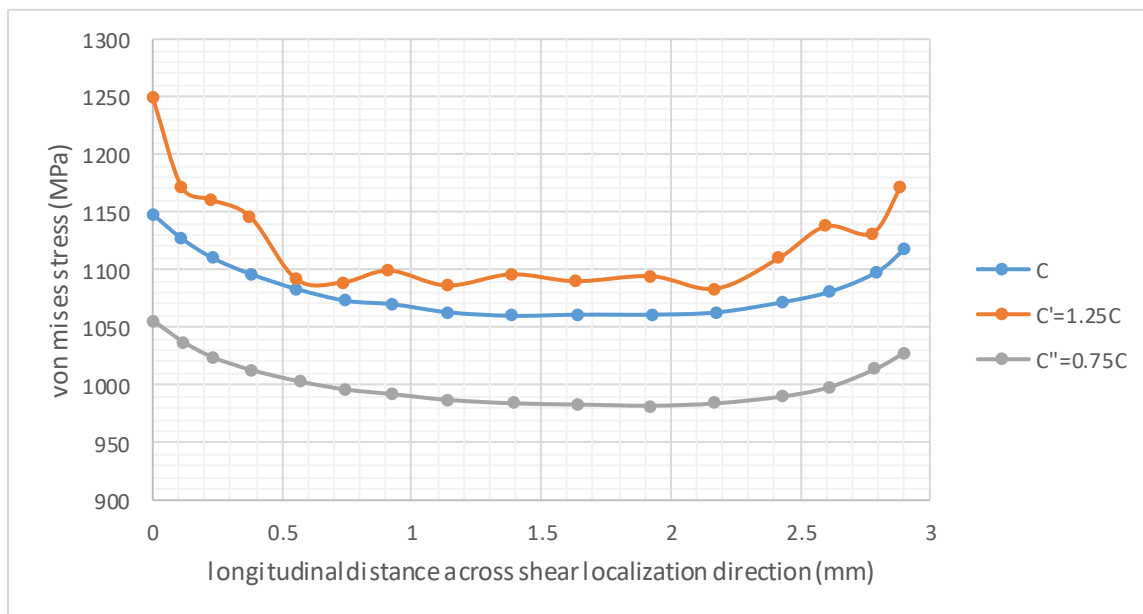
Σχήμα 121: Στιγμιότυπα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=0.75C$, για χρόνο 0.03 msec, 0.06 msec και 0.1 msec.

Στη συνέχεια, όπως περιγράφεται στο Κεφάλαιο 4.2, τοποθετείται τοπικό σύστημα συντεταγμένων με τον άξονα x να είναι παράλληλος με την νοητή διαγώνιο ανάπτυξης της ζώνης διάτμησης. Για μία χρονική στιγμή πριν τον σχηματισμό της ρωγμής, μελετάται το πεδίο ανάπτυξης τάσεων και παραμορφώσεων, για κάθε συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης. Στα **Σχήμα 122**, **Σχήμα 123** και **Σχήμα 124** εμφανίζονται τα συγκριτικά διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αντίστοιχα, ως προς τον άξονα x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C'=0.75C$.

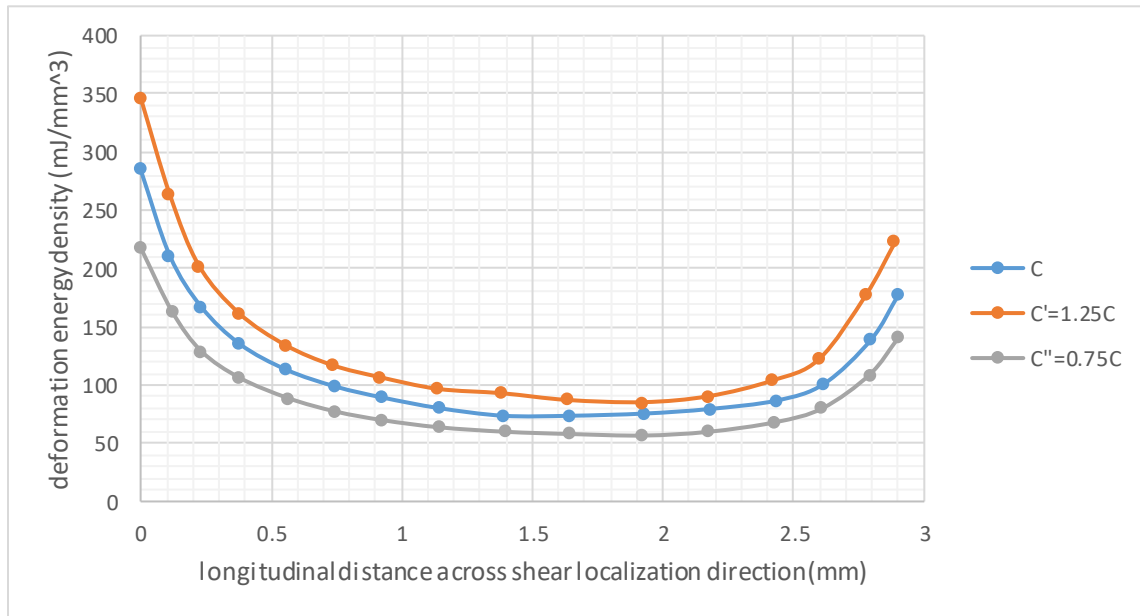
Από τα σχήματα αυτά διακρίνεται ότι οι καμπύλες έχουν αρκετά παρόμοια μορφή ανεξάρτητα από την τιμή του συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης. Οι υψηλότερες τιμές παραμόρφωσης, τάσεων και ειδικής ενέργειας για κάθε C συγκεντρώνονται στις δύο γωνίες και περισσότερο στην άνω γωνία. Καθώς αυξάνεται ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης, η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση, η ισοδύναμη τάση von Mises και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης αυξάνονται ελαφρώς. Αυτό συμβαίνει διότι, η τιμή του C είναι αρκετά μικρή και η μεταβολή της δεν επηρεάζει σημαντικά την ζώνη διάτμησης.



Σχήμα 122: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, C'=1.25C και C''=0.75C.



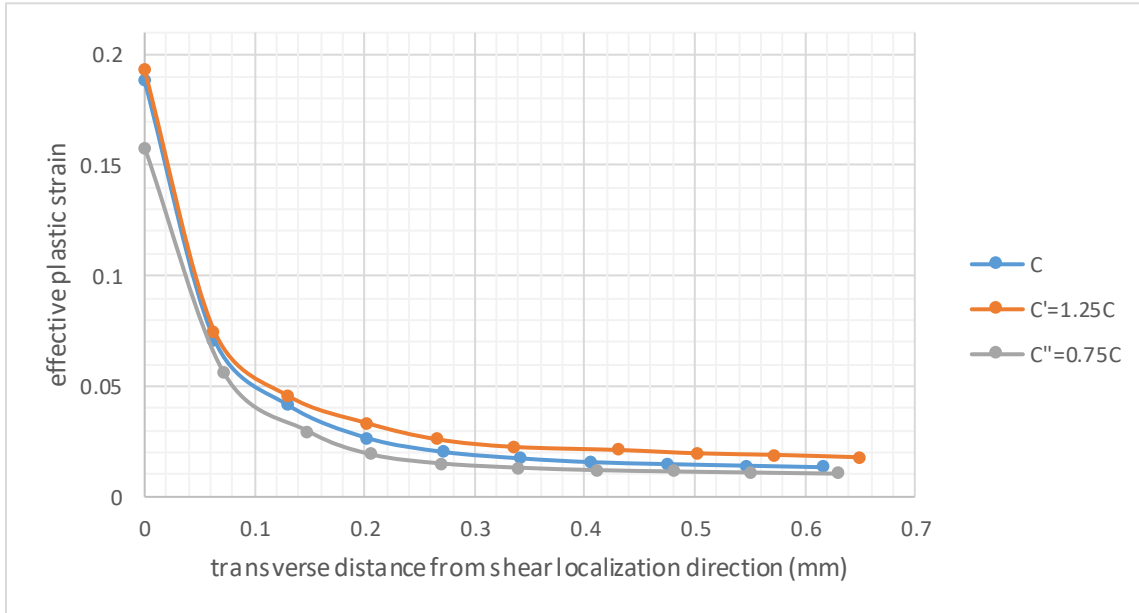
Σχήμα 123: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, C'=1.25C και C''=0.75C.



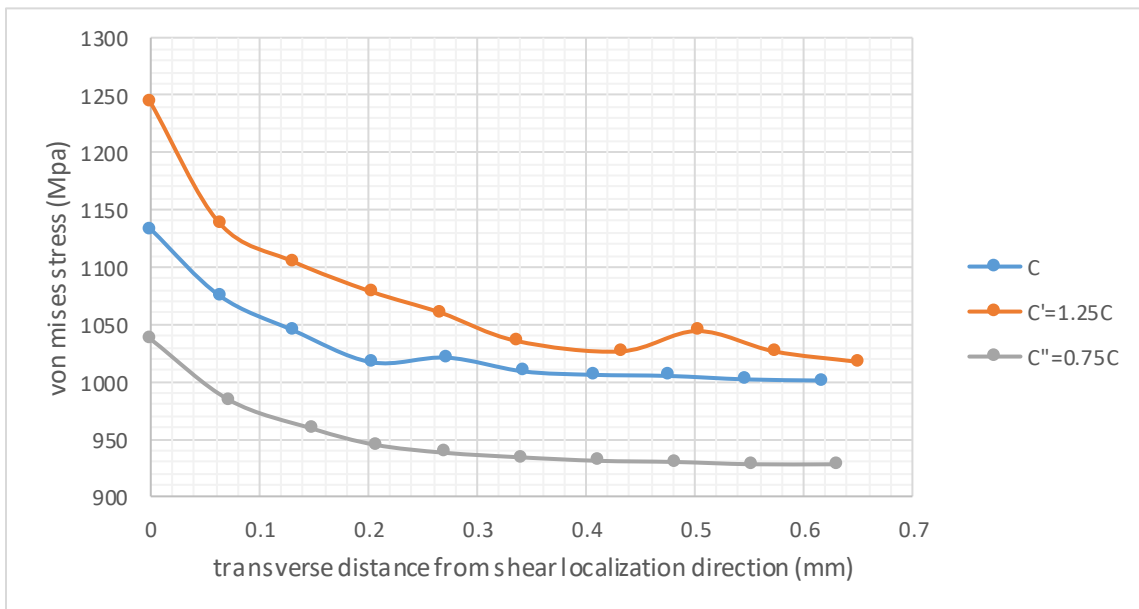
Σχήμα 124: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας x του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, C'=1.25C και C''=0.75C.

Επιπλέον, μελετήθηκε το πεδίο τάσεων και παραμορφώσεων ως προς τον άξονα y του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, δηλαδή κάθετα στην κατεύθυνση διάδοσης της ρωγμής. Όλα τα διαγράμματα σχηματίστηκαν για μία χρονική στιγμή λίγο πριν τον σχηματισμό της ρωγμής. Τα συγκριτικά διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης παρουσιάζονται αντίστοιχα στα **Σχήμα 125**, **Σχήμα 126** και **Σχήμα 127**, για τους διάφορους συντελεστές ρυθμού παραμόρφωσης.

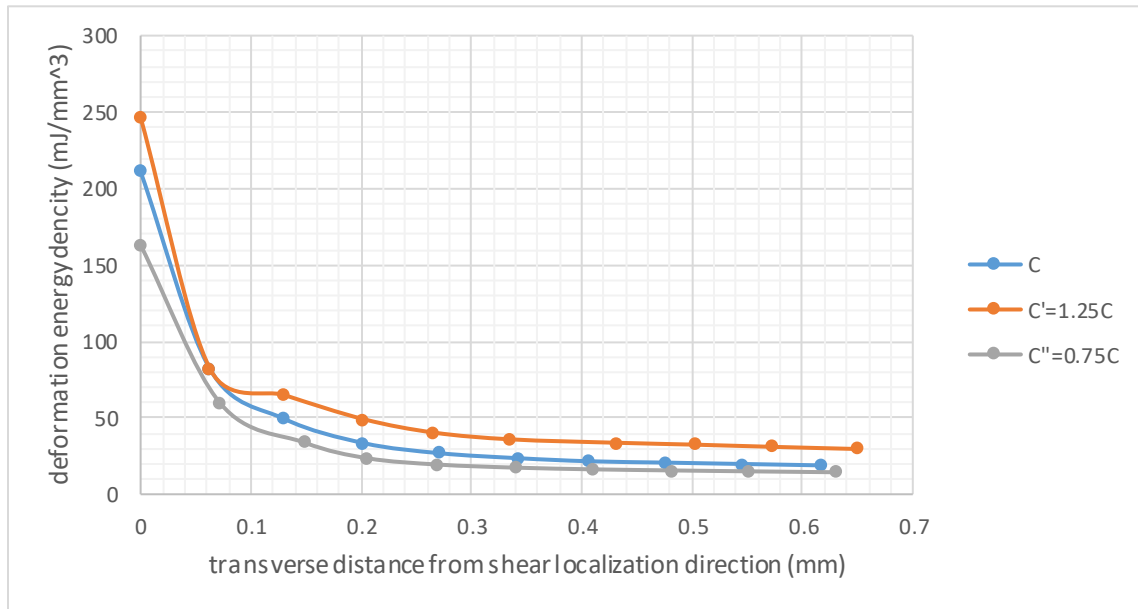
Από τα διαγράμματα αυτά διακρίνεται ότι στο κέντρο της ζώνης διάτμησης η παραμόρφωση, η τάση και η ειδική ενέργεια λαμβάνουν τις μέγιστες τιμές τους, ενώ οι τιμές αυτές μειώνονται καθώς απομακρυνόμαστε από το κέντρο. Οι τιμές παραμόρφωσης και ενέργειας παραμόρφωσης τείνουν να σταθεροποιηθούν σε μία σχεδόν μηδενική τιμή. Όπως φάνηκε και από τα διαγράμματα κατά μήκος της διάδοσης της ρωγμής (άξονας x), οι τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, ισοδύναμης τάσης von Mises και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αυξάνονται ελαφρώς καθώς αυξάνεται ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης.



Σχήμα 125: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, C'=1.25C και C''=0.75C.



Σχήμα 126: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C, C'=1.25C και C''=0.75C.

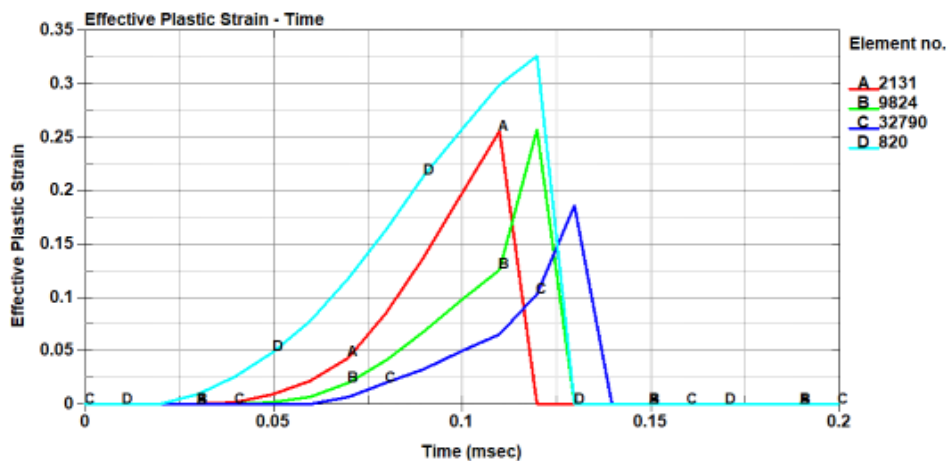


Σχήμα 127: Διάγραμμα ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης - άξονας γ του τοπικού συστήματος συντεταγμένων, για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$.

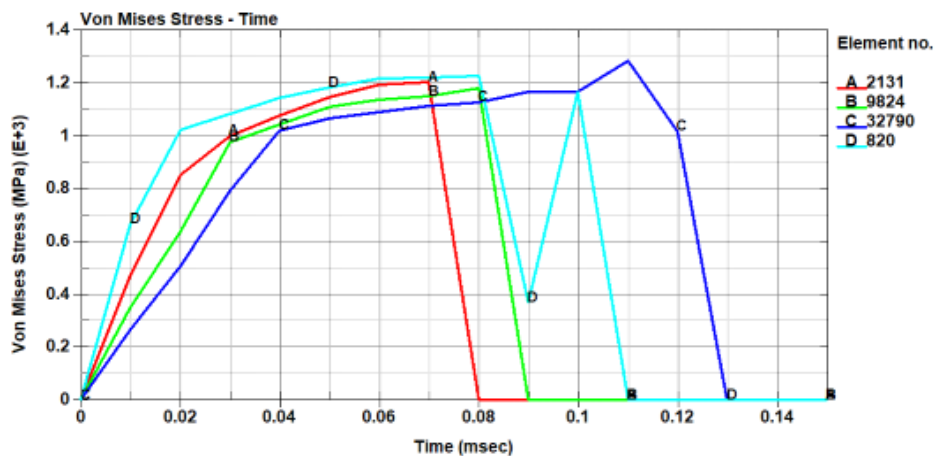
Ακόμα, σχεδιάστηκαν τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο για κάθε συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης. Τα σημεία A, B, C, D που επιλέχθηκαν για C' και C'' είναι τα ίδια με αυτά που επιλέχθηκαν για συντελεστή C (ίδιο Element no.). Ο τρόπος επιλογής των σημείων εξηγείται αναλυτικά στο Κεφάλαιο 4.2 (Σχήμα 62). Στα Σχήμα 128 και Σχήμα 129 παρουσιάζονται αντίστοιχα τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises ως προς τον χρόνο, για συντελεστή $C'=1.25C$. Στα Σχήμα 130 και Σχήμα 131 παρουσιάζονται αντίστοιχα τα διαγράμματα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης – χρόνου και ισοδύναμης τάσης von Mises – χρόνου για $C''=0.75C$.

Από τα σχήματα αυτά, διακρίνεται ότι η μορφή των διαγραμμάτων για συντελεστές C' και C'' είναι ακριβώς ίδια με αυτή των διαγραμμάτων για συντελεστή C , η οποία αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 4.2. Ωστόσο, παρατηρείται ότι οι μέγιστες τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ισοδύναμης τάσης von Mises αυξάνονται καθώς αυξάνεται ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης.

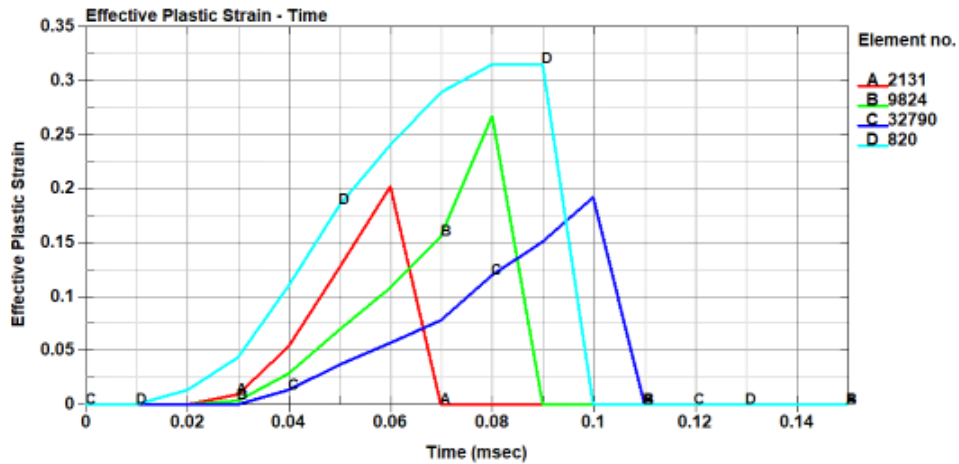
Για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C'=1.25C$



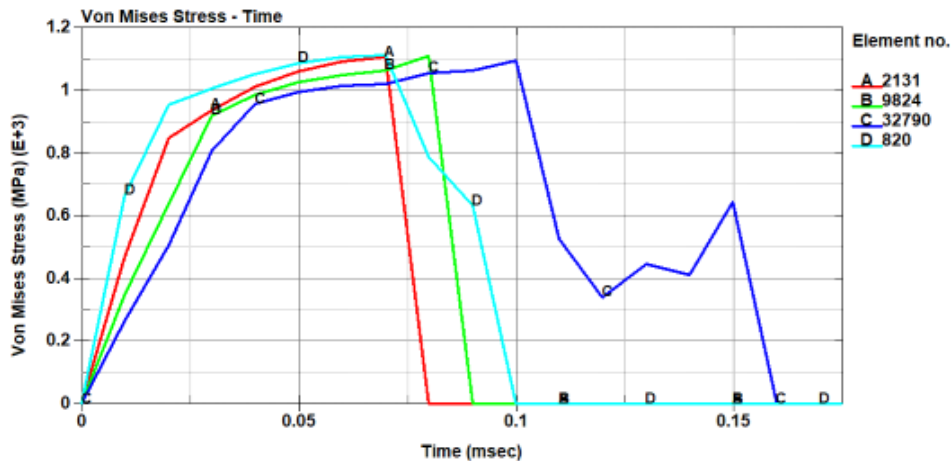
Σχήμα 128: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C'=1.25C$.



Σχήμα 129: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C'=1.25C$.

Για συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης $C''=0.75C$ 

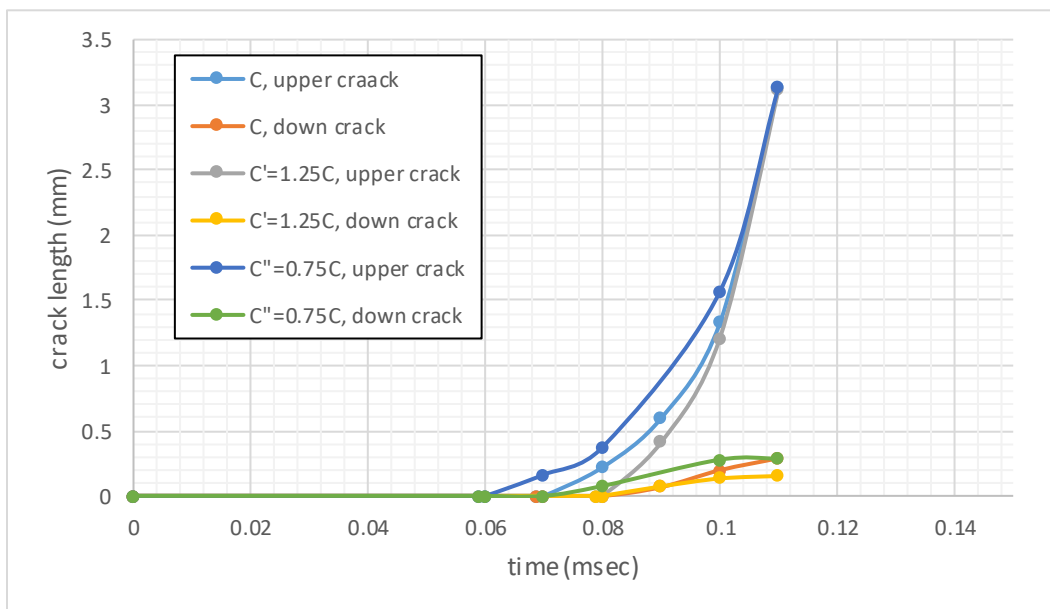
Σχήμα 130: Διάγραμμα ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C''=0.75C$.



Σχήμα 131: Διάγραμμα ισοδύναμης τάσης von Mises - χρόνου για τα σημεία A, B, C, D για $C''=0.75C$.

Τέλος, μελετήθηκε το μήκος ρωγμής ως προς τον χρόνο, για τις upper crack και down crack που σχηματίζονται από την άνω και την κάτω γωνία αντίστοιχα. Στο **Σχήμα 132** παρουσιάζεται το συγκριτικό διάγραμμα μήκους ρωγμών ως προς τον χρόνο για τους τρεις συντελεστές ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$.

Από το διάγραμμα διακρίνεται ότι, ανεξάρτητα με την τιμή του συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης, η upper crack έχει μεγαλύτερο μήκος και μεγαλύτερη ταχύτητα εξέλιξης από την down crack, καθώς στην άνω γωνία συγκεντρώνονται οι περισσότερες τάσεις, με αποτέλεσμα να σχηματίζεται εκεί μεγαλύτερη ζώνη διάτμησης. Όπως φαίνεται και στον **Πίνακα 6**, η μεταβολή του συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης δεν έχει σημαντική επίδραση στην εξέλιξη της ρωγμής.



Σχήμα 132: Διάγραμμα μήκους ρωγμής ως προς τον χρόνο για συντελεστές ρυθμού παραμόρφωσης C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$.

5. Σύνοψη και συμπεράσματα

5.1 Σύνοψη

Στην παρούσα εργασία μελετώνται μεταλλικά υλικά, τα οποία παραμορφώνονται πλαστικά, και ως εκ τούτου για την μαθηματική μελέτη των τάσεων και παραμορφώσεων τους χρησιμοποιείται η θεωρία της πλαστικότητας. Μέσω της θεωρίας αυτής εξετάζονται οι σχέσεις μεταξύ τάσεων και παραμορφώσεων που αναπτύσσονται σε ένα υλικό, και αναπτύσσονται μαθηματικές μέθοδοι για τον υπολογισμό της ανομοιόμορφης κατανομής τους. Στα μέταλλα μέσω της θεωρίας της πλαστικότητας μελετάται επίσης το είδος της εξωτερικής φόρτισης, η κατανάλωση ενέργειας, η ανομοιογενής παραμόρφωση που αναπτύσσεται καθώς και το φαινόμενο της κράτυνσης. Ωστόσο, λόγω της πολυπλοκότητας των σχέσεων αυτών, ο υπολογισμός των τάσεων και των παραμορφώσεων στην πλαστική περιοχή γίνεται είτε πειραματικά είτε με μεθόδους μοντελοποίησης με υπολογιστικά προγράμματα.

Ένα μεταλλικό υλικό όταν παραμορφωθεί στην πλαστική περιοχή, λόγω της συγκέντρωσης τάσεων, αυξάνονται οι τοπικές παραμορφώσεις με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται τοπικά η μικροδομή του και να σχηματίζονται ζώνες διάτμησης (shear bands). Σε αυτές τις ζώνες, εκτός από απλή πλαστική παραμόρφωση, συχνά διακρίνεται αλλαγή στην κρυσταλλική δομή και στον προσανατολισμό της μικροδομής του υλικού. Η τοπική εξασθένηση της μικροδομής επηρεάζει σημαντικά τις ιδιότητές του υλικού στην περιοχή αυτή, όπως την μηχανική αντοχή, την σκληρότητα, την δυσθραυστότητα, τις θερμικές ιδιότητες και την αντίσταση στην διάβρωση και στην φθορά. Συγκεκριμένα, συγκέντρωση τάσεων άρα και παραμορφώσεων συμβαίνει κατά την διάρκεια διαφόρων μεταλλικών κατεργασιών, όπως κατεργασίες συμπίεσης, εφελκυσμού, καμπτικές και διατμητικές. Όταν εμφανίζεται συγκέντρωση τάσεων και ξεπερνάται μία κρίσιμη τιμή τάσης, το μεγαλύτερο ποσοστό του έργου παραμόρφωσης μετατρέπεται σε θερμική ενέργεια. Λόγω του υψηλού ρυθμού παραμόρφωσης, η θερμότητα που παράγεται δεν προλαβαίνει να δραπετεύσει από την ζώνη διάτμησης με αποτέλεσμα να δημιουργείται θερμική εξασθένηση (thermal softening). Οι ζώνες αυτές, όπου αναπτύσσονται πολύ υψηλές θερμοκρασίες εντός της μικροδομής, ονομάζονται «αδιαβατικές ζώνες διάτμησης» (Adiabatic Shear Bands, ASB). Λόγω αύξησης της θερμοκρασίας η μικροδομή εξασθενεί με αποτέλεσμα οι ASB να είναι πιο εύθραυστες από το περιβάλλον υλικό, με αποτέλεσμα αν η φόρτιση και η παραμόρφωση συνεχιστούν, να αναπτύσσεται ρωγμή και τελικά να αστοχεί το υλικό. Καθώς οι αδιαβατικές ζώνες διάτμησης μπορούν να λειτουργήσουν ως πρόδρομοι παράγοντες σχηματισμού ρωγμών, αποτελούν σημαντικό φαινόμενο μελέτης για τους μηχανικούς.

Οι αδιαβατικές ζώνες διάτμησης ταξινομούνται με βάση την εμφάνισή τους στη μεταλλογραφική δομή, σε ζώνες παραμόρφωσης (deformed) και ζώνες μετασχηματισμού (transformed) ή λευκές ζώνες χάραξης (white etching bands). Οι πρώτες χαρακτηρίζονται από σημαντική αλλαγή του προσανατολισμού της μικροδομής σε μια μεγάλη ζώνη πλαστικής παραμόρφωσης, ενώ οι δεύτερες αποτελούν λεπτότερες και πιο έντονες ζώνες. Επιπλέον, ιδιαίτερο ερευνητικό ενδιαφέρον επικεντρώνεται στην μελέτη των ιδιοτήτων του υλικού που επηρεάζουν θετικά ή αρνητικά την δημιουργία αδιαβατικών ζωνών διάτμησης, με σκοπό την αναστολή της δημιουργίας τους και την αποφυγή των αστοχιών, σε προκύπτοντα από κατεργασίες τεμάχια. Μερικές ιδιότητες που επηρεάζουν την ανάπτυξη ASB είναι η αντοχή, η θερμοχωρητικότητα, η

Θερμική εξασθένηση των υλικών, η υψηλή ταχύτητα φόρτισης, ο ρυθμός παραμόρφωσης και το μέγεθος κόκκων.

Η ανάλυση του σχηματισμού ASB σε μεταλλικά υλικά έχει ερευνηθεί κυρίως μέσω πειραμάτων υπό υψηλό ρυθμό παραμόρφωσης και μεγάλες τάσεις. Τα πειράματα αυτά επιδιώκουν τον καθορισμό μιας σχέσης μεταξύ των συνθηκών δοκιμής, όπως ο ρυθμός παραμόρφωσης και η θερμοκρασία δοκιμής, και του σχηματισμού ASB. Μερικές σημαντικές πειραματικές μέθοδοι που χρησιμοποιούνται σήμερα για τη μελέτη δημιουργίας ASB είναι η δοκιμή επίπεδης κρούσης με χρήση βλήματος υψηλής ταχύτητας, η κρούση με πλάκα Flyer, η δοκιμή Taylor και η διασπασμένη ράβδος πίεσης Hopkinson (Split Hopkinson Pressure Bar). Για τον χαρακτηρισμό των μικροδομών των υλικών χρησιμοποιούνται το μικροσκόπιο διέλευσης ηλεκτρονίων (TEM), η εστιασμένη δέσμη ιόντων (FIB) και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο υψηλής ανάλυσης (HREM)

Ως πρώτη επίσημη αναφορά των ζωνών διάτμησης σε επιστημονική δημοσίευση, θεωρείται σήμερα η μελέτη του Henri Tresca το 1878 [18]. Μετά από αρκετά χρόνια, το έτος 1944, οι Zener και Hollomon [14] δημοσίευσαν ένα άρθρο ορόσημο για την μελέτη των ASB. Στο άρθρο αυτό πρότειναν ότι, εάν η καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης ενός υλικού εμφανίζει αρνητική κλίση κατά την παραμόρφωση του, η πλαστική παραμόρφωση δεν είναι πλέον ομογενής, σχηματίζονται δηλαδή και αναπτύσσονται ζώνες διάτμησης. Επίσης, επισήμαναν ότι όταν μία περιοχή υφίσταται μεγαλύτερη παραμόρφωση από τη γύρω περιοχή της, αποδυναμώνεται και θα συνεχίσει να παραμορφώνεται ενώ η γύρω περιοχή δεν υφίσταται περαιτέρω παραμόρφωση. Εκτός από πληθώρα άρθρων, έχουν δημοσιευθεί και δύο σημαντικά βιβλία για τις ζώνες διάτμησης: το «The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands», του T.W. Wright το έτος 2002 [29] και το «Adiabatic Shear Localization», των Y. Bai και B. Dodd το 1992 [30] με την ανανεωμένη δεύτερη έκδοση που ακολούθησε το 2012 [5]. Τα βιβλία αυτά συγκεντρώνουν λεπτομερώς μεγάλο όγκο πληροφοριών και μελετών στον τομέα, με αποτέλεσμα να είναι ακόμα και σήμερα πολύ σημαντικά για την μελέτη των ABS.

Έκτοτε πραγματοποιούνται συνεχώς νέα πειράματα, κυρίως σε μεταλλικά υλικά, με σκοπό την μελέτη του σχηματισμού ASB ανάλογα με τον τρόπο κατεργασίας που έχει προηγηθεί στο υλικό. Καθώς, έγινε αντιληπτό ότι πολύ σημαντική είναι η μελέτη της θερμοκρασίας κατά την πειραματική διαδικασία ή κατεργασία, ο Giovanola [39] πρώτος χρησιμοποίησε θερμοστοιχεία για να μετρήσει την θερμοκρασία κατά την δημιουργία ζωνών διάτμησης. Σε πιο πρόσφατες μελέτες χρησιμοποιούνται πλέον μέθοδοι μελέτης όπως η ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) και η ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM), με σκοπό τη λεπτομερή παρατήρηση και φωτογράφιση της μικροδομής του υλικού κοντά στις ASB. Ακόμα, στις σύγχρονες μελέτες χρησιμοποιούνται αριθμητικές μέθοδοι και εξειδικευμένα υπολογιστικά προγράμματα για την μοντελοποίηση των ASB. Επίσης, έχουν δημοσιευθεί πολλές μελέτες στις οποίες τα αποτελέσματα της μοντελοποίησης ASB μέσω υπολογιστικών προγραμμάτων συγκρίνονται με τα πειραματικά.

Με βάση όλες τις θεωρητικές και πειραματικές μελέτες που έχουν προηγηθεί, απαραίτητη προϋπόθεση για τον σχηματισμό ASB είναι η εμφάνιση συγκέντρωσης τάσεων. Συγκεκριμένα κατά την φόρτιση ενός μεταλλικού υλικού παρατηρείται συγκέντρωση τάσεων, η οποία προκαλεί αύξηση των τοπικών παραμορφώσεων, τοπική μεταβολή της μικροδομής και σχηματισμό αδιαβατικών ζωνών διάτμησης στις οποίες στη συνέχεια δημιουργούνται ρωγμές με αποτέλεσμα να αστοχεί το

υλικό. Για τον λόγω αυτό, για την κατανόηση των ASB είναι απαραίτητη η εκτενής μελέτη της συγκέντρωσης τάσεων.

Η συγκέντρωση τάσεων εμφανίζεται κυρίως λόγω ασυνεχειών, γύρω από τις οποίες αναπτύσσονται αρκετά υψηλές τάσεις. Το φαινόμενο αυτό αποτελεί ένα από σημαντικότερα που μελετάει ένας σχεδιαστής μηχανολογικών κατασκευών, με στόχο πάντα την μείωση της συγκέντρωσης τάσεων άρα και τη μείωση της πιθανότητας εμφάνισης ζωνών διάτμησης και αστοχίας. Για την μελέτη του μεγέθους εμφάνισης συγκέντρωσης τάσεων ορίζεται ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσης (SCF) ως ο λόγος μεταξύ της μέγιστης τάσης και της μέσης τάσης από την ασυνέχεια μέχρι την επιφάνεια του σώματος ή μεταξύ της μέγιστης τάσης και της ονομαστικής τάσης.

Η ανάλυση των τάσεων γίνεται με αναλυτικές μεθόδους μέσω της θεωρίας της ελαστικότητας, με υπολογιστικές μεθόδους όπως η μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων (finite element method, FEM) και με πειραματικές μεθόδους όπως η φωτοελαστικότητα ή με επιμηκυνσιόμετρα. Για τον αναλυτικό υπολογισμό της συγκέντρωσης τάσεων χρησιμοποιούνται οι θεωρίες ελαστικότητας και πλαστικότητας, με βάση τις οποίες υπολογίζονται οι συντελεστές συγκέντρωσης τάσεων. Ωστόσο αναλυτικές λύσεις μπορούν να δοθούν μόνο σε δοκίμια απλής γεωμετρίας, με απλές οριακές συνθήκες. Τις τελευταίες δεκαετίες, το φαινόμενο αυτό μελετάται μέσω υπολογιστικών μεθόδων με την χρήση υπολογιστικών προγραμμάτων. Οι πιο διαδεδομένες υπολογιστικές μέθοδοι είναι η μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων (FEM), η μέθοδος συνοριακών στοιχείων (boundary element method, BEM) και η μέθοδος χωρίς πλέγμα. Στη μέθοδο πεπερασμένων στοιχείων το δοκίμιο που αναλύεται χωρίζεται σε πολλά μικρά κομμάτια απλής γεωμετρίας τα οποία ονομάζονται στοιχεία και συνδέονται μεταξύ τους μέσω κόμβων, με αποτέλεσμα να σχηματίζεται ένα πλέγμα. Στη συνέχεια μέσω ενός προγράμματος ανάλυσης πεπερασμένων στοιχείων (FEA) δημιουργούνται εξισώσεις που περιγράφουν τη συμπεριφορά κάθε στοιχείου και συσχετίζουν τους αγνώστους, δηλαδή τις μετατοπίσεις, με τις γνωστές ιδιότητες του υλικού, τους περιορισμούς και τα φορτία. Έτσι, δημιουργείται ένα μεγάλο σύνολο αλγεβρικών εξισώσεων οι οποίες επιλύονται μέσω του υπολογιστικού προγράμματος ώστε να προκύψει η κατανομή των τάσεων για ολόκληρο το μοντέλο. Αντίθετα, στην μέθοδο συνοριακών στοιχείων (BEM) δημιουργείται πλέγμα μόνο στην εξωτερική επιφάνεια του μελετώμενου αντικειμένου. Τέλος, η μέθοδος χωρίς πλέγμα είναι ιδιαίτερα χρήσιμη σε προβλήματα με ασυνεχή ή κινούμενα όρια, καθώς χρησιμοποιεί ένα σύνολο κόμβων διάσπαρτων εντός του προς ανάλυση σώματος αλλά και στα όριά του.

Οι δύο βασικοί λόγοι συγκέντρωσης των τάσεων είναι οι ατέλειες που μπορεί να υπάρχουν στη δομή ενός κρυσταλλικού πλέγματος ή οι απότομες μεταβολές στη γεωμετρία του δοκιμίου. Αναλυτικότερα, έχει παρατηρηθεί ότι η κρυσταλλική δομή ενός υλικού δεν είναι ποτέ απόλυτα ιδανική, καθώς το κρυσταλλικό πλέγμα εμφανίζει πάντα μία μικρή αταξία είτε ως προς τη γεωμετρία σύνδεσης των κόκκων του, είτε ως προς την δομή του. Ως αποτέλεσμα όταν το υλικό καταπονείται συγκεντρώνονται στα σημεία αυτά τάσεις οι οποίες ενισχύουν την δημιουργία ζωνών ASB, την διάδοση ρωγμών και τελικά την αστοχία. Επιπλέον, συγκέντρωση τάσεων παρατηρείται επίσης στα σημεία απότομης αλλαγής της γεωμετρίας ενός δοκιμίου. Τέτοιες αλλαγές είναι για παράδειγμα μία οπή, μία εγκοπή, μία αυλάκωση ή η εγκάρσια μεταβολή μία διατομής κ.α., χαρακτηριστικά απαραίτητα για τις ανάγκες μίας κατασκευής. Σε αυτές τις γεωμετρικές ασυνέχειες συγκεντρώνονται αυξημένες τάσεις με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται η ομοιόμορφη φόρτιση του δοκιμίου. Στόχος των μηχανικών είναι ο περιορισμός της συγκέντρωσης τάσεων σε αυτές τις

γεωμετρικές ασυνέχειες μέσω μεθόδων όπως η χρήση καμπυλών προσαρμογής (fillets), η δημιουργία βοηθητικών οπών και η αύξησης της αντοχής μέσω ενίσχυσης με επιπρόσθετο υλικό.

Η συγκέντρωση των τάσεων παρατηρείται κατά την διάρκεια διαφόρων κατεργασιών μετάλλων, αλλά ο σχηματισμός ζωνών διάτμησης λόγω συγκέντρωσης τάσεων μπορεί να συμβεί μόνο στις κατεργασίες συμπίεσης, στον συνδυασμό συμπίεσης και εφελκυσμού και στις διατμητικές κατεργασίες. Μερικά παραδείγματα είναι αντίστοιχα η έλαση, η βαθεία κοίλανση και η μέθοδος απότμησης.

Στην παρούσα εργασία μοντελοποιήθηκε δοκιμή συμπίεσης σε δοκίμιο hat shaped. Η αριθμητική ανάλυση συγκέντρωσης τάσεων και δημιουργίας ζωνών διάτμησης πραγματοποιήθηκε με την βοήθεια του λογισμικού προσομοίωσης Ansys LS-Dyna. Με σκοπό την κατάλληλη αποτύπωση της ζώνης διάτμησης δημιουργήθηκε Lagrangian πλέγμα μέσω της μεθόδου πεπερασμένων στοιχείων (FEM) με 4κομβικά στοιχεία μεγέθους $0.05 \times 0.05 \text{ mm}^2$. Για τη μοντελοποίηση του δοκιμίου, χρησιμοποιήθηκε η θεώρηση Johnson-Cook, τόσο αναφορικά με το νόμο πλαστικής ροής, όσο και για το κριτήριο αστοχίας. Οι απαραίτητες παράμετροι για το κάθε υλικό που μελετήθηκε λήφθηκαν από την βιβλιογραφία. Συνολικά δημιουργήθηκαν 9 διαφορετικά σενάρια προσομοίωσης, υπό κοινή θερμοκρασία πειράματος 300K και κοινή ταχύτητα συμπίεσης 2.5 mm/msec. Τα τρία υλικά που μελετήθηκαν είναι χάλυβας 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Επίσης, για το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V αναλύθηκε η ευαισθησία του πεδίου συγκέντρωσης τάσεων ως προς την θερμοκρασία του πειράματος, τον εκθέτη κράτυνσης η και τον συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C.

5.2 Συμπεράσματα

Ο σκοπός της εργασίας είναι η μελέτη και η ανάλυση των ζωνών διάτμησης, που προκαλούνται λόγω συγκέντρωσης τάσεων, οι οποίες μπορούν να λειτουργήσουν ως πρόδρομοι παράγοντες σχηματισμού ρωγμών άρα και αστοχίας των υλικών. Μέσω της αριθμητικής μοντελοποίησης δοκιμής συμπίεσης με το υπολογιστικό πρόγραμμα Ansys LS-Dyna, μελετήθηκαν οι μεταβολές στις τιμές της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης von Mises και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης. Συγκεκριμένα, εξετάστηκε ο τρόπος μεταβολής των παραπάνω τιμών ανάλογα με το υλικό, την θερμοκρασία, τον εκθέτη κράτυνσης και τον συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης.

Αρχικά, πραγματοποιήθηκε η παραμετρική μελέτη για τρία όμοια δοκίμια hat shaped κατασκευασμένα από χάλυβα 4340, κράμα αλουμινίου 6061 και κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Κατά την διάρκεια των προσομοιώσεων διατηρήθηκε κοινή η θερμοκρασία και η ταχύτητα συμπίεσης. Ολοκληρώνοντας τις προσομοιώσεις, παρατηρήθηκε ότι, το δοκίμιο χάλυβα 4340 παραμορφώθηκε πολύ περισσότερο από τα υπόλοιπα αλλά δεν εμφάνισε ρωγμή καθ' όλη την διάρκεια της διαδικασίας με $t_{\text{end}}=2.8 \text{ msec}$. Στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου 6061 η ρωγμή εμφανίστηκε την χρονική στιγμή $t_{\text{crack}}=0.2 \text{ msec}$ και η θραύση ολοκληρώθηκε την χρονική στιγμή $t_{\text{break}}=0.7 \text{ msec}$. Τέλος, στο δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V η προσομοίωση ολοκληρώθηκε πολύ πιο σύντομα,

καθώς η ρωγμή εμφανίστηκε σε χρόνο $t_{crack}=0.08$ msec και η ολοκληρωτική θραύση σε χρόνο $t_{break}=0.11$ msec.

Συμπερασματικά, για τις δεδομένες πειραματικές συνθήκες, ο χάλυβας 4340 είναι πιο ανθεκτικός στην εμφάνιση ρωγμών, ενώ το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V είναι το λιγότερο ανθεκτικό υλικό. Ωστόσο, από τα διαγράμματα φορτίου πλάκας συμπίεσης – χρόνος φάνηκε ότι, το κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V παρόλο που εμφανίζει πιο σύντομα ρωγμή, αντέχει περισσότερο από το διπλάσιο φορτίο σε σχέση με το κράμα αλουμινίου 6061. Ο χάλυβας 4340 καθώς δεν εμφανίζει ρωγμή αντέχει περισσότερο φορτίο από τα υπόλοιπα υλικά.

Επιπλέον, εμφανής ήταν η δημιουργία πεδίου συγκέντρωσης τάσεων διαγώνια μεταξύ της άνω και της κάτω γωνίας του δοκιμίου. Το πεδίο αυτό καθώς και οι τιμές της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης von Mises και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης, μελετήθηκαν μέσω στιγμιότυπων και διαγραμμάτων. Παρατηρήθηκε ότι, οι υψηλότερες τάσεις, παραμορφώσεις και ενέργεια παραμόρφωσης συγκεντρώνονται κατά μήκος της διαγώνιου στις δύο γωνίες (υψηλότερες τιμές στην άνω γωνία) και εγκάρσια στο κέντρο του πεδίου. Οι υψηλότερες τιμές ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης εντοπίστηκαν κατά την σειρά στο δοκίμιο χάλυβα, κράματος αλουμινίου και κράματος τιτανίου. Υψηλότερες τιμές ισοδύναμης τάσης von Mises εμφανίστηκαν στο δοκίμιο χάλυβα, κράματος τιτανίου και τέλος στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου. Από τα διαγράμματα μήκους ρωγμής ως προς τον χρόνο, φάνηκε ότι στο δοκίμιο κράματος αλουμινίου 6061 εμφανίζεται μόνο μία ρωγμή, στην άνω γωνία, η οποία είναι μεγαλύτερου μήκους από τις επιμέρους ρωγμές του τιτανίου. Στο δοκίμιο από κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V εμφανίζονται δύο ρωγμές οι οποίες έχουν ως αφετηρία τις δύο γωνίες, με την ρωγμή που σχηματίζεται στην άνω γωνία να έχει σημαντικά μεγαλύτερο μήκος.

Στη συνέχεια, μελετήθηκε η επίδραση της μεταβολής της θερμοκρασίας στο δοκίμιο κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V. Οι διαφορετικές θερμοκρασίες που εξετάστηκαν είναι 300K, 450K και 600K, ενώ όλες οι υπόλοιπες πειραματικές συνθήκες και συντελεστές διατηρήθηκαν ίδιοι για κάθε προσομοίωση. Τα στιγμιότυπα των προσομοιώσεων καθώς και όλα τα διαγράμματα που δημιουργήθηκαν είχαν ποιοτικά όμοια μορφή ανεξάρτητα με την μεταβολή της θερμοκρασίας. Ωστόσο, οι μέγιστες τιμές του φορτίου, της παραμόρφωσης, της τάσης και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης μεταβλήθηκαν. Καθώς αυξήθηκε η θερμοκρασία, εντοπίστηκε μείωση του φορτίου, ελαφριά αύξηση της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, μείωση της ισοδύναμης τάσης von Mises και ελαφριά μείωση της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης. Με την αύξηση της θερμοκρασίας η δημιουργία ρωγμής και η αστοχία του δοκιμίου πραγματοποιούνται σε μεταγενέστερη χρονική στιγμή, ενώ επίσης η ταχύτητα ανάπτυξης ρωγμής μειώνεται.

Η ανάλυση ευαισθησίας για εκθέτη κράτυνσης η πραγματοποιήθηκε για δοκίμιο κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V. Οι διαφορετικοί εκθέτες που μελετήθηκαν είχαν τιμές n , $n'=1.25n$ και $n''=0.75n$. Όλες οι υπόλοιπες πειραματικές συνθήκες και παράγοντες διατηρήθηκαν ίδιοι για κάθε προσομοίωση. Τα στιγμιότυπα των προσομοιώσεων καθώς και όλα τα διαγράμματα που σχηματίστηκαν είχαν ποιοτικά όμοια μορφή για κάθε εκθέτη κράτυνσης. Ωστόσο, μεταβολή εμφανίστηκε στις μέγιστες τιμές του φορτίου, της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης von Mises και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης. Συγκεκριμένα, με βάση τα υπολογιστικά αποτελέσματα, καθώς αυξάνεται ο εκθέτης κράτυνσης, οι τιμές του φορτίου και της ισοδύναμης τάσης von Mises μειώνονται σημαντικά, ενώ οι τιμές της ισοδύναμης πλαστικής

παραμόρφωσης και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης μειώνονται ελαφρώς. Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα αυτά με τα αποτελέσματα για μεταβολή του συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης φαίνεται ότι, ο εκθέτης n έχει ισχυρότερη επίδραση από τον συντελεστή C .

Παρόμοια μελέτη πραγματοποιήθηκε για την ευαισθησία στο συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης C για δοκίμιο κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V. Οι διαφορετικοί συντελεστές που μελετήθηκαν είχαν τιμές C , $C'=1.25C$ και $C''=0.75C$, ενώ όλες οι υπόλοιπες πειραματικές συνθήκες και παράγοντες διατηρήθηκαν ίδιοι για κάθε προσομοίωση. Τα στιγμιότυπα των προσομοιώσεων και όλα τα διαγράμματα που σχηματίστηκαν είχαν ποιοτικά όμοια μορφή ανεξάρτητα από την τιμή του συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης. Ωστόσο, όπως παρατηρήθηκε και για μεταβολή της θερμοκρασίας και του εκθέτη κράτυνσης, υπήρξε μεταβολή στις μέγιστες τιμές του φορτίου, της παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης και της ενέργειας παραμόρφωσης. Από τα αριθμητικά αποτελέσματα φάνηκε ότι, οι τιμές του φορτίου, της ισοδύναμης πλαστικής παραμόρφωσης, της ισοδύναμης τάσης von Mises και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης αυξάνονται ελαφρώς καθώς αυξάνεται ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης. Επιπλέον, φάνηκε ότι η αύξηση του συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης, δεν έχει σημαντική επίδραση στην εξέλιξη της ρωγμής και την αστοχία του δοκιμίου. Συνάγεται το συμπέρασμα ότι, ο συντελεστής ρυθμού παραμόρφωσης C έχει μικρή επίδραση στα αποτελέσματα συγκριτικά με τον εκθέτη κράτυνσης n .

5.3 Μελλοντική εργασία

Στην παρούσα διπλωματική εργασία εξετάζονται τρία βασικά μεταλλικά υλικά, τα οποία συνήθως χρησιμοποιούνται σε πολλές κατασκευές και μελέτες. Ωστόσο, σημαντικό είναι να πραγματοποιηθούν παρόμοιες υπολογιστικές μελέτες για πολλά ακόμα κράματα, καθώς όπως αποδείχθηκε το κάθε υλικό παρουσιάζει αρκετά μεγάλη διαφοροποίηση σε σχέση με τα υπόλοιπα. Επιπλέον, η ανάλυση για διαφορετικές τιμές θερμοκρασίας και ευαισθησίας σε εκθέτη κράτυνσης και συντελεστή ρυθμού παραμόρφωσης εξετάστηκε μόνο για κράμα τιτανίου Ti-6Al-4V. Ιδιαίτερο ενδιαφέρον θα παρουσίαζε η αντίστοιχη ανάλυση για χάλυβα 4340 και κράμα αλουμινίου 6061 και η σύγκριση των αποτελεσμάτων με αυτά του τιτανίου. Ακόμα, θα μπορούσε να μελετηθεί η ανάλυση ευαισθησίας ως προς άλλες παραμέτρους της προσομοίωσης. Τέλος, σημαντικό είναι να πραγματοποιηθούν οι αντίστοιχες πειραματικές δοκιμές συμπίεσης ώστε να συγκριθούν τα πειραματικά με τα υπολογιστικά αποτελέσματα.

6. Κατάλογος Αναφορών

- [1] E. Κοντού and Γ. Σπαθής, 'Ανελαστική Συμπεριφορά των Υλικών (Ιξωδοελαστικότητα-Πλαστικότητα)', Αθήνα, Dec. 2001.
- [2] A. H. Almasri, 'Dynamic Shear Bands in Metals under High Strain Rates'. [Online]. Available: https://digitalcommons.lsu.edu/gradschool_dissertations/197
- [3] R. A. Rowe, P. G. Allison, A. N. Palazotto, and K. Davami, 'Adiabatic Shear Banding in Nickel and Nickel-Based Superalloys: A Review', *Metals*, vol. 12, no. 11. MDPI, Nov. 01, 2022. doi: 10.3390/met12111879.
- [4] Bradley. Dodd and Yilong. Bai, *Adiabatic shear localization frontiers and advances*. Elsevier, 2012.
- [5] Z. Wei, Y. Li, J. Li, and S. Hu, 'Formation Mechanism of Adiabatic Shear Band in Tungsten Heavy Metals', 2000.
- [6] K. Pöhlandt, *Materials Testing for the Metal Forming Industry*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1989. doi: 10.1007/978-3-642-50241-5.
- [7] L. Zhen, D. L. Zou, C. Y. Xu, and W. Z. Shao, 'Microstructure evolution of adiabatic shear bands in AM60B magnesium alloy under ballistic impact', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 21–22, pp. 5728–5733, Aug. 2010, doi: 10.1016/J.MSEA.2010.06.013.
- [8] R. A. Rowe, P. G. Allison, A. N. Palazotto, and K. Davami, 'Adiabatic Shear Banding in Nickel and Nickel-Based Superalloys: A Review', *Metals*, vol. 12, no. 11. MDPI, Nov. 01, 2022. doi: 10.3390/met12111879.
- [9] R. Dornmeval, 'The Adiabatic Shear Phenomenon, in Materials at High Strain Rates', pp. 47–70, 1987.
- [10] I. Polyzois, 'Prediction of the Formation of Adiabatic Shear Bands in High Strength Low Alloy 4340 Steel through Analysis of Grains and Grain Deformation', 2014.
- [11] H. L. Dorothy and P. Longère, 'Unified modelling of adiabatic shear banding and subsequent micro-voiding driven dynamic failure of viscoplastic solids', *Int J Impact Eng*, vol. 132, p. 103322, Oct. 2019, doi: 10.1016/J.IJIMPENG.2019.103322.
- [12] H. C. Rogers and Shastry. C. V., 'Material Factors in Adiabatic Shearing in Steels', in *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals*, M. A. Meyers and L. E. Murr, Eds., 1981, pp. 285–298.
- [13] H. Tresca, *Sur la fluideite et le coulement des corps solides. Annales du Conservatoire des arts et metiers*, vol. XI. 1879.
- [14] C. Zener and J. H. Hollomon, 'Effect of strain rate upon plastic flow of steel. Journal of Applied Physics', 1944.
- [15] F. Pursche, 'Spezifizierung des Versagensverhaltens von Werkstoffen bei Druck-Scher-Belastung', Chemnitz University of Technology, 2010.

- [16] P. Landau, S. Osovski, A. Venkert, V. Gärtnerová, and D. Rittel, 'The genesis of adiabatic shear bands', *Sci Rep*, vol. 6, Nov. 2016, doi: 10.1038/srep37226.
- [17] S. M. Walley, 'Shear localization: A historical overview', in *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Nov. 2007, pp. 2629–2654. doi: 10.1007/s11661-007-9271-x.
- [18] H. Tresca, 'On further applications of the flow of solids', vol. 30, pp. 301–345, 1878.
- [19] H. F. Massey, 'The flow of metal during forging', pp. 21–26, 1921.
- [20] F. Adcock, 'The internal mechanism of cold-work and recrystallization in Cupro-Nickel', vol. 27, pp. 73–101, 1922.
- [21] K. Brown, 'Journal of the Institute of Metals', 341, vol. 100, pp. 341–345, 1972.
- [22] P. S. Mathur and W. A. Backofen, 'Metallurgical Transactions', vol. 4, pp. 643–651, 1973.
- [23] R. A. C. Slater, 'Velocity and Thermal Discontinuities Encountered during the Forging of Steels', 1965.
- [24] C. R. Hargreaves and L. Werner, 'Report No. AD/A006490', Washington DC, 1974.
- [25] H. C. Rogers, 'Annual Review of Materials Science', vol. 9, pp. 283–311, 1979.
- [26] S. P. Timothy, 'The structure of adiabatic shear bands in metals: A critical review', *Acta Metallurgica*, vol. 35, no. 2, pp. 301–306, Feb. 1987, doi: 10.1016/0001-6160(87)90238-0.
- [27] Y. L. Bai, 'Adiabatic shear banding', *Res Mechanica*, vol. 31, pp. 133–203, 1990.
- [28] A. R. Shahan and A. K. Taheri, 'Adiabatic shear bands in titanium and titanium alloys: a critical review', *Mater Des*, vol. 14, no. 4, pp. 243–250, Aug. 1993, doi: 10.1016/0261-3069(93)90078-A.
- [29] T. W. Wright, *The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands*. Cambridge, United Kingdom: Cambridge University Press, 2002.
- [30] Y. L. Bai and Dodd B., *Adiabatic Shear Localization: Occurrence, Theories and Applications*, 1st ed. Oxford, United Kingdom: Pergamon, 1992.
- [31] D. Rittel, Z. G. Wang, and M. Merzer, 'Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work', *Phys Rev Lett*, vol. 96, no. 7, 2006, doi: 10.1103/PhysRevLett.96.075502.
- [32] J. Lim and H. Huh, 'Experiments on Formation of the Adiabatic Shear Band in Sheet Metal', 2005.
- [33] F.-W. Bach, B. Behrens, M. Rodman, A. Rossberg, and G. Kurz, 'Macroscopic Damage by the Formation of Shear Bands during the Rolling and Deep Drawing of Magnesium Sheets'.
- [34] Y. Wang, Y. Xin, H. Yu, L. Lv, and Q. Liu, 'Formation and microstructure of shear bands during hot rolling of a Mg-6Zn-0.5Zr alloy plate with a basal texture', *J Alloys Compd*, vol. 644, pp. 147–154, May 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.04.155.
- [35] J. H. Andrew, H. Lee, and D. V. Wilson, 'An X-Ray Investigation of Structural Changes in Steel Due to Cold-Working', *Journal of the iron and steel*, vol. 165, 1950.

- [36] A. L. Wingrove, 'Structure of adiabatic shear band in steel', *Journal of the Australian Institute of Metals*, vol. 16, 1971.
- [37] P. A. Thornton, 'Adiabatic shear zones in explosively loaded thick-wall cylinders', *Metallurgical Transactions*, vol. 2, 1971.
- [38] P. R. Guduru, G. Ravichandran, and A. J. Rosakis, 'Physics Rev. E.', vol. 64, no. 036128, 2001.
- [39] J. H. Giovanola, 'Impact Loading and Dynamic Behavior of Materials', pp. 705–710, 1988.
- [40] J. Johansson, C. Persson, H. Lai, and M. Hörnqvist Colliander, 'Microstructural examination of shear localisation during high strain rate deformation of Alloy 718', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 662, pp. 363–372, Apr. 2016, doi: 10.1016/J.MSEA.2016.03.080.
- [41] D. L. Zou, L. Zhen, C. Y. Xu, and W. Z. Shao, 'Characterization of adiabatic shear bands in AM60B magnesium alloy under ballistic impact', *Mater Charact*, vol. 62, no. 5, pp. 496–502, May 2011, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2011.03.003.
- [42] L. Jiang, Y. Yang, Z. Wang, and H. Hu, 'Microstructure evolution within adiabatic shear band in peak aged ZK60 magnesium alloy', *Materials Science and Engineering: A*, vol. 711, pp. 317–324, Jan. 2018, doi: 10.1016/J.MSEA.2017.10.111.
- [43] Y. Xu and M. A. Meyers, 'Microstructural evolution of localized shear bands induced during explosion in Ti-6Al-4V alloy', *J Mater Sci Technol*, vol. 19, pp. 385–387, 2003.
- [44] R. S. Culver, *Metallurgical Effects at High Strain Rates*. New York: Plenum Press, 1973.
- [45] A. S. Argon, *The Inhomogeneity of Plastic Deformation*. Ohio, 1973.
- [46] T. W. Wright and J. W. Walter, 'On stress collapse in adiabatic shear bands', *J Mech Phys Solids*, vol. 35, pp. 701–720, 1987.
- [47] M. E. Kipp and D. E. Grady, 'Dynamic fracture growth and interaction in one dimension', *J Mech Phys Solids*, vol. 33, 1985.
- [48] M. E. Kipp and D. E. Grady, 'The growth of inhomogeneous thermoplastic shear', *The Journal of Physics France Colloq.*, vol. 46, pp. 291–298, 1985.
- [49] M. E. Kipp and D. E. Grady, 'The growth of unstable thermoplastic shear with application to steady-wave shock compression in solids', *J Mech Phys Solids*, vol. 35, pp. 95–118, 1987.
- [50] X. Teng, T. Wierzbicki, and H. Couque, 'On the transition from adiabatic shear banding to fracture', *Mechanics of Materials*, vol. 39, no. 2, pp. 107–125, Feb. 2007, doi: 10.1016/j.mechmat.2006.03.001.
- [51] C. R. Batra, 'Analysis of Adiabatic Shear Bands by Numerical Methods', in *Adiabatic Shear Localization Frontiers and Advances*, 2nd ed., B. Dodd and Y. Bai, Eds., 2012.
- [52] P. C. Chou, J. Hashemi, A. Chou, and H. C. Rogers, 'Experimentation and finite element simulation of adiabatic shear bands in controlled penetration impact', *Int J Impact Eng*, vol. 11, no. 3, pp. 305–321, Jan. 1991, doi: 10.1016/0734-743X(91)90041-D.
- [53] M. Hokka, D. Gomon, A. Shrot, T. Leemet, M. Bäker, and V.-T. Kuokkala, 'Dynamic Behavior and High Speed Machining of Ti-6246 and Alloy 625 Superalloys: Experimental and Modeling

- Approaches', *Exp Mech*, vol. 54, no. 2, pp. 199–210, Feb. 2014, doi: 10.1007/s11340-013-9793-7.
- [54] M. Zhou, G. Ravichandran, and A. J. Rosakis, 'Dynamically propagating shear bands in impact-loaded prenotched plates—II. Numerical simulations', *J Mech Phys Solids*, vol. 44, no. 6, pp. 1007–1032, Jun. 1996, doi: 10.1016/0022-5096(96)00004-X.
- [55] Μ. Κοζανίδη, 'Γεωμετρική βελτιστοποίηση μεταλλικών και σύνθετων ελασμάτων για την μείωση της συγκέντρωσης τάσεων', Πανεπιστήμιο Αιγαίου, Σύρος, 2010.
- [56] W. D. Pilkey and R. E. Peterson, *Peterson's stress concentration factors*. Wiley, 1997.
- [57] S. Nagpal, N. Jain, and S. Sanyal, 'Stress concentration and its mitigation techniques in flat plate with singularities—a critical review', *Engineering Journal*, vol. 16, no. 1, pp. 1–15, 2012, doi: 10.4186/ej.2012.16.1.1.
- [58] R. I. Borja, 'A finite element model for strain localization analysis of strongly discontinuous fields based on standard Galerkin approximation'. [Online]. Available: www.elsevier.com/locate/cma
- [59] Z. Tonyali and S. Ates, 'The coupling finite-boundary element method for soil-structure interaction under spatially varying ground motion', *Journal of Structural Engineering & Applied Mechanics*, vol. 1, no. 1, pp. 6–21, Mar. 2018, doi: 10.31462/jseam.2018.01006021.
- [60] T. Belytschko, Wing Kam Liu, and B. Moran, *Nonlinear Finite Elements for Continua and Structures*. 2000.
- [61] K. Ziegahn, A. Haufe, and U. Franz, 'On the simulation of out-of-position load cases with the ALE-method', 2004.
- [62] Z. Ren, H. Xie, and Y. Ju, 'Quantification of photoelastic fringe orders using polarized light camera and continuous loading', *Opt Lasers Eng*, vol. 134, p. 106263, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.optlaseng.2020.106263.
- [63] Ν. Αποστόλου, 'Συγκέντρωση τάσεων σε μηχανολογικές κατασκευές', ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΚΟ ΕΚΠΑΙΔΕΥΤΙΚΟ ΙΔΡΥΜΑ ΔΥΤΙΚΗΣ ΕΛΛΑΔΑΣ, Πάτρα, 2017.
- [64] A. K. Sengupta, 'Stress Concentration Caused by Sudden Change in Form'.
- [65] S. A. Meguid, 'Finite element analysis of defence hole systems for the reduction of stress concentration in a uniaxially-loaded plate with two coaxial holes', *Eng Fract Mech*, vol. 25, no. 4, pp. 403–413, Jan. 1986, doi: 10.1016/0013-7944(86)90254-7.
- [66] G. S. Giare and R. Shabahang, 'The reduction of stress concentration around the hole in an isotropic plate using composite materials', *Eng Fract Mech*, vol. 32, no. 5, pp. 757–766, Jan. 1989, doi: 10.1016/0013-7944(89)90172-0.
- [67] S. Kumar and P. S. Kodli, 'A Study on Thermo-Mechanical Analysis of Hot Rolling & Estimation of Residual Stresses by using FEM'. [Online]. Available: www.iosrjournals.org
- [68] I. Irthia, G. Green, S. Hashim, and A. Kriama, 'Experimental and numerical investigation on micro deep drawing process of stainless steel 304 foil using flexible tools', *Int J Mach Tools Manuf*, vol. 76, pp. 21–33, Jan. 2014, doi: 10.1016/j.ijmactools.2013.09.006.

- [69] K. Mori, N. Nakamura, Y. Abe, and Y. Uehara, 'Generation mechanism of residual stress at press-blanked and laser-blanking edges of 1.5 GPa ultra-high strength steel sheet', *J Manuf Process*, vol. 68, pp. 435–444, Aug. 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.05.047.
- [70] X. Teng, T. Wierzbicki, and H. Couque, 'On the transition from adiabatic shear banding to fracture', *Mechanics of Materials*, vol. 39, no. 2, pp. 107–125, Feb. 2007, doi: 10.1016/j.mechmat.2006.03.001.
- [71] D. R. Lesuer, G. J. Kay, and M. M. Leblanc, 'Modeling Large-Strain, High-Rate Deformation in Metals', 2001.
- [72] B. Banerjee and B. Banerjee, 'MPM VALIDATION: SPHERE-CYLINDER IMPACT TESTS: ENERGY BALANCE Computational methods for high-rate large deformation View project MPM VALIDATION: SPHERE-CYLINDER IMPACT TESTS: ENERGY BALANCE', 2004. [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/251982311>
- [73] R. Koppunur, K. K. Dama, U. Rokkala, B. Thirupathi, N. V. S. S. Sagar, and B. Gugulothu, 'Design and Fabrication of Patient-Specific Implant for Maxillofacial Surgery Using Additive Manufacturing', *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2022, 2022, doi: 10.1155/2022/7145732.
- [74] 'MatWeb'. Accessed: Sep. 26, 2023. [Online]. Available: <https://www.matweb.com>