

**ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΔΥΤΙΚΗΣ ΑΤΤΙΚΗΣ**  
**ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ**  
**ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ**

**ΔΙΕΡΕΥΝΗΣΗ ΤΗΣ ΤΡΙΒΟΛΟΓΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΧΑΛΥΒΩΝ**  
**ΜΕΤΑ ΑΠΟ ΘΕΡΜΟΧΗΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ**

**INVESTIGATION OF THE TRIBOLOGICAL PERFORMANCE OF**  
**THERMOCHEMICALLY-TREATED TOOL STEELS**

**ΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ**  
**ΗΛΙΑΔΗΣ ΙΑΣΩΝ (Α.Μ. 39241)**  
**ΣΤΑΜΑΤΙΟΥ ΚΩΝΣΤΑΝΤΙΝΟΣ (Α.Μ. 39231)**

**ΕΠΙΒΛΕΠΟΝΤΕΣ**  
**ΜΟΥΡΛΑΣ ΑΘΑΝΑΣΙΟΣ**  
**ΨΥΛΛΑΚΗ ΠΑΝΔΩΡΑ**

***ΑΙΓΑΛΕΩ, ΜΑΡΤΙΟΣ 2019***

## Περίληψη

Η εργασία αφορά την πειραματική μελέτη της τριβολογικής συμπεριφοράς τριών χαλύβων κατασκευή εργαλείων μετά από (α) θερμική κατεργασία σκλήρυνσης και (β) θερμική κατεργασία σκλήρυνσης και επιφανειακής ενανθρακαζώτωσης. Η πειραματική διάταξη που χρησιμοποιήθηκε εξασφάλιζε την επίπεδη επαφή των εξεταζομένων υλικών, με περιστρεφόμενο δίσκο ανταγωνιστικού υλικού. Τα τρία υλικά, σε όλες τις καταστάσεις κατεργασίας τους, δοκιμάσθηκαν με την επιβολή τριών τιμών πίεσης και για δύο ταχύτητες περιστροφής του ανταγωνιστικού. Κατά τη διάρκεια των δοκιμών, καταγραφόταν ο συντελεστής τριβής του τριβοςυστήματος και η θερμοκρασία των δοκιμίων, ως συνάρτηση του χρόνου δοκιμής. Πριν και μετά το τέλος κάθε δοκιμής, το βάρος και οι διαστάσεις των δοκιμίων ελεγχόταν με ζύγιση και παχυμέτρηση, ενώ με την ολοκλήρωση των πειραμάτων οι επιφάνειες φθοράς εξετάσθηκαν σε στερεοσκόπιο, προκειμένου να προσδιορισθούν οι μηχανισμοί φθοράς. Συνολικά, δοκιμάσθηκαν εβδομήντα δύο (72) δοκίμια ανά κλάση χάλυβα, αριθμός ικανός για την εξαγωγή αξιόπιστων συμπερασμάτων, τα οποία αναλύονται στο Κεφάλαιο Δ της εργασίας.

## Abstract

The present diploma thesis is dealing with the experimental study of the tribological performance of three different high-alloyed steel grades, commonly used for manufacturing of metalworking tools, dies and moulds. Specimens from all the three grades were tested after being (a) heat-treated and (b) heat-treated and surface-nitrocarburized. The experimental set-up used was a tribometer that assures the plane-contact of the tested specimens against a rotating disk (counterbody). The three steel grades in all their states, were tested under three different applied pressure and two rotational speed values. During testing, both the friction coefficient of the tribosystem, as well the temperature of the specimens were recorded in real time. Before and after each test, the weigh and the dimensions of each one of tested specimens were measured, whereas by the completion of the tests the worn surfaces were observed with the aid of a stereoscope, in order to reveal the wear mechanisms. In total, seventy two (72) specimens per steel grade were tested, quantity significant to extract reliable remarks that are analysed in Chapter D of the present work.

## ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Η εργασία αυτή αποτελεί προϊόν της συνεργασίας του Εργαστηρίου Μηχανικής Επιφανειών του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών, του νυν Πανεπιστημίου Δυτικής Αττικής, με τα Τμήματα: (α) Εκπαιδευτικών Πολιτικών Μηχανικών, της ΑΣΠΑΙΤΕ και (β) Εκπαιδευτικών Μηχανολόγων Μηχανικών της ΑΣΠΑΙΤΕ, τα οποία αφενός χρηματοδότησαν την παρούσα εργασία, μέσω της προμήθειας του πλήθους υλικών που ήταν απαραίτητα για την εξαγωγή αξιόπιστων πειραματικών αποτελεσμάτων, αφετέρου δε συνεχίζουν τη σχετική έρευνα στην κατεύθυνση της ανάπτυξης μοντέλων νευρωνικών δικτύων, τα οποία θα επιτρέπουν την πρόβλεψη και την καθολική περιγραφή της τριβολογικής συμπεριφοράς χαλύβων μέσω της κατάστρωσης χαρτών φθοράς.

Η εργασία αποτελεί συνέχεια και στηρίζεται στα πειραματικά ευρήματα προγενέστερων εργασιών του Εργαστηρίου, που υλοποιήθηκαν στα πλαίσια πτυχιακών και μεταπτυχιακών εργασιών από το 1998, και οι οποίες έχουν ως ακολούθως (κατά χρονολογική σειρά):

- Γ. Κεφαλονίκας (1998): «Μελέτη της τριβολογικής συμπεριφοράς θερμοχημικά κατεργασμένων χαλύβων» (πτυχιακή ΤΕΙ Πειραιά)
- Δ. Κανάκης (2005): «Μελέτη τριβολογικής συμπεριφοράς εργαλειοχάλυβα Cr-Mo-V μετά από θερμική κατεργασία επιφανειακής σκλήρυνσης» (πτυχιακή ΤΕΙ Πειραιά)
- Θ. Παπάζογλου (2003): «Μελέτη τριβολογικής συμπεριφοράς ανοξείδωτου χάλυβα μετά από θερμική κατεργασία επιφανειακής σκλήρυνσης» (πτυχιακή ΤΕΙ Πειραιά)
- Κ.-Μ. Καραμποϊκή (2009): «Επίδραση πρότερης θερμικής κατεργασίας στη διεργασία ενανθρακαζώτωσης και την τριβολογική συμπεριφορά εργαλειοχαλύβων» (πτυχιακή ΔΠΜΣ Πανεπιστημίου Ιωαννίνων)

Οι σχετικές δημοσιεύσεις σε διεθνή επιστημονικά περιοδικά, οι οποίες προέκυψαν από τις εργασίες αυτές, παρατίθενται στα αντιστοιχούντα σημεία της παρούσας πτυχιακής και περιλαμβάνονται στη συνολική βιβλιογραφία στο τέλος του κειμένου.

Για τους ανωτέρω λόγους, θα επιθυμούσαμε να ευχαριστήσουμε ονομαστικά: (α) την Δρ. Π. Ψυλλάκη (Υπεύθυνη του Εργαστηρίου Μηχανικής Επιφανειών), για την επίβλεψη της εργασίας καθ' όλη τη διάρκεια εκπόνησής της, (β) τον Α. Μουρλά (Εργαστηριακό Συνεργάτη του Εργαστηρίου Μηχανικής Επιφανειών), για τη βοήθειά του στην υλοποίηση των πειραμάτων, (γ) τον Δρ. Π. Αστερή και (δ) τον Δρ. Ν. Βαξεβανίδη (Καθηγητές ΑΣΠΑΙΤΕ) για την προμήθεια των δοκιμίων και την περαιτέρω επεξεργασία των πειραματικών μας ευρημάτων.

Ιάσωνας Ηλιάδης και Κωνσταντίνος Σταματίου

# ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

	<i>Σελίδα</i>
ΠΕΡΙΛΗΨΗ	1
ΕΙΣΑΓΩΓΗ	2
ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ	3
A. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	4
B. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	7
B.1. Υλικά και κατεργασίες	7
B.2. Διάταξη τριβολογικών δοκιμών	8
B.3. Διαγνωστικά όργανα	8
Γ. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	10
Γ.1. Χάλυβας εργαλείων ψυχρηλασίας υψηλού άνθρακα	10
Γ.2. Χάλυβας εργαλείων ψυχρηλασίας χαμηλού άνθρακα	27
Γ.3. Χάλυβας εργαλείων θερμηλασίας	44
Δ. ΑΞΙΟΛΟΓΗΣΗ, ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ, ΠΡΟΟΠΤΙΚΕΣ	61
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	64
ΠΑΡΑΤΗΜΑ: Ανακοίνωση σε Διεθνές Συνέδριο	66

## A. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

Τις περισσότερες φορές τα μηχανολογικά συστήματα ενσωματώνουν υποσύνολα, τα οποία λειτουργούν με τη σχετική κίνηση στερεών στοιχείων σε επαφή, με σκοπό τη μεταφορά κίνησης, ισχύος ή μηχανικού φορτίου. Αυτά τα συζευγμένα εξαρτήματα συνιστούν το καλούμενο τριβοσύστημα ή τριβοζεύγος, που καθορίζεται από το υλικό και τη γεωμετρία των στερεών, ενώ ως παράμετροι λειτουργίας του μπορούν καθορισθούν διάφορες τιμές επιβαλλόμενης φόρτισης, σχετικής ταχύτητας κίνησης και περιβαλλοντικών συνθηκών (λίπανση, θερμοκρασία, υγρασία). Στην περίπτωση που παρατηρηθεί δυσλειτουργία τέτοιων υποσυνόλων, η λειτουργία του μηχανολογικού συνόλου τίθεται σε κίνδυνο. Για παράδειγμα, τέτοια υποσύνολα ενός οχήματος είναι:

- Τα συστήματα πέδησης, όπου ένα αναλίσκόμενο στοιχείο («τακάκι») με την εφαρμογή δύναμης ολισθαίνει επί του δίσκου πέδησης, προκειμένου να παρεμποδίσει την κίνηση του τροχού (Pantazopoulos et al. 2015).
- Τα συστήματα αλλαγής ταχυτήτων, όπου ο δίσκος του συμπλέκτη ολισθαίνει έναντι του δίσκου πίεσης, προκειμένου να επιτραπεί η μετακίνηση των οδοντωτών τροχών του οχήματος που ελέγχουν την κίνησή του (Psyllaki et al. 2012).
- Τα συστήματα εξαερισμού, όπου η τροχαλία συνδέεται άμεσα με τον συμπιεστή και με τον στροφαλοφόρο άξονα της μηχανής, μέσω δύο τροχαλιών τάνθσης και ενός πολυμερικού ιμάντα τύπου V. Η κακή λειτουργία οποιασδήποτε από τις τροχαλίες αυτές θα επιφέρει το σταμάτημα της κίνησης του ιμάντα, οδηγώντας τελικά σε διακοπή της λειτουργίας του κυκλώματος ηλεκτρικού ελέγχου του αυτοκινήτου.

Κατά τη λειτουργία ενός τριβοσυστήματος, η φθορά των δύο στερεών που είναι σε επαφή και η προοδευτική απομάκρυνση υλικού από τις συζυγείς επιφάνειες είναι αναμενόμενη. Έτσι, ένας σχεδιαστής θα πρέπει να επιλέγει υλικά για την κατασκευή τέτοιων υποσυνόλων, τα οποία να διασφαλίζουν τη λειτουργία σε μόνιμη κατάσταση, την ομοιόμορφη και προοδευτική φθορά και την απομάκρυνση υλικού με δεδομένο και σταθερό ρυθμό. Στην περίπτωση των μεταλλικών εξαρτημάτων η φορά λαμβάνει χώρα, κυρίως, μέσω του μηχανισμού πρόσφυσης (Williams, 1996), ο οποίος σε μικροσκοπικό επίπεδο γίνεται με τη διάτμηση και πλαστική παραμόρφωση των προεξοχών του επιφανειακού ανάγλυφου που είναι σε επαφή και με τη μεταφορά υλικού μεταξύ των δύο επαπτόμενων επιφανειών. Ωστόσο, σε αρκετές περιπτώσεις, η δυσλειτουργία των μεταλλικών τριβοσυστημάτων μπορεί να οδηγήσει σε αστοχία οφειλόμενη σε διάφορες αιτίες, όπως είναι η αύξηση των δυνάμεων τριβής, galling, (Pantelis et al., 1997), η ρωγμάτωση, η εκτεταμένη οξείδωση ή ακόμη κι η δρυμεία πλαστική παραμόρφωση (Psyllaki et al. 2003), οι οποίες συνδέονται, κατά κύριο λόγο, με την μη ορθή επιλογή του υλικού

κατασκευής για τη συγκεκριμένη εφαρμογή. Ειδικά το «galling», γίνεται αντιληπτό ως απότομη αύξηση του συντελεστή τριβής (αιφνίδια δυσκολία στην κίνηση), χωρίς να έχει προηγηθεί μεταβολή των τιμών των παραμέτρων λειτουργίας. Σε συνδυασμό με την ταυτόχρονη πλαστική παραμόρφωση και τη μαζική μεταφορά υλικού, το «galling» αποβαίνει ένας καταστροφικός μηχανισμός φθοράς λόγω προσφυσης, ο οποίος ενδέχεται να οδηγήσει σε ανάσχεση και τελική διακοπή της σχετικής κίνησης των δύο στερεών, seizure, λόγω τοπικών μικροσυγκολλήσεων των επαπτόμενων επιφανειών.

Στον κλάδο της μεταλλοτεχνίας, οι μήτρες διέλασης, σφυρηλάτησης και απότμησης, καθώς και οι τύποι χύτευσης αποτελούν αντιπροσωπευτικά παραδείγματα ισχυρά καταπονούμενων τριβοςυστημάτων, τα οποία είναι επιρρεπή σε αστοχία με τους τρόπους που προαναφέρθηκαν. Σε τέτοιες εφαρμογές, η χρήση ισχυρά κραματωμένων χαλύβων (εργαλειοχαλύβων ή χαλύβων εργαλείων) είναι επιβεβλημένη. Πρόκειται για ειδικές κλάσεις χαλύβων, οι οποίοι περιέχουν σημαντικά ποσοστά καρβιδιογόνων στοιχείων. Ανάλογα με τη χημική σύστασή τους, οι χάλυβες εργαλείων εμφανίζουν έναν ενδιαφέροντα συνδυασμό ιδιοτήτων, όπως είναι η υψηλή δυσθραυστότητα, η αντίσταση σε αιφνιδιασμούς, η κατεργασιμότητα, η αντίσταση σε εκτριβή και η θερμοκρασιακή σταθερότητα των ιδιοτήτων. Ιδιαίτερα, η υψηλή εμβαπτότητα και η διαστασιακή σταθερότητά τους, επιτρέπουν τη θερμική κατεργασία, ώστε να επιτευχούν διάφορα επίπεδα ογκικής σκλήρυνσής τους. Συνήθως, οι χάλυβες αυτοί διατίθενται από τον παραγωγό σε ανοπτημένη κατάσταση (με τιμές σκληρότητας 22-24 HRC) και, εν συνεχεία, υποβάλλονται σε θερμικές κατεργασίες, ώστε να επιτευχθεί η τιμή σκληρότητας που απαιτείται για τη συγκεκριμένη εφαρμογή. Γενικά, η θερμική κατεργασία σκλήρυνσης γίνεται σε διαδοχικά στάδια τα οποία περιλαμβάνουν την προθέρμανση του υλικού, την ωστενιτοποίησή του και θερμικούς κύκλους διαδοχικών επαναφορών. Μια τέτοια διαδικασία θερμικής σκλήρυνσης χαλύβων εργαλείων περιγράφεται από τους Karamboiki et al. (2013).

Επιπλέον, για μεταλλικά εξαρτήματα, τα οποία σχεδιάζονται ως μέρη τριβοςυστημάτων, απαιτείται ενίοτε η επιφανειακή κατεργασία τους, ώστε να ενισχυθεί η αντοχή τους σε κάπωση και η αντίστασή τους σε φθορά και σε διάβρωση. Για παράδειγμα, οι μήτρες που χρησιμοποιούνται για την διέλαση των πλαστικών είναι κατασκευασμένες από χάλυβες εργαλείων που έχουν υποστεί επιφανειακή κατεργασία. Κατά τις τελευταίες δεκαετίες, διάφορες μη συμβατικές τεχνικές, βασιζόμενες στη χρήση δεσμών υψηλής ενέργειας (Rodríguez 1997; Gemelli et al. 1998; Katsamas and Haidemenopoulos 1999) προτάθηκαν για την επιφανειακή κατεργασία σιδηρούχων κραμάτων, δεδομένων των πολλά υποσχόμενων επιστημονικών αποτελεσμάτων που προέκυψαν από τις σχετικές ερευνητικές προσπάθειες. Ωστόσο, οι θερμοχημικές επιφανειακές κατεργασίες, όπως είναι η εναζώτωση και η εναθρακαζώτωση, έχουν σχετικά χαμηλότερο κόστος εξοπλισμού και λειτουργίας, και για το

λόγο αυτό παραμένουν η κύρια επιλογή για την επιφανειακή κατεργασία χαλύβων και χυτοσιδήρων (ASM Handbook, 1996).

Συγκρινόμενη με άλλες τεχνικές ενανθρακαζώτωσης (Zagonel and Alvarez 2007; Corengia et al. 2006; Mirjani et al. 2009; Mirjani et al. 2012), η τεχνική tufftriding αποτελεί την πιο διαδεδομένη τεχνική, διότι είναι σχετικά χαμηλού κόστους, εύκολης εφαρμογής και τα αποτελέσματά της χαρακτηρίζονται από υψηλή αναπαραγωγιμότητα, παρότι απαιτείται ένα επιπλέον στάδιο επεξεργασίας των δημιουργούμενων αποβλήτων (Pye, 2003). Η τεχνική αυτή συνίσταται στην εμβάπτιση των μεταλλικών εξαρτημάτων σε λουτρό κυανιούχων αλάτων στους 580 C (Pantazopoulos 2013), θερμοκρασία χαμηλότερη των ευτηκτοειδούς (591°C) του διμερούς διαγράμματος ισορροπίας των φάσεων του συστήματος Fe-N. Έτσι, η ταυτόχρονη διάχυση των ατόμων του αζώτου και του άνθρακα γίνεται εντός της φερριτικής δομής (Karamboiki et al. 2013), έχοντας ως αποτέλεσμα το σχηματισμό δύο διακριτών επιφανειακών στρωμάτων με διαφορετική περιεκτικότητα σε άζωτο. Το πρώτο, εξωτερικό στρώμα της κατεργαζόμενης επιφάνειας είναι γνωστό ως στρώμα αντίδρασης ή λευκό στρώμα, και αποτελείται, κατά κύριο λόγο, από ε-καρβονιτρίδιο  $Fe_2-3(C,N)$ . Το εσωτερικό στρώμα είναι γνωστό ως στρώμα διάχυσης και αποτελείται, κατά κύριο λόγο, από στερεό διάλυμα  $\alpha-(Fe,N)$  (Yu 1977; Torchane et al. 1996). Αυτά τα δύο επάλληλα στρώματα αποτελούν το στρώμα της ενανθρακαζώτωσης, το οποίο έχει πάχος από μερικές δεκάδες έως μερικές εκατοντάδες μικρόμετρα, αναλόγως της αχρικής χημικής σύστασης του κατεργαζόμενου χάλυβα.

Η υγρή ενανθρακαζώτωση αποτελεί την τελική κατεργασία του υλικού και χρησιμοποιείται, κατά κόρον, για τη βελτίωση της τριβολογικής συμπεριφοράς διαφόρων μηχανικών μερών και στοιχείων, τα οποία κατά τη λειτουργία του θα τεθούν υπό καθεστώς ολίσθησης ή κύλισης. Στη διεθνή βιβλιογραφία αναφέρονται διάφορες ερευνητικές προσπάθειες βελτιστοποίησης της διαδικασίας επιλογής υλικού και επιφανειακής κατεργασίας, λαμβάνοντας υπόψη τις ειδικές απαιτήσεις συγκεκριμένων εφαρμογών. Ενδεικτικά αναφέρονται οι προσπάθειες ανάλυσης της συμπεριφοράς ενανθρακαζωτωμένων χαλύβων υπό καθεστώς: ολίσθησης (Psyllaki et al., 2003; Pantazopoulos et al., 2004; Pantazopoulos et al., 2006), κύλισης (Corengia et al., 2006), μηχανικής (Dong, 2010) και/ή χημικής διάβρωσης (Liu και Yan, 2010).

Όπως αναφέρθηκε στην εισαγωγή, η παρούσα εργασία αποτελεί συνέχεια των τεσσάρων προηγούμενων που υλοποιήθηκαν στο Εργαστήριο και, γι' αυτό δεν κρίνεται σκόπιμο να επαναληφθούν βιβλιογραφικά στοιχεία για το περιεχόμενων ευρύτατων γνωστών εννοιών, όπως είναι: χάλυβες εργαλείων, τριβή-φθορά, ενανθρακαζώτωση. Η έμφαση της πτυχιακής εργασίας δίνεται στη συγκριτική αξιολόγηση της τριβολογικής συμπεριφοράς τριών χαλύβων εργαλείων, σκληρυμένων θερμικά σε διαφορετικά επίπεδα, με και χωρίς επιφανειακή κατεργασία ενανθρακαζώτωσης, χρησιμοποιώντας πειραματική διάταξη που εξασφαλίζει την ολίσθηση επίπεδων επιφανειών έναντι περιστρεφόμενου στερεού σώματος αναφοράς.

## B. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

### B.1. Υλικά και κατεργασία

Η % κατά βάρος ονομαστική χημική σύσταση των τριών χαλύβων εργαλείων που εξετάζονται στην παρούσα εργασία παρουσιάζονται στον Πίνακα B.1, ενώ η τυποποίησή τους κατά AISI και η προτεινόμενη χρήση τους στον Πίνακα B.2.

**Πίνακας B.1.** Ονομαστική χημική σύσταση (wt. %) των τριών χαλύβων που εξετάστηκαν.

Υλικό	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
Χάλυβας Α	1.55	0.30	0.40	11.3	0.80	0.80	Bal.
Χάλυβας Β	0.60	0.35	0.80	4.50	0.50	0.20	Bal.
Χάλυβας Γ	0.39	1.00	0.40	5.20	1.40	0.90	Bal.

**Πίνακας B.2** Τυποποίηση και χρήση των τριών χαλύβων που εξετάστηκαν.

Υλικό	Τυποποίηση κατά AISI	Χρήση
Χάλυβας Α	D2	Εργαλεία ψυχρηλασίας
Χάλυβας Β	-	Εργαλεία ψυχρηλασίας
Χάλυβας Γ	H13	Εργαλεία θερμηλασίας

Από κάθε κλάση υλικού σε κατάσταση πλήρους ανόπτησης, με μηχανουργική κατεργασία ελήφθησαν εβδομήντα δύο (72) δοκίμια κυλινδρικού σχήματος (στυλίσκοι), με διάμετρο 8 mm και μήκος 55 mm, κατάλληλα να προσαρμοσθούν άμεσα στη διάταξη τριβολογικών δοκιμών επίπεδης επαφής. Το ένα τρίτο των δοκιμών αυτών (24 δοκίμια) υποβλήθηκε σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες σκλήρυνσης, από τον προμηθευτή των χαλύβων, ώστε τελικά για κάθε κλάση υλικού να ληφθούν τρεις ομάδες των 24 δοκιμών, με σκληρότητα όγκου: (α) 40 HRC, (β) 50 HRC και (γ) 60 HRC. Ειδικά στην περίπτωση του χάλυβα Γ, κατάλληλου για την κατασκευή εργαλείων θερμηλασίας, η μέγιστη σκληρότητα που επιτεύχθηκε με τη θερμική κατεργασία ήταν 55 HRC.

Στη συνέχεια, το 50% των δοκιμών της κάθε ομάδας υποβλήθηκε περαιτέρω σε επιφανειακή κατεργασία tufftriding, υπό τις ίδιες συνθήκες και από τον ίδιο προμηθευτή. Όπως έχει δειχθεί στις προγενέστερες εργασίες (Psyllaki et al., 2003; Pantazopoulos et al, 2004; Pantazopoulos et al., 2006; Psyllaki et al. 2006; Karamboiki et al., 2013), οι βιομηχανικές αυτές συνθήκες υγρής ενανθρακαζώτωσης οδηγούν στη δημιουργία ενός στρώματος αντίδρασης, με πάχος ~10 μm, το οποίο αποτελείται από ε-καρβονιτρίδιο και εμφανίζει υψηλή αντίσταση στη φθορά, λόγω τριβής ολίσθησης.



## **B.2. Διάταξη τριβολογικών δοκιμών**

Για τη διενέργεια των δοκιμών χρησιμοποιήθηκε ένα τριβόμετρο τύπου στυλίσκου-δίσκου Cameron-Plint (Σχήμα B.1.α), το οποίο διαθέτει αισθητήρα δύναμης (Σχήμα B.1.β), μέσω του οποίου γίνεται συνεχής καταγραφή του συντελεστή τριβής, κατά τη διάρκεια των δοκιμών ολίσθησης. Συγκεκριμένα, στην πειραματική διάταξη είναι ενσωματωμένο δυναμόμετρο τύπου Z που επιτρέπει την καταγραφή της ολικής δύναμης τριβής, σε σύζευξη με μετατροπέα σήματος από αναλογική σε ψηφιακή μορφή (analog- to-digital (A/D) converter). Η καταγραφή του ψηφιακού σήματος γινόταν με τη βοήθεια κώδικα, ο οποίος αναπτύχθηκε στο Εργαστήριο, σε περιβάλλον LabVIEW®.

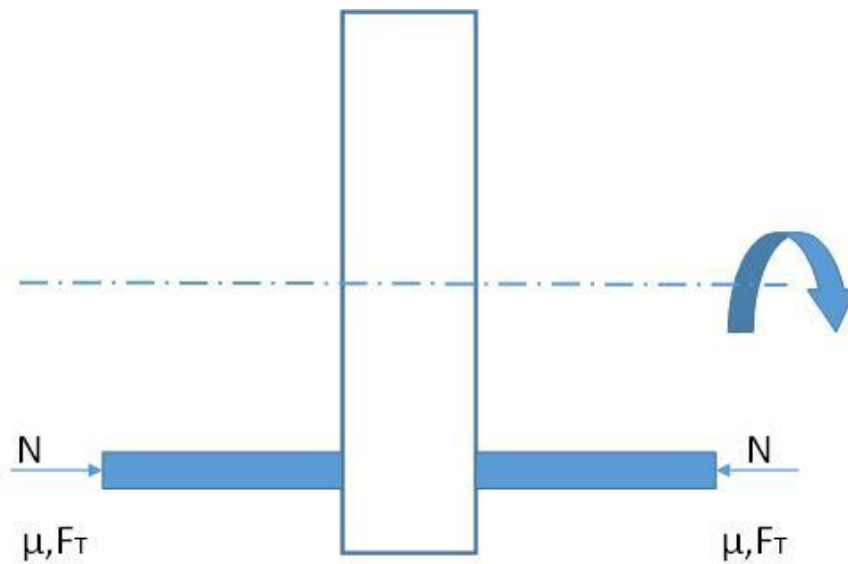
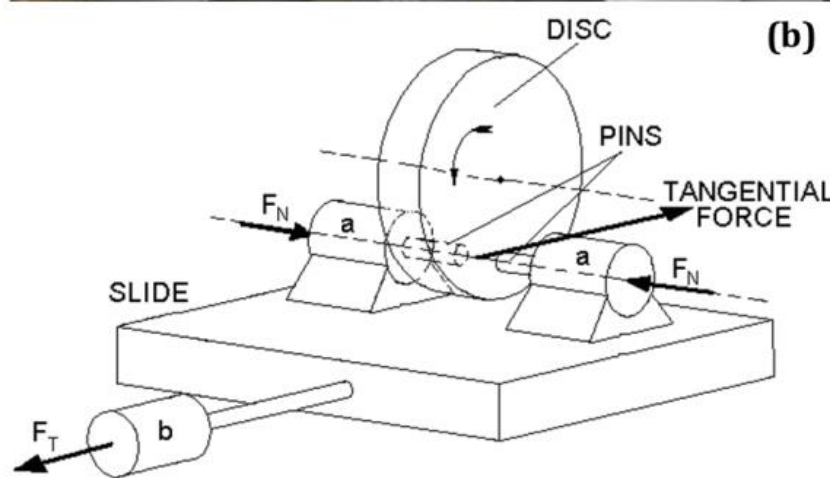
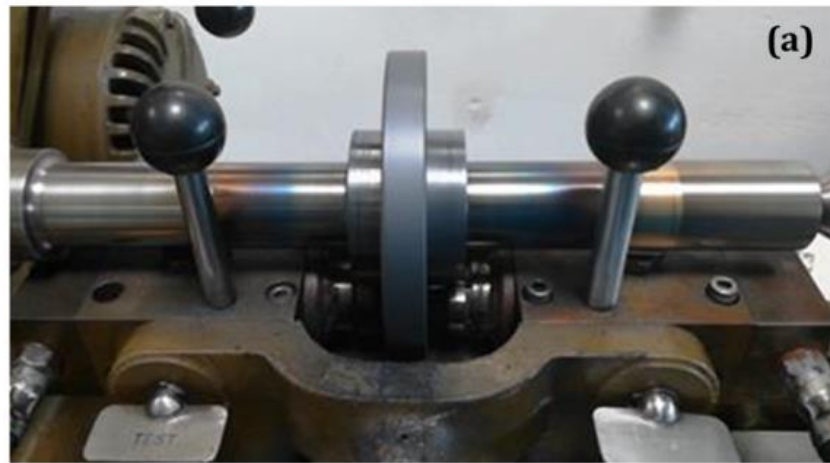
Κατά τη διάρκεια όλων των δοκιμών, δύο όμοια κυλινδρικά δοκίμια (στυλίσκοι) κατασκευασμένα από τον εξεταζόμενο, κάθε φορά, χάλυβα ερχόταν σε επαφή με το ανταγωνιστικό υλικό (Σχήμα B.1.Γ), με ταυτόχρονη επιβολή της προεπιλεγμένης τιμής πίεσης. Για την παρούσα εργασία, και λαμβανομένων υπόψη των διαστάσεων των στυλίσκων, οι τιμές πίεσης ήταν 3, 5 και 7 bar (0.3, 0.5 και 0.7 MPa). Για όλες τις δοκιμές, ως ανταγωνιστικό υλικό χρησιμοποιήθηκαν περιστρεφόμενοι δίσκοι χάλυβα AISI D6, μετά από θερμική κατεργασία σκλήρυνσής του στα 62 HRC. Η ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού επιλέχθηκε να είναι 300 και 1050 rpm. Όλα τα πειράματα έγιναν σε περιβαλλοντικές συνθήκες (25 °C, 50% RH) και διήρκεσαν 30000 περιστροφές, εκτός από τις περιπτώσεις που παρατηρήθηκε αιφνίδια αύξηση του συντελεστή τριβής, άρα και αιφνίδια αύξηση της δύναμης τριβής (galling), οπότε το πείραμα διακόπηκε ηθελημένα.

Κατά τη διάρκεια των δοκιμών, ανά πέντε (5) λεπτά, η θερμοκρασία της επιφάνειας τριβής των στυλίσκων μετριόνταν εξ αποστάσεως, με τη χρήση θερμομέτρου υπερύθρων. Ωστόσο, οι σχετικές μετρήσεις θα πρέπει να θεωρηθούν προσεγγιστικές και η εξέλιξή τους κατά τη διάρκεια των δοκιμών, μόνον ενδεικτική.

## **B.3. Διαγνωστικές τεχνικές**

Με την ολοκλήρωση καθεμίας δοκιμής, οι δύο στυλίσκοι ζυγιζόταν σε ηλεκτρονική ζυγαριά με ακρίβεια εκατοστού του γραμμαρίου και το μήκος τους μετριόνταν με παχύμετρο, ακρίβειας εκατοστού του χιλιοστού.

Τέλος, οι επιφάνειες φθοράς όλων των στυλίσκων παρατηρήθηκαν σε στερεοσκόπιο, προκειμένου να εκτιμηθεί η εμφάνιση μηχανισμών φθοράς, άλλων εκείνου της ομοιόμορφης. Τέτοιοι πιθανοί μηχανισμοί είναι η εκτεταμένη οξείδωση της επιφάνειας φθοράς, σημαντική πλαστική παραμόρφωση στο επίπεδο της επιφάνειας επαφής και σημαντική πλαστική παραμόρφωση στην περιφέρεια της κυκλικής διατομής του στυλίσκου.



**Σχήμα Β.1.** Τριβομετρο PLINT, επίπεδης επαφής: (α) εικόνα της πειραματικής διάταξης, (β) τριδιάστατο σκαρίφημα και (γ) σκαρίφημα σε δύο διαστάσεις σε επίπεδο κάθετο στην επαφή.

## Γ. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

### Γ.1. Χάλυβας εργαλείων ψυχρηλασίας υψηλού άνθρακα

Η εξέλιξη του συντελεστή τριβής κατά τη διάρκεια της δοκιμής, για όλους τους συνδυασμούς κατάστασης του χάλυβα A (μόνο θερμικά σκληρυμένο ή θερμικά σκληρυμένο και ενανθρακαζωτωμένο), για τις τρεις τιμές πίεσης και τις δυο τιμές ταχύτητας περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού, παρουσιάζονται στα Σχήματα Γ.1.1-Γ.1.6.

Οι μεταβολές βάρους και μήκους των στυλίσκων, για όλες τις συνθήκες δοκιμής συνοψίζονται στον Πίνακα Γ.1.1. Τα δύο ζεύγη τιμών που παρουσιάζονται ανά επιβαλλόμενη πίεση, αφορούν τις μεταβολές των αντίστοιχων μεγεθών των δύο στυλίσκων που υποβάλλονται ταυτοχρόνως σε δοκιμή.

Οι εικόνες στερεοσκοπίου των επιφανειών φθοράς όλων των δοκιμών χάλυβα A, που υποβλήθηκαν σε δοκιμές τριβής, παρουσιάζονται στα Σχήματα Γ.1.7-Γ.1.18, και οι σχετικές παρατηρήσεις συνοψίζονται στον Πίνακα Γ.1.2.

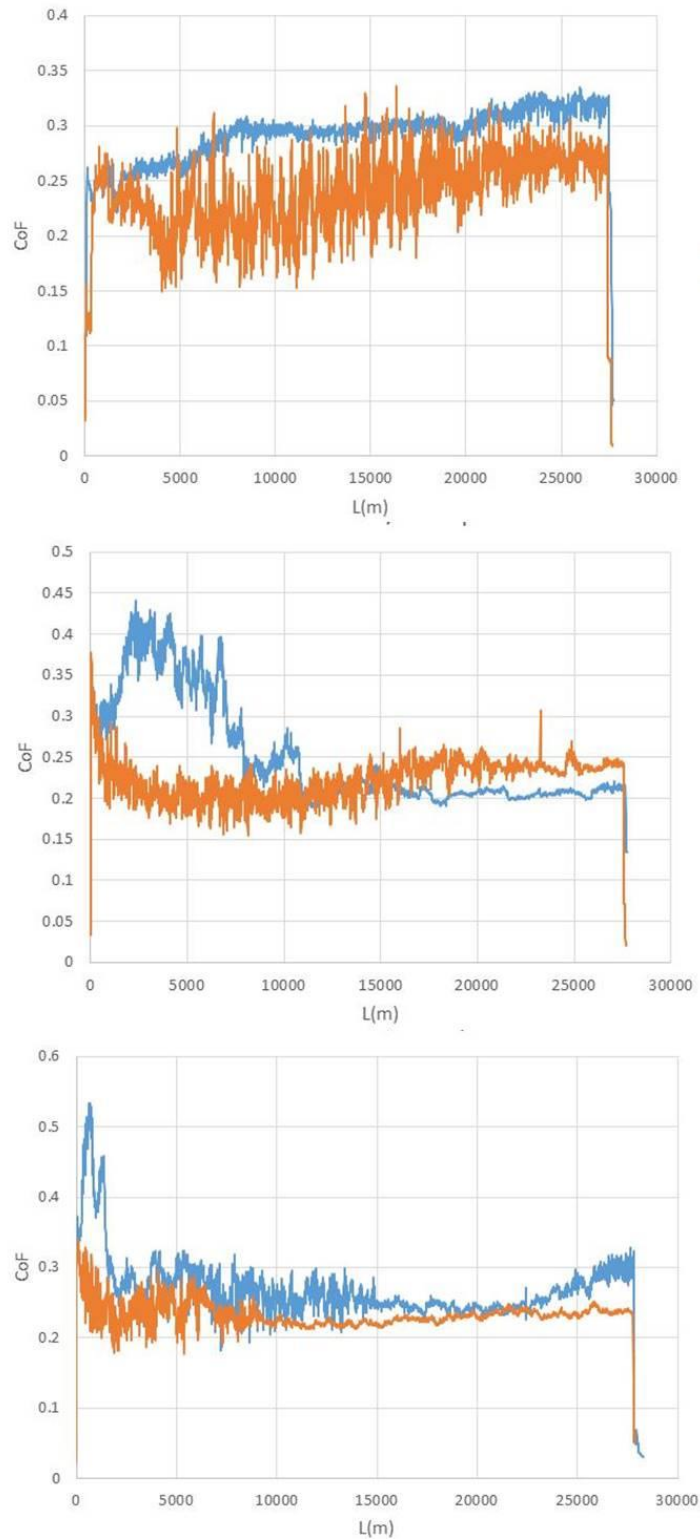
Τέλος, η εξέλιξη της θερμοκρασίας της επιφάνειας φθοράς για όλους τους συνδυασμούς κατάστασης του χάλυβα A (μόνο θερμικά σκληρυμένο ή θερμικά σκληρυμένο και ενανθρακαζωτωμένο) και για τις τρεις τιμές πίεσης, παρουσιάζονται στο Σχήμα Γ.1.19, για δοκιμές υπό χαμηλή ταχύτητα περιστροφής (300 rpm) και Σχήμα Γ.1.20, για δοκιμές υπό υψηλή ταχύτητα περιστροφής (1050 rpm).

**ΠΙΝΑΚΑΣ Γ.1.1.** Μεταβολές βάρους και μήκους εξετασθέντων δοκιμών χάλυβα A, χωρίς και με επιφανειακή κατεργασία ενανθρακάζωσης, για όλες τις τιμές παραμέτρων δοκιμής.

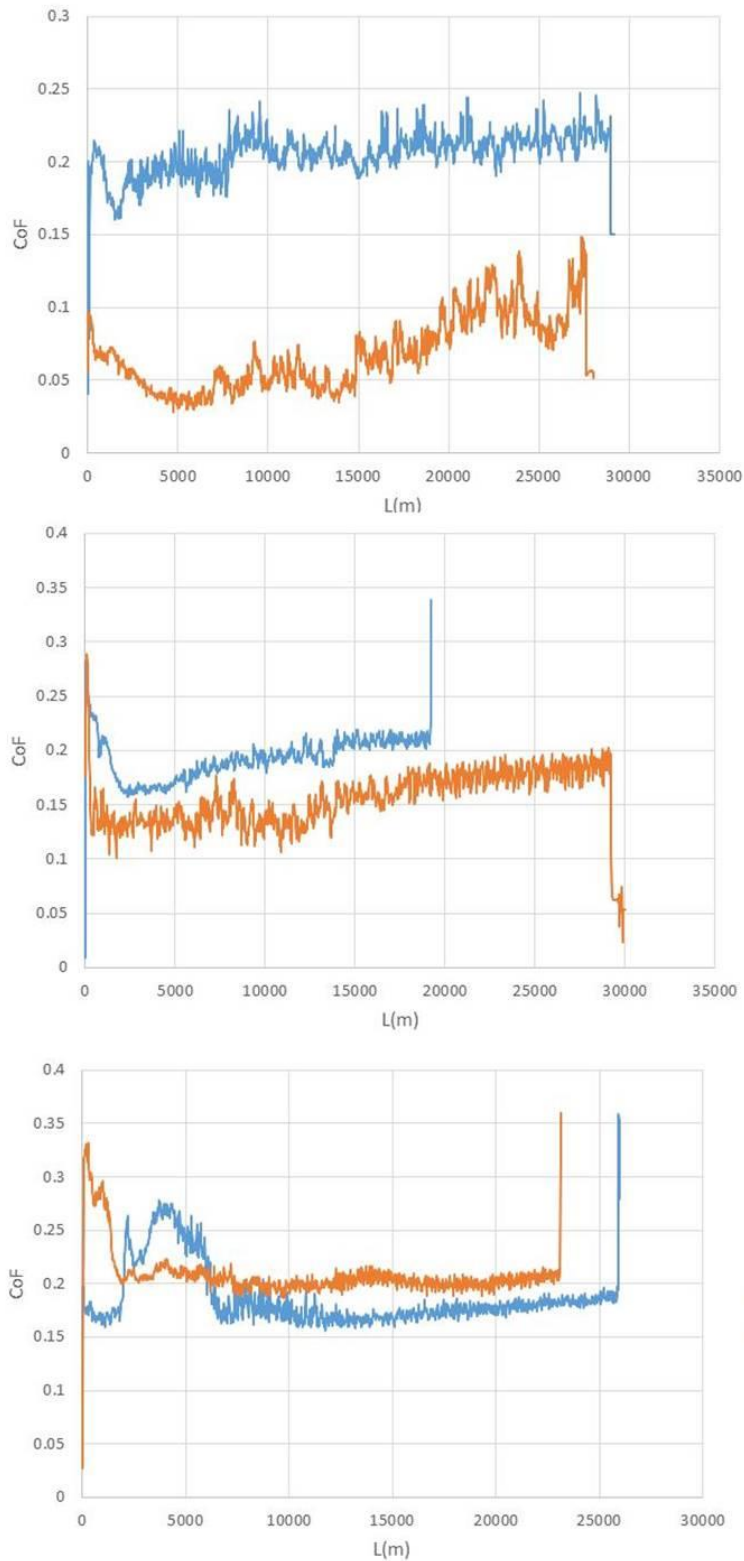
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟ- ΦΗΣ (rpm)	ΠΙΕΣΗ (bar)	40 HRC				50 HRC				60 HRC			
		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.	
		Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)
300	3	0.41	1.20	0.03	0.05	0.04	0.00	0.01	0.00	0.08	0.02	0.01	0.00
		0.13	0.40	0.03	0.00	0.04	0.00	0.02	0.05	0.05	0.02	0.01	0.00
	5	1.13	3.00	0.06	0.15	0.31	0.80	0.02	0.00	0.26	0.70	0.03	0.00
		0.59	1.65	0.06	0.15	0.19	0.55	0.03	0.05	0.14	0.45	0.04	0.00
	7	0.36	0.95	0.14	0.40	0.23	0.70	0.12	0.25	0.07	0.15	0.04	0.00
		0.26	0.75	0.17	0.50	0.38	1.05	0.11	0.20	0.10	0.35	0.08	0.05
1050	3	0.05	0.20	0.02	0.05	0.07	0.00	0.06	0.05	0.70	1.8	0.03	0.00
		0.03	0.18	0.09	0.10	0.98	2.60	0.10	0.05	0.05	0.15	0.08	0.00
	5	0.09	0.30	0.07	0.15	0.12	0.25	0.05	0.15	0.07	0.25	0.13	0.35
		0.12	0.40	0.40	0.15	0.12	0.35	0.19	0.30	0.11	0.45	0.115	0.25
	7	0.32	1.30	0.32	1.25	0.24	0.90	0.26	1.05	0.19	0.70	0.29	1.15
		0.16	1.70	0.40	1.45	0.22	0.95	0.32	1.25	0.21	0.75	0.28	1.10

**ΠΙΝΑΚΑΣ Γ.2.2.** Παρατηρήσεις επί των εικόνων στερεοσκοπίου (Σχήματα Γ.1.7-Γ.1.18), που αφορούν στους μακροσκοπικούς μηχανισμούς φθοράς ή/ και αστοχίας, των επιφανειών επαφής του χάλυβα Α.

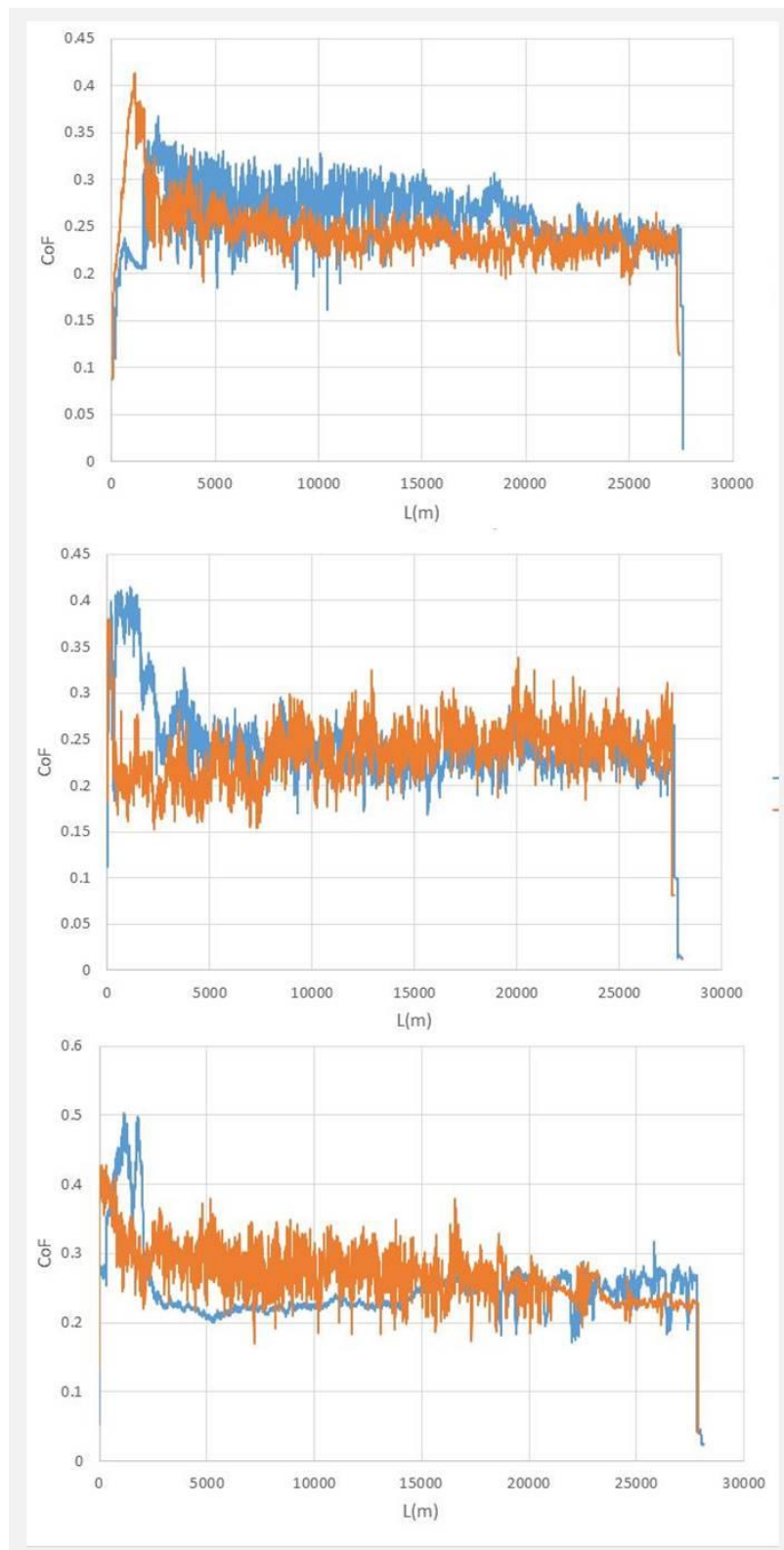
<b>ΘΕΡΜΙΚΑ ΣΚΛΗΡΥΜΕΝΟΣ</b>			<b>ΘΕΡΜΙΚΑ ΣΚΛΗΡΥΜΕΝΟΣ ΚΑΙ ΕΝΑΝΘΡΑΚΑΖΩΤΩΜΕΝΟΣ</b>
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 40 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση
	<b>7 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση
	<b>5 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση και galling στις 19215 στροφές	Πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση και galling στις 25935 στροφές	Πλαστική παραμόρφωση και galling στις 23117.5 στροφές
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 50 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση
	<b>7 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση
	<b>5 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση.	Πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση	Πλαστική παραμόρφωση.
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 60 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση	Πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση και galling στις 19705 στροφές	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση



**Σχήμα Γ.1.1.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβας A, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).

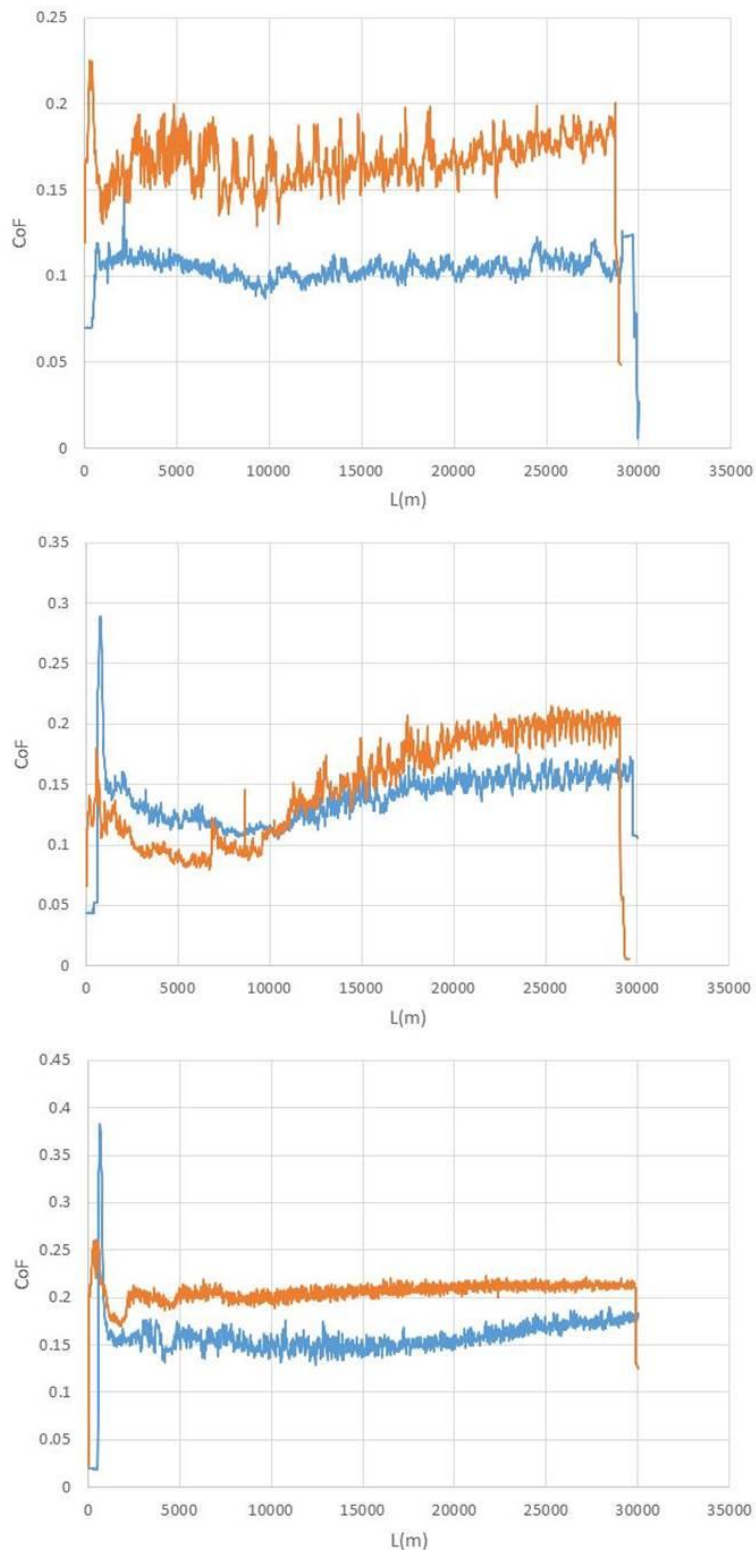


**Σχήμα Γ.1.2.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).

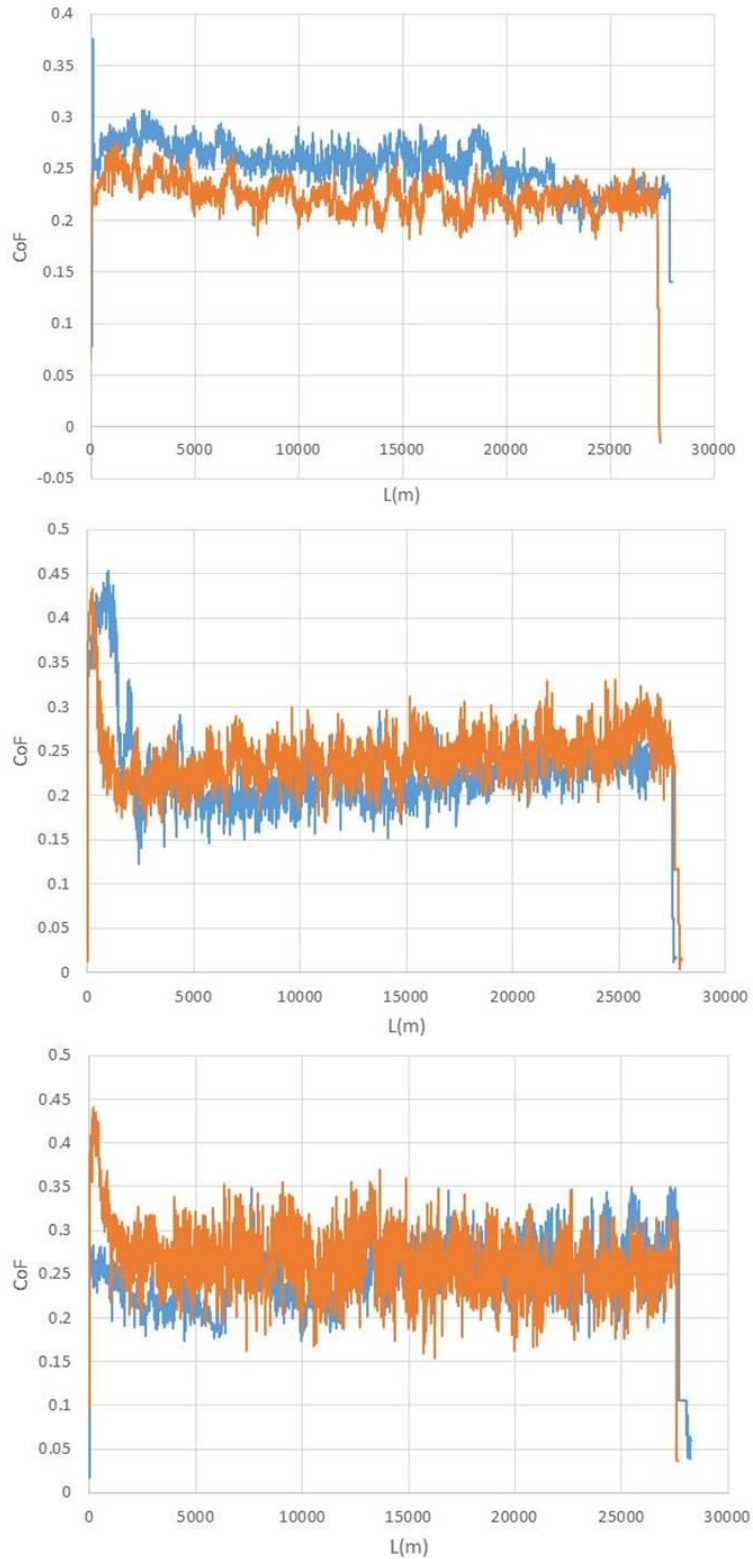


**Σχήμα Γ.1.3.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβας A, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).

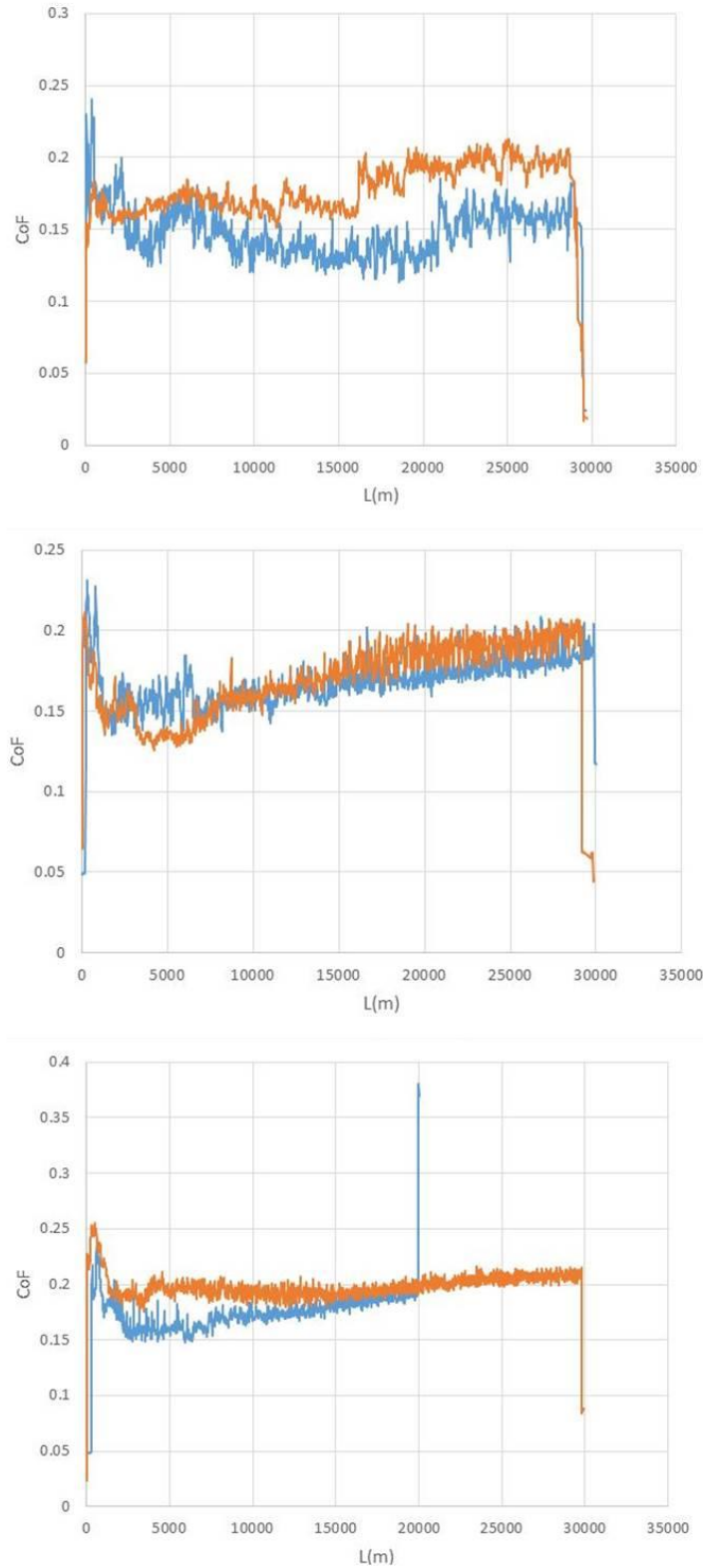




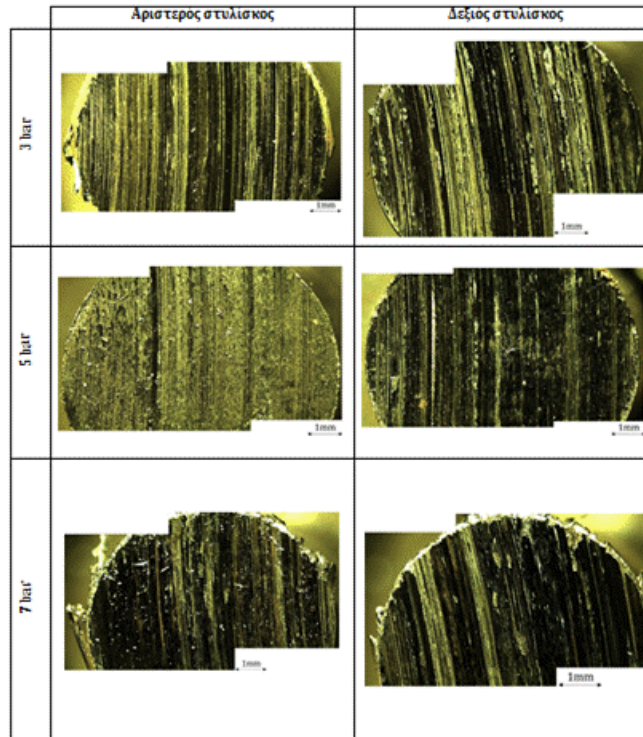
**Σχήμα Γ.1.4.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



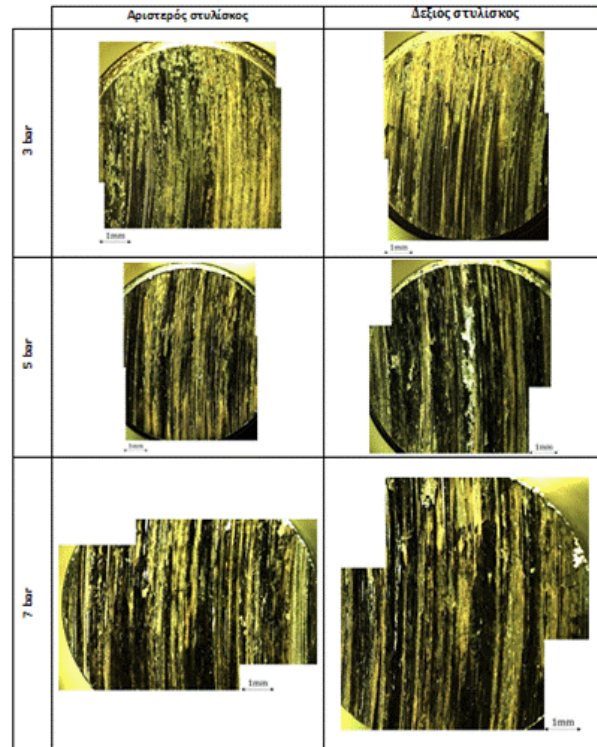
**Σχήμα Γ.1.5.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβας A, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 30 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακάζωση).



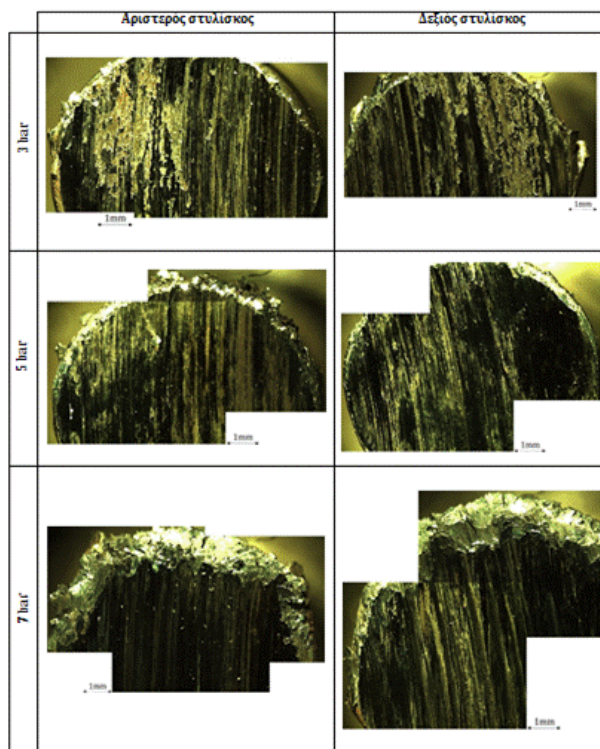
**Σχήμα Γ.1.6.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



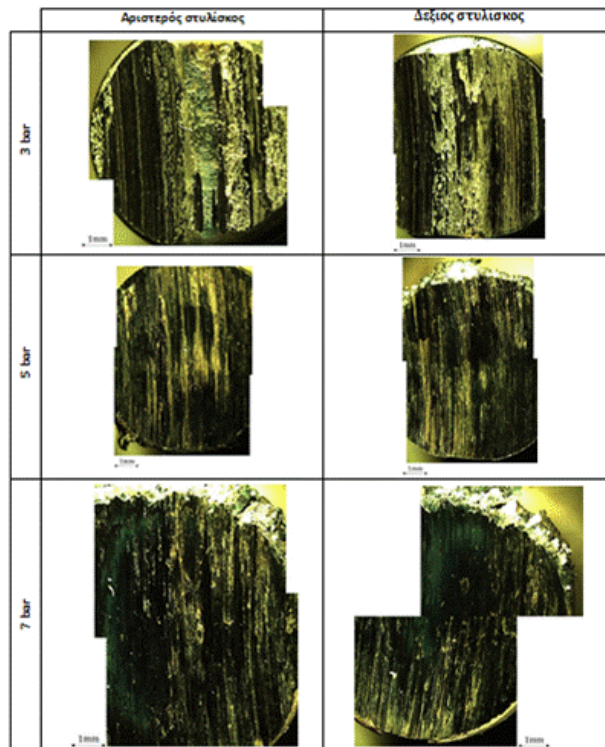
**Σχήμα Γ.1.7.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Α, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



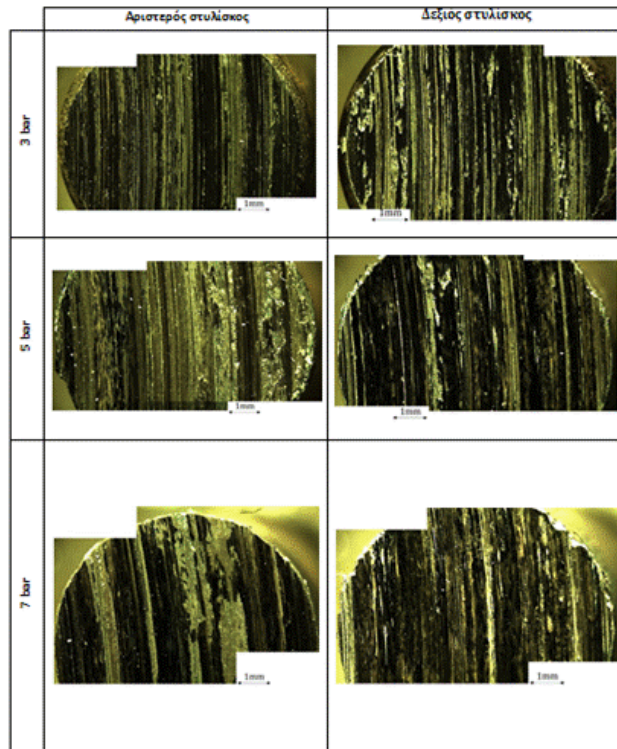
**Σχήμα Γ.1.8.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Α, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



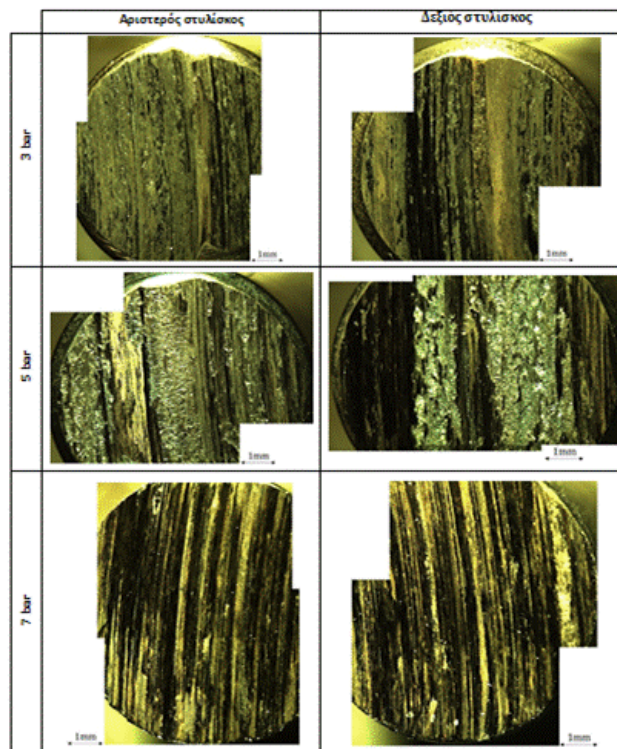
**Σχήμα Γ.1.9.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Α, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



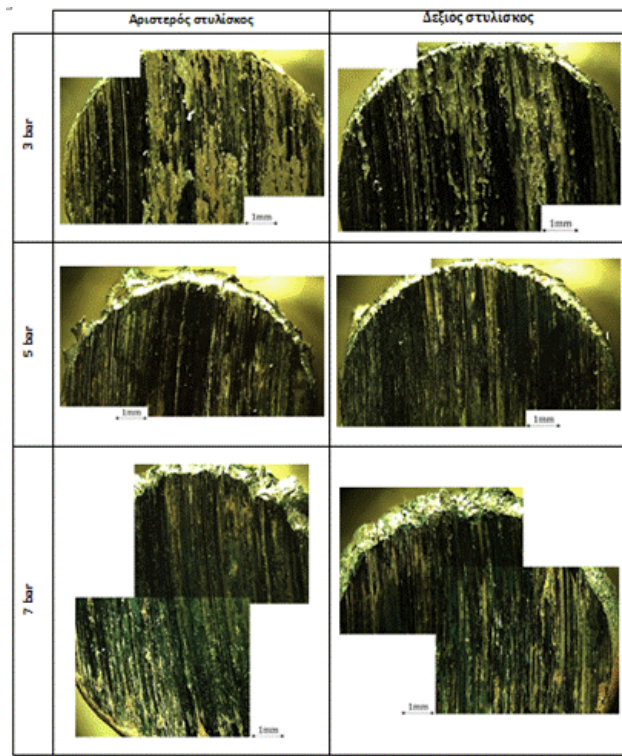
**Σχήμα Γ.1.10.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Α, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC και ενανθρακαζωτού, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



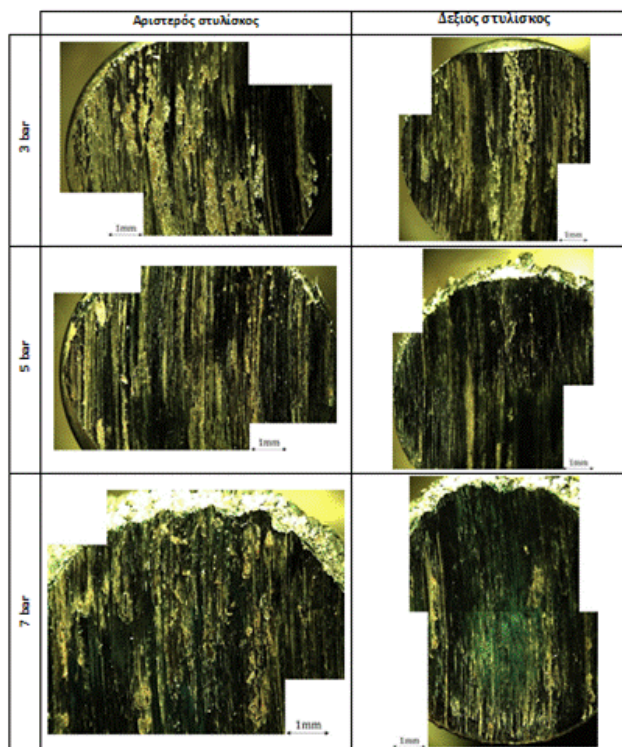
**Σχήμα Γ.1.11.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



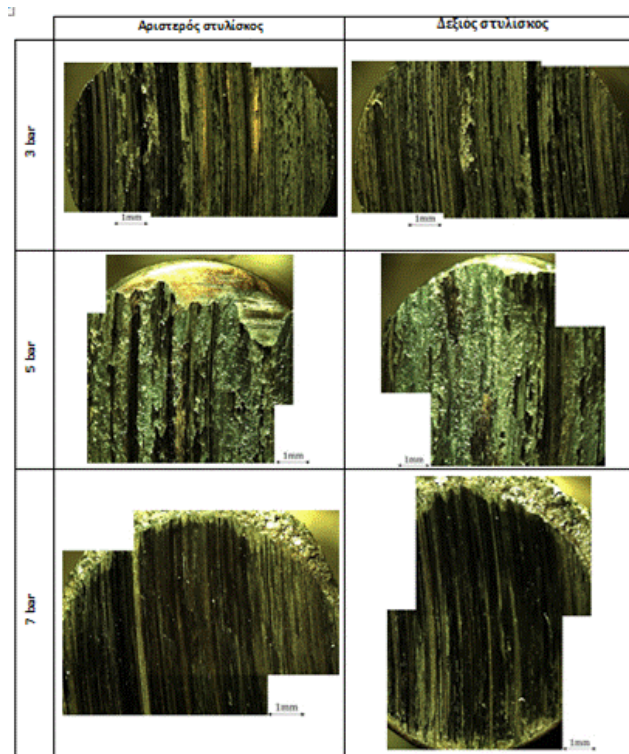
**Σχήμα Γ.1.12.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC και ενανθρακάζωτου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



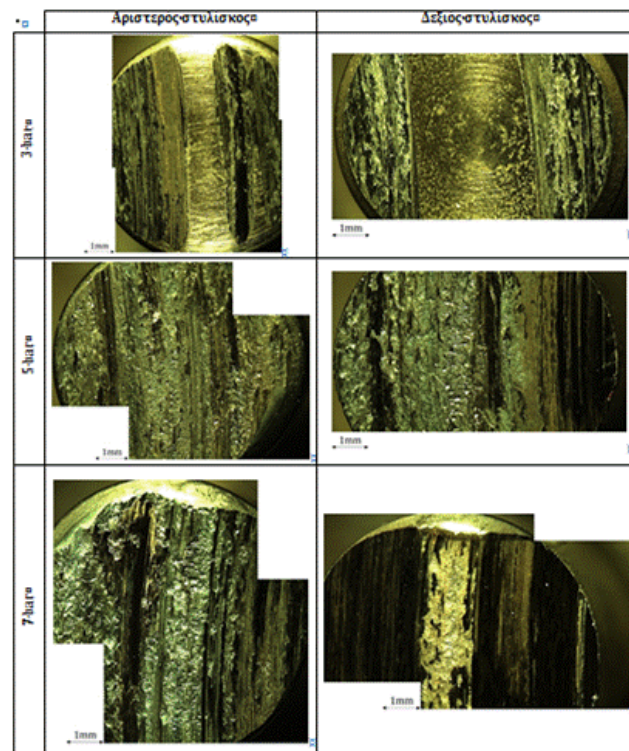
**Σχήμα Γ.1.13.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



**Σχήμα Γ.1.14.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC και ενανθρακωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

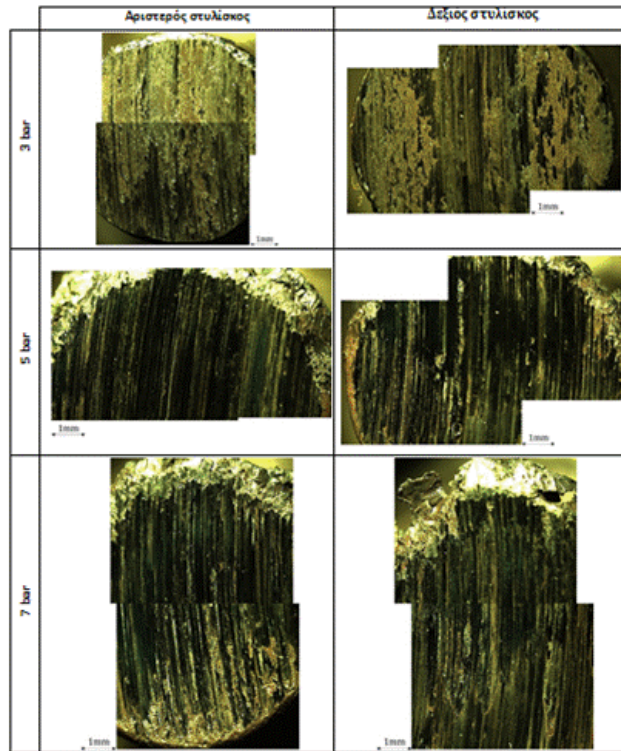


**Σχήμα Γ.1.15.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.

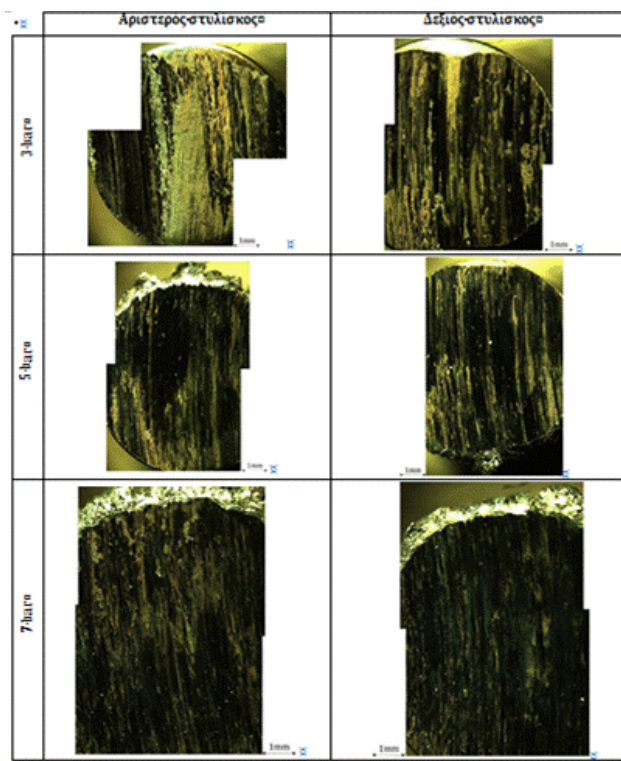


**Σχήμα Γ.1.16.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC και ενανθρακωζωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.

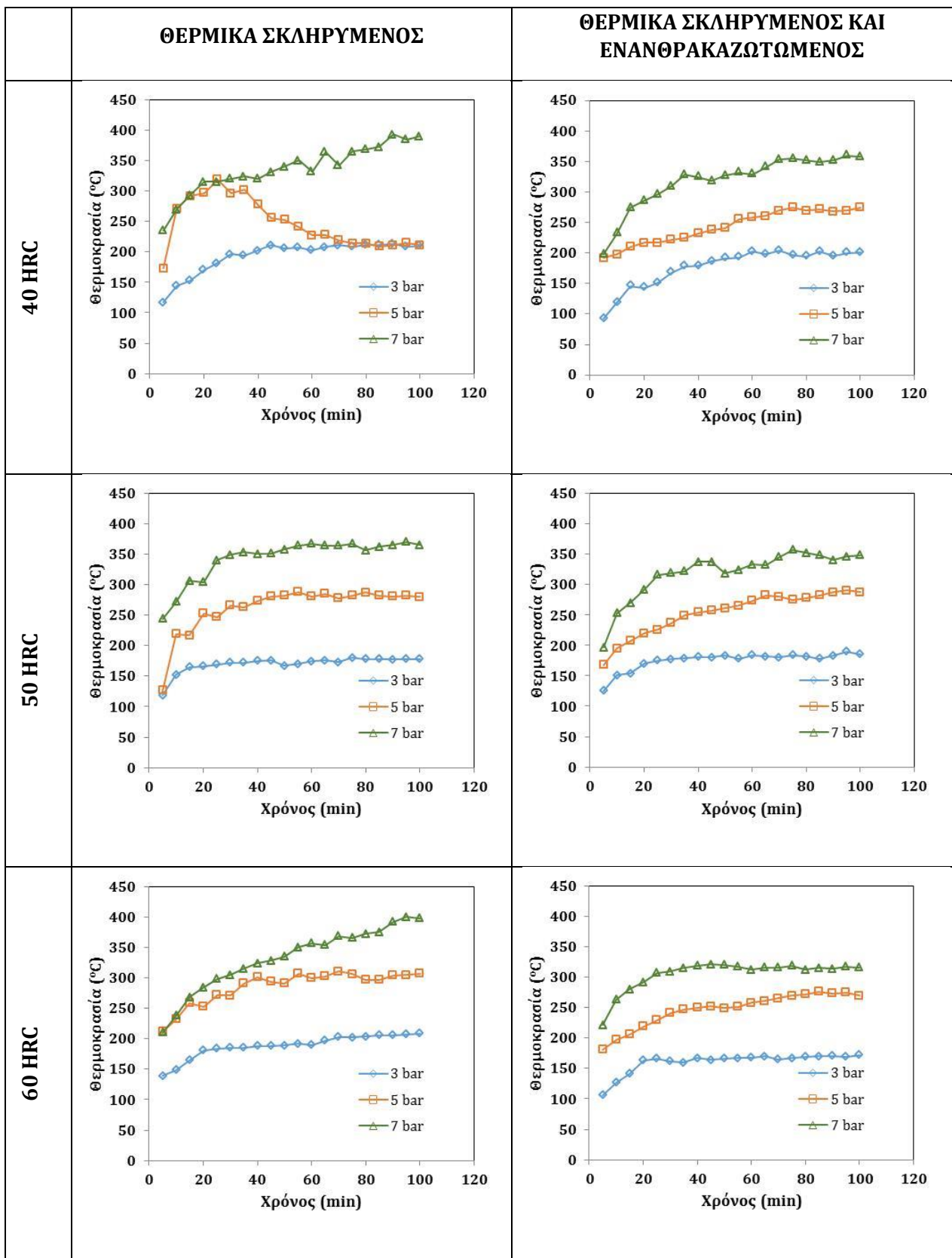




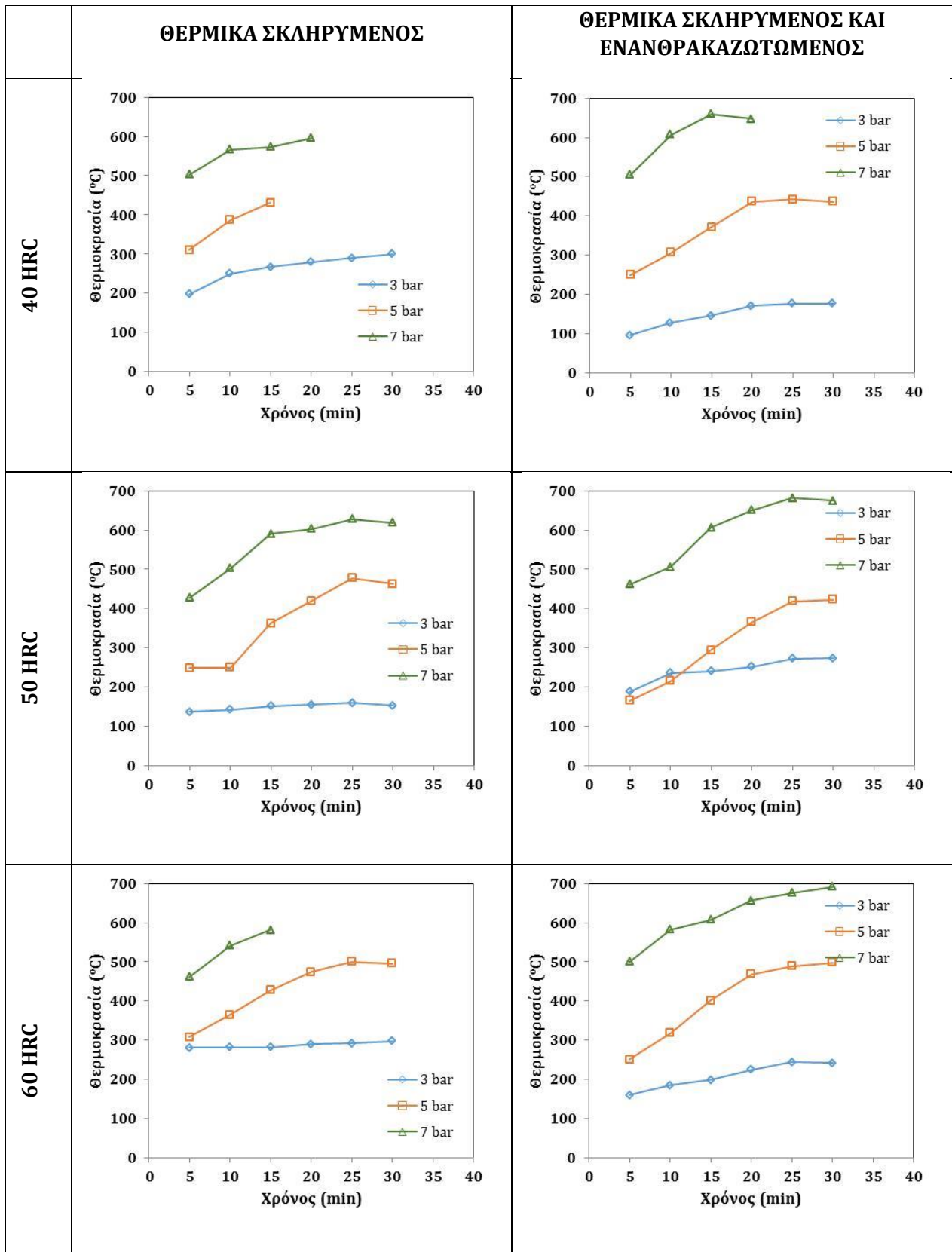
**Σχήμα Γ.1.17.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



**Σχήμα Γ.1.18.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα A, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC και ενανθρακωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



Σχήμα Γ.1.19. Μεταβολή της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής Α, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



Σχήμα Γ.1.20. Μεταβολή της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής A, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

## **Γ.2. Χάλυβας εργαλείων ψυξηλασίας χαμηλού άνθρακα**

Η εξέλιξη του συντελεστή τριβής κατά τη διάρκεια της δοκιμής, για όλους τους συνδυασμούς κατάστασης του χάλυβα Β (μόνο θερμικά σκληρυμένο ή θερμικά σκληρυμένο και ενανθρακαζωτωμένο), για τις τρεις τιμές πίεσης και τις δυο τιμές ταχύτητας περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού, παρουσιάζονται στα Σχήματα Γ.2.1-Γ.2.6.

Οι μεταβολές βάρους και μήκους των στυλίσκων, για όλες τις συνθήκες δοκιμής συνοψίζονται στον Πίνακα Γ.2.1. Τα δύο ζεύγη τιμών που παρουσιάζονται ανά επιβαλλόμενη πίεση, αφορούν τις μεταβολές των αντίστοιχων μεγεθών των δύο στυλίσκων που υποβάλλονται ταυτοχρόνως σε δοκιμή.

Οι εικόνες στερεοσκοπίου των επιφανειών φθοράς όλων των δοκιμίων χάλυβα Β, που υποβλήθηκαν σε δοκιμές τριβής, παρουσιάζονται στα Σχήματα Γ.2.7-Γ.2.18, και οι σχετικές παρατηρήσεις συνοψίζονται στον Πίνακα Γ.2.2.

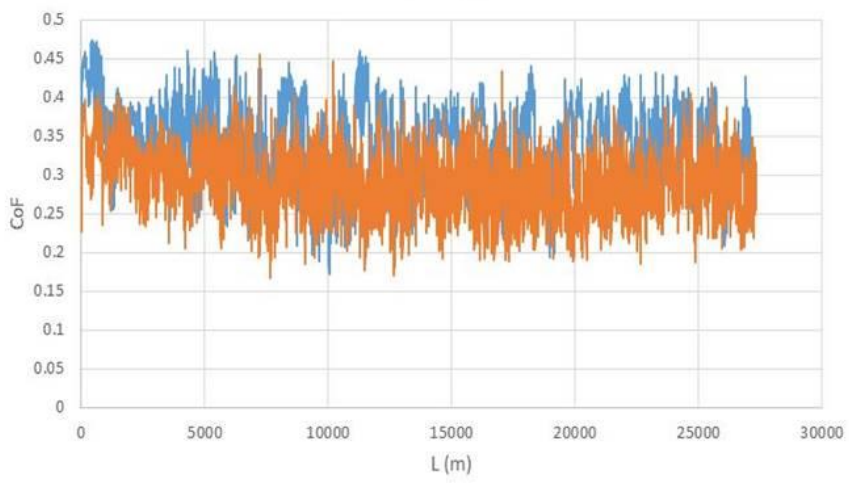
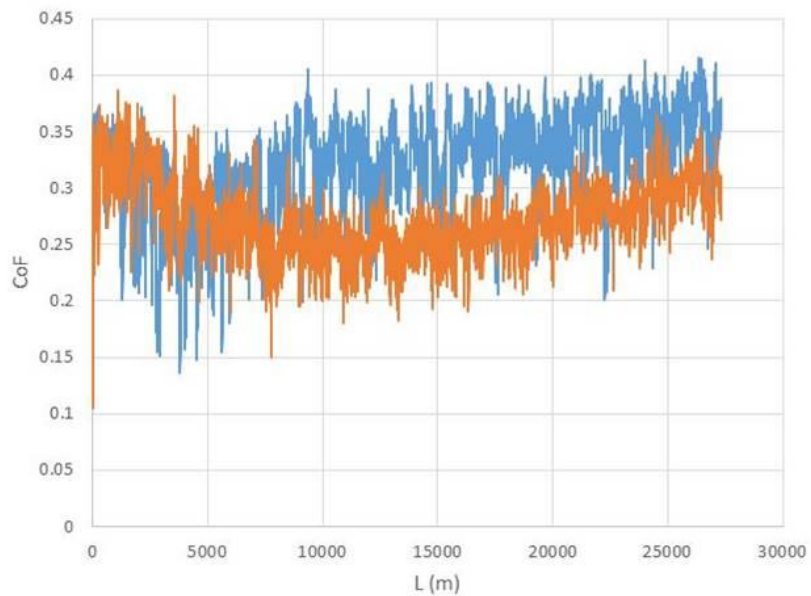
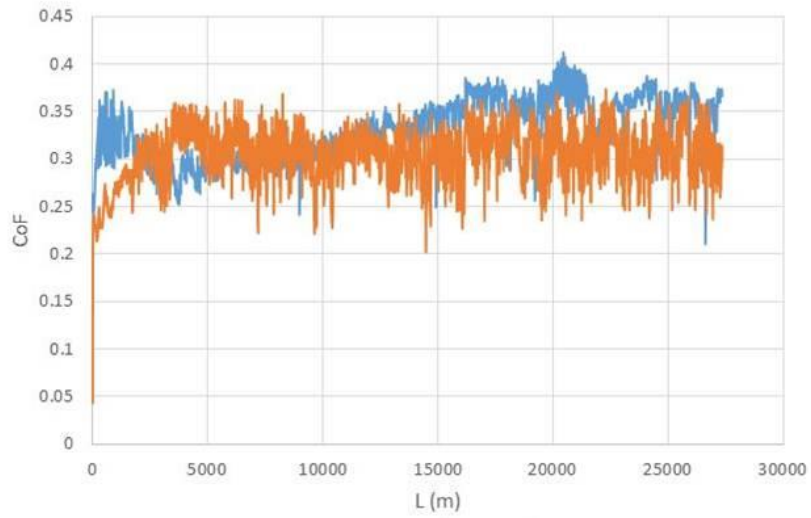
Τέλος, η εξέλιξη της θερμοκρασίας της επιφάνειας φθοράς για όλους τους συνδυασμούς κατάστασης του χάλυβα Β (μόνο θερμικά σκληρυμένο ή θερμικά σκληρυμένο και ενανθρακαζωτωμένο) και για τις τρεις τιμές πίεσης, παρουσιάζονται στο Σχήμα Γ.2.19, για δοκιμές υπό χαμηλή ταχύτητα περιστροφής (300 rpm) και Σχήμα Γ.2.20, για δοκιμές υπό υψηλή ταχύτητα περιστροφής (1050 rpm).

**ΠΙΝΑΚΑΣ Γ.2.1.** Μεταβολές βάρους και μήκους εξετασθέντων δοκιμών χάλυβα Β, χωρίς και με επιφανειακή κατεργασία ενανθρακίζωτωσης, για όλες τις τιμές παραμέτρων δοκιμής.

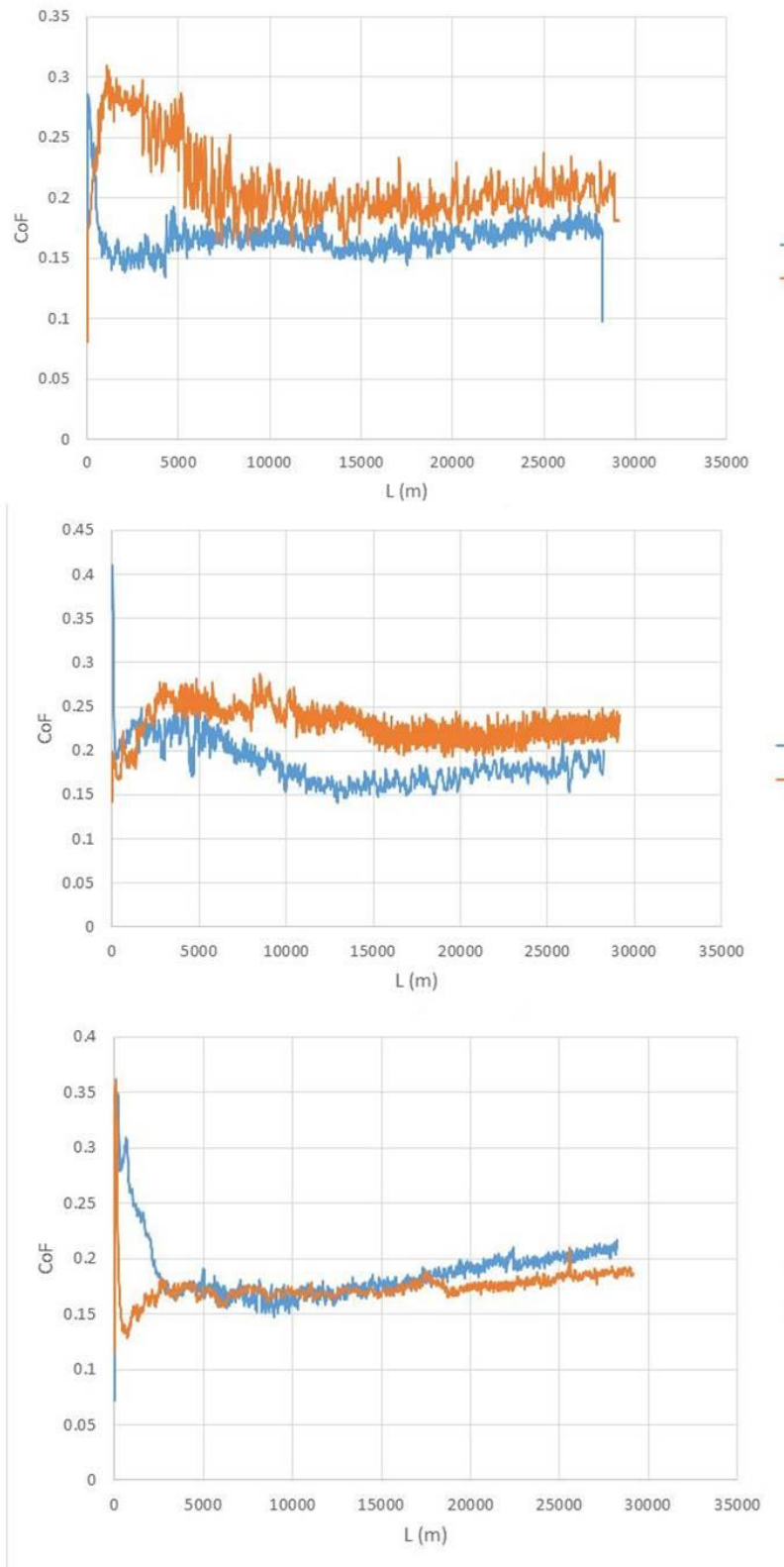
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟ- ΦΗΣ (rpm)	ΠΙΕΣΗ (bar)	40 HRC				50 HRC				60 HRC			
		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.	
		Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)
300	3	0.10	0.20	0.03	0.05	0.07	0.20	0.02	0.00	0.08	0.15	0.02	0.00
		0.12	0.05	0.05	0.05	0.09	0.15	0.01	0.00	0.09	0.10	0.02	0.00
	5	0.05	0.10	0.04	0.05	0.12	0.20	0.04	0.00	0.03	0.05	0.02	0.00
		0.07	0.35	0.02	0.00	0.13	0.20	0.02	0.00	0.06	0.05	0.06	0.00
	7	0.13	0.40	0.03	0.00	0.09	0.20	0.04	0.00	0.52	1.35	0.30	0.65
		0.10	0.25	0.03	0.00	0.13	0.30	0.04	0.00	0.48	1.35	0.82	2.00
1050	3	0.08	0.30	0.08	0.20	0.11	0.05	0.05	0.20	0.04	0.10	0.02	0.00
		0.08	0.30	0.07	0.15	0.04	0.05	0.15	0.25	0.04	0.05	0.03	0.00
	5	0.07	0.35	0.30	1.00	0.19	0.55	0.41	1.40	0.32	1.00	0.39	1.10
		0.13	0.50	0.40	1.25	0.18	0.55	0.38	1.20	0.30	0.95	0.25	0.60
	7	0.40	1.65	1.35	4.25	0.34	1.30	1.46	4.15	0.48	1.70	0.40	1.35
		0.37	2.30	1.24	4.20	0.59	3.45	0.94	3.20	0.79	2.95	0.39	1.85

**ΠΙΝΑΚΑΣ Γ.2.2.** Παρατηρήσεις επί των εικόνων στερεοσκοπίου (Σχήματα Γ.2.7-Γ.2.18), που αφορούν στους μακροσκοπικούς μηχανισμούς φθοράς ή/ και αστοχίας, των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β.

<b>ΘΕΡΜΙΚΑ ΣΚΛΗΡΥΜΕΝΟΣ</b>			<b>ΘΕΡΜΙΚΑ ΣΚΛΗΡΥΜΕΝΟΣ ΚΑΙ ΕΝΑΝΘΡΑΚΑΖΩΤΩΜΕΝΟΣ</b>
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 40 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Ελάχιστη πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη πλαστική παραμόρφωση.	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη πλαστική παραμόρφωση.	Πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 50 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση.	Πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση και galling στις 8102,5 στροφές	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 60 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση.	Πλαστική παραμόρφωση και galling στις 20405 στροφές
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση

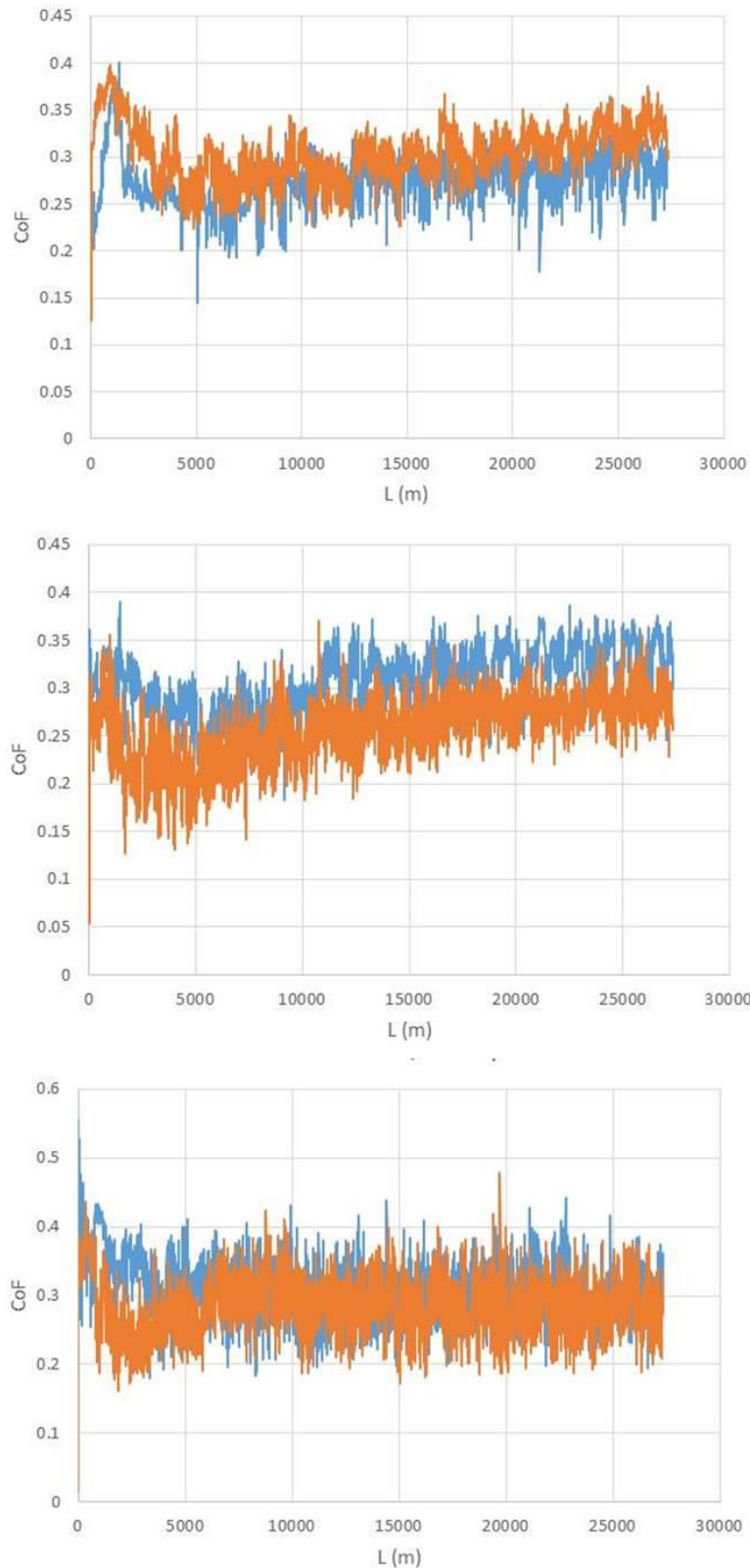


**Σχήμα Γ.2.1.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).

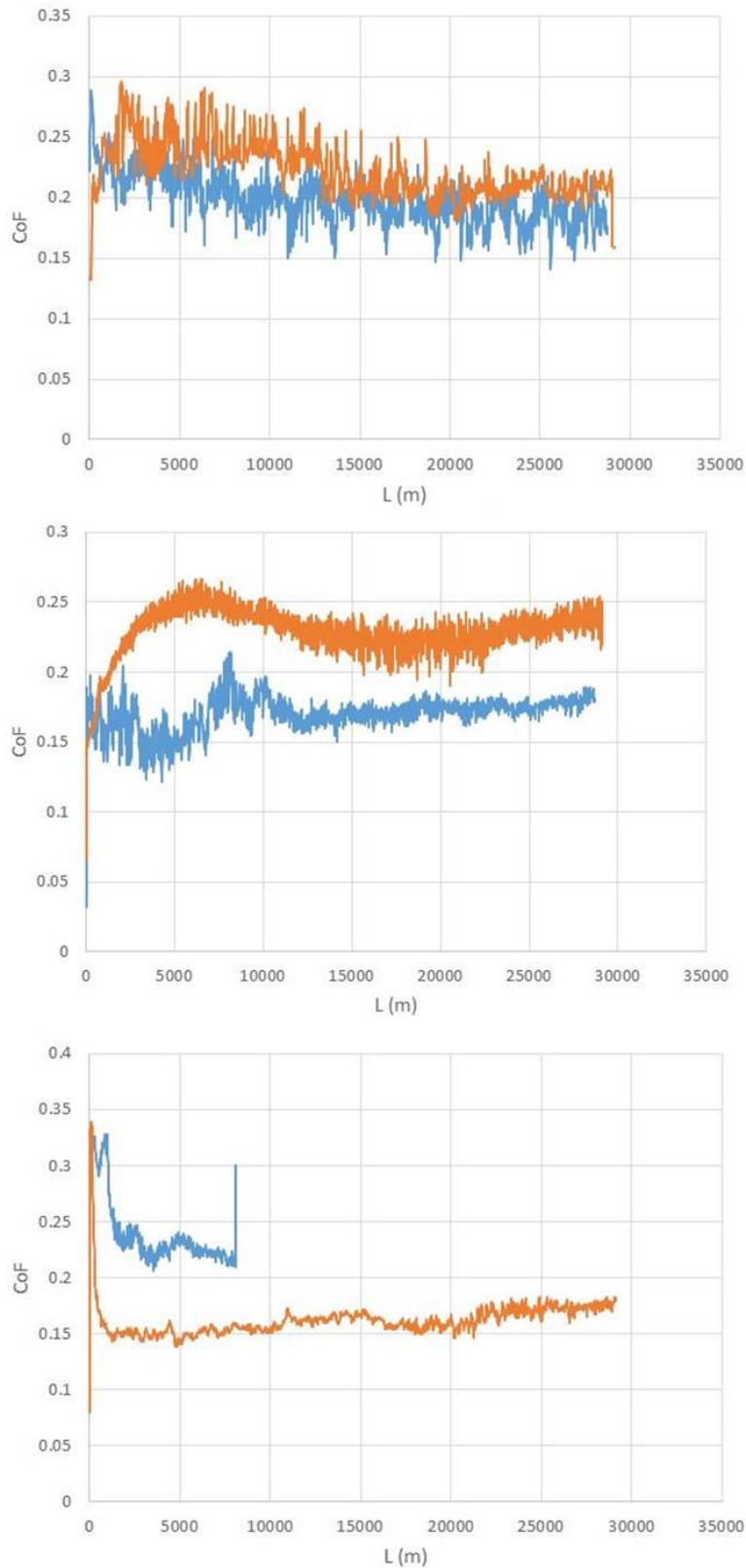


**Σχήμα Γ.2.2.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα B, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).

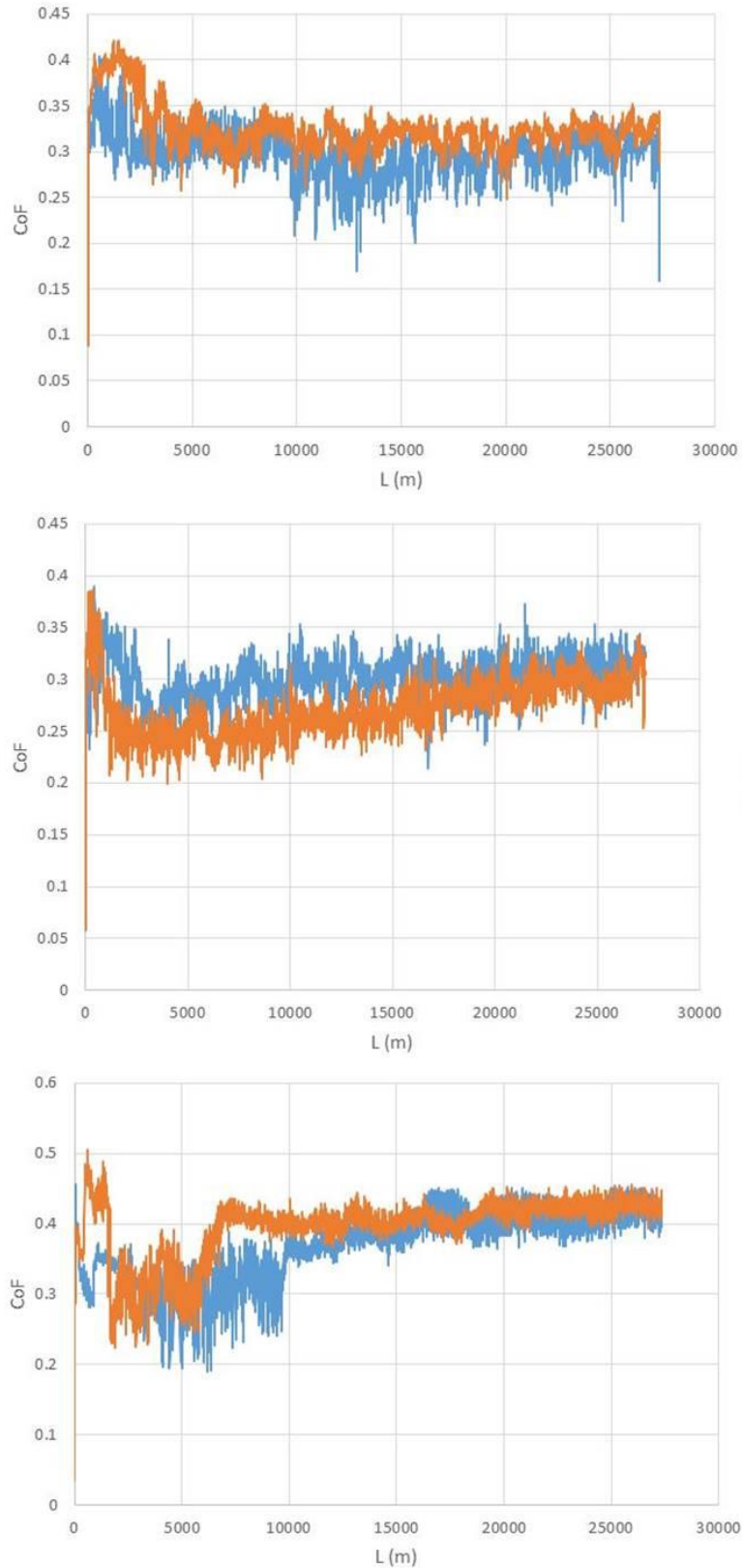




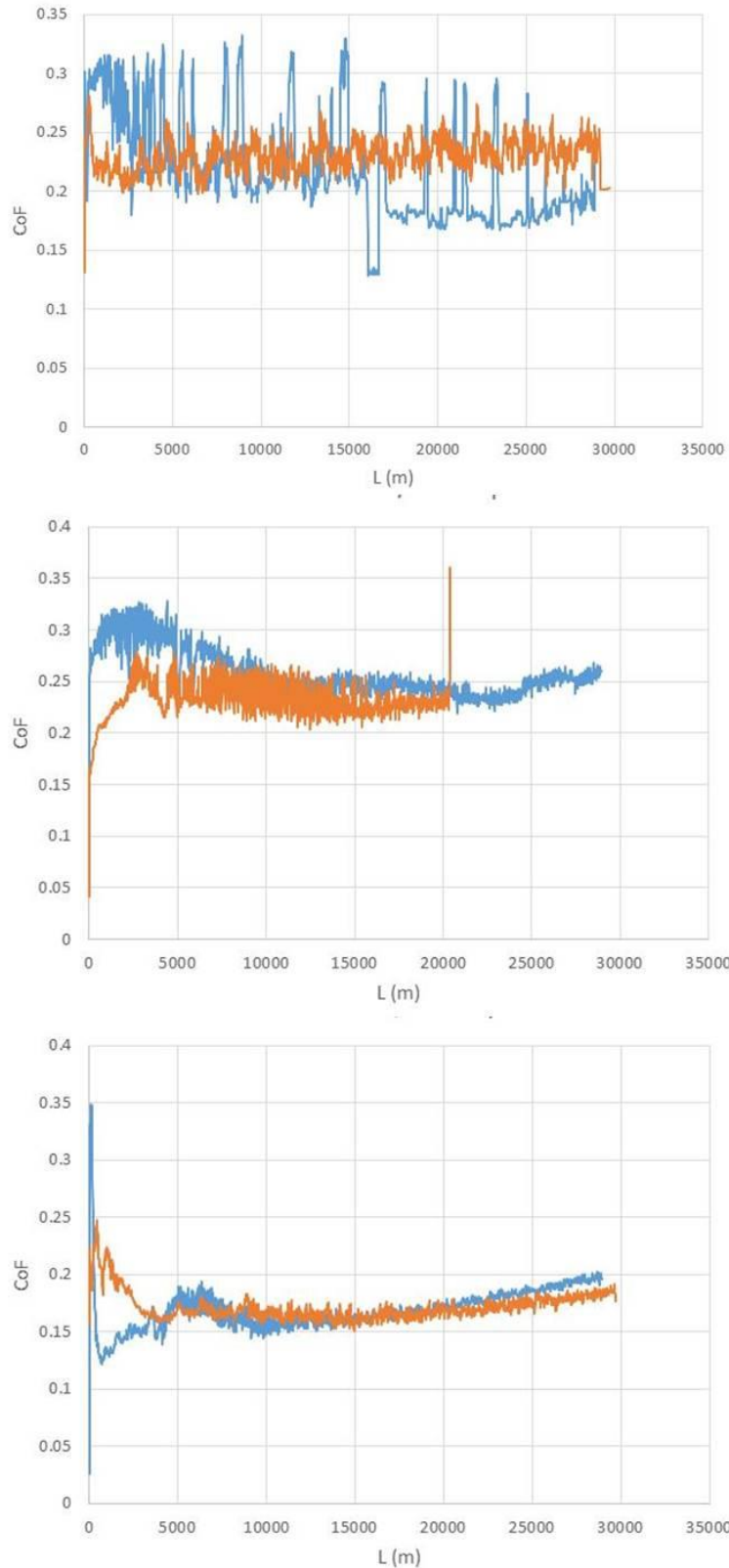
**Σχήμα Γ.2.3.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



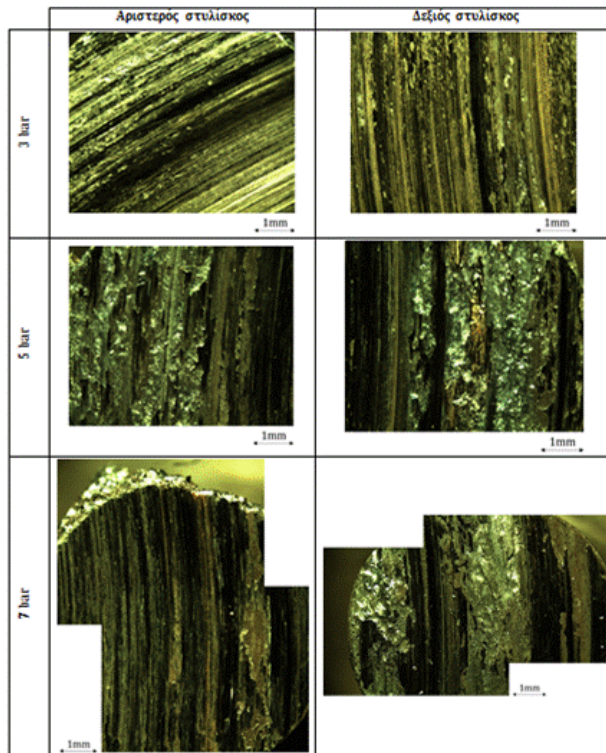
**Σχήμα Γ.2.4.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



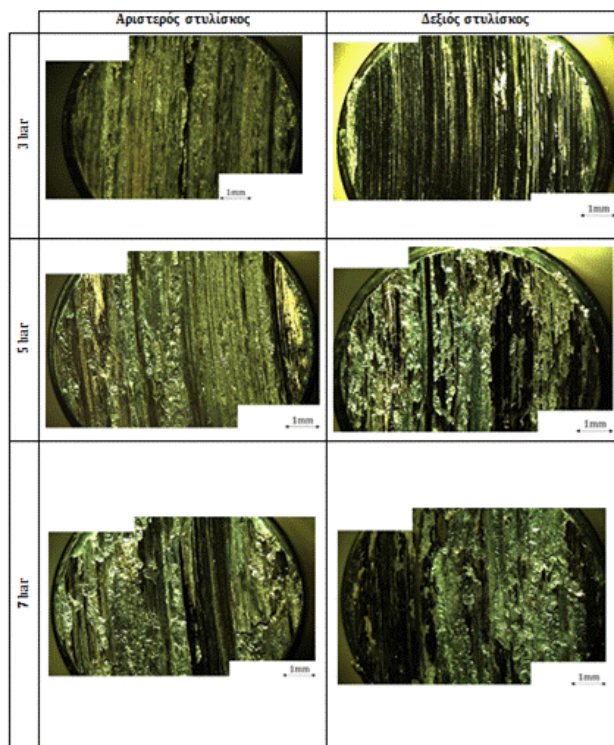
**Σχήμα Γ.2.5.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



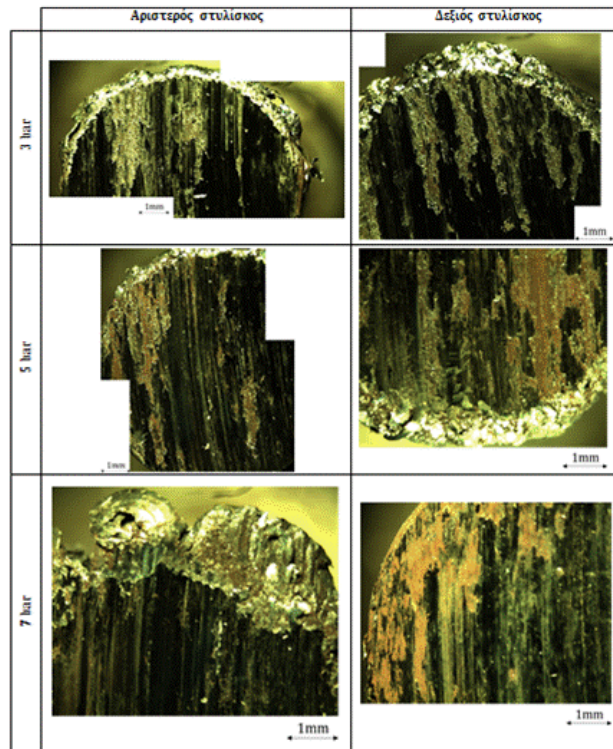
**Σχήμα Γ.2.6.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβας B, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



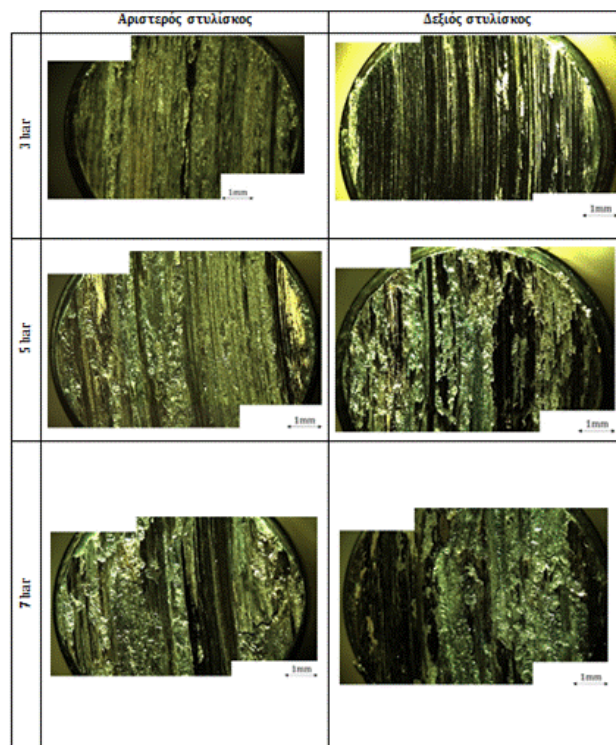
**Σχήμα Γ.2.7.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



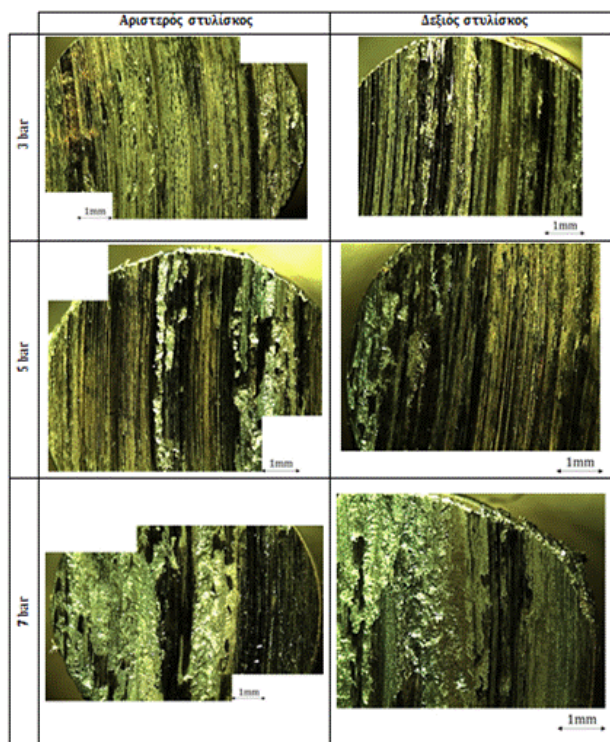
**Σχήμα Γ.2.8.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



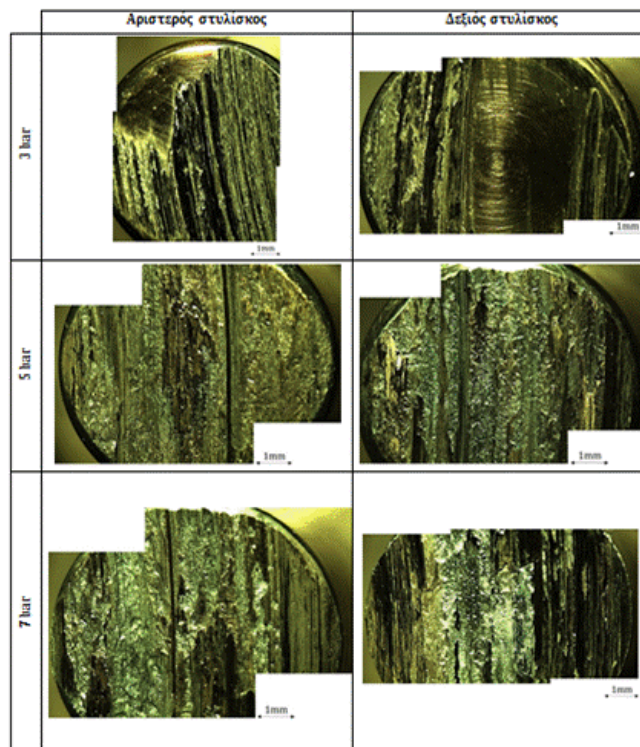
**Σχήμα Γ.2.9.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



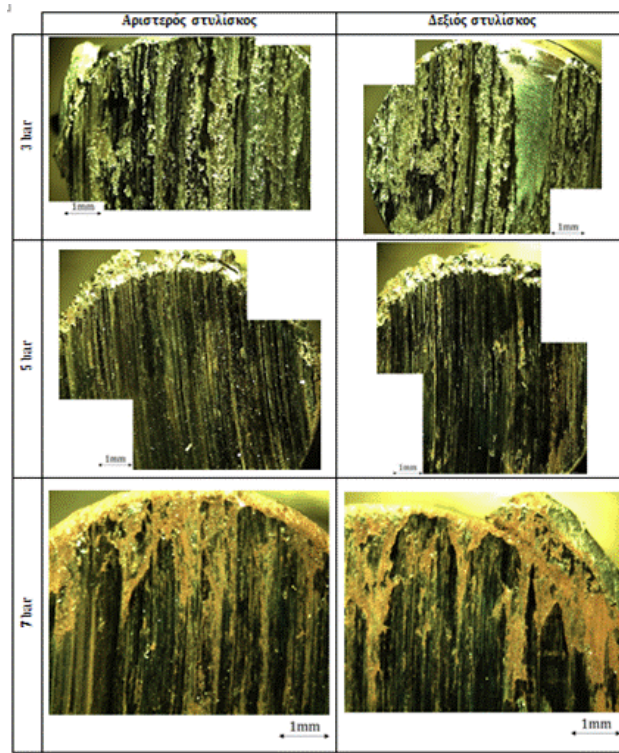
**Σχήμα Γ.2.10.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC και ενανθρακαζωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



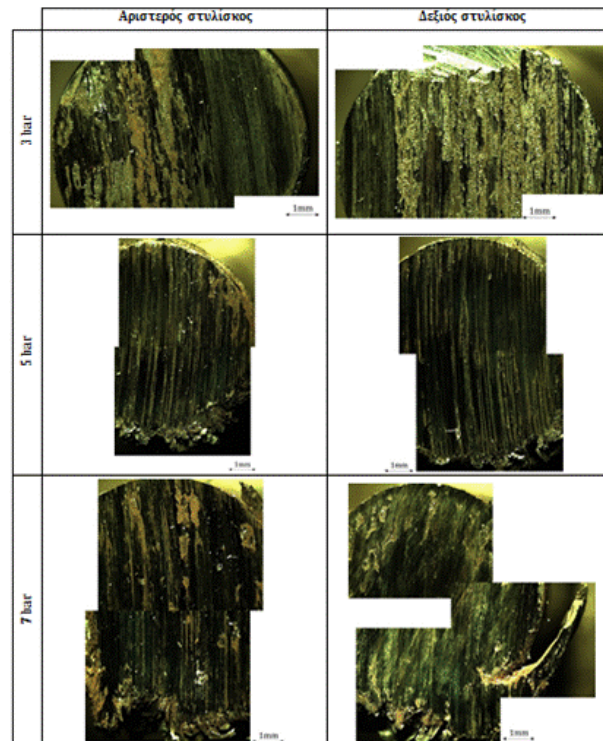
**Σχήμα Γ.2.11.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



**Σχήμα Γ.2.12.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.

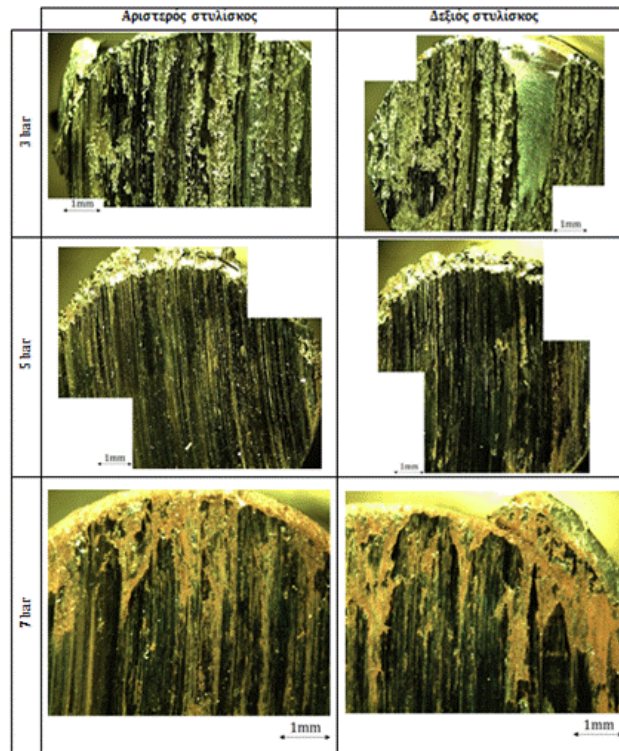


**Σχήμα Γ.2.13.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα B, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

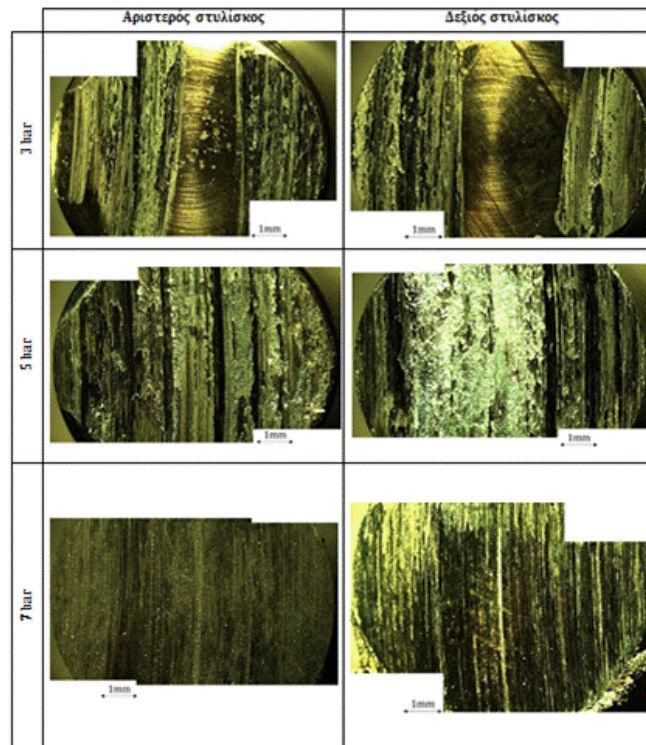


**Σχήμα Γ.2.14.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα B, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

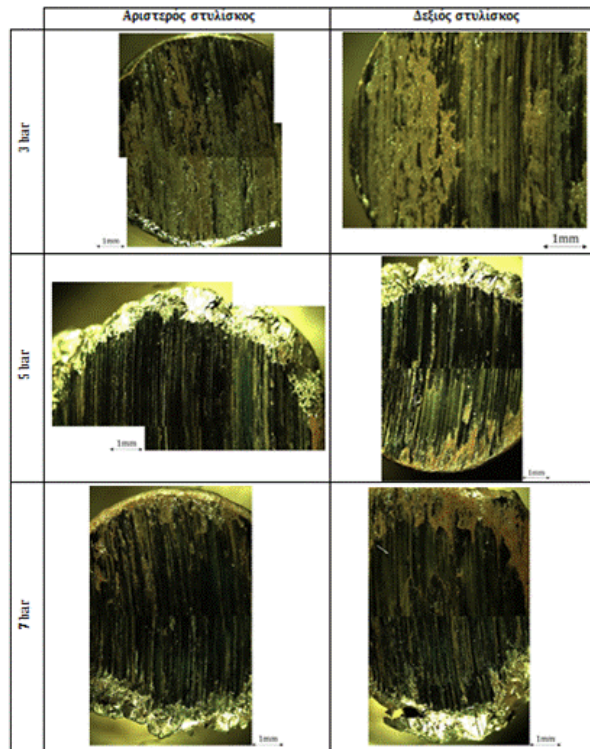




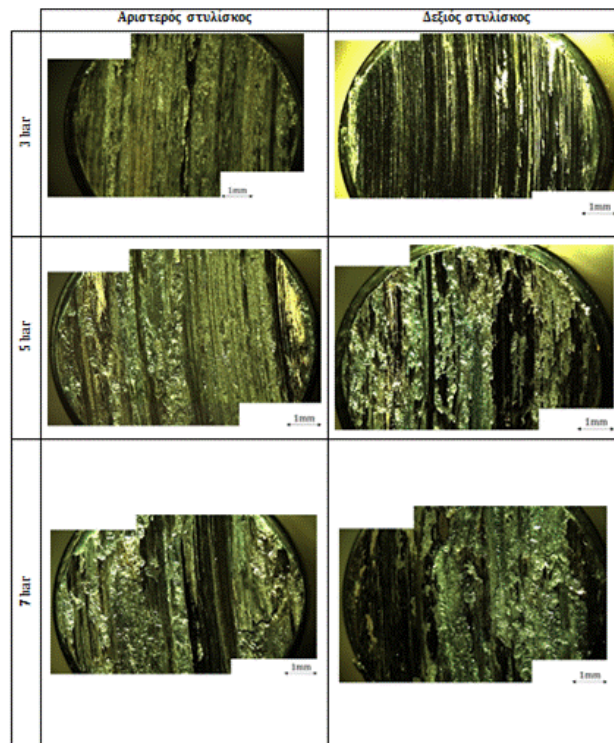
**Σχήμα Γ.2.15.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα B, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



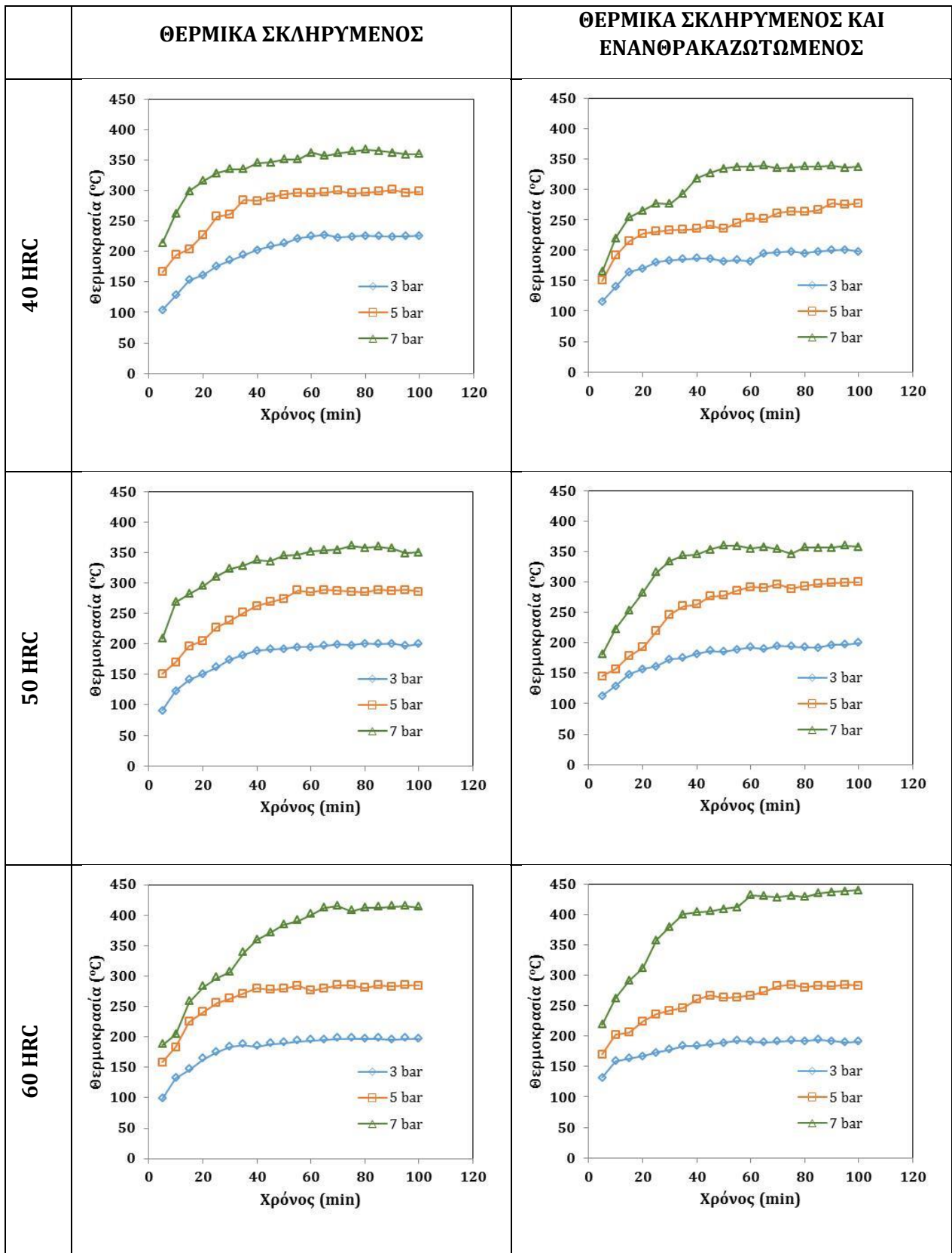
**Σχήμα Γ.2.16.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα B, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC και ενανθρακωζωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



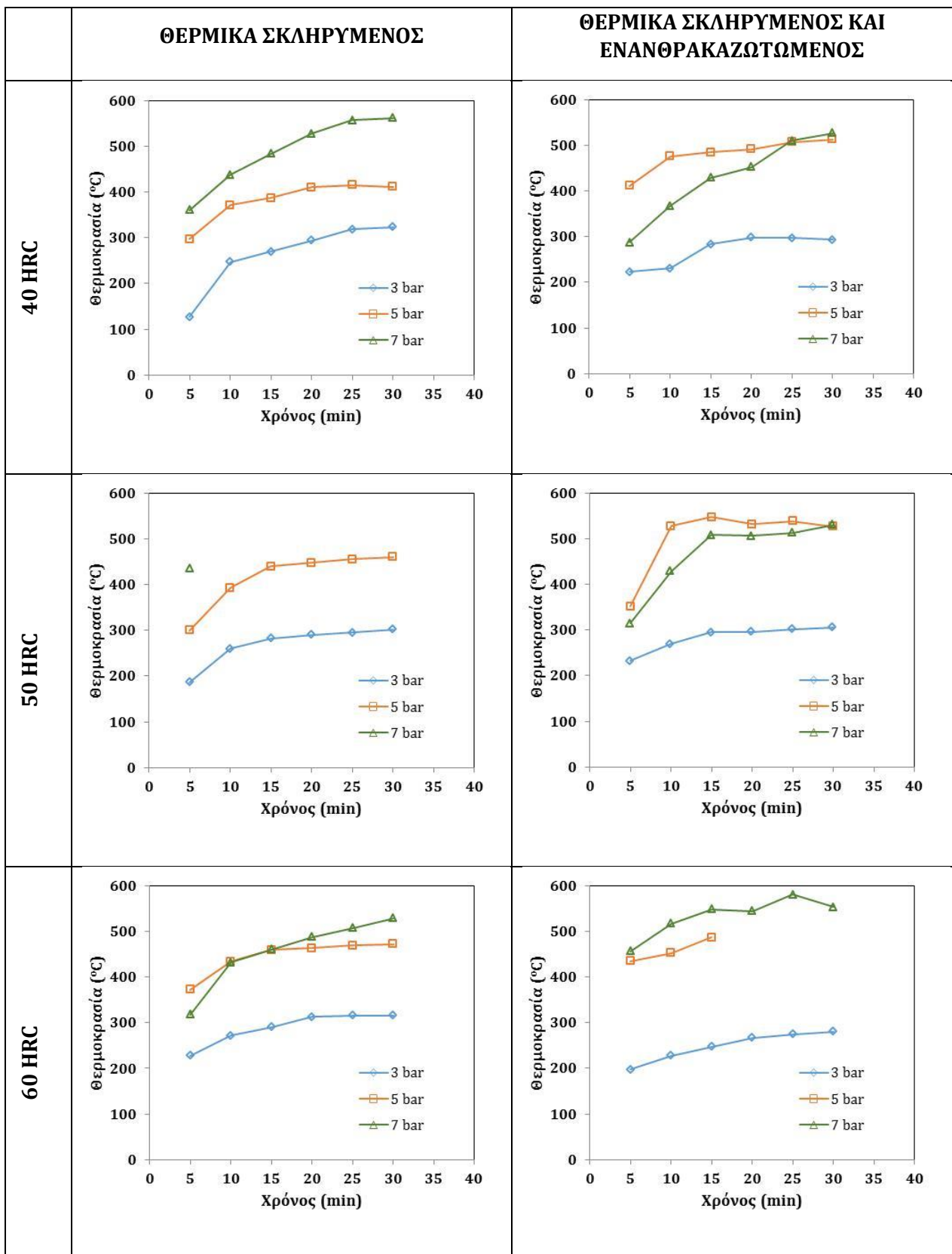
**Σχήμα Γ.2.17.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



**Σχήμα Γ.2.18.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Β, θερμικά σκληρυμένου στα 60 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



Σχήμα Γ.2.19. Μεταβολή της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής Β, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



Σχήμα Γ.2.20. Μεταβολή της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής Β, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

### Γ.3. Χάλυβας εργαλείων θερμοπλαστικής

Η εξέλιξη του συντελεστή τριβής κατά τη διάρκεια της δοκιμής, για όλους τους συνδυασμούς κατάστασης του χάλυβα Γ (μόνο θερμικά σκληρυμένο ή θερμικά σκληρυμένο και ενανθρακαζωτωμένο), για τις τρεις τιμές πίεσης και τις δυο τιμές ταχύτητας περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού, παρουσιάζονται στα Σχήματα Γ.3.1-Γ.3.6.

Οι μεταβολές βάρους και μήκους των στυλίσκων, για όλες τις συνθήκες δοκιμής συνοψίζονται στον Πίνακα Γ.3.1. Τα δύο ζεύγη τιμών που παρουσιάζονται ανά επιβαλλόμενη πίεση, αφορούν τις μεταβολές των αντίστοιχων μεγεθών των δύο στυλίσκων που υποβάλλονται ταυτοχρόνως σε δοκιμή.

Οι εικόνες στερεοσκοπίου των επιφανειών φθοράς όλων των δοκιμών χάλυβα Γ, που υποβλήθηκαν σε δοκιμές τριβής, παρουσιάζονται στα Σχήματα Γ.3.7-Γ.3.18, και οι σχετικές παρατηρήσεις συνοψίζονται στον Πίνακα Γ.3.2.

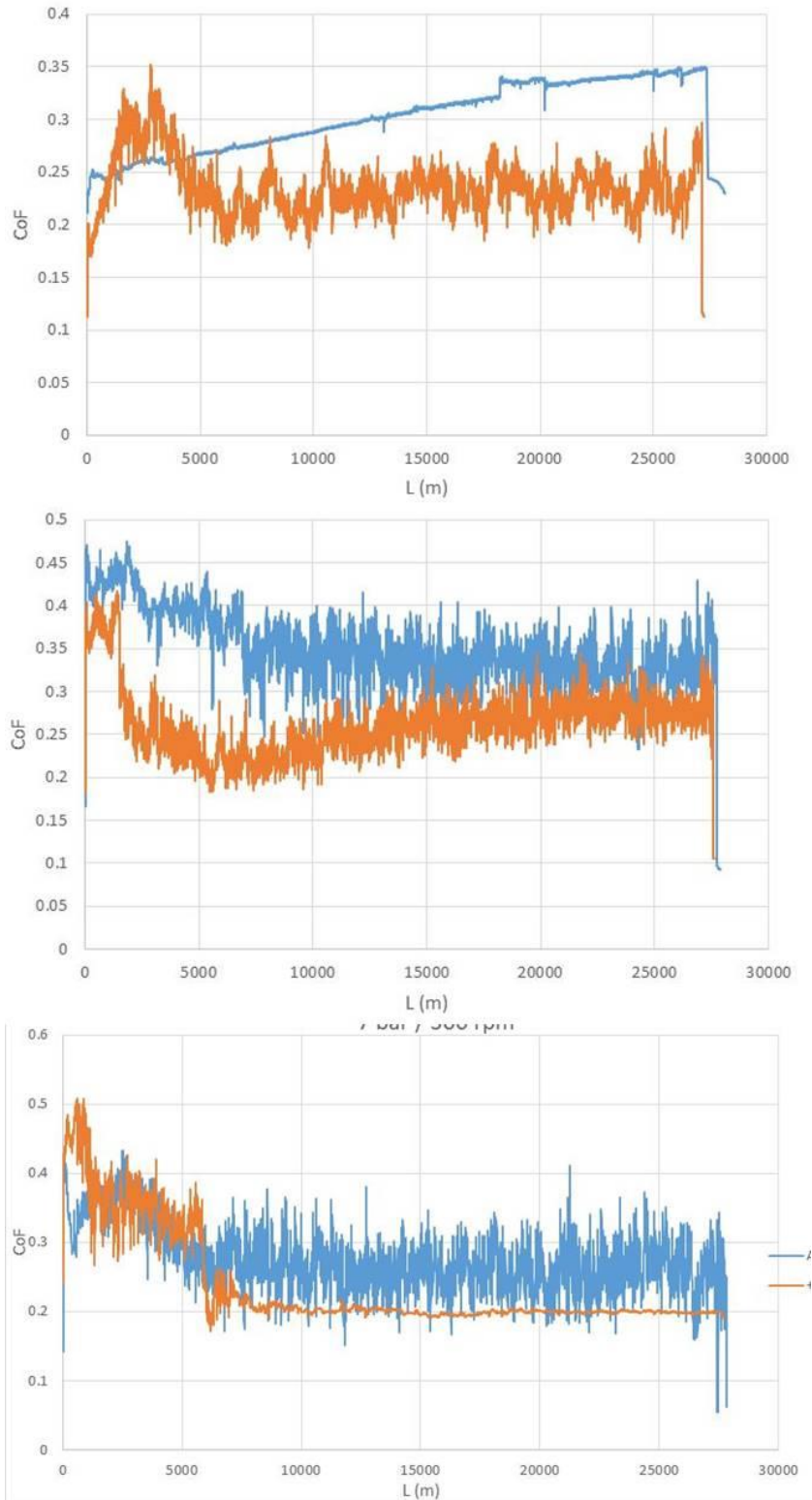
Τέλος, η εξέλιξη της θερμοκρασίας της επιφάνειας φθοράς για όλους τους συνδυασμούς κατάστασης του χάλυβα Α (μόνο θερμικά σκληρυμένο ή θερμικά σκληρυμένο και ενανθρακαζωτωμένο) και για τις τρεις τιμές πίεσης, παρουσιάζονται στο Σχήμα Γ.3.19, για δοκιμές υπό χαμηλή ταχύτητα περιστροφής (300 rpm) και Σχήμα Γ.3.20, για δοκιμές υπό υψηλή ταχύτητα περιστροφής (1050 rpm).

**ΠΙΝΑΚΑΣ Γ.3.1.** Μεταβολές βάρους και μήκους εξετασθέντων δοκιμών χάλυβα Γ, χωρίς και με επιφανειακή κατεργασία ενανθρακίζωτωσης, για όλες τις τιμές παραμέτρων δοκιμής.

ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟ- ΦΗΣ (rpm)	ΠΙΕΣΗ (bar)	40 HRC				50 HRC				55 HRC			
		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.		Θ.Κ.		Θ.Κ. + Ε.Κ.	
		Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)	Δw (g)	Δl (mm)
300	3	0,06	0,10	0,01	0,00	0,18	0,25	0,01	0,00	0,24	0,50	0,00	0,00
		0,05	0,05	0,02	0,00	0,18	0,20	0,25	0,45	0,32	0,80	0,03	0,05
	5	0,56	1,4	0,01	0,00	0,19	0,15	0,01	0,00	1,42	3,60	0,03	0,05
		0,29	0,65	0,13	0,20	0,24	0,40	0,48	1,10	1,91	5,00	1,08	2,65
	7	0,25	0,40	0,11	0,20	0,37	0,80	0,10	0,20	1,83	4,80	0,04	0,00
		0,26	0,45	2,33	0,90	2,17	0,45	0,29	0,50	1,70	4,90	2,3	5,75
1050	3	0,10	0,10	0,00	0,00	0,08	0,05	0,02	0,00	0,23	0,50	0,03	0,05
		0,12	0,10	0,29	0,60	0,08	0,05	0,48	1,05	0,64	1,65	0,35	0,75
	5	0,39	1,05	0,14	0,25	0,62	1,80	0,18	0,50	0,18	0,50	0,07	0,20
		0,47	1,30	0,31	0,90	0,72	2,00	0,77	1,95	0,19	0,50	0,47	1,05
	7	0,77	2,50	0,14	0,65	0,87	3,40	0,18	0,60	0,51	2,40	0,19	0,70
		0,95	3,45	0,29	1,30	1,06	4,45	0,39	1,55	0,81	3,85	0,20	0,95

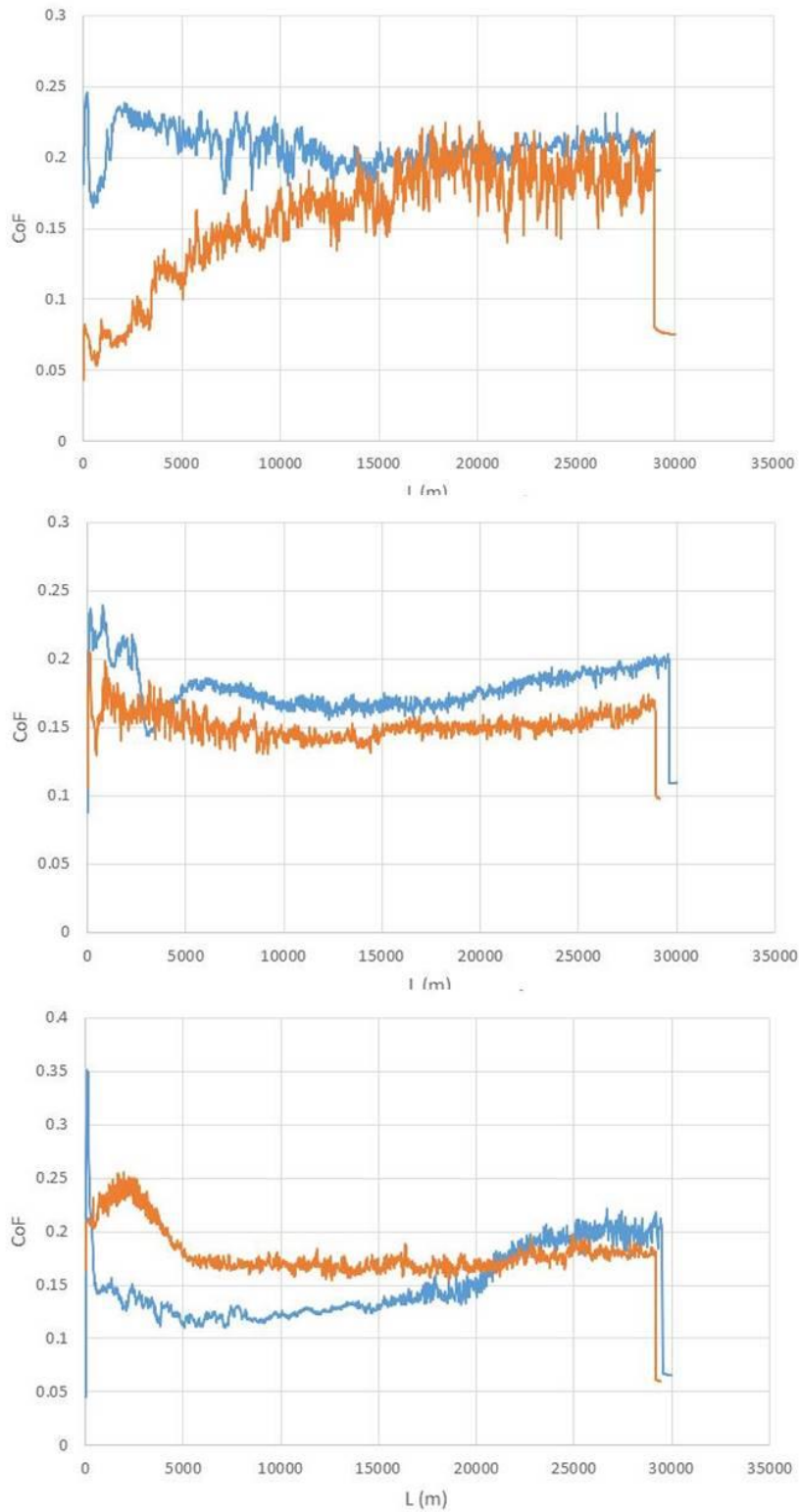
**ΠΙΝΑΚΑΣ Γ.3.2.** Παρατηρήσεις επί των εικόνων στερεοσκοπίου (Σχήματα Γ.3.7-Γ.3.18), που αφορούν στους μακροσκοπικούς μηχανισμούς φθοράς ή/ και αστοχίας, των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ.

<b>ΘΕΡΜΙΚΑ ΣΚΛΗΡΥΜΕΝΟΣ</b>			<b>ΘΕΡΜΙΚΑ ΣΚΛΗΡΥΜΕΝΟΣ ΚΑΙ ΕΝΑΝΘΡΑΚΑΖΩΤΩΜΕΝΟΣ</b>
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 40 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Ελάχιστη πλαστική παραμόρφωση.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 50 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμ.	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Πλαστική παραμόρφωση.	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.	Πλαστική παραμόρφωση.
<b>ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΟΓΚΟΥ: 55 HRC</b>			
<b>300 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
<b>1050 rpm</b>	<b>3 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Χωρίς πλαστική παραμόρφωση.
	<b>5 bar</b>	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση	Ελάχιστη έως μηδενική πλαστική παραμόρφωση
	<b>7 bar</b>	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση	Μεγάλη πλαστική παραμόρφωση.

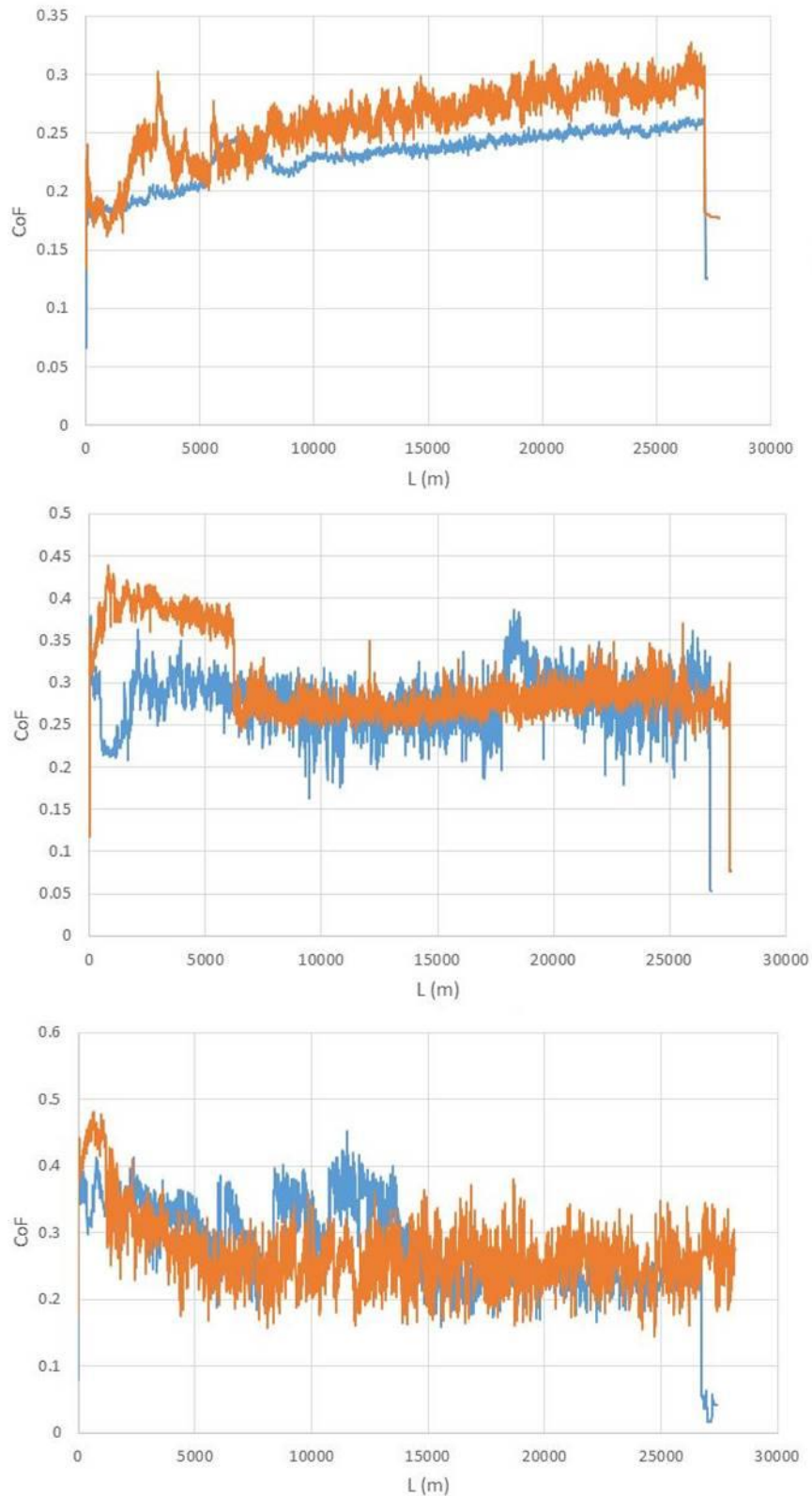


**Σχήμα Γ.3.1.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρωμένου στα 40 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).

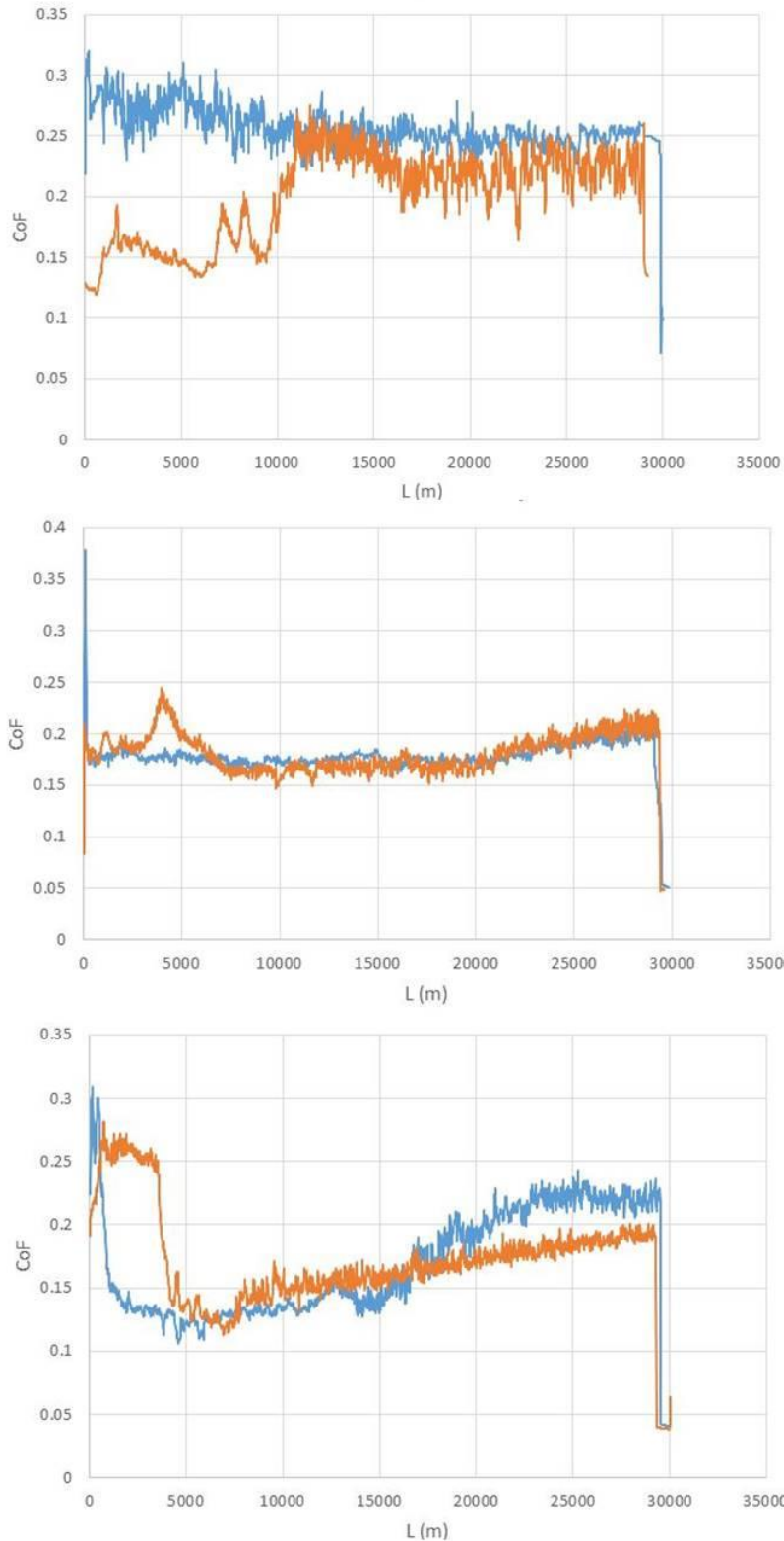




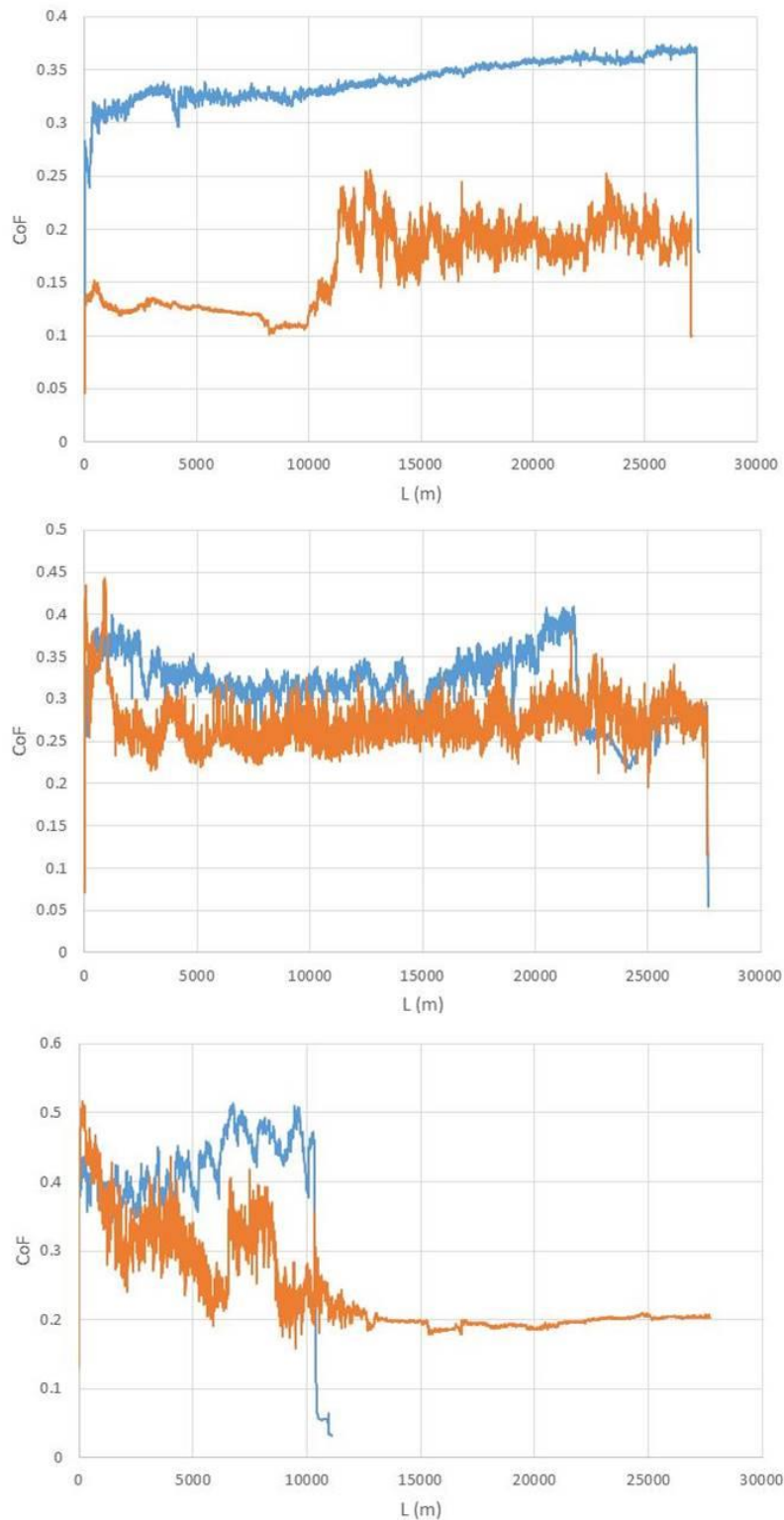
**Σχήμα Γ.3.2.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακάζωτωση).



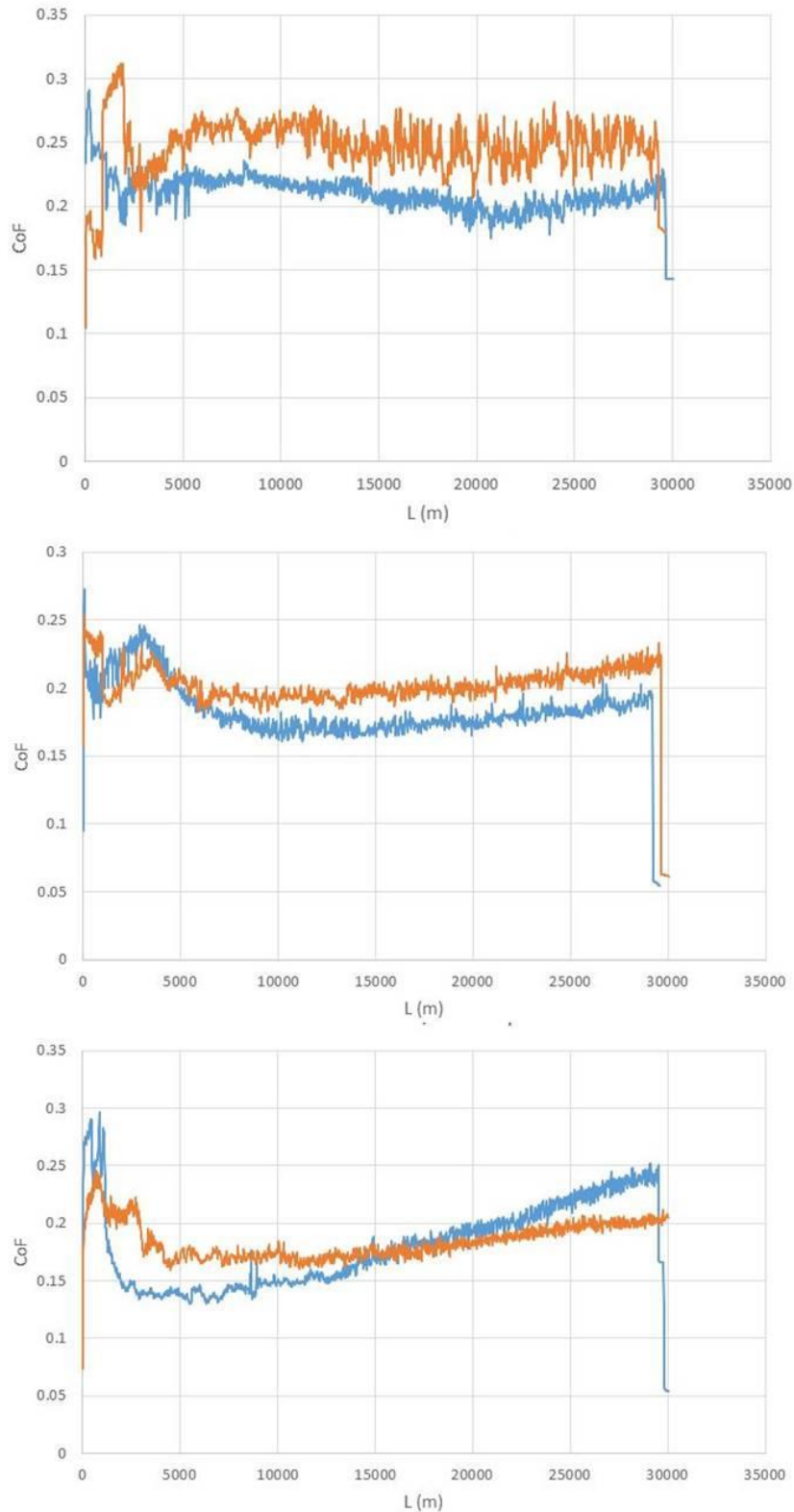
**Σχήμα Γ.3.3.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβας Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



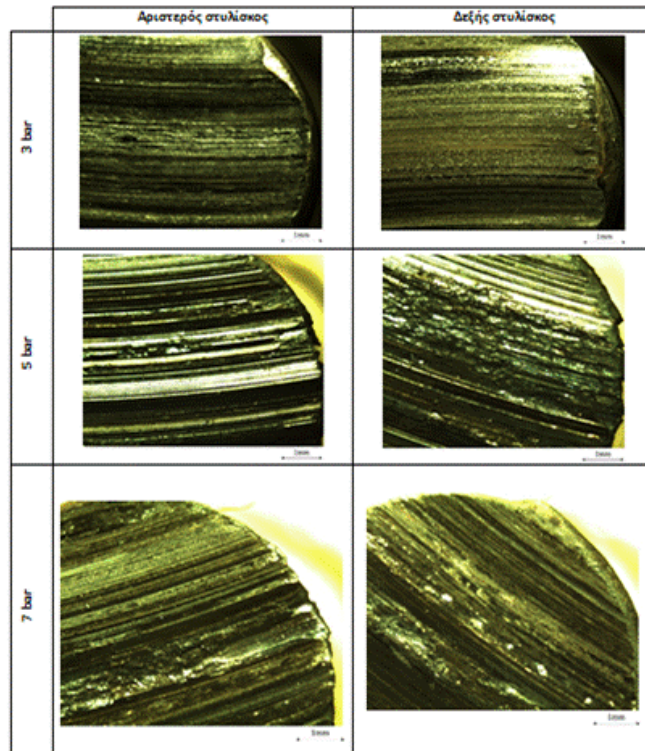
**Σχήμα Γ.3.4.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



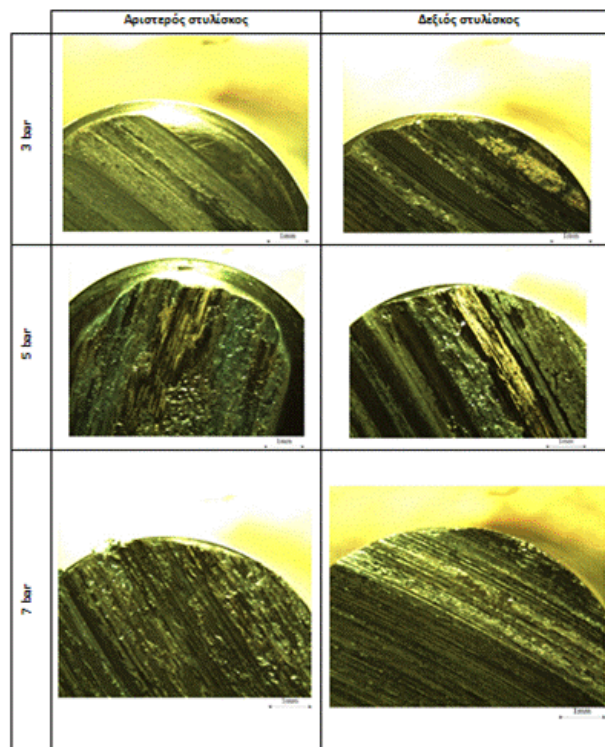
**Σχήμα Γ.3.5.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβας Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 55 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακάζωτωση).



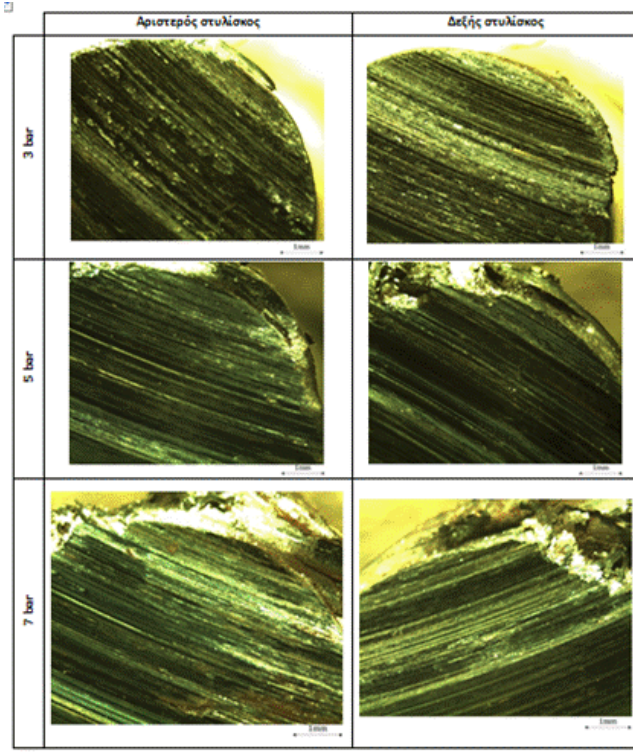
**Σχήμα Γ.3.6.** Εξέλιξη του συντελεστή τριβής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 55 HRC, με επιβολή πίεσης: (α) 3 bar, (β) 5 bar και (γ) 7 bar και ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm (Μπλέ γραμμή: μόνο με σκλήρυνση, πορτοκαλί γραμμή: μετά από ενανθρακαζώτωση).



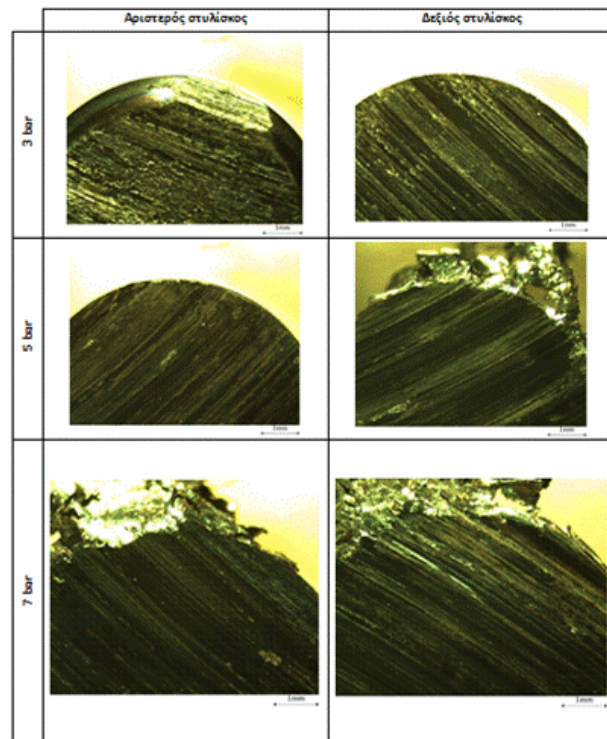
**Σχήμα Γ.3.7.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



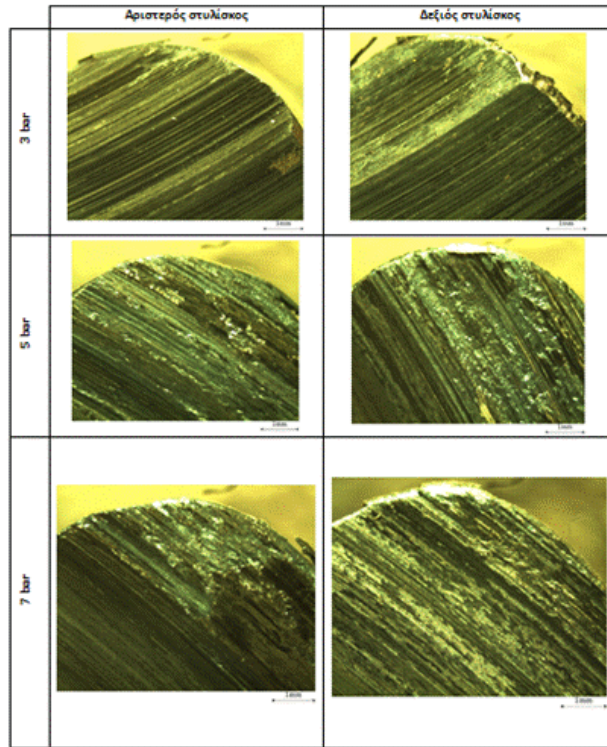
**Σχήμα Γ.3.8.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC και ενανθρακαζωτού, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



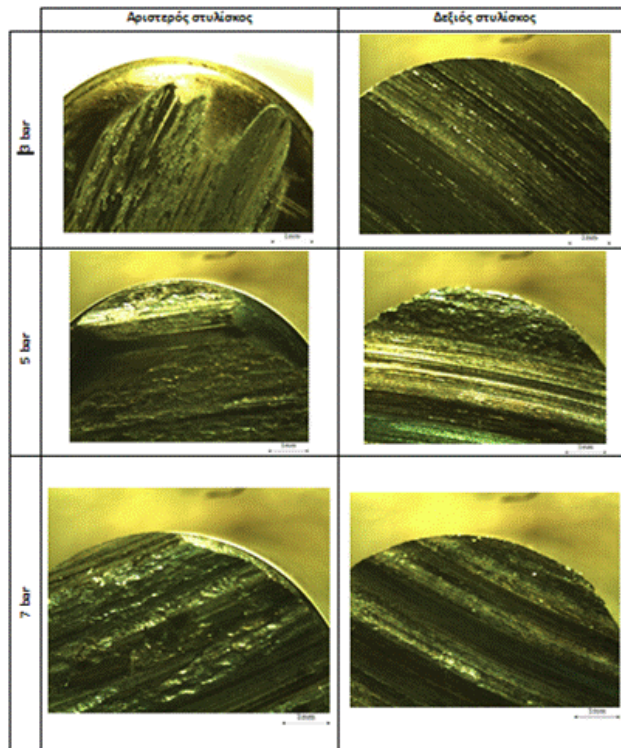
**Σχήμα Γ.3.9.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



**Σχήμα Γ.3.10.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 40 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

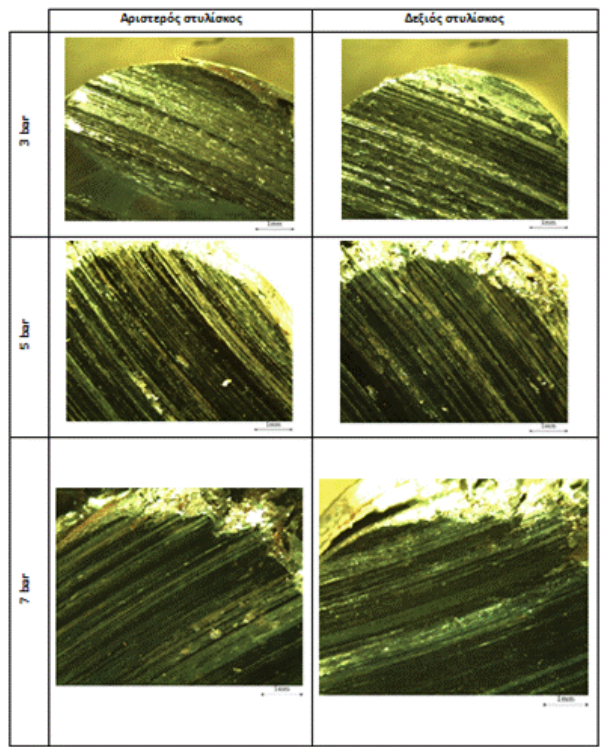


**Σχήμα Γ.3.11.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.

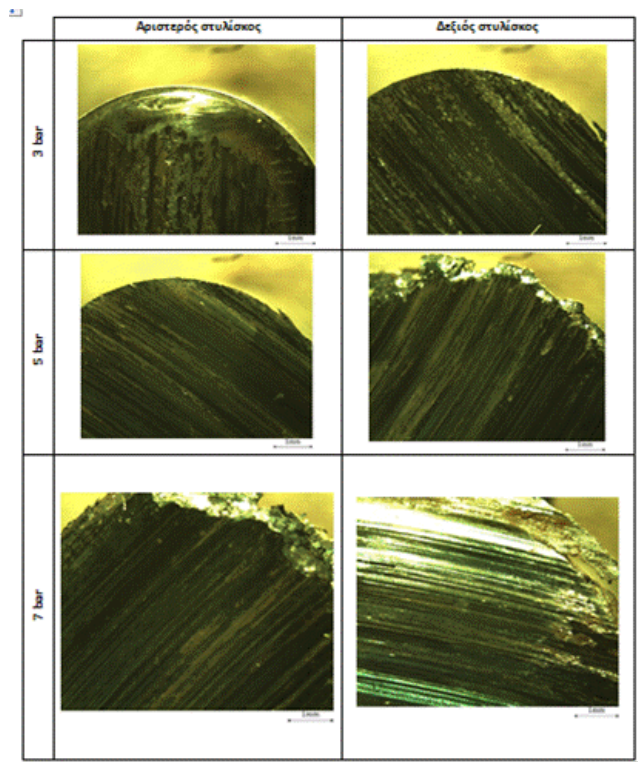


**Σχήμα Γ.3.12.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.

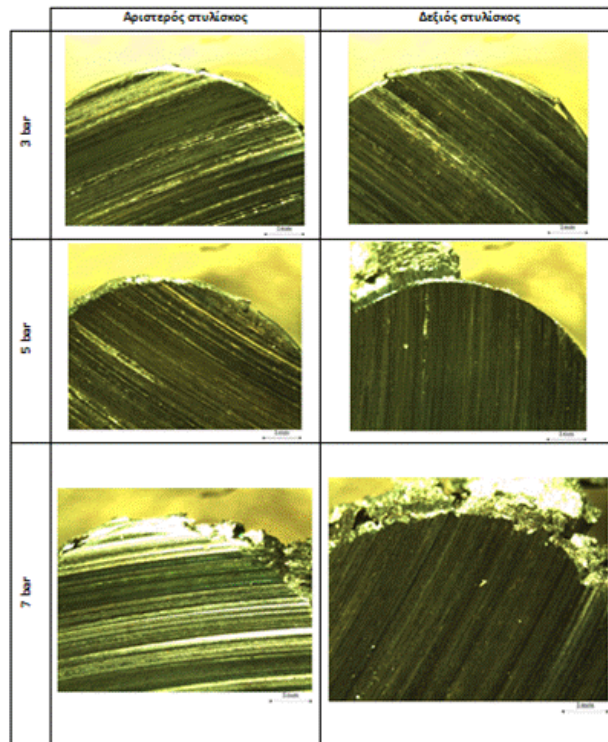




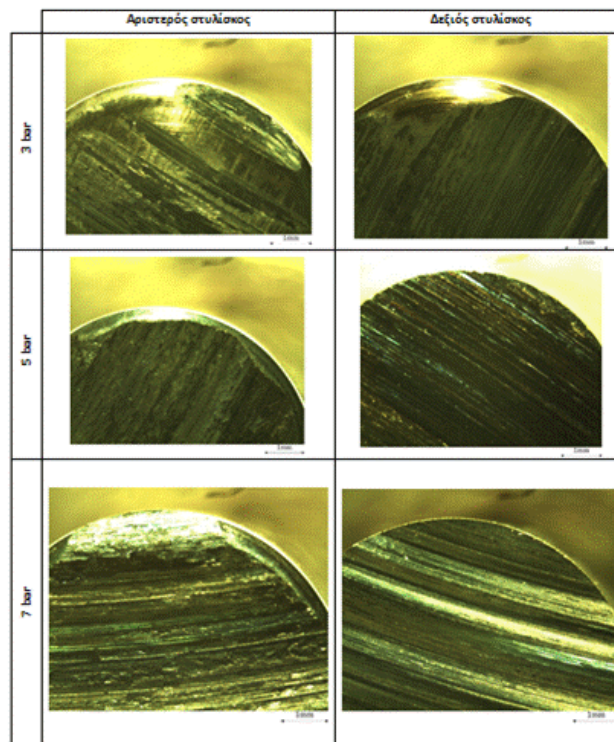
**Σχήμα Γ.3.13.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



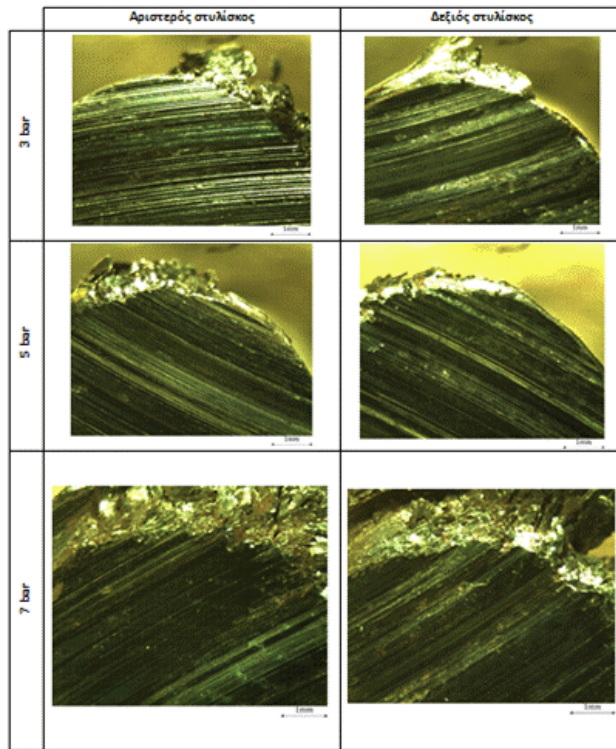
**Σχήμα Γ.3.14.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 50 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



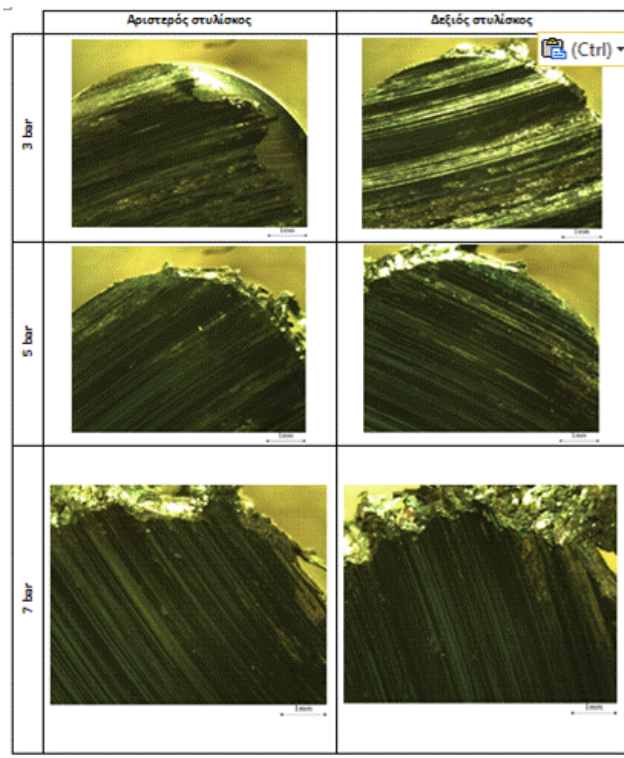
**Σχήμα Γ.3.15.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβας Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 55 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



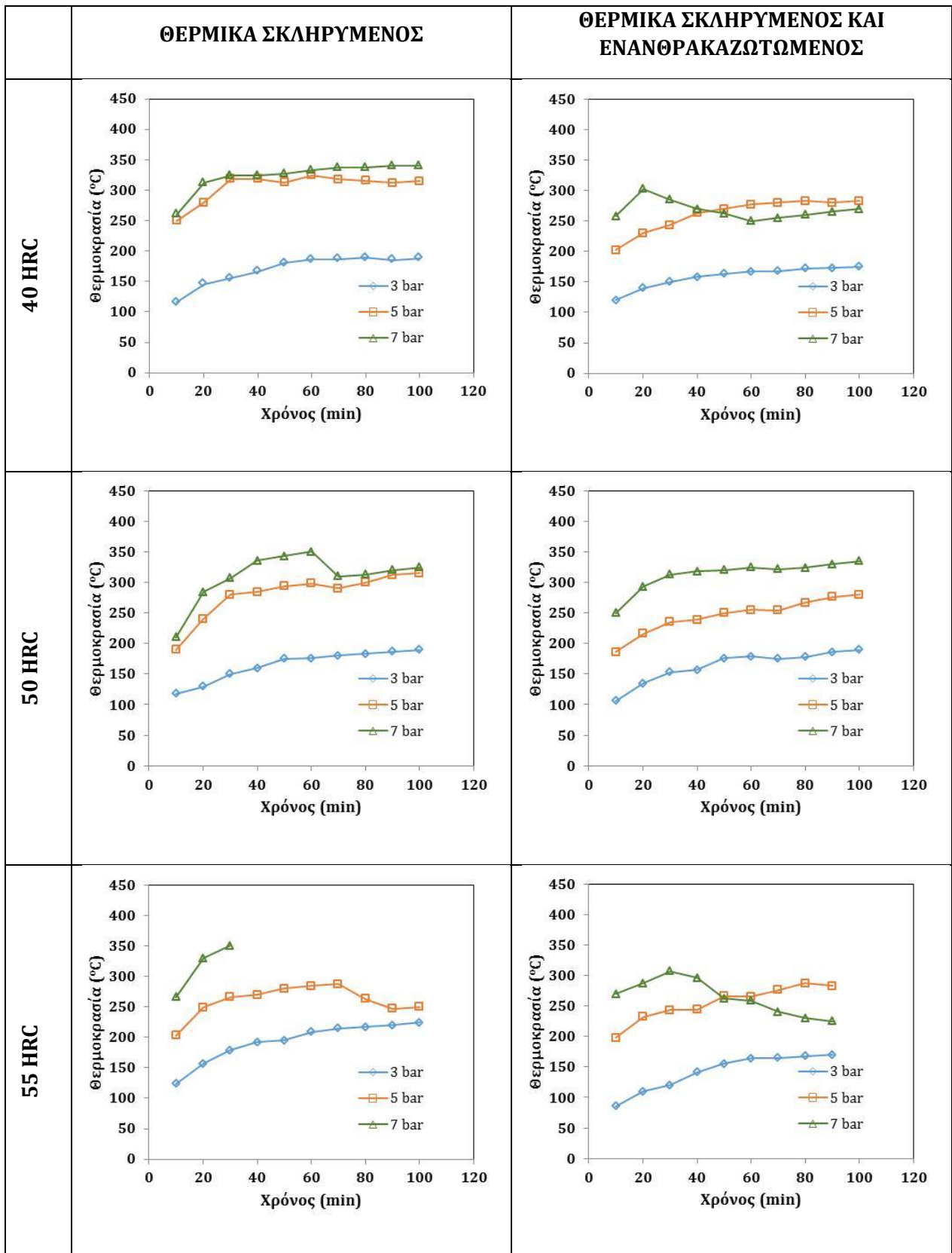
**Σχήμα Γ.3.16.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβας Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 55 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.



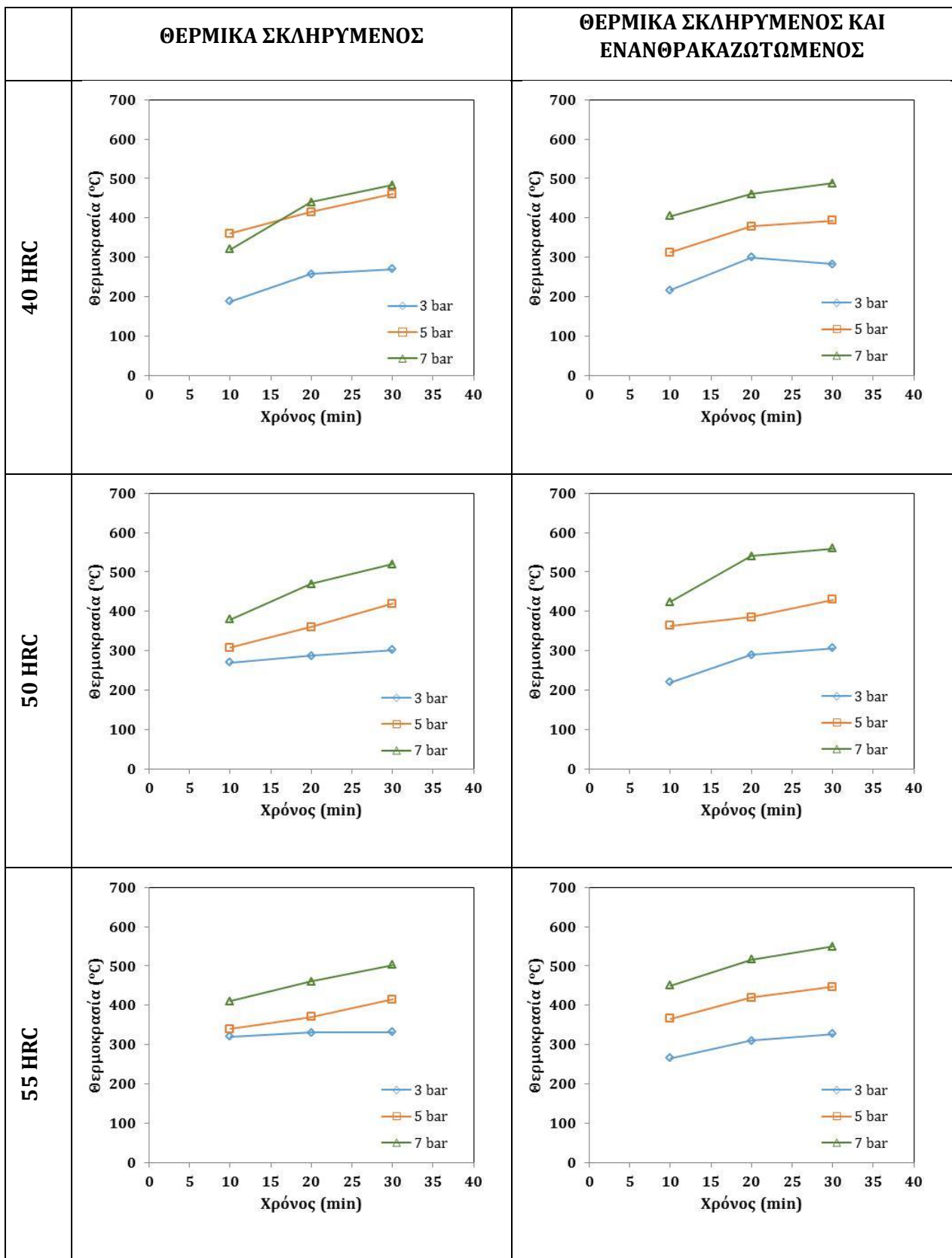
**Σχήμα Γ.3.17.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 55 HRC, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



**Σχήμα Γ.3.18.** Στερεογραφία των επιφανειών επαφής του χάλυβα Γ, θερμικά σκληρυμένου στα 55 HRC και ενανθρακαζωτωμένου, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.



Σχήμα Γ.3.19. Μεταβολή της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής Γ, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 300 rpm.

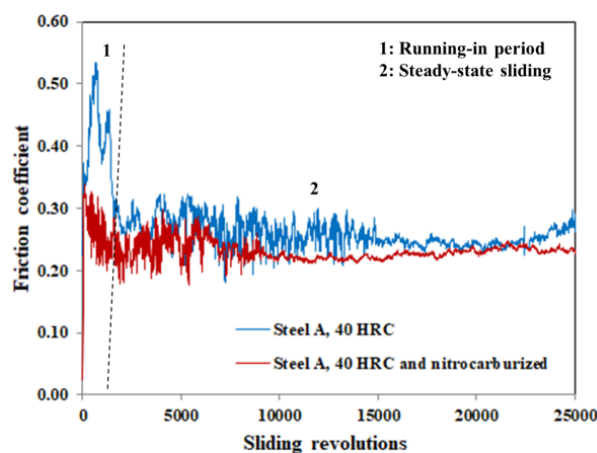


Σχήμα Γ.3.20. Μεταβολή της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής Γ, για ταχύτητα περιστροφής του ανταγωνιστικού υλικού 1050 rpm.

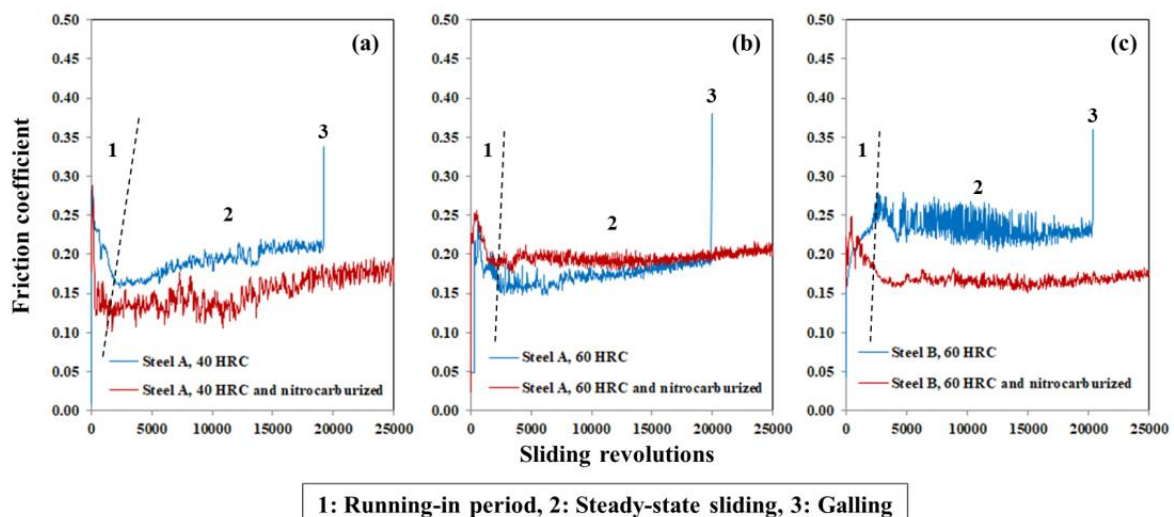
## Δ. ΑΞΙΟΛΟΓΗΣΗ, ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ, ΠΡΟΟΠΤΙΚΕΣ

Από τη συγκριτική αξιολόγηση των δεδομένων των διαγραμμάτων εξέλιξης του συντελεστή τριβής, μπορεί να συναχθεί ότι τα εξεταζόμενα τριβοσυστήματα παρουσιάζουν δύο διακριτές συμπεριφορές:

- (α) Μια επιθυμητή, που υποδηλώνει κίνηση υπό συνθήκες μόνιμης κατάστασης (Σχήμα Δ.1).  
Μετά από μια πρώτη περίοδο προσαρμογής του τριβοσυστήματος (running-in period), ο συντελεστής τριβής διατηρείται, κατά προσέγγιση, σταθερός έως την ολοκλήρωση της δοκιμής.
- (β) Μια ανεπιθύμητη, κατά την οποία ο συντελεστής τριβής αυξάνεται αιφνιδίως, ενδεικτικό της αστοχίας της λειτουργίας του τριβοσυστήματος, λόγω galling (Σχήμα Δ.2).



**Σχήμα Δ.1.** Επιθυμητή εξέλιξη του συντελεστή τριβής (χάλυβας A, σκληρυμένος στα 40 HRC, με και χωρίς επιφανειακή κατεργασία, υπό πίεση 3 bar και ταχύτητα περιστροφής 300 rpm).

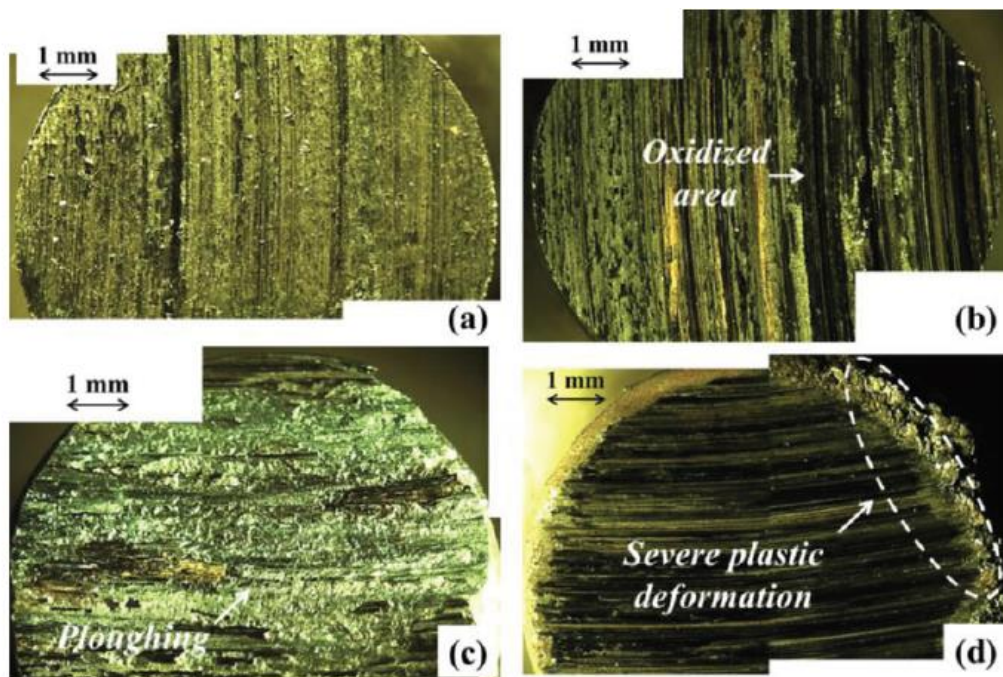


1: Running-in period, 2: Steady-state sliding, 3: Galling

**Σχήμα Δ.2.** Ανεπιθύμητη εξέλιξη του συντελεστή τριβής, όπου αναγνωρίζεται η αστοχία της λειτουργίας του τριβοσυστήματος, λόγω galling.

Από τη συγκριτική αξιολόγηση των παρατηρήσεων με τη βοήθεια στερεοσκοπίου, μπορεί να συναχθεί ότι όλα τα εξεταζόμενα τριβοςυστήματα φθείρονται, μέσω τεσσάρων διακριτών μηχανισμών (Σχήμα Δ.3):

- Ομοιόμορφη και προοδευτική απομάκρυνση υλικού (Σχήμα Δ.3α), που παρατηρήθηκε υπό χαμηλές τιμές επιβαλλόμενης πίεσης και ταχύτητας περιστροφής.
- Προοδευτική απομάκρυνση υλικού, συνοδευόμενη από τοπική οξείδωση της επιφάνειας επαφής (Σχήμα Δ.3β), που παρατηρήθηκε υπό χαμηλές τιμές επιβαλλόμενης πίεσης και υψηλές τιμές ταχύτητας περιστροφής.
- Πλαστική ροή του υλικού στην περιοχή της επιφάνειας επαφής (Σχήμα Δ.3γ), περισσότερο εμφανής στις περιπτώσεις χαμηλού βαθμού σκλήρυνσης και μέσες τιμές επιβαλλόμενης πίεσης.
- Δριμεία πλαστική παραμόρφωση (Σχήμα Δ.3δ), η οποία αυξάνεται με την αύξηση της επιβαλλόμενης πίεσης και της ταχύτητας περιστροφής, ενώ μειώνεται με την αύξηση του βαθμού πρότερης σκλήρυνσης των εξεταζόμενων χαλύβων.



**Σχήμα Δ.3.** Διακριτοί μηχανισμοί φθοράς λόγω ολίσθησης των εξεταζόμενων υλικών:

(α) ομοιόμορφη απομάκρυνση υλικού, (β) προοδευτική απομάκρυνση υλικού και τοπική οξείδωση, (γ) πλαστική ροή στην περιοχή της επιφάνειας επαφής και (δ) δριμεία πλαστική παραμόρφωση στην περιφέρεια της επιφάνειας επαφής.

Λόγω των προαναφερθέντων παρατηρήσεων, οι μετρήσεις της μεταβολής της μάζας και του μήκους των στυλίσκων, δε μπορεί να αξιοποιηθεί παρά μόνο στην περίπτωση που το σύστημα δεν έχει οδηγηθεί σε ανάσχεση κίνησης (galling) και η φθορά λαμβάνει χώρο μέσω της

ομοιόμορφης και προοδευτικής απομάκρυνσης υλικού. Όλες οι άλλες περιπτώσεις, κατά τις οποίες είτε το τριβασύστημα οδηγήθηκε σε δυσκολία σχετικής κίνησης, είτε το εξεταζόμενο υλικό υπέστη οξείδωση ή πλαστική ροή, είναι ανεπιθύμητες και οι επιβαλλόμενες τιμές λειτουργίας (πίεση και ταχύτητα περιστροφής) μη συνιστώμενες.

Από την συγκριτική αξιολόγηση των διαγραμμάτων εξέλιξης της θερμοκρασίας της επιφάνειας επαφής, μπορεί ασφαλώς να εξαχθεί το ποιοτικό συμπέρασμα ότι η αύξηση της επιβαλλόμενης πίεσης ή/ και της ταχύτητας περιστροφής οδηγεί σε υψηλότερη αύξηση της θερμοκρασίας, ενώ η επιφανειακή κατεργασία ενανθρακαζώτωσης οδηγεί σε ελαφρώς μειωμένη τιμή των αντίστοιχων θερμοκρασιών. Πρέπει, ωστόσο, να σημειωθεί ότι για την καταγραφή των ακριβών τιμών της θερμοκρασίας και την εξαγωγή αξιόπιστων ποσοτικών αποτελεσμάτων, οι δοκιμές θα πρέπει να επαναληφθούν με τη χρήση άλλων διατάξεων μέτρησης της θερμοκρασίας, π.χ. με εμφύτευση θερμοζευγών σε βάθος πλησίον της επιφάνειας επαφής της εξεταζόμενων στυλίσκων.

Από τη συγκριτική αξιολόγηση της συμπεριφοράς σε τριβή και σε φθορά των τριών κλάσεων χαλύβων για την κατασκευή εργαλείων, μπορούν να εξαχθούν, επιπλέον, τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Εάν το τριβασύστημα αναμένεται να λειτουργήσει υπό δυσμενείς συνθήκες (υψηλή πίεση και ταχύτητα κίνησης) είναι προτιμητέα η επιλογή χαλύβων διαφορετικής χημικής σύστασης, για τα διαφορετικά στοιχεία του. Εάν τα λοιπά χαρακτηριστικά λειτουργίας το επιτρέπουν, η επιλογή χάλυβα, ο οποίος προδιαγράφεται από τον κατασκευαστή, ως χάλυβας κατασκευής εργαλείων θερμηλασίας αναμένεται να βελτιστοποιήσει την επιλογή.
- Οι υψηλότερες τιμές ογκικής σκληρότητας ή/και επιφανειακής κατεργασίας ενανθρακαζώτωσης οδηγούν σε διεύρυνση των ορίων λειτουργίας, υπό τις επιθυμητές συνθήκες μόνιμης τριβής και φθοράς.

Τα πειραματικά αποτελέσματα που περιέχονται στην παρούσα πτυχιακή, αποτελούν τα δεδομένα περαιτέρω ανάλυσης για την εξαγωγή ενός γενικότερου αλγορίθμου πρόβλεψης της λειτουργίας τέτοιων τριβασυστημάτων. Το σκέλος αυτό συνέχισης της έρευνας αναπτύσσεται από την ΑΣΠΑΙΤΕ, όπως αναφέρθηκε στην εισαγωγή, ενώ σχετικά προκαταρκτικά αποτελέσματα περιέχονται στη συνημμένη δημοσίευση (Psyllaki et al., 2018).



## **ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ**

- ASM Handbook (1996). *Volume 5: Surface Engineering*. ASM International, Materials Park OH, USA.
- Corengia, P., Walther, F., Ybarra, G., Sommadossi, S., Corbari, R. & Broitman, E. (2006). Friction and rolling-sliding wear of DC-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel. *Wear*, 260, 479-485.
- Dong, C.W. (2010). Erosion and wear behavior of nitrocarburized DC53 tool steel. *Wear*, 268, 629-636.
- Gemelli, E., Gallerie, A. & Caillet, M. (1998). Improvement of resistance to oxidation by laser alloying on a tool steel. *Scripta Materialia*, 39, 1345-1352.
- Karamboiki, C.-M., Mourlas, A., Psyllaki, P. & Sideris, J., (2013). Influence of microstructure on the sliding wear behavior of nitrocarburized tool steels. *Wear*, 303, 560-568.
- Katsamas, A.I. & Haidemenopoulos G.N. (1999). Surface hardening of low-alloy 15CrNi6 steel by CO<sub>2</sub> laser beam. *Surface and Coatings Technology*, 115, 249-255.
- Liu, R.L. & Yan M.F. (2010). Improvement of wear and corrosion resistances of 17-4PH stainless steel by plasma nitrocarburizing. *Materials and Design*, 31, 2355-2359.
- Mirjani, M., Shafyei, A. & Ashrafizadeh, F. (2009). Plasma and gaseous nitrocarburizing of C60W steel for tribological applications. *Vacuum*, 83, 1043-1048.
- Mirjani, M., Mazrooei, J., Karimzadeh, N. & Ashrafizadeh, F. (2012). Investigation of the effects of time and temperature of oxidation on corrosion behavior of plasma nitrided AISI 4140 steel. *Surface and Coatings Technology*, 206, 4389-4393.
- Pantazopoulos, G., Papazoglou, T., Psyllaki, P., Sfantos, G., Antoniou, S., Papadimitriou, K. & Sideris, J., (2004). Sliding wear behaviour of a liquid nitrocarburised precipitation-hardening (PH) stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 187, 77-85.
- Pantazopoulos, G., Psyllaki, P., Kanakis, D., Antoniou, S., Papadimitriou, K., Sideris, J. (2006). Tribological properties of a liquid nitrocarburised special purpose cold work tool steel. *Surface and Coatings Technology*, 200, 5889-5895.
- Pantazopoulos, G.A. (2013). *Tufftriding and Tennifer Surface Treatment*. In: Wang Q.J., Chung YW. (eds) *Encyclopedia of Tribology*. Springer, Boston, MA.
- Pantazopoulos, G., Tsolakis, A., Psyllaki, P. & Vazdirvanidis, A. (2015). Wear and degradation modes in selected vehicle tribosystems. *Tribology in Industry*, 37, 72-80.

- Psyllaki, P., Kefalonikas, G., Pantazopoulos, G., Antoniou, S., Sideris, J. (2003). Microstructure and tribological behaviour of liquid nitrocarburised tool steels. *Surface and Coatings Technology*, 162, 67-78.
- Psyllaki, P., Papadimitriou, K., Pantazopoulos, G. (2006). Failure modes of liquid nitrocarburized and heat treated tool steel under monotonic loading conditions. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 6, 13-18.
- Psyllaki, P., Stamatiou, K., Iliadis, I., Mourlas, A., Ateris, P., Vaxevanidis, N. (2018). Surface treatment of tool steels against galling failure. MATEC Web of Conferences, 188, Article number: 04024
- Pantelis, D.I., Pantazopoulos, G. & Antoniou S.S. (1997). Wear behavior of anti-galling surface textured gray cast iron using pulsed-CO<sub>2</sub> laser treatment. *Wear*, 205, 178-185.

## **ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ**

Psyllaki, P., Stamatiou, K., Iliadis, I., Mourlas, A., Asteris, P., Vaxevanidis, N., “Surface treatment of tool steels against galling failure”, MATEC Web of Conferences, Volume 188, Article number 04024

Προφορική παρουσίαση στο:

5th International Conference of Engineering Against Failure, ICEAF-V 2018; Chios; Greece; 20 - 22 June 2018

# Surface treatment of tool steels against galling failure

*Pandora Psyllaki*<sup>1,\*</sup>, *Konstantinos Stamatou*<sup>1</sup>, *Jason Iliadis*<sup>1</sup>, *Athanasios Mourlas*<sup>1</sup>, *Panagiotis Asteris*<sup>2</sup>, and *Nikolaos Vaxevanidis*<sup>3</sup>

<sup>1</sup>University of West Attica, Mechanical Engineering Department, 12244 Egaleo, Greece

<sup>2</sup>School of Pedagogical & Technological Education, Department of Civil Engineering Educators, 14121 Heraklion Attica, Greece

<sup>3</sup>School of Pedagogical & Technological Education, Department of Mechanical Engineering Educators, 14121 Heraklion Attica, Greece

**Abstract.** In the present study two highly alloyed steel grades, intended for cold working applications, were subjected to plane-contact, non-lubricating sliding friction testing in order to estimate the working regions (applied pressure and sliding velocity) that are governed by mild, moderate and severe wear mechanisms, before and after nitrocarburizing. For this purpose, both tool steel grades were initially pre-subjected to the proper heat treatments, in order to achieve a final bulk hardness of 40, 50 and 60 HRC whereas, after heat treatment, half of the material specimens were further subjected to nitrocarburizing surface treatment. The comparative experimental study of heat-treated and heat-/ surface-treated grades within a wide range of applied pressure and sliding velocity values, in combination to the development of a relevant Artificial Neural Network, allowed to determine the areas of recommended operation of such tribosystems. In all cases, the positive influence of the post-hardening surface treatment was proved; further work is in progress to generalize these preliminary results and establish the relevant wear maps correlating the wear lifetime, the hardening levels and the surface treatment to the operational plane sliding conditions.

## 1 Introduction

Galling is one of the most crucial problems that appear when metallic tribosystems, - two metallic surfaces in relevant motion to each other, - operate under severe working conditions. An adverse combination of loads, sliding velocities and environmental factors can often induce severe failure of the surfaces in contact, via tearing, ploughing and significant plastic deformation, while massive material transfer between the two surfaces can be simultaneously observed [1, 2, 3, 4]. This disastrous adhesive wear mechanism could result in seizure - virtual welding of the two surfaces - eventually rendering the relevant motion of the two metallic bodies no longer possible. A typical example of such heavily loaded tribosystems in the field of metal working, are the extrusion and shearing

---

\* Corresponding author: [psyllaki@puas.gr](mailto:psyllaki@puas.gr)

dies, where, in order to overcome the problem of galling, highly alloyed steels are used. These “tool steels”, depending on their chemical composition, exhibit high toughness and hardenability, dimensional stability and abrasion resistance.

Various surface modification techniques are employed to protect such Fe-based parts from galling failure, among them thermochemical treatment [5] and pulsed-CO<sub>2</sub> laser surface texturing [2]. Previous studies from several groups, among them of one of the present authors [6], have identified nitrocarburizing surface treatment as an effective means for the diminution of the wear coefficient of tool steels by an order of magnitude. Capitalizing on these results, in the present study two representative cold work tool steels after heat treatment and heat/surface treatment were subjected to plane-contact, non-lubricating sliding friction testing. The experimental findings on the friction coefficient evolution and the post-testing evaluation of the wear mechanisms were used to develop a reliable Artificial Neural Network (ANN), dedicated to predict the tribological performance of these materials.

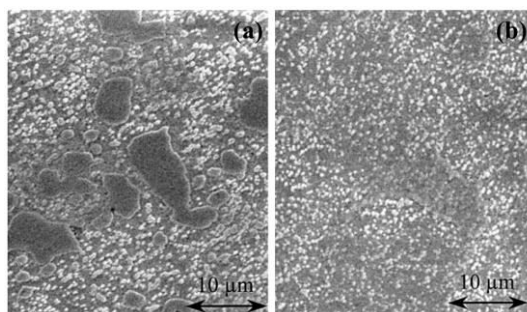
## 2 Experimental details

### 2.1 Materials and treatments

The chemical composition of the two steel grades examined and their characteristic microstructures in their soft-annealed state (22-24 HRC) are presented in Table 1 and Fig. 1, respectively. Both steels contain carbide-forming elements that render them suitable for cold work applications. Their thorough microstructure characterisation has been reported in previous publications [3,4].

**Table 1.** Nominal chemical composition (wt. %) of the materials examined.

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe	AISI
Steel A	1.55	0.30	0.4	11.3	0.8	0.8	Bal.	D2
Steel B	0.6	0.35	0.8	4.5	0.5	0.2	Bal.	-



**Fig. 1.** SEM micrographs of tool steel grades in soft-annealed state: (a) steel A and (b) steel B [3].

Since tool steels are not used in their soft-annealed state, but commonly after their heat treatment to the bulk working hardness required by their specific application, both grades were subjected to heat treatments in order to achieve three series of specimens per grade, having a bulk hardness of 40, 50 and 60 HRC. In all cases, the procedure followed was that recommended by the steels’ supplier and each thermal cycle included preheating, austenitization and three successive tempering stages; a similar processing is described

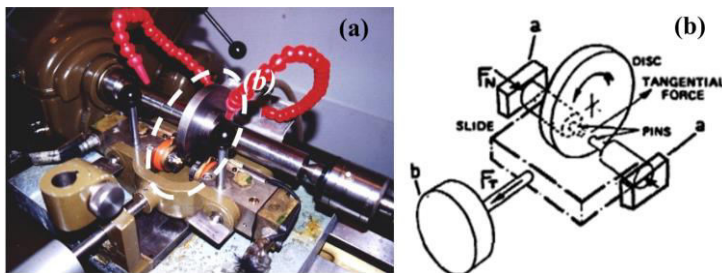
elsewhere [6]. After hardening, half of the specimens of each series were further subjected to liquid nitrocarburizing under conditions similar to those applied on industrial-scale, via the Tufftriding technique that employs specimens' immersion in molten cyanide salt baths at an operating temperature of 580 °C [5].

Under these conditions, usually, a wear-resistant compound layer with a thickness of ~10 µm is formed on the steel surface, overlaying a diffusion layer that improves the fatigue behaviour of the material. The thickness of the latter depends on the chemical composition and the hardening level of the steel [4].

## 2.2 Tribological testing and evaluation techniques

A Cameron–Plint pin-on-disk testing machine [2,3], equipped with a force transducer (Fig. 2) was utilized for the real-time recording of the sliding friction coefficient evolution. In particular, a Z-type load cell was used for measuring to total frictional force, in conjunction with an “analog- to-digital (A/D)” converter. The digital signal was recorded with the aid of an in-house developed routine implemented in the LabVIEW® software.

During all tests, two identical cylindrical pins (Ø 8, 55 mm length) of the tool steel to be examined were mounted and pressed against a rotating disk (counterbody), manufactured of AISI D6 steel and heat-treated to a bulk hardness of 62 HRC. All specimens' series were tested by applying a pressure of 3, 5 and 7 bar, -i.e. 0.3, 0.5 and 0.7 MPa, respectively,- and a rotational speed of 300 and 1050 rpm. All experiments were carried out at ambient atmosphere (25 °C, 50% RH) and lasted for 25000 revolutions, except of the cases where galling occurred, leading to test interruption.



**Fig. 2.** (a) Cameron-Plint pin-on-disk testing machine [<http://triblab.teipir.gr/en/pg000.html>] and (b) experimental setup [2].

In order to estimate the level of wear and the mechanisms involved, both the length reduction of the pin and the resulting weight losses were recorded for all the experimental conditions and materials examined, whilst the worn surfaces were post-observed at low magnification via an optical stereoscope.

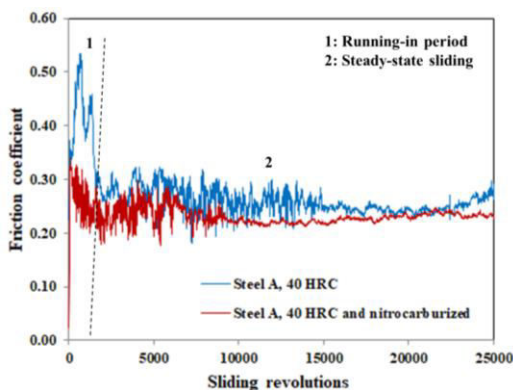
These experimental findings were used to propose the relevant wear maps, based on the Back-Propagation Neural Network (BPNN) technique, as analysed in paragraph 3.2.

## 3 Results and discussion

### 3.1 Tribological testing and evaluation techniques

Fig. 3 compares the friction coefficient evolution for steel A in two states, -i.e. after heat treatment to 40 HRC and after being further subjected to a subsequent surface treatment

(nitrocarburizing),- when applying a pressure of 0.7 MPa at a rotational speed of 300 rpm. After a first running-in period, the friction coefficient tends to a rather constant value, indicative of steady-state sliding without galling. The friction coefficient of the heat-treated-only material (blue line) varied from 0.24 up to 0.30, tending practically to a mean value of 0.27. These fluctuations can be attributed to the presence of large-sized chromium carbides (Fig. 1a) that interfere in the sliding mechanism. The friction coefficient of the nitrocarburized material (red line) exhibited a slightly lower mean value (0.22-0.24), with much lower fluctuations, substantiating the positive influence of the surface treatment. During previous similar experiments on the same steel in its soft-annealed state (24 HRC) [3], galling occurred when applying lower pressure (0.3 MPa) and higher rotational speed (640 rpm), indicating that even heat-only treatment can provide some anti-galling protection.

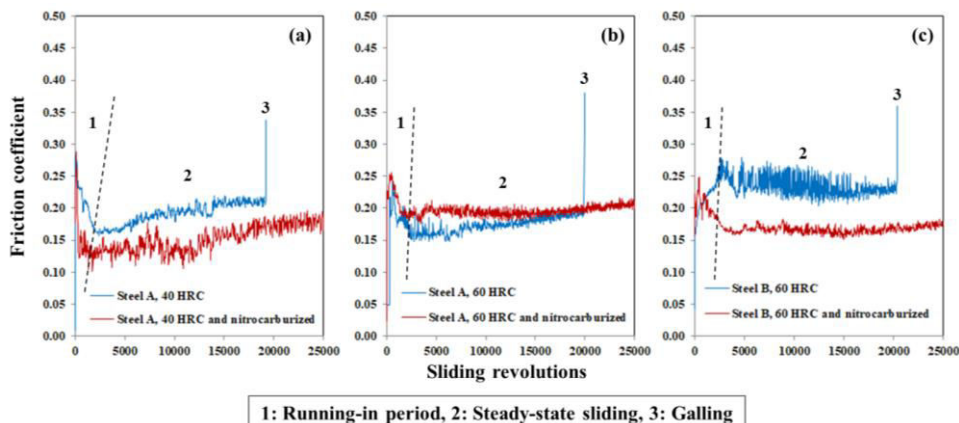


**Fig. 3.** Friction coefficient evolution of steel A, hardened to 40 HRC with and without subsequent surface treatment (applied pressure: 0.7 MPa, rotational speed: 300 rpm).

For all the experiments carried out with a rotational speed equal to 300 rpm and for both steels, the friction coefficient exhibited likewise a clear steady-state sliding stage until the end of the test, with the mean values of the nitrocarburized material slightly lower than those for the hardened-only state.

In the case of the much higher rotational speed of 1050 rpm, after the second stage of steady-state sliding, several of the tribo-pairs arrived to galling [7], depending on their pre-treatment and applied pressure. For reasons of brevity, only three characteristic relevant diagrams are presented in Fig. 4; the main remarks extracted from the comparative evaluation of all the experiments can be summarized as follows:

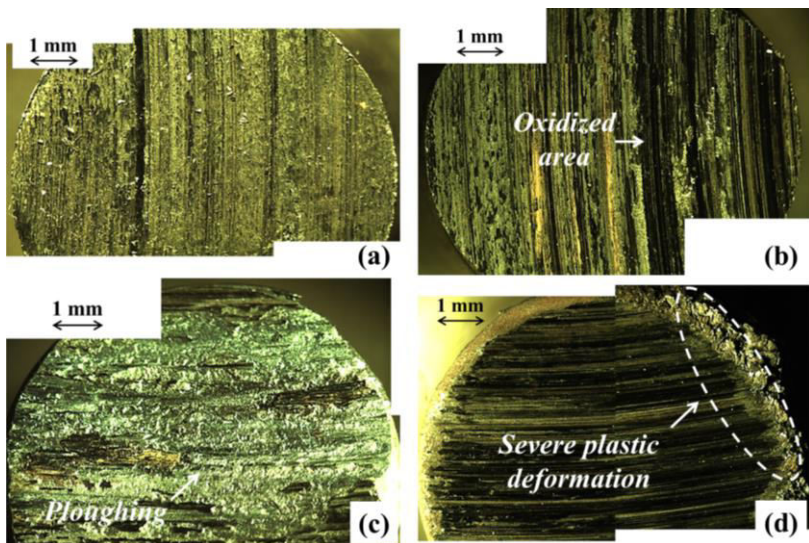
- Galling is more common for steel A when sliding against a rotating disk manufactured of the same steel grade. Even in this case, bulk hardening of the steel to 40 HRC prevented galling when applying low pressure (0.3 MPa). Subsequent nitrocarburizing of the 40 HRC-hardened steel prevented galling when applying medium pressure (0.5 MPa, Fig. 4a), whilst neither hardening to 40 HRC nor subsequent surface treatment prevented galling at higher pressure (0.7 MPa). In the case of steel A heat-treated to the higher hardness (60 HRC), galling occurred only for the non-surface-treated material (Fig. 4b).
- In the case of steel B that has different chemical composition from that of the rotating counterbody, galling was observed only in the case of the highest pressure applied (0.7 MPa) on the non-surface-treated material.



**Fig. 4.** Friction coefficient evolution at 1050 rpm, leading to galling: (a) steel A hardened to 40 HRC, sliding against steel A, under 0.5 MPa, (b) steel A hardened to 60 HRC, sliding against steel A, under 0.7 MPa and (c) steel B hardened to 60 HRC, sliding against steel A, under 0.7 MPa.

Stereoscopic observations of the worn surfaces allowed distinguishing four different types of material degradation during plane-contact sliding, even in the cases where galling was not taking place (Fig. 5):

- Uniform and progressive material removal (Fig. 5a), under low applied pressure and low rotational speed.
- Progressive material removal accompanied by local oxidation (Fig. 5b), under low applied pressure and high rotational speed.
- Plastic flow of the material at the vicinity of the contact (Fig. 5c), more intense in the cases of lower hardening levels and medium applied pressure.
- Severe plastic deformation (Fig. 5d), increasing with: increasing applied pressure and rotational speed, and decreasing hardening level of the examined steels.



**Fig. 5.** Different types of material degradation during sliding: (a) uniform material removal, (b) progressive material removal and local oxidation, (c) plastic flow at the vicinity of contact and (d) severe plastic deformation.



### 3.2 Wear maps using Artificial Neural Networks

This section summarizes the basic concepts of artificial neural networks (ANNs) as well as the architecture of the optimum ANN model developed for the wear characterization of the two steel grades under investigation. ANNs are information processing models configured for a specific application through a training process. A trained ANN has learned to rapidly map a given input into the desired output quantities (similar to curve fitting procedures) and thereby can be used as a meta-model enhancing the computational efficiency of a numerical analysis process. This major advantage of a trained ANN over conventional numerical analysis procedures like regression analysis, under the condition that the training and validation data cover the entire range of input parameters values, is that the results can be produced with much less computational effort [8-15].

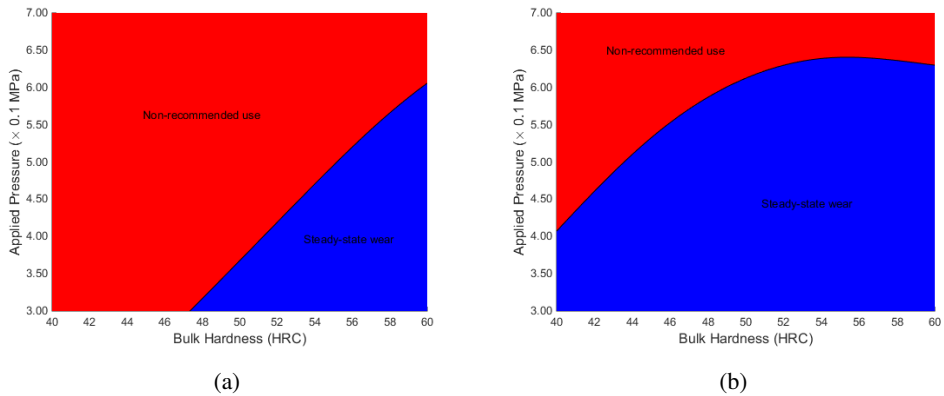
In the present study, using the experimental results (72 datasets) concerning the tribological tests of the two highly alloyed steel grades presented in the previous sections, the Back-Propagation Neural Network (BPNN) technique was used for the development of a reliable and robust ANN that can predict the wear for these materials. This work focuses on the development of an optimum ANN model able to produce a set of wear maps emphasizing the determination of areas under steady-state wear that are recommended for use. To this end, each input training vector is of dimension 1x7 comprising the two parameters for the encoding of the material, the two parameters encoding the nitrocarburizing of the materials, the rotational speed, the applied pressure and the bulk hardness. The corresponding output training vectors are of dimension 1x1 and are based on the type of wear (steady-state wear or not recommended use).

In the light of the above, 36900 BPNN models (900 with one hidden layer and 3600 with two hidden layers) have been studied. Each one of these models was trained by means of 36 datasets (out of the total of 72, that is a percentage of 50%) and the reliability of the results was validated by means of 18 datasets (25%) and was tested against the remaining 18 data sets (25% of total), by calculating the Pearson's correlation coefficient R as well as the Root Mean Square Error (RMSE). The parameters used for the training of NN models are summarized in Table 2.

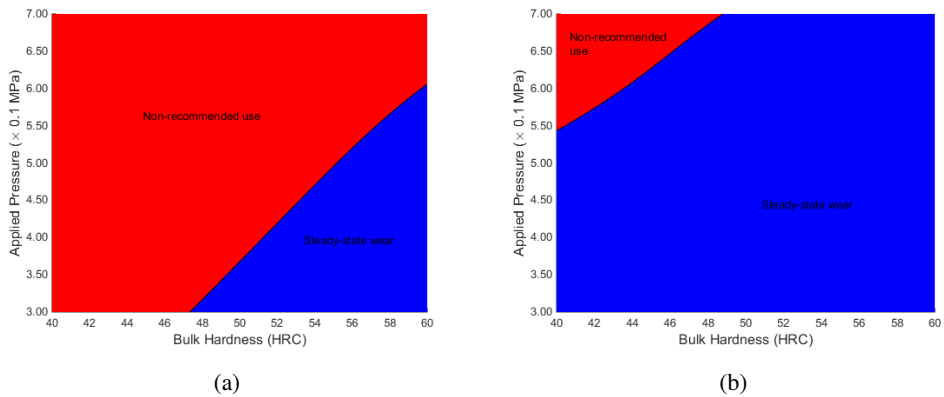
**Table 2.** Training Parameters of BPNN models.

Parameter	Value
Training Algorithm	Levenberg-Marquardt Algorithm
Number of Neurons per Hidden Layer	1 to 30 by step 1
Cost Function	Mean Square Error (MSE); Sum Square Error (SSE)
Transfer Functions	Hyperbolic Tangent Sigmoid transfer function (tansig); Log-sigmoid transfer function (logsig); Linear transfer function (purelin)

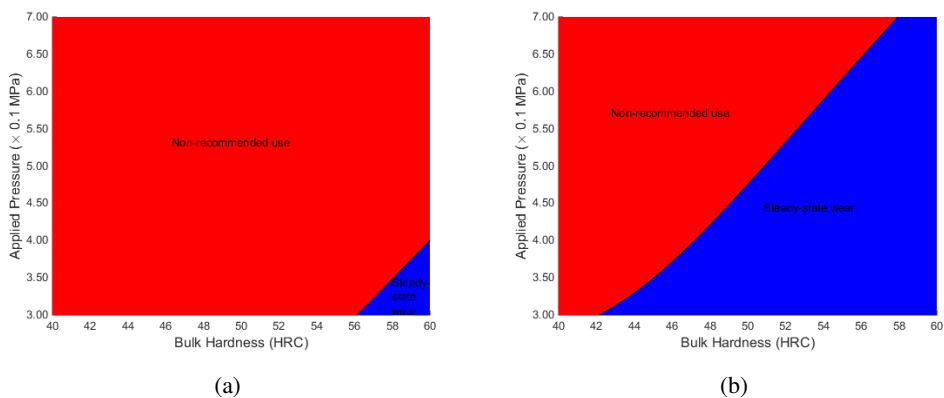
Based on these results, the optimum BPNN model is that of 7-8-17-1 structure. This network corresponds to the case of architecture with two hidden layers of 8 and 17 neurons respectively. Furthermore, the achieved optimum BPNN corresponds to the case of using as transfer functions the MATLAB function tansig for the first hidden layer, the logsig for the second hidden layer and the purelin for the output layer. Using this optimum ANN model, preliminary wear maps for the two steel materials have been produced. Some representative ones are shown in Figs 6-8.



**Fig. 6.** Wear maps for steels before nitrocarburizing and under rotational speed 300 rpm: (a) steel A and (b) steel B. Blue area: desirable steady-state wear. Red area: non-recommended combination of bulk hardness (material's property) and applied pressure (operating condition).



**Fig. 7.** Wear maps for steel A under rotational speed 300 rpm: (a) before nitrocarburizing and (b) after nitrocarburizing. Blue area: desirable steady-state wear. Red area: non-recommended combination of bulk hardness (material's property) and applied pressure (operating condition).



**Fig. 8.** Wear maps for steel A under rotational speed 1050 rpm: (a) before nitrocarburizing and (b) after nitrocarburizing. Blue area: desirable steady-state wear. Red area: non-recommended combination of bulk hardness (material's property) and applied pressure (operating condition).

## 4 Conclusions

Two different highly alloyed steel grades with different hardening levels were surface-treated via the Tufftriding technique and, consequently, subjected to plane-contact sliding under non-lubrication conditions. The evolution of friction coefficient during testing, together with post-testing optical observations were evaluated, in order to estimate the operational values' range of applied pressure and rotational speed that ensure steady-state wear of the tribosystems examined, without galling or plastic deformation. The experimental findings were used to develop an ANN and to propose the relevant wear maps. The main results can be summarized as follows:

- The choice of different conjugate steel grades is recommended for more severe operational parameters.
- Higher bulk hardness values extend the steady-state wear region, whilst further surface treatment of the hardened steels limits even more the region of non-recommended use.
- Increasing the sliding speed causes displacement of the region of recommended use to higher bulk hardness values.

This approach is currently explored further, employing additional steel grades and operational conditions, in order to propose a generic approach for the construction of more elaborate wear maps that will take into account the specific steels microstructure.

## References

1. J.A. Collins, *Failure of materials in mechanical design: analysis, prediction, prevention*. John Wiley & Sons (2nd Edition), New York (1993)
2. D.I. Pantelis, G. Pantazopoulos, S.S. Antoniou, *Wear* **205**, 178 (1997)
3. P. Psyllaki, G. Kefalonikas, G. Pantazopoulos, S. Antoniou, J. Sideris, *Surf. Coat. Techn.* **162** 67 (2003)
4. G. Pantazopoulos, P. Psyllaki, *Tribology in Industry* **37** 299 (2015)
5. G. Pantazopoulos, Tufftriding and Tennifer Surface Treatment in: Q.J. Wang, Y.W. Chung (eds) *Encyclopedia of Tribology*. Springer, Boston, 2013
6. C.-M. Karamboiki, A. Mourlas, P. Psyllaki, J. Sideris, *Wear* **303** 560 (2013)
7. J.A. Williams, *Engineering Tribology*. Oxford University Press Inc, New York (1994)
8. P.G. Asteris, S. Nozhati, M. Nikoo, L. Cavaleri, M. Nikoo, *Mech. Adv. Mater. Struc.* (to be published, DOI: 10.1080/15376494.2018.1430874)
9. P.G. Asteris, K.G. Kolovos, M.G. Douvika, K. Roinos, *Eur. J. Environ. Civ. En.* **20** s102 (2016)
10. P.G. Asteris, K.G. Kolovos, *Neural. Comput. Appl.* (accepted, DOI: 10.1007/s00521-017-3007-7)
11. P.G. Asteris, P.C. Roussis, M.G. Douvika, *Sensors-Basel* **17** Art. No 1344 (2017).
12. L. Cavaleri, G.E. Chatzarakis, F. Di Trapani, M.G. Douvika, K. Roinos, N.M. Vaxevanidis, P.G. Asteris, *Adv. Materials Res.* **6** 169 (2017)
13. P.G. Asteris, A.K. Tsaris, L. Cavaleri, C. Repapis, A. Papalou, F. Di Trapani, D.F. Karypidis, *Comp. Intel. Neurosc.* **2016** Art. No 5104907 (2016)
14. P.G. Asteris, V. Plevris, *Neural Comput. Appl.* **28** 2207 (2017)
15. V. Plevris, P.G. Asteris, *Constr. Build Mater.* **55** 447 (2014)