

INFLUENȚA IMPERFEȚIUNILOR ÎMBINĂRILOR SUDATE ALE STRUCTURILOR DIN POLIETILENĂ DE ÎNALTĂ DENSITATE ASUPRA COMPORTĂRII MECANICE

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la
Universitatea "Politehnica" din Timișoara
în domeniul ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR
de către

Ing. Alin Constantin Murariu

Conducător științific:
Referenți științifici:

Prof.on.dr.ing. Safta Voicu
Prof.dr.ing. Dehelean Dorin
Dr.fiz. Vekas Ladislau
Prof.dr.ing. Șerban Viorel Aurel

Ziua susținerii tezei:

15.12.2008

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|------------------------|---|
| 1. Automatică | 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații |
| 2. Chimie | 8. Inginerie Industrială |
| 3. Energetică | 9. Inginerie Mecanică |
| 4. Ingineria Chimică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 5. Inginerie Civilă | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 6. Inginerie Electrică | |

Universitatea „Politehnica” din Timișoara a inițiat seriile de mai sus în scopul diseminării expertizei, cunoștințelor și rezultatelor cercetărilor întreprinse în cadrul școlii doctorale a universității. Seriile conțin, potrivit H.B.Ex.S Nr. 14 / 14.07.2006, tezele de doctorat susținute în universitate începând cu 1 octombrie 2006.

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2008

Această publicație este supusă prevederilor legii dreptului de autor. Multiplicarea acestei publicații, în mod integral sau în parte, traducerea, tipărirea, reutilizarea ilustrațiilor, expunerea, radiodifuzarea, reproducerea pe microfilme sau în orice altă formă este permisă numai cu respectarea prevederilor Legii române a dreptului de autor în vigoare și permisiunea pentru utilizare obținută în scris din partea Universității „Politehnica” din Timișoara. Toate încălcările acestor drepturi vor fi penalizate potrivit Legii române a drepturilor de autor.

România, 300159 Timișoara, Bd. Republicii 9,
tel. 0256 403823, fax. 0256 403221
e-mail: editura@edipol.upt.ro

Cuvânt înainte

Teza de doctorat a fost elaborată pe parcursul activității mele în cadrul Institutului Național de Cercetare – Dezvoltare în Sudură și Încercări de Materiale – ISIM Timișoara.

Mulțumesc în mod deosebit Conducătorului Științific Prof. on. Dr. Ing. Voicu SAFTA, Membru al Academiei de Științe tehnice din România, Membru al Academiei Europene de Științe și Arte, care m-a format ca inginer mecanic în calitatea sa de Profesor și Șef al Catedrei de Sudură, specialitate a Facultății de Mecanică pe care am absolvit-o, m-a îndrumat la elaborarea lucrării de licență și mi-a acordat încrederea atunci când a acceptat să fie Conducător Științific la elaborarea prezentei teze de doctorat. Domnul Profesor, prin dăruirea și experiența vastă pe care o deține, m-a ajutat să-mi organizez lucrarea de doctorat și să-mi orientez cercetările desfășurate pentru îndeplinirea obiectivelor propuse.

Mulțumesc pe această cale familiei care m-a susținut și m-a încurajat să-mi finalizez prezenta lucrare de doctorat, tuturor colegilor care într-un fel sau în altul m-au sprijinit la derularea programului experimental și în primul rând Directorului Institutului Național de Cercetare – Dezvoltarea în Sudură și Încercări de Materiale – ISIM Timișoara, Prof. Dr. Ing. Dorin DEHELEAN, care mi-a facilitat accesul la infrastructura de laborator necesară derulării programelor experimentale, aparatură de vârf în domeniu fără de care această lucrare nu putea fi realizată, Directorului Științific Dr. Nicolae FARBAȘ, care mi-a sugerat anumite idei privind derularea cercetărilor experimentale, majoritatea derulându-se în cadrul proiectelor de cercetare ale ISIM Timișoara, proiecte la care am participat sau pe care le-am coordonat în calitate de responsabil de temă.

Timișoara, noi. 2008

Alin Constantin Murariu

Murariu, Alin Constantin

Influența imperfecțiunilor îmbinărilor sudate ale structurilor din polietilenă de înaltă densitate asupra comportării mecanice

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr.12 , Editura Politehnica, 2008, 256 pagini, 210 figuri, 48 tabele.

ISSN: 1842-7588

ISBN: 978-973-625-785-8

Cuvinte cheie: Polietilenă, Atenuarea undelor ultrasonice, Ţevi gaz, Imperfecțiuni, Simulare, Sudare, Termografie, TT-IRT, LSI, Încercări de lungă durată, Presiune hidrostatică, Dinamica ruperii
Rezumat,

În cadrul tezei de doctorat se analizează comportarea la solicitări mecanice a țevelor din polietilenă, în prezența imperfecțiunilor. Cercetările experimentale efectuate au urmărit evaluarea caracteristicilor acustice ale polietilenei, cunoașterea și dezvoltarea metodelor de simulare a imperfecțiunilor de sudare, evaluarea comportării polietilenei la solicitări de scurtă durată și lungă durată în prezența imperfecțiunilor, precum și cunoașterea mecanismelor de cedare în prezența imperfecțiunilor simulate. Prin aplicarea tehnicilor de simulare și de încercare propuse de autor, s-au efectuat determinări cantitative ale corelațiilor proprietăți – morfologie, în scopul evaluării comportării mecanice.

CUPRINS

| | |
|---|----|
| Cuprins | 5 |
| Obiectivele și structura tezei de doctorat | 9 |
| A. Contextul științific și obiectivele tezei de doctorat | 9 |
| B. Structura tezei..... | 11 |
| 1 Structura și proprietățile polietilenei | 13 |
| 1.1 Caracteristici chimice ale polietilenei | 13 |
| 1.1.1 Structura chimică a polietilenei | 13 |
| 1.1.2 Prepararea monomerului. Tehnici de polimerizare | 14 |
| 1.1.3 Clase de polietilenă | 18 |
| 1.2 Caracteristici fizico-mecanice ale polietilenei | 20 |
| 1.2.1 Cristalizarea polietilenei..... | 20 |
| 1.2.2 Morfologia polietilenei | 28 |
| 1.2.3 Proprietățile polietilenei de înaltă densitate | 30 |
| 1.2.4 Influența structurii asupra proprietăților. Comportarea vâscoelastică | 31 |
| 1.3 Aspecte privind ruperea polietilenei | 33 |
| 1.3.1 Moduri de cedare | 33 |
| 1.3.2 Dinamica ruperii | 43 |
| 2 Sudarea polietilenei | 50 |
| 2.1 Îmbinarea materialelor termoplastice | 50 |
| 2.1.1 Sudarea cu element încălzitor | 51 |
| 2.1.2 Sudarea cu infraroșii | 51 |
| 2.1.3 Sudarea cu gaz fierbinte..... | 52 |
| 2.1.4 Sudarea cu implant rezistiv | 53 |
| 2.1.5 Sudarea cu înaltă frecvență | 54 |
| 2.1.6 Sudarea prin inducție | 54 |
| 2.1.7 Sudarea prin fricțiune sau prin vibrații | 56 |
| 2.1.8 Sudarea cu LASER | 60 |
| 2.1.9 Procedee uzuale utilizate la sudare polietilenei. Avantaje | 62 |
| 2.2 Sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor plan a țevilor din polietilenă de înaltă densitate (PEHD) destinate transportului fluidelor sub presiune | 63 |
| 2.2.1 Țevi din materiale termoplastice. Clasificare, aplicații și particularități ale procedurii de sudare prin topire cap la cap cu element încălzitor | 63 |
| 2.2.2 Pregătirea instalației de sudare | 64 |
| 2.2.3 Pregătirea țevilor în vederea sudării | 64 |
| 2.2.4 Aspecte tehnologice la sudarea țevilor din PEHD | 65 |
| 2.2.5 Factori de influență asupra calității îmbinărilor sudate la țevi din polietilenă de înaltă densitate | 66 |
| 2.3 Imperfecțiuni și defecte la sudarea polietilenei | 68 |
| 2.3.1 Imperfecțiuni și defecte. Definiții | 68 |
| 2.3.2 Mecanismul molecular de formare a îmbinărilor sudate | 69 |
| 2.3.3 Defectele îmbinărilor sudate cap la cap la țevi din polietilenă de înaltă densitate sudate cu element încălzitor | 74 |
| 2.3.4 Controlul calității îmbinărilor sudate | 77 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 3 | Evaluarea caracteristicilor acustice ale polietilenei | 79 |
| 3.1 | Considerații generale privind programul experimental | 79 |
| 3.2 | Măsurarea vitezei undelor ultrasonice în polietilenă | 80 |
| 3.2.1 | Măsurarea vitezei undelor longitudinale | 80 |
| 3.2.2 | Măsurarea vitezei undelor transversale | 80 |
| 3.3 | Transformarea undelor ultrasonice în polietilenă | 82 |
| 3.3.1 | Determinarea unghiului de pătrundere a undei transversale în polietilenă..... | 82 |
| 3.3.2 | Determinarea unghiului de pătrundere a undei longitudinale în polietilenă | 83 |
| 3.3.3 | Determinarea experimentală a unghiurilor de pătrundere în polietilenă | 84 |
| 3.4 | Atenuarea ultrasunetelor în polietilenă | 84 |
| 3.4.1 | Influența structurii materialului | 84 |
| 3.4.2 | Coeficientul de atenuare | 85 |
| 3.4.3 | Măsurarea atenuării în polietilenă - tehnica cu incidență normală | 85 |
| 3.4.4 | Măsurarea atenuării în polietilenă - tehnica cu incidență înclinată | 86 |
| 3.4.5 | Măsurarea atenuării pentru unda longitudinală transformată (45°)..... | 86 |
| 3.4.6 | Măsurarea atenuării pentru unda transversală transformată (15°)..... | 88 |
| 3.5 | Stabilirea tehnicilor și parametrilor de examinare ultrasonică a îmbinărilor sudate cap la cap cu element încălzitor, la țevi din PE 80 | 89 |
| 3.5.1 | Factori de influență | 89 |
| 3.5.2 | Geometria examinării | 91 |
| 3.6 | Concluzii privind caracteristicile acustice ale polietilenei | 92 |
| 4 | Simularea imperfecțiunilor la sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor plan a țevilor din polietilenă | 93 |
| 4.1 | Material experimental..... | 93 |
| 4.2 | Realizarea probelor sudate cu defecte | 94 |
| 4.2.1 | Tehnica simulării imperfecțiunilor naturale pe cale tehnologică | 94 |
| 4.2.2 | Tehnica implanturilor pentru simularea imperfecțiunilor naturale | 97 |
| 4.2.3 | Tehnica prelucrării imperfecțiunilor artificiale | 98 |
| 4.3 | Simularea imperfecțiunilor prin metoda LSI | 101 |
| 4.3.1 | Considerații privind oportunitatea dezvoltării unei noi metode de simulare a imperfecțiunilor..... | 101 |
| 4.3.2 | Procedura de lucru | 102 |
| 4.4 | Rezultate experimentale | 104 |
| 4.4.1 | Probe cu imperfecțiuni naturale obținute pe cale tehnologică | 104 |
| 4.4.2 | Probe cu imperfecțiuni naturale obținute prin tehnica implanturilor | 107 |
| 4.4.3 | Probe cu imperfecțiuni artificiale obținute prin prelucrări mecanice | 109 |
| 4.4.4 | Probe cu imperfecțiuni artificiale simulate prin metoda LSI | 110 |
| 4.5 | Concluzii privind simularea imperfecțiunilor la sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor plan a țevilor din polietilenă | 114 |
| 5 | Comportarea polietilenei la solicitări mecanice statice în prezența defectelor simulate | 116 |
| 5.1 | Concepte și teorii privind ruperea materialelor termoplastice în prezența imperfecțiunilor | 116 |
| 5.1.1 | Conceptul concentrării tensiunii..... | 116 |
| 5.1.2 | Teoria energetică privind ruperea..... | 117 |
| 5.1.3 | Teoria ruperii utilizând factorul de intensitate al tensiunii | 122 |

| | | |
|-------|--|-----|
| 5.2 | Program experimental pentru evaluarea comportării polietilenei PE 80 la sollicitări statice, în prezența imperfecțiunilor | 126 |
| 5.2.1 | Material experimental | 126 |
| 5.2.2 | Metode de încercare | 126 |
| 5.2.3 | Echipament experimental | 127 |
| 5.2.4 | Încercări ale materialului de bază (polietilenă PE 80) | 128 |
| 5.2.5 | Încercări pe epruvete cu imperfecțiuni simulate | 128 |
| 5.3 | Evaluarea rezultatelor încercărilor mecanice..... | 130 |
| 5.3.1 | Comportarea la sollicitări mecanice a materialului de bază (polietilenă PE 80, fără imperfecțiuni)..... | 130 |
| 5.3.2 | Comportarea la sollicitări mecanice a polietilenei PE 80, în prezența imperfecțiunilor simulate | 130 |
| 5.3.3 | Analiza rezultatelor experimentale..... | 183 |
| 5.4 | Concluzii privind comportarea polietilenei la sollicitări mecanice statice de scurtă durată, în prezența imperfecțiunilor simulate..... | 194 |
| 6 | Comportarea țevilor din polietilenă la presiune hidrostatică interioară, în prezența imperfecțiunilor simulate..... | 196 |
| 6.1 | Condiții de efectuare a programului experimental..... | 196 |
| 6.1.1 | Metodele de examinare / încercare..... | 196 |
| 6.1.2 | Luarea probelor. Volumul încercărilor..... | 196 |
| 6.1.3 | Aparatură | 197 |
| 6.2 | Evaluarea rezultatelor încercărilor mecanice la presiune interioară la temperatură constantă | 198 |
| 6.2.1 | Comportarea la presiune hidrostatică interioară a țevilor din PE 80 | 198 |
| 6.2.2 | Comportarea la presiune hidrostatică interioară a țevilor cu defecte simulate prin metoda LSI | 203 |
| 6.3 | Concluzii privind comportarea țevilor din polietilenă la sollicitări hidrostatice interioare de lungă durată, în prezența imperfecțiunilor simulate..... | 207 |
| 7 | Analiza dinamicii ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate, prin termografie în infraroșu..... | 209 |
| 7.1 | Ruperea epruvetelor cu gaură centrală | 209 |
| 7.2 | Ruperea epruvetelor cu creștături în V bilaterale | 217 |
| 7.3 | Ruperea epruvetelor cu creștături tip riz, bilaterale..... | 228 |
| 7.4 | Concluzii privind dinamica ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate | 236 |
| 8 | Contribuții personale | 237 |
| | Bibliografie | 240 |
| | Anexa A: Clase de admisibilitate a defectelor pentru îmbinările sudate prin topire cap la cap cu element încălzitor..... | 251 |

A. Contextul științific și obiectivele tezei de doctorat

Producerea de materiale noi și/sau îmbunătățirea proprietăților sortimentelor existente reprezintă una din direcțiile prioritare de cercetare în domeniul materialelor termoplastice și compozite.

Înainte de lansarea pe piață a unui produs sau material nou, acesta trebuie să fie testat în vederea evaluării performanțelor de utilizare în condiții de exploatare date. Încercările efectuate prin metode clasice distructive oferă informații privind structura și caracteristicile de rezistență ale materialului în starea inițială, sau estimări ale acestora pentru diferite durate de funcționare în condiții de siguranță.

În ultimul timp s-au dezvoltat tehnici noi de examinare, pentru studierea noilor sortimente de materiale, în vederea caracterizării complete a acestora. Astfel, pentru evaluarea deformării și comportării la rupere a polimerilor se pot utiliza tehnici hibride de încercare ce combină încercările mecanice clasice cu metode de examinare nedistructive (emisii acustice, termografia, extensometria cu laser). Prin aplicarea simultană a acestor tehnici, se pot efectua determinări cantitative ale corelațiilor proprietăți – morfologie.

Se precizează că aceste caracteristici sunt determinate pentru materiale de bază, la certificarea acestora, respectiv pentru produse exploatare în condiții ideale. În practică însă sunt întâlnite situații în care apar abateri de la aceste condiții de referință. Procesele de îmbinare termică afectează zonal caracteristicile materialului, putând conduce, în anumite situații, la alterarea caracteristicilor de durată ale componentei. De asemenea, factorii externi ca temperatura sau mediul de lucru, pot influența structura materialului în zona îmbinării.

Pornind de la sintagma „nimeni și nimic nu este perfect”, simularea imperfecțiunilor în scopul studierii evoluției acestora în condiții de solicitare date, este o metodă a mecanicii ruperii prin care se poate evalua comportarea în exploatare a unor componente ce conțin imperfecțiuni.

În acest context, **obiectivul principal** al tezei în constituie evaluarea comportării mecanice a structurilor din polietilenă în prezența imperfecțiunilor.

Pentru atingerea obiectivului general, s-au stabilit obiective intermediare după cum urmează:

- Prezentarea caracteristicilor chimice, fizico-mecanice și a mecanismelor de rupere ale polietilenei;
- Evidențierea metodelor de îmbinare a materialelor termoplastice, aprofundarea aspectelor tehnologice și a mecanismului de formare a îmbinărilor sudate cap la cap cu element încălzitor;
- Evaluarea caracteristicilor acustice ale polietilenei;
- Cunoașterea și dezvoltarea metodelor de simulare a imperfecțiunilor de sudare;
- Evaluarea comportării polietilenei la solicitări de scurtă durată în prezența imperfecțiunilor;
- Evaluarea comportării polietilenei la solicitări de lungă durată în prezența imperfecțiunilor;
- Cunoașterea mecanismelor de cedare în prezența imperfecțiunilor simulate;

În prezenta teză de doctorat se analizează comportarea la solicitări mecanice de scurtă și lungă durată a țevilor din polietilenă, în prezența imperfecțiunilor.

În vederea atingerii obiectivelor propuse în teză privind evaluarea influenței imperfecțiunilor, s-a conceput un program experimental complex, a cărui schemă logică se prezintă în figura 1.

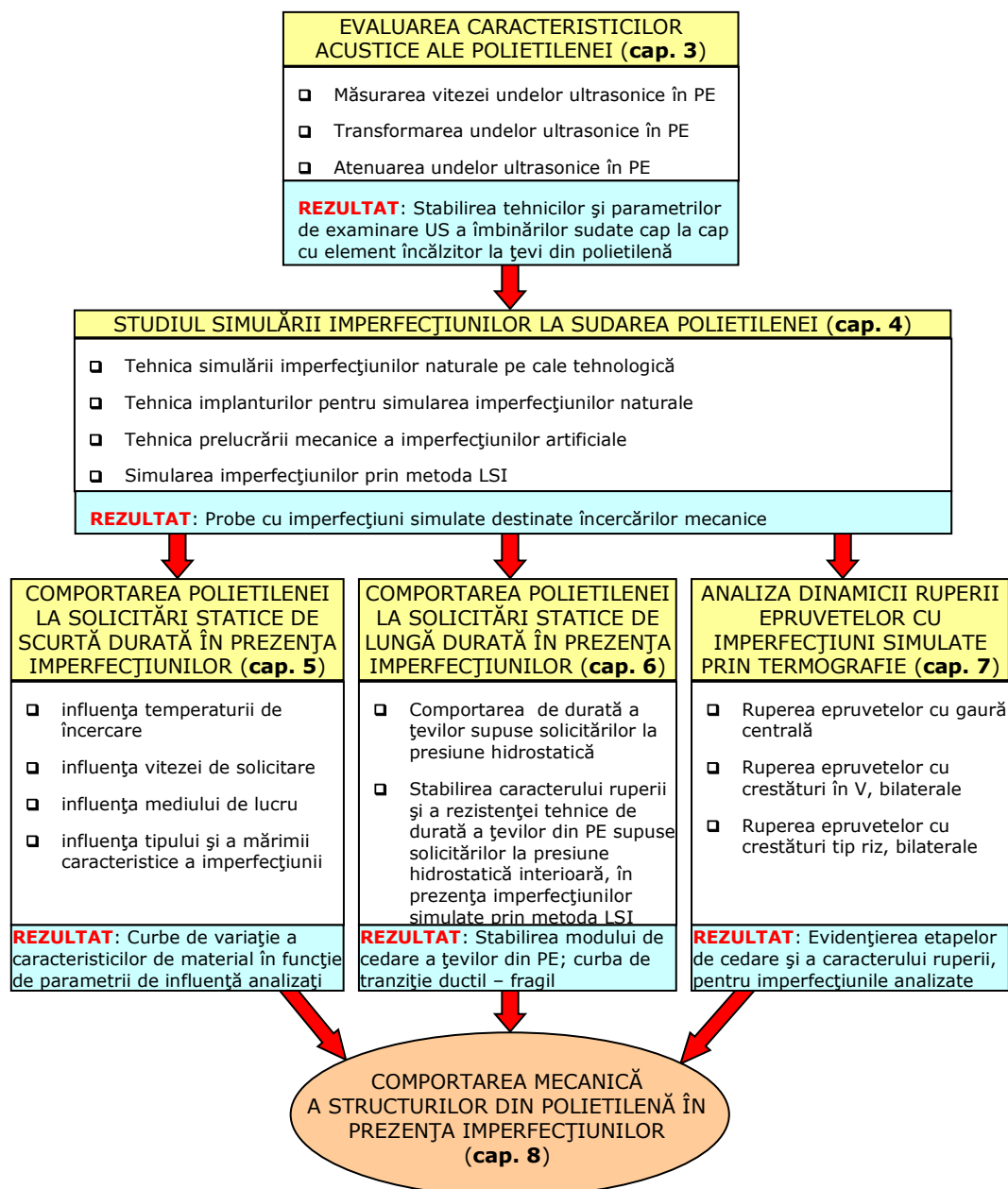


Figura 1 - Schema logică a programului experimental

B. Structura tezei

Teza este structurată în 8 capitole în care se prezintă aspectele teoretice ale tematicii abordate, modul de derulare a cercetărilor experimentale și sunt relevate elementele de noutate și contribuțiile personale ale autorului.

În capitolul 1 al tezei se tratează aspectele teoretice privind structura și proprietățile polietilenei din prisma caracteristicilor chimice, proprietăților fizico-mecanice și a mecanismelor de cedare ale produselor din polietilenă.

În capitolul 2 se face o prezentare generală a procedeelelor de îmbinare prin sudare a materialelor termoplastice și se detaliază procedeul de sudare prin topire cap la cap cu element încălzitor, utilizat la sudarea țevelor din polietilenă destinate transportului și distribuției fluidelor sub presiune (apă, gaze). Se prezintă aspectele tehnologice specifice procedeului de sudare menționat și factorii care influențează calitatea îmbinărilor. Sunt tratate teoriile referitoare la mecanismul molecular de formare a îmbinărilor sudate, stadiile de formare a îmbinării, defectele specifice și cauzele de apariție a acestora la implementarea procedeului de sudare prin topire cap la cap cu element încălzitor.

Capitolul 3 este dedicat evaluării experimentale a caracteristicilor acustice ale polietilenei. Se prezintă programul experimental și rezultatele obținute la măsurarea vitezei undelor ultrasonice în polietilenă, considerații teoretice privind atenuarea undelor și transformarea undelor ultrasonice și aplicarea lor la determinarea atenuării și a unghiurilor de pătrundere în polietilenă a undelor longitudinale și transversale. Pe baza rezultatelor obținute s-au stabilit tehnicile și parametrii pentru examinarea cu ultrasunete a țevelor din polietilenă sudate prin topire cap la cap cu element încălzitor.

În capitolul 4 se prezintă tehnicile de realizare a probelor sudate cu defecte: tehnica simulării imperfecțiunilor naturale pe cale tehnologică, tehnica implanturilor și tehnica prelucrării imperfecțiunilor artificiale (simulate). Se prezintă programul experimental de simulare a imperfecțiunilor la sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor, prin tehnicile enunțate anterior, precum și rezultatele obținute.

În capitolul 5 sunt prezentate conceptele și teoriile privind ruperea materialelor termoplastice în prezența imperfecțiunilor, precum și programul experimental derulat în vederea evaluării comportării la solicitări mecanice statice a polietilenei în prezența imperfecțiunilor simulate.

În capitolul 6 se prezintă sub o formă sintetică rezultatele programului experimental derulat într-o perioadă de 3 ani, încercări ce au vizat evaluarea comportării la presiune hidrostatică interioară la temperatură constantă, a țevelor din polietilenă, în prezența imperfecțiunilor simulate. Sunt evidențiate modurile de cedare ductil și fragil și aspectele macro și microfractografice ale ruperii, precum și influența mediului de lucru asupra comportării ductil-fragile a polietilenei în prezența imperfecțiunilor simulate.

În capitolul 7 se analizează dinamica ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate la încercări mecanice statice la tracțiune monitorizate prin termografie în infraroșu (TT-IRT). Aplicând această tehnică hibridă de încercare, în acest capitol sunt analizate etapele ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate, în corelație cu caracterul ruperii evidențiat în secțiunea de rupere.

Capitolul 8 este o sinteză a contribuțiilor personale ale autorului.

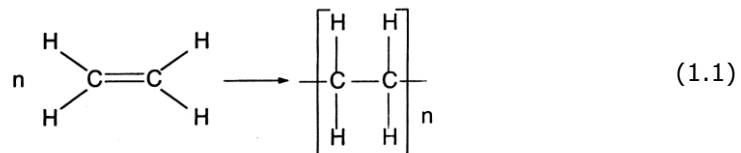
În bibliografie sunt prezentate în mod selectiv 150 de referiri dintre cele mai importante utilizate în timpul întocmirii tezei.

1. STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE POLIETILENEI

1.1. Caracteristici chimice ale polietilenei

1.1.1. Structura chimică a polietilenei

Molecula de polietilenă se compune din monomeri de etilenă [72, 122, 123].
Reacția după care decurge procesul de polimerizare este:



În cel mai simplu caz macromolecula rezultată formează un lanț liniar (figura 1.1a). Aceasta poate fi și ramificată, se deosebesc:

- ramificații în lanț scurte (figura 1.1b);
- ramificații în lanț lungi (figura 1.1c);
- rețele (\rightarrow VPE = PE - X) (figura 1.1.d)

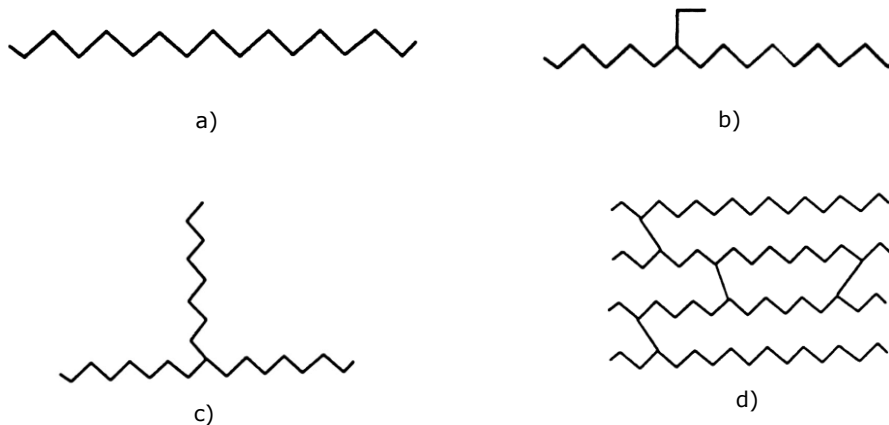


Figura 1.1 - Lanțuri de macromolecule de polietilenă [43]
a - Homopolimer liniar; b - polimer cu ramificații scurte; c - Ramificație în lanț lungă;
d - Polietilenă (PE - X) în rețea

Pentru a micșora densitatea și implicit pentru a îmbunătăți rezistența la rupere, cristalinitatea ridicată poate fi alterată prin intercalarea unor lanțuri laterale scurte. Acest lucru se poate realiza prin adăugarea de comonomeri la amestecul de reacție.

Ca monomeri se pot utiliza: Butena (4 atomi de carbon - figura 1.2), sau Hexena (6 atomi de carbon). Pentru că și ele conțin o legătură dublă, reacționează ca și etilena. Prin reacția lor se vor introduce în lanțul de molecule lanțuri laterale de doi, respectiv patru atomi de carbon.

Conductele de PE conțin 1...7 ramificații/1000 atomi de carbon.

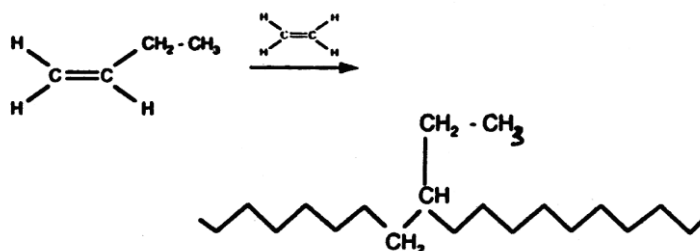


Figura 1.2 - Copolimerizarea cu Butenă [43]

După densitatea produsului finit copolimeric, polietilena se clasifică/codifică astfel:

- PE – HD (polietilenă de înaltă densitate)
- PE – MD (polietilenă de medie densitate)
- PE – LLD (polietilenă liniară cu densitate redusă)

PE – LLD are o densitate și o rigiditate comparabilă cu PE –LD (polietilena cu densitate redusă), dar cu o rezistență mai mare la rupere.

1.1.2. Prepararea monomerului. Tehnici de polimerizare.

Pentru obținerea polietilenei se utilizează următoarele tehnici de polimerizare [43]:

1.1.2.1. Polimerizare prin presiune înaltă

Polimerizarea are loc la presiune mare (1000...3000 bar) și temperatură înaltă (300°C). Pentru că decurge prin radicali, deci produse intermediare cu electroni necuplați, este mai puțin selectivă și rezultă lanțuri neomogene de polimeri cu ramificații în lanț lungi sau scurte.

Prin acest procedeu se obține o polietilenă cu densitate redusă (PE–LD), o rigiditate redusă și o rezistență redusă la rupere. Nu este indicată pentru construcția conductelor de presiune datorită caracteristicilor de durată reduse.

1.1.2.2. Polimerizarea la presiune redusă

Reacția decurge cu un catalizator la temperatură redusă (80...1000C) și presiune relativ redusă (40...100 bar), decurge foarte controlat și rezultă lanțuri de molecule neramificate. Ia naștere o PE cu o densitate mare (PE–HD). Așadar, polietilena de înaltă densitate provine din polimerizarea monomerilor de etilenă cu formarea unui homopolimer, în prezența unui comonomer de tip 1-alchenă pentru formarea unui copolimer.

În continuare se prezintă cele mai uzuale metode de polymerizare care în principal se deosebesc prin catalizatorul utilizat. La metoda Ziegler polietilena se obține prin compunere organometalică, catalizatorul utilizat este Ti, iar reacția se încheie prin adaos de H. La metoda Phillips polietilena de înaltă densitate se obține prin reacții de polymerizare catalizate cu ajutorul oxizilor de crom, iar reacția se încheie spontan prin formarea unei legături duble. Pentru că un astfel de lanț polimeric nesaturat este din nou capabil de reacție, la metoda Phillips iau naștere lanțuri de molecule cu ramificații în lanț lungi.

1.1.2.2.1. Polymerizarea prin metoda Phillips

Metoda cea mai des utilizată provine din procedeul Phillips. Oxidul de crom (figura 1.3) este catalizatorul cel mai utilizat pentru producerea polietilenei de înaltă densitate. El este depus pe un suport de siliciu poros sau silicat de aluminiu cu conținut redus de alumina (oxid de aluminiu).

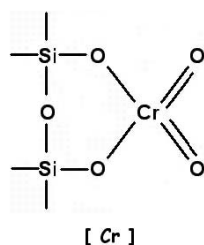


Figura 1.3 – Structura unui catalizator de tip oxid de crom [15]

Un mecanism de polymerizare se prezintă în figura 1.4.

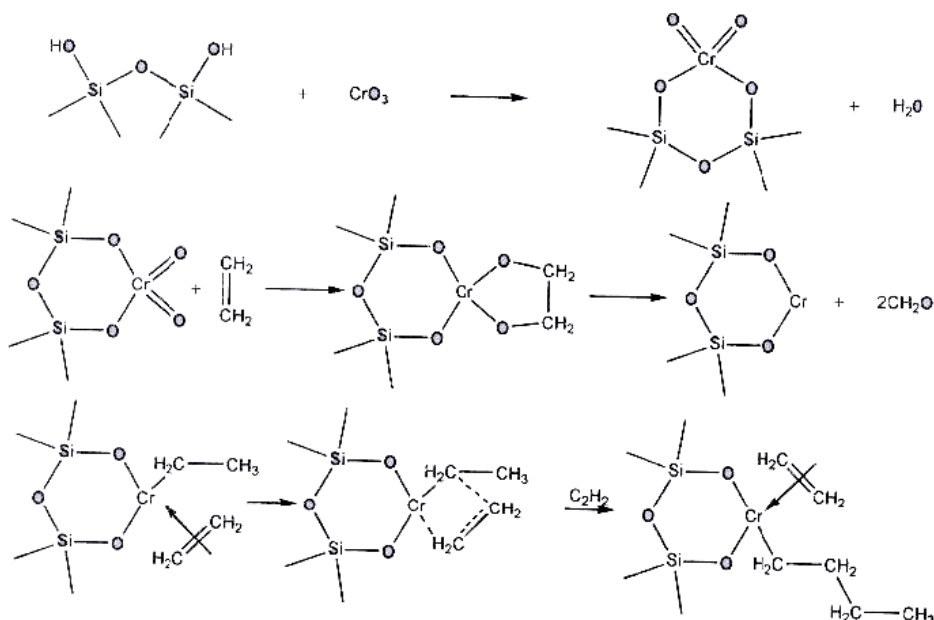


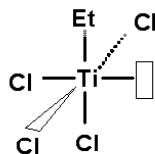
Figura 1.4 - Mecanismul de polymerizare cu catalizatorul: oxid de Cr [15]

Prima etapă de sinteză constă în impregnarea unui suport de siliciu foarte poros cu silicat de aluminiu cu o soluție apoasă de acid cromic sau trioxid de crom. După uscare, catalizatorul este activat prin încălzire la 500 – 700 °C într-un mediu oxidant, conducând la formarea compușilor de crom pe suprafață, precursorii zonelor active. În mijlocul etilenei la temperatura ridicată (din reactor), se produce reducerea valenței (obținându-se funcție de mecanism Cr 2 sau Cr 5). În aceste condiții polimerizarea se inițiază pornind de la zonele active ce cuprinde o legătură Cr-C ce se asociază unei molecule de etilenă. Această moleculă se inserează în aceste condiții între atomii de Cr și de C; operația se repetă pentru formarea catenei polimerului [88].

Reacția are loc în soluție (solvent de tip n-alchenă). Principalele variabile ale reacției sunt temperatura, presiunea, precum și tipul și concentrația catalizatorului. Acestea determină masa moleculară și distribuția masei rășinii. În mod tipic pentru o polimerizare în soluție, plaja de temperaturi este 120-170°C la presiuni de 300 – 700 psi.

1.1.2.2.2. Polimerizarea de tip Ziegler-Natta

Această cale de sinteză are loc în condiții de temperatură și presiune relativ scăzute, puțin inferioare condițiilor precedente. Varietatea catalizatorilor este imensă. Într-o manieră generală el este alcătuit dintr-un compus între un organo-metalic (din grupa I-III) și un metal de tranziție (grupa IV-VIII). Exemplul tipic pentru sinteza PEHD prezentat în figura 1.5 este cazul clorura de tri-etil aluminiu ($AlEt_3$) cu tetraclorura de titan ($TiCl_4$).



[Ti, V]

Figura 1.5 – Structura unui catalizator de tip Ziegler – Natta [15]

Centrul activ al acestei polimerizări cuprinde un atom de titan legat de 4 atomi de Cl și o grupare alchil într-o structură octaedrică, cu un loc vacant. Acesta din urmă permite unei molecule de etilenă să se lege de atomul de titan. În etapa următoare, molecula de etilenă se inserează între metal și gruparea alchil creând un nou loc vacant și permițând repetarea operației ce conduce la formarea unei catene de PE [88].

Caracteristicile moleculare ale rășinii obținute prin procedeul Ziegler - Natta sunt determinate de natura catalizatorului, de prezența agentului de transfer de catenă (în mod tipic hidrogenul care controlează masa moleculară), și condițiile de reacție. Polimerizarea în suspensie, are loc la 30-100°C, și pentru presiuni cuprinse între presiunea atmosferică și 300 psi.

1.1.2.2.3. Polimerizarea cu compuși metalici

Acest procedeu este utilizat pentru producerea unei game de copolimeri etilenă- α -olefină mai puțin poli-dispersă față de cea obținută prin procedeul Ziegler - Natta. Pentru a utiliza catalizatori pe bază de compuși metalici ca cei ai compușilor de zirconiu, [22] unde fiecare moleculă de catalizator conține un singur tip de centru activ care polimerizează monomerul într-o manieră identică. Catalizatorii de tip compuși metalici sunt denumiți catalizatori tip SSC (Single Site Catalysts) [88]. Atomul de metal din grupa IV este atașat de doi liganți ciclopentadiene (figura 1.6), putând fi legat între ele și mai mult sau mai puțin substituit. Catalizatorul de tip compus metalic poate fi depus pe un suport de siliciu, sau poate fi utilizat un co-catalizator de tip MAO (metilalumino-oxan) ce joacă rol de schimbător de legături și de intensificare a acțiunii catalizatorului [51].



[Ti, Zr, Hf, ...]

Figura 1.6 – Structura unui catalizator de tip compus metalic [51]

În cazul unei sinteze ce utilizează un co-catalizator MAO, în figura 1.7 se prezintă în prima etapa acțiunea de conversie a catalizatorului, după care legarea în compusul activ ce posedă o poziție de coordonare liberă pentru monomer. Acesta vine să lege compusul zirconic, după care se inserează între legătura Zr-C eliberând o nouă poziție de coordonare liberă pentru repetarea operației, formând astfel într-un timp foarte scurt catena polimerului. [25, 51, 112].

Polimerizarea prin compuși metalici are loc în condiții de operare similare celor pentru metoda Ziegler-Natta. Caracteristicile moleculare ale rășinii compus metalic sunt controlate prin structura catalizatorului, raportul între comonomer și condițiile de polimerizare.

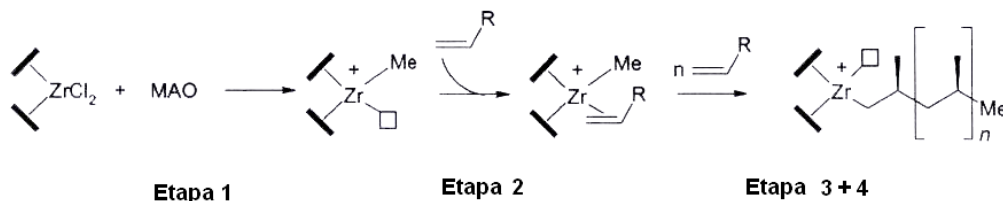


Figura 1.7 – Mecanismul de polimerizare prin compuși metalici [51]

O diferență fundamentală între catalizatorul Cr sau Ziegler-Natta și catalizatorul compus metalic, este faptul că ultimul are un singur tip de zonă activă cu o activitate specifică, va determina formarea în mod preferențial a unei catene moleculare cu mărime dată. Efectul este o distribuție cu o bandă mai îngustă a

masei moleculare, așa cum se prezintă într-o manieră generală [59] în figura 1.8.

Față de alți catalizatori, catalizatorii compuși metalici conduc la distribuție mai omogenă a comonomerilor. În cazul catalizatorului Cr sau Zn, comonomerii au tendința de a se îngloba preferabil într-o catenă cu masă moleculară scăzută. Totuși, L. Hubert [43] a arătat absența comonomerilor în catene cu mase foarte scăzute.

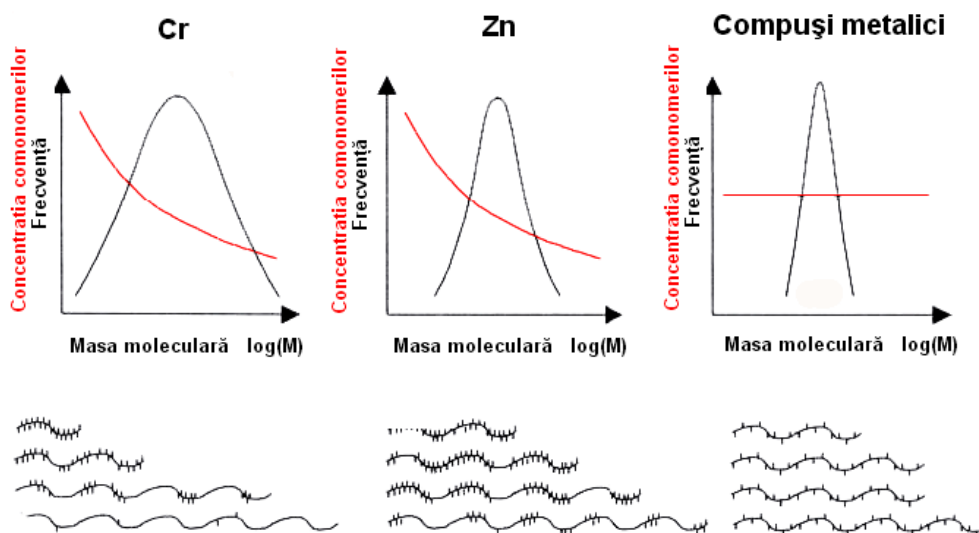


Figura 1.8 – Distribuția masei moleculare și a comonomerilor în funcție de catalizator [59]

1.1.3. Clase de polietilenă

Polietilena a cunoscut o continuă dezvoltare, în timp rezultând clase de polietilene cu caracteristici îmbunătățite.

Față de polietilena de medie densitate PE-MD (figura 1.9) la care, datorită vitezei de reacție scăzute comonomerii erau introduși preferențial în lanțurile mai scurte (fiind lipsiți de acțiune), în cazul noilor clase de polietilenă de tip bimodal (figura 1.10), acest lucru se petrece în mod voit invers.

Astfel, prin alegerea potrivită a parametrilor de reacție, se pot obține combinații de caracteristici care nu ar fi accesibile la un copolimer omogen: stabilitate ridicată la presiune interioară chiar și la densități ridicate.

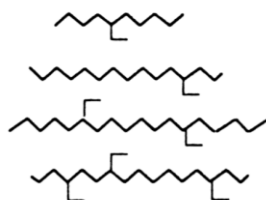


Figura 1.9 - PE - MD [43]

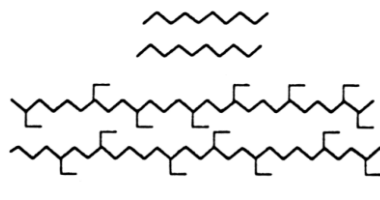


Figura 1.10 - PE bimodal [43]

Sinteza polietilenei cu catalizatori de Cr din a doua generație permite creșterea proporției catenelor lungi pe care le deține comonomerul. Pe de altă parte, din punctul de vedere al proprietăților și a durabilității, s-a demonstrat de către

numeroși autori [5, 16, 121] localizarea preferențială a comonomerilor la catenele mai lungi. Aceste date referitoare la copolimerii bimodali sunt prezentate schematizat în figura 1.11.

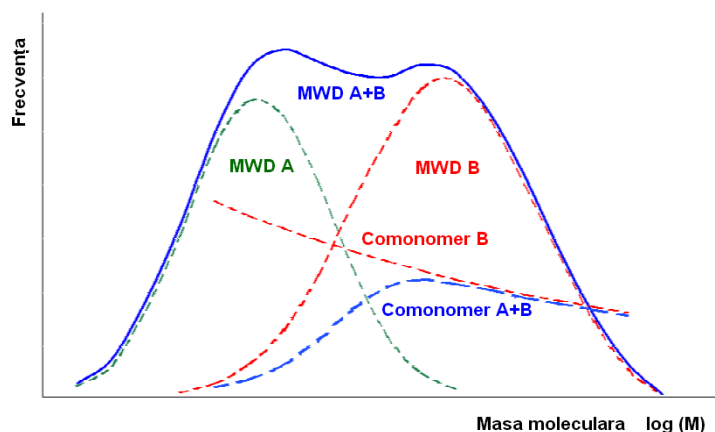


Figura 1.11 – Distribuția masei moleculare și a comonomerilor într-o rășină Ziegler-Natta bimodală [15]

Polietilena de tip PE 100 este un polimer bimodal, produs după metoda Ziegler. Bimodal înseamnă că sunt prevăzute două familii diferite de lanțuri moleculare lungi și scurte, comonomerii fiind introduși selectiv în lanțurile moleculare lungi. Astfel, polimerii de tip polietilenă din clasa PE 100 se disting printr-o rezistență mare și o vâscozitate deosebit de mare. Pe lângă caracteristicile generale ale țevilor realizate din PE-HD, cunoscute ca fiind bune: sudabilitate, flexibilitate, rezistență la agenți chimici, rezistență la forfecare, la coroziune, această clasă de materiale aduce importante îmbunătățiri proprietăților de fluaj, de rezistență de rupere și rezistență la propagare rapidă a fisurii.

Polietilena PE 100 nu este un material nou desăvârșit, ci este rezultatul unei dezvoltări a claselor de PE spre o rezistență mai mare la fluaj și o vâscozitate mai ridicată (vezi figura 1.12).

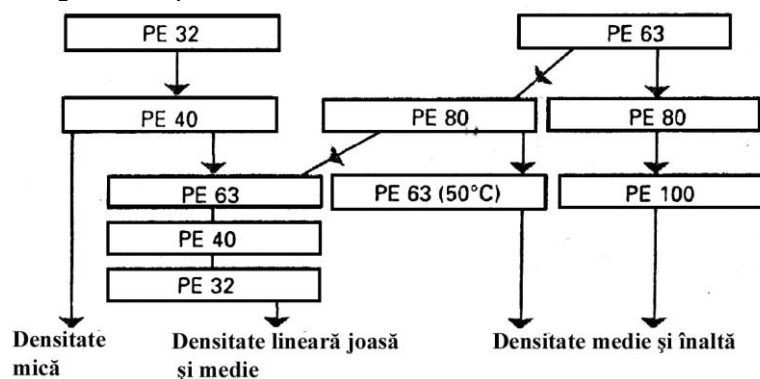


Figura 1.12 - Dezvoltarea claselor de polietilenă [43]

Prin această optimizare PE 100 deschide noi posibilități care până acum erau rezervate materialelor tradiționale. PE 100 este material competitiv la țevi și fittinguri, cu o productivitate, eficiență, randament și siguranță mare [43].

1.2. Caracteristici fizico-mecanice ale polietilenei

1.2.1. Cristalizarea polietilenei

1.2.1.1. Structura cristalină a polietilenei

Structura supramoleculară a polimerilor se obține prin împachetarea diferită a macromoleculelor, ca rezultat al unui proces treptat de agregare. Polimerii se caracterizează printr-o varietate de structuri supramoleculare, cristalinitatea lor fiind unitatea de măsură a gradului de ordonare. Există două căi posibile de formare a structurii supramoleculare a polimerilor [136]:

- a) Macromoleculele flexibile, individuale, se pot încolăci sub formă de globule. Dispunerea segmentelor individuale ale lanțului macromolecular în interiorul globulelor este în general dezordonată, polimerii globulari fiind de obicei în stare amorfă;
- b) Macromoleculele flexibile, întinse datorită interacțiunilor intermoleculare intense, se pot agrega rigid formând pachete.

Globulele și pachetele lanțurilor polimere reprezintă primul stadiu al procesului de organizare supramoleculară, denumit structură supramoleculară primară. Dacă pachetul se formează din lanțuri cu structură regulată, atunci procesul de ordonare care începe în fază amorfă evoluează în sensul cristalizării, proces complicat ce implică mai multe stadii. Se cunosc două mecanisme de formare a cristalelor primare în polimeri: mecanismul lamelar și mecanismul fibrilar.

- a) Mecanismul lamelar:

În condiții termodinamice avantajoase pachetele formate din macromolecule flexibile foarte regulate formează rețele spațiale. Aceste pachete care cristalizează prezintă limite de separație și tensiune superficială, însușiri caracteristice substanțelor cristaline. Datorită tendinței de micșorare a tensiunilor superficiale, pachetele tind să se unească spontan în benzi, micșorându-și suprafețele de separație prin flexionări repetate ale pachetului sub un unghi de 180° .

Formarea structurii secundare în polimerii cristalini nu se limitează la formarea benzilor. Necesitatea micșorării în continuare a tensiunii superficiale impune împachetarea benzilor în formațiuni realizate prin alipirea benzilor individuale, denumite lamele. Actul următor al dezvoltării structurii secundare în polimerii cristalini constă în stratificarea lamelor generând un cristal regulat, cu dimensiuni egale în toate cele 3 direcții ale spațiului.

- b) Mecanismul fibrilar:

Mecanismul fibrilar constă în cristalizarea internă a fasciculelor (pachetelor polimoleculare) și dispunerea acestora de-a lungul fibrilei.

Polietilena poate cristaliza prin ambele mecanisme prezentate (lamelar sau fibrilar). Apariția monocristalelor constituie un stadiu limită a procesului de cristalizare. Frecvent cristalizarea se oprește la unul din stadiile intermediare: pachet cristalin, bandă, lamelă sau fibrilă. Atunci când cristalizarea nu se finalizează cu apariția monocristalelor apar așa – numitele sferulite. Ele constituie structura cea mai frecvent întâlnită la polimerii cristalini și apare ca urmare a reorganizării minime a structurii în vederea micșorării energiei superficiale. Dimensiunile sferulitelor variază între zeci de micrometri și câțiva mm. Sferulitele cu dimensiuni de ordinul micrometrilor sunt capabile de agregare, rezultând particule lungi asemănătoare benzilor care la rândul lor se pot agrega în lamele cu dimensiuni macroscopice.

Descrierea unui sistem semi-cristalin ca cel al polietilenei poate fi făcut luând în considerare organizarea pe nivele la diferite scări [116, 136], (figura 1.13):

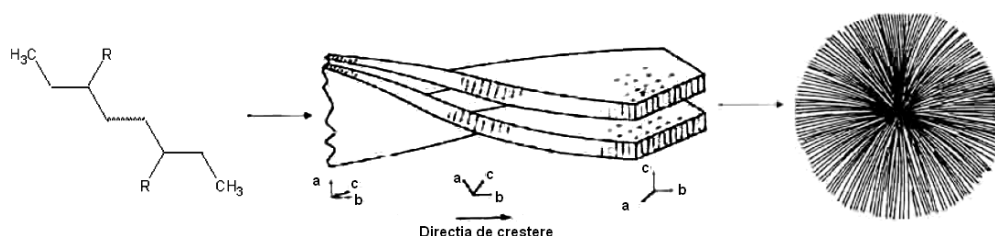


Figura 1.13 – Diferite nivele de organizare a unui polimer semi-cristalin [15]

- La o scară de câțiva Angstrom organizarea corespunde aranjamentului conformațional al catenei în fază amorfă sau cristalină
- La o scară de zeci de nanometri organizarea corespunde stivelor regulate de lamele cristaline și de straturi amorse
- La o scară de ordinul micronilor organizarea corespunde aranjamentului lamelare cristaline și amorse ce formează o suprastructură sferulitică ca urmare a dezvoltării radiale a fazei cristaline din centrul de nucleație.

La examinarea microscopică cu lumină polarizată (figura 1.14.a), în sferulele de polietilenă se observă benzi concentrice. Lamelele sunt răsucite interdependent și în fază, putând fi astfel evidențiată optic formarea structurii lamelare.

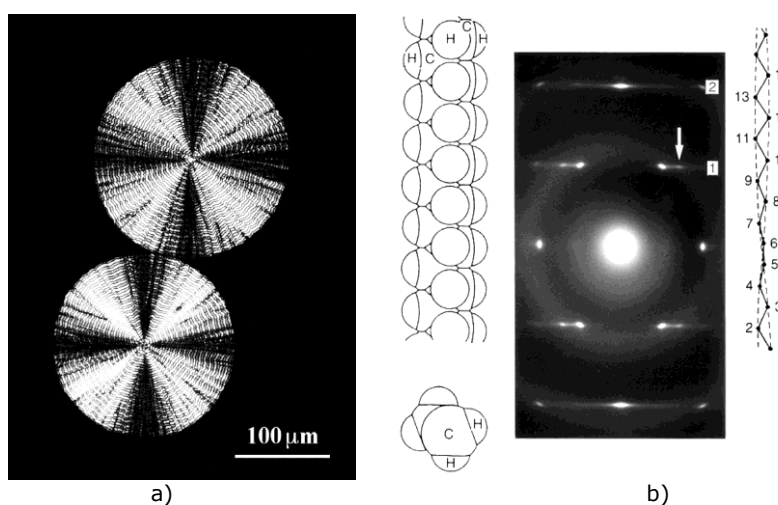


Figura 1.14 – Polietilenă: a) sferulele de polietilenă – examinare prin microscopie optică în lumină polarizată; b) Configurația structurii și imaginea de difracție a polietilenei [64]

În absența grupărilor laterale, macromoleculele de polimer adoptă o conformație stabilă foarte simplă de zigzag în plan (figura 1.15). Prezența ramificațiilor scurte, în cazul copolimerilor, sau în cazul defectelor de creștere a cristalelor, pot perturba conformația catenei, dar nu modifică fundamental structura cristalină [135].

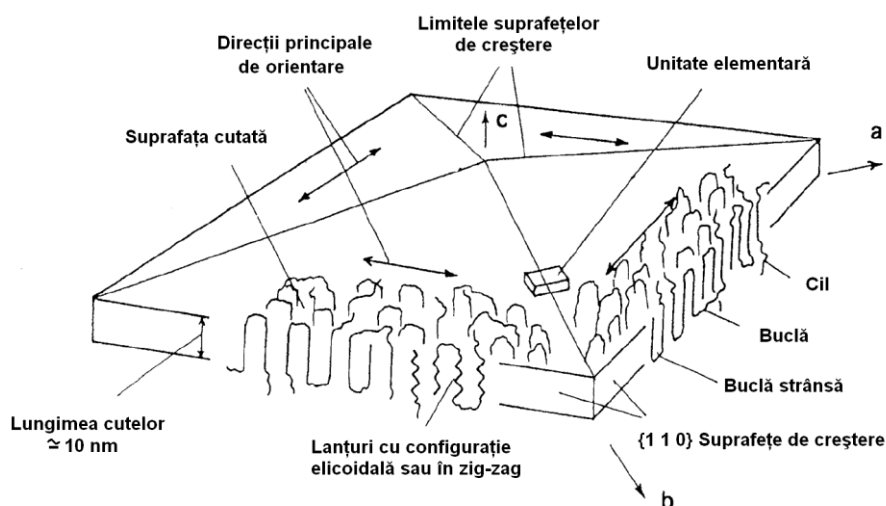


Figura 1.15 - Reprezentare schematică a unui monocristal de polietilenă [64]

1.2.1.1.1. Faza ortorombică

Faza ortorombică este faza cea mai des întâlnită și totodată cea mai stabilă fază a polietilenei [135] în stare solidă. În condiții normale de temperatură și de presiune, cristalele de PE sunt în această formă în topitură sau în soluție. În rețeaua ortorombică elementară (figura 1.16) axa catenelor este aliniată corespunzător axei cristalografice c.

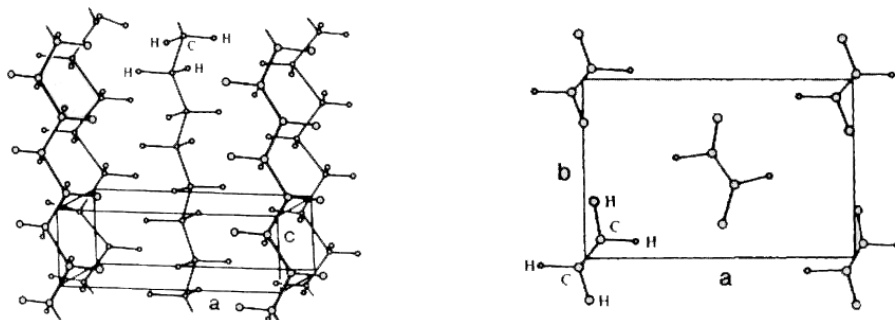


Figura 1.16 - Rețeaua cristalină elementară a fazei ortorombice a polietilenei [10]

Parametrii rețelei au fost determinați pentru prima dată de către Bunn [10], astfel: $A = 7,417 \text{ \AA}$, $b = 4,945 \text{ \AA}$ și $c = 2,547 \text{ \AA}$.

În rețeaua elementară 4 catene sunt situate deasupra planului bazal. Catena situată în centru este rotită cu 90° în jurul axei proprii, în raport cu cele 4 catene.

1.2.1.1.2. Alte faze

Polietilena, ca material în stare solidă, se mai poate afla în alte două faze: faza monoclinică și cea hexagonală. Faza monoclinică este o fază cristalină metastabilă, se obține doar prin deformare la rece, sau în timpul cristalizării la o temperatură foarte scăzută. Această fază se transformă în fază ortorombică la o temperatură situată chiar sub temperatura de topire. Faza hexagonală poate fi obținută în cazuri extreme de cristalizare la presiuni foarte mari (peste 5000 kg/cm²). În cazul acestei rețele, catenele sunt alungite și densitatea este foarte ridicată. [11,105].

În figura 1.17a se prezintă digrama de fază a polietilenei dizolvate în solvenți, iar în figurile 1.17.b-1.17f sunt prezentate imagini cu structuri specifice etapelor de separare a cristalelor de polietilenă din masa de solvent.

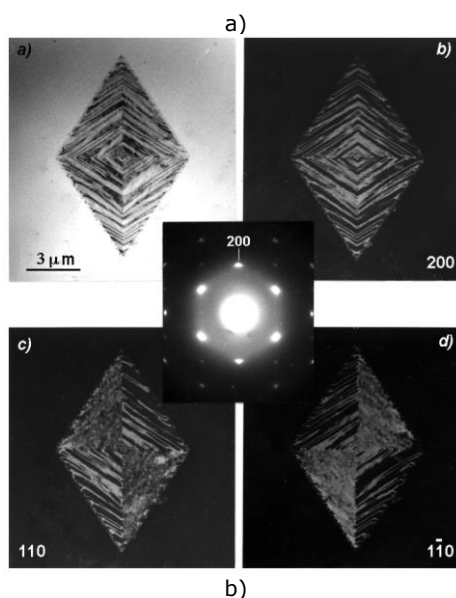
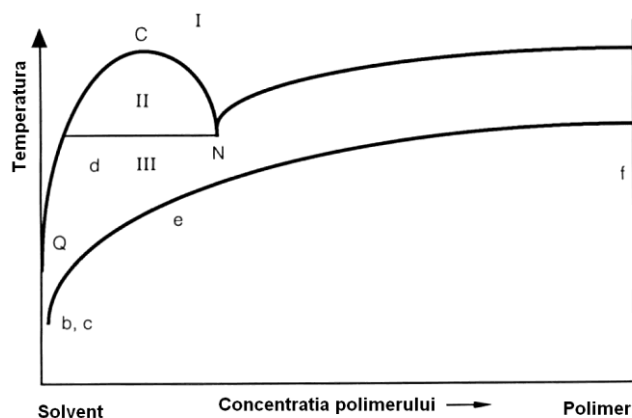


Figura 1.17 – Structuri specifice etapelor de separare a cristalelor de polietilenă [64] dizolvată în solvenți – a) diagrama de fază; b) monocristal de polietilenă

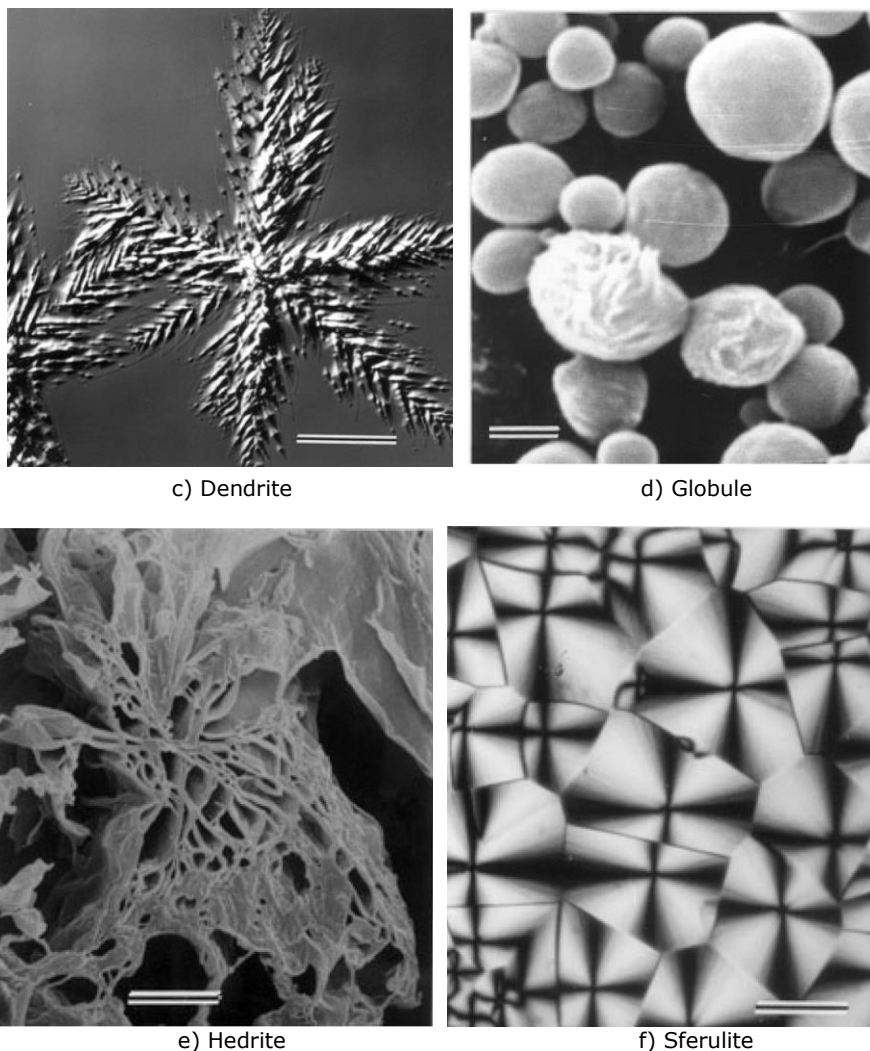


Figura 1.17 – Structuri specifice etapelor de formare a cristalelor de polietilenă [64] dizolvată în solvenți – c) dendrite; d) globule (la solvenți slabi); e) hedrite; f) sferulite

Figura 1.17b prezintă un monocristal de polietilenă examinat prin diferite metode de microscopie electronică: imagini de difracție (imaginea centrală), examinare în câmp luminos (b) - la care liniile întunecate rezultă din împiedicarea transmisiei prin „Contrast Bragg” și trei câmpuri întunecate (c), (d), (e), cu diferite reflexii indicate.

1.2.1.2. Mecanisme de cristalizare

Chiar dacă cristalele de polimer sunt mult mai mici decât cele ale materialelor anorganice [47], cristalizarea polimerilor poate fi descompusă în mod similar în două etape: germinația și creșterea. Etapa de germinație constă în formarea primelor nuclee de germeni cristalini; apariția acestora este favorizată de

o fluidizare puternică care stabilizează germeii prin reducerea agitației termice. Etapa de creștere este aceea în care se permite dezvoltarea cristalelor din germeii formați. Această etapă este mai puternic favorizată de faptul că fluidizarea este mai redusă ca urmare a creșterii vâscozității ce facilitează transportul moleculelor fazei topite spre suprafața de creștere a cristalelor.

1.2.1.2.1. Germinația

Fluctuațiile densității, ca urmare a diferențelor de temperatură din topitură, pot conduce la formarea de zone, sau organizări de molecule similare cristalului, numite germeni de cristalizare. Așadar apariția germeilor de cristalizare este consecința variației entalpiei libere a sistemului. Cu toate acestea, chiar la temperaturi inferioare T_f la care faza solidă este mai stabilă, crearea germeilor nu este organizată. În realitate există o mărime critică sub care germeul cristalin este stabil. Acest fenomen este are loc datorită echilibrului dintre contribuția volumică și cea de suprafață la entalpia liberă [11, 62].

Există în general mai multe tipuri de germinație, dar în cazul polimerilor ea este în principal eterogenă [6], adică cristalul pornește să crească de la suprafața unui corp străin (germinație secundară sau terțiară). Bineînțeles acest fapt face posibilă reducerea energiei libere a suprafeței germeului și implicit mărimea sa critică. Germeii sunt astfel formați prin lipirea segmentelor de catenă sub formă de blocuri paralelipipedice pe substrat, așa cum se prezintă în figura 1.18.

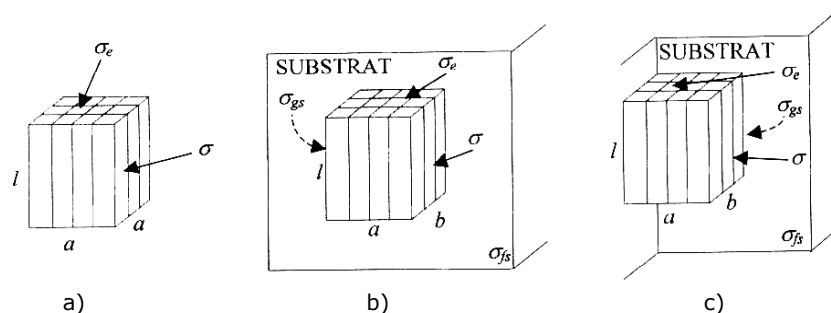


Figura 1.18 – Schema de germinație în cazul PE: a) germinație primară, b) germinație secundară, c) germinație terțiară [77]

Precipitarea succesivă a blocurilor elementare pe substrat permite germeului să atingă masa sa critică și de rezistență.

În cazul polietilenei, densitatea germeilor de cristalizare și a agenților de nucleație influențează în mod direct mărimea structurii sferulitice.

Astfel, în funcție de temperatura de germinație proprie sau agentul de nucleație adăugat, mărimea sferulitei variază de la 100 μ m la mai puțin de 1 μ m (figura 1.19).

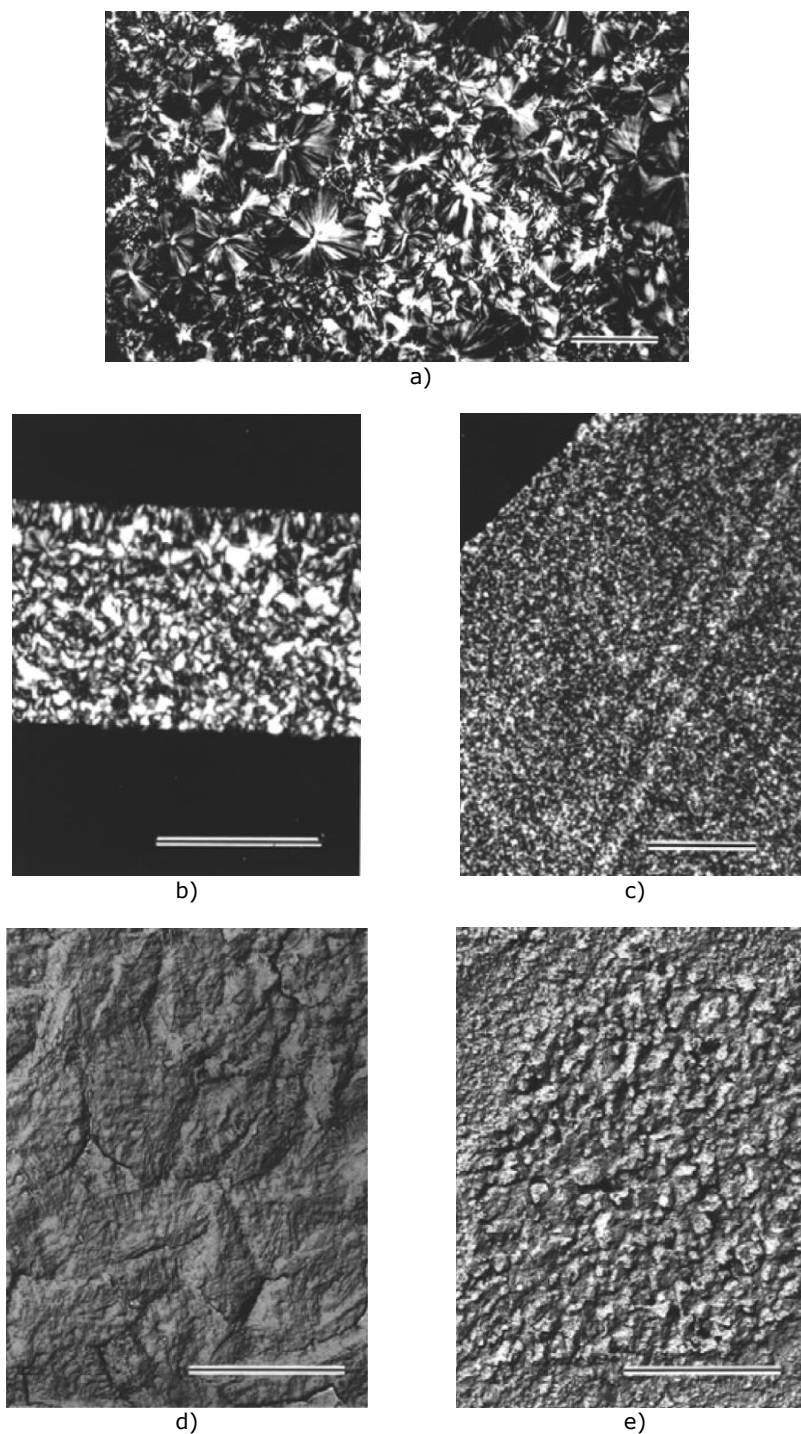


Figura 1.19 – Structuri PE sferulitice obținute la diverse temperaturi germinare cu agenți de nucleare diferiți [64]: a) Fără agent de nucleare ($T_c=114,5^\circ\text{C}$), b) Acid p-tri-butyl-benzoic, c) Acid naftalic; d) Germinare proprie ($T_s = 168^\circ\text{C}$); e) Germinare proprie ($T_s = 166^\circ\text{C}$)

1.2.1.2.2. Creșterea

Odată germele format, creșterea se efectuează prin precipitarea succesivă de blocuri pe suprafețele laterale ale germeului inițial (figura 1.20), care constituie suprafața de creștere a cristalului [63]. Rezultă că grosimea inițială a germeului este menținută constantă în regim de cristalizare izotermă [21] și definește grosimea cristalului.

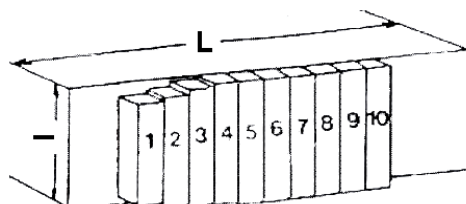


Figura 1.20 – Schema mecanismului de creștere a cristalelor [77]

Dacă notăm cu „i” și „g” viteza de precipitare a germeilor secundari și respectiv viteza de precipitare a germeilor terțiari (umplerea de straturi), viteza de creștere a cristalului G poate fi exprimată prin acești doi parametri. Se disting 3 regimuri de creștere [37], influențate de cele două viteze (figura 1.21).

- la fluidizări scăzute (regimul I), germinația este dificilă. Pentru a se stabili, germeni vor avea tendința de a se lipi de un germe situat pe același strat al substratului, formând un germe terțiar. În acest caz umplerea unui strat este mult mai rapidă decât crearea unui nou strat; astfel viteza de creștere G este limitată de viteza de precipitare a germeilor secundari: $G \approx i$
- la temperaturi intermediare (regimul II), cele două viteze sunt apropiate. Umplerea unui strat are loc în același timp cu crearea unui nou. Viteza de creștere este: $G \approx (ig)^{1/2}$
- Pentru fluidizări ridicate, (regimul III), viteza de precipitare a germeilor terțiari este foarte ridicată și umplerea straturilor devine minoritară. Creșterea unei lamele cristaline este realizată aproape în totalitate prin precipitarea germeilor terțiari; astfel viteza de creștere este: $G \approx g$

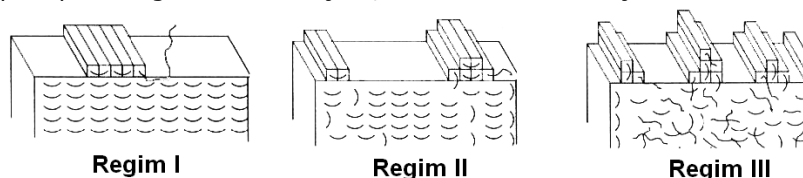


Figura 1.21 - Regimuri de creștere a cristalelor [37]

Trebuie remarcat faptul că viteza de creștere a lamelelor cristaline este de asemenea influențată de difuzia catenelor macromoleculare. Viteza globală este dependentă de cele două fenomene și trebuie să fie exprimată printr-un termen legat de difuzia catenei până la suprafața cristalină (redușă la temperaturi scăzute) și un termen legat de precipitarea de germeni (redușă la temperaturi înalte). Figura 1.21 prezintă organizarea suprafeței lamelelor cristaline. Organizarea catenelor macromoleculare se face prin ondulara mai mult sau mai puțin regulată a suprafeței din timpul precipitării fiecărui bloc cristalin. Se remarcă faptul că această ondulare/cutare a catenei pe suprafața lamelelor cristaline depinde de modul de cristalizare și în anumite cazuri (regim III), această cutare se efectuează într-o manieră aleatorie.

1.2.1.3. Influența parametrilor moleculari asupra cristalizării

În afară de condițiile termice, cristalizarea depinde și de arhitectura moleculară a polietilenei. Creșterea masei molare este un factor de încetinire a difuziei macromoleculor în topitură prin intermediul creșterii vâscozității ca urmare a efectului de încurcare a catenelor. Masa molară poate de asemenea influența regimul de cristalizare, datorită faptului că viteza de umplere a suprafeței de creștere a cristalului, g este mai mult influențată de sinuozitățile suprafeței decât viteza de germinare secundară i [11]. Datorită mobilității lor reduse, catenele lungi au tendința să favorizeze germinația [100].

Prezența ramificațiilor lungi accelerează cinetica globală de cristalizare, din același motiv - al masei molare [100]. Acest fenomen se explică foarte bine în cadrul modelului de sinuozitate propus de Gennes [29, 38] la care ramificațiile lungi constituie puncte de frecare importante destinate alunecării catenei, fapt ce favorizează germinația.

Fracțiile comonomere ce includ mai mult de 2 atomi de carbon sunt eliminate din faza cristalină în proporție de peste 95%, antrenând cu ele părți din polietilena cu potențial de cristalizare, secvențe din catena principală [135]. Eliminarea comonomerilor din faza amorfă perturbă mecanismul de cutare a catenei [20, 118].

Prezența defectelor structurale cum sunt ramificațiile pot genera cristale de tip miceliu franjurate în loc de lamele cu catenă cutată. În general atunci când concentrația comonomerilor crește, lamelele devin mai scurte și este posibil să se descompună în cristalite scurte, sau să permită dezvoltarea unei zone de interfață [133]. În cazul copolimerilor de etilenă cu hexan, unde gruparea laterală butil este exclusă din lamelă, grosimea cristalului este influențată de lungimea secvențelor de etilenă cristalizabilă. Cristalizarea debutează prin selecția catenelor ce prezintă secvențe libere, din întreaga lungime a comonomerului [1, 26, 46]. Astfel, copolimerii rezultați prin catalizare, induc o distribuție uniformă a comonomerilor și vor avea o distribuție masică îngustă de-a lungul intervalului intercristalin. Pe de altă parte, copolimerii de tip bimodal Zn vor avea o distribuție masică împrăștiată și asimetrică, datorită eterogenității distribuției comonomerilor [24]. Rolul comonomerilor este de asemenea important, întrucât influențează densitatea moleculelor de legătură prin acțiunea lor asupra vitezei de cristalinizare [12].

1.2.2. Morfologia polietilenei

1.2.2.1. Descriere

Așa cum s-a arătat [43], cristalele de PE sunt formate din sferulite, datorată creșterii radiale a lamelor cristaline, separate unele de altele printr-un stat amorf (figura 1.22). Ele formează un aranjament periodic și mărimea lor depinde în mod esențial de temperatura de cristalizare. Pentru o ușoară supratopire, agitația termică ridicată favorizează creșterea cristalelor în defavoarea fenomenului de germinație, fapt ce conduce la formarea de sferulite grosiere. Pentru o puternică supratopire, germinația este preponderentă, fapt ce generează un număr ridicat de sferulite fine.

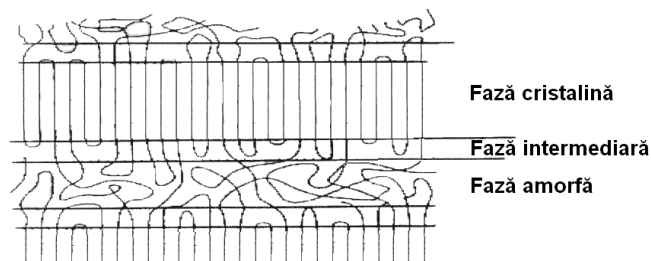


Figura 1.22 - Morfologia PE [43]

Creșterea radială a cristalelor pornește din centru (figura 1.23), pentru a ocupa întreg spațiu pus la dispoziție, fapt ce determină forma și dimensiunea acestora în mediul topit. Creșterea simultană a mai multor cristale lamelare la care catenele se replică singure, stă la originea unor aranjamente periodice în straturi ce formează stive.



Figura 1.23 - Suprafața sferulitei inelare de polietilenă, examinată prin tehnica SEM (Scanning Electron Microscopy) [64]

Faza cristalină este alcătuită din lamele dominante ce sunt create primele și care se multiplică datorită ramificațiilor repetate din lamelele secundare, ce se formează ulterior [4]. Creșterea lamelor cristaline are loc după direcția axei b (figura 1.15). Astfel, lamelele iau forma unor benzi, iar axa c a catenei este perpendiculară pe suprafața acestor benzi [135].

Faza amorfă separă cele două lamele cristaline consecutive și formează punți de legătură între capetele de catenă, încrângătură care servește la menținerea legăturii moleculare intercristaline [116, 53]. Porțiuni din comonomerii necristalizați se regăsesc în special în acest segment al catenei amorfe [27]. Astfel, fiecare catenă poate include câteva lamele cristaline apropiate ce formează molecule de legătură. Prezența acestor molecule de legătură a fost propusă pentru prima dată de către Keith și Padden [55] pentru caracterizarea comportării mecanice a polietilenei.

O fază intermediară între faza cristalină și faza amorfă a fost pusă în evidență, realmente de către Shen și alții prin spectroscopie Raman [119]. Ele sunt parțial ordonate și constituite din segmente de catenă cu izometrie trans.

1.2.2.2. Parametrii de influență asupra morfologiei

Numeroși parametri ca: masa molară, modul de prelucrare al materialului, sau tratamentul termic, au o influență asupra microstructurii. Creșterea masei molare conduce la diminuarea vitezei de cristalizare pentru o temperatură de cristalizare izotermă dată și la o creștere a grosimii lamelor [70, 71]. La sinteza PE din cea de-a treia generație, crearea unei distribuții a catenei cu o proporție mare de molecule cu masă moleculară redusă, face posibilă menținerea unei viteze de cristalizare ridicată [43]. Pe de altă parte, structura cristalină nu variază cu masa molară [70].

Condițiile de prelucrare a materialului joacă un rol important asupra vitezei de cristalizare în cazul țevilor din PE. Principalii factori de influență sunt: temperatura de înmuiere a materialului la ieșirea din matriță, viteza de tragere, temperatura apei de răcire și dispersia de reglare a parametrilor de extrudare.

Mărimea sferulitelor, distribuția mărimii acestora și transformările morfologice din sferulite variază funcție de evoluția temperaturii și a agenților de nucleație [8, 116]. În cursul unui proces de prelucrare, diferitele condiții de răcire locală pot conduce la diferențe morfologice cu influențe asupra grosimii piesei prelucrate. În zonele cu răcire rapidă vom obține preponderent o microstructură formată din sferulite de talie foarte mică, chiar micro-sferulite, în schimb, pentru zonele cu răcire lentă, microstructura conține sferulite mai mari. În aceste zone viteza de cristalizare este mult mai uniformă [27, 33], dar în schimb își pot face apariția golurile. Efectul obținut asupra structurii este al unei recoaceri, iar temperatura de recoacere joacă un rol important asupra morfologiei. Aceste transformări ale morfologiei se pot evidenția prin apariția unor variații bruște pe curba DSC (Differential Scanning Calorimetry) obținută prin analiza termică diferențială a polimerului, la formarea de noi cristale în timpul fazei de răcire și respectiv în faza de topire a materialului [66]. Pentru polietilena de înaltă densitate fabricată prin cristalizare izotermă, în timp dizolvării, grosimea lamelor crește odată cu temperatura de cristalizare [111]. Introducerea ramificațiilor prin copolimerizarea etilenei cu o olefină cu lanțuri mai lungi, permite apariția efectului de reducere a grosimii lamelor cristaline și astfel permite ajustarea densității catenelor de legături intercristaline [1, 39, 40]. Grosimea lamelor este în strânsă legătură cu distribuția secvențelor de etilenă pură ce pot cristaliza [1]. De asemenea, pentru modificarea densității catenelor de legătură, se poate introduce un copolimer în amestec cu un homopolimer [138].

1.2.3. Proprietățile polietilenei de înaltă densitate

Sinteza principalelor proprietăți ale polietilenei de înaltă densitate, utilizată la realizarea conductelor, se prezintă în tabelele 1.1 – 1.5 [140].

Tabelul 1.1 – Proprietăți fizice [140]

| Proprietăți fizice | |
|---|--------------------------|
| Densitate | 0,937 – 0,966 [g/cc] |
| Vâscozitate | 270000 - 2.10e+6 [cP] |
| Rezistența la fisurare în mediu agresiv (ESC) | 15.0 - 10000 [ore] |
| Timpul de rupere la încercări accelerate (PENT) | 100 - 5000 [ore] |
| Stabilitatea la oxidare (OIT) | 10.0 - 100 [min] |
| Procentul de negru de fum | 2.00 - 2.50 [%] |
| Indice de topire | 0.0700 - 47.0 [g/10 min] |
| Indice de topire la sarcini mari | 10.0 - 20.0 [g/10 min] |

Tabelul 1.2 – Proprietăți mecanice [140]

| Proprietăți mecanice | Valori uzuale |
|---|----------------------------------|
| Duritate, Shore D | 57.0 - 68.0 |
| Rezistența la tracțiune (UTS) | 18.0 - 35.2 [MPa] |
| Limita de curgere (la 150°C) | 0.200 - 0.200 [MPa] |
| Limita de curgere (la temperatura ambiantă) | 0.400 - 31.0 [MPa] |
| Alungirea la rupere | 195 - 900 [%] |
| Alungirea la curgere | 8.50 - 200 [%] |
| Modulul de elasticitate, E | 0.700 - 1.10 [GPa] |
| Modulul la îndoire | 0.621 - 1.65 [GPa] |
| Modulul secant | 0.785 - 1.10 [GPa] |
| Rezistența la impact pe epruvete crestate, Izod | 0.800 - 6.00 [J/cm] |
| Rezistența la impact pe epruvete crestate, ISO | 10.0 - 20.0 [kJ/m ²] |

Tabelul 1.3 – Proprietăți electrice [140]

| Proprietăți electrice | Valori uzuale |
|----------------------------|------------------------------|
| Rezistivitate electrică | 1.00e+16 - 1.00e+17 [ohm·cm] |
| Rezistivitate de suprafață | 1.00e+16 [ohm] |
| Constanta dielectrică | 2.35 - 2.45 |
| Rezistența dielectrică | 16.0 - 27.6 [kV/mm] |
| Factor de disipare | 0.000200 - 20000 |

Tabelul 1.4 – Proprietăți termice [140]

| Proprietăți termice | Valori uzuale |
|----------------------------|----------------------|
| Căldura specifică | 152 - 175 [J/g] |
| Capacitate calorică | 2.00 - 2.60 [J/g·°C] |
| Temperatura de topire | 125 - 136 [°C] |
| Temperatura maximă, în aer | 210 - 264 [°C] |
| Punct de înmuiere, Vicat | 118 - 132 [°C] |
| Temperatura de fragilizare | -118 - -59.0 [°C] |

Tabelul 1.5 – Proprietăți de prelucrare [140]

| Proprietăți de prelucrare | Valori uzuale |
|-----------------------------------|----------------|
| Temperatura de prelucrare | 175 - 220 [°C] |
| Temperatura matriței sau a sculei | 200 - 210 [°C] |

1.2.4. Influența structurii asupra proprietăților. Comportarea vâscoelastică

Polimerii prezintă un grad de deformare vâscoelastică care este rezultatul direct al structurii lor moleculare [83]. Figura 1.24 prezintă schematic comportarea vâscoelastică la nivel molecular. Două molecule vecine sau diferite segmente ale unei singure molecule pliate, manifestă forțe de atracție slabe denumite legături Van der Waals. Aceste forțe secundare de legătură de tip Van der Waals dintre segmentele de catenă, se opun forțelor care tind să deformeze molecula. Modulul de elasticitate al unui polimer tipic este semnificativ mai mic decât modulul de elasticitate (Young) pentru metale și ceramice, întrucât legăturile Van der Waals sunt mult mai slabe decât legăturile principale (ionice).

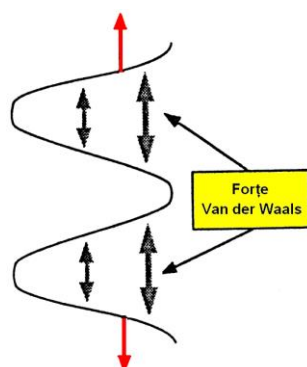


Figura 1.24 - Schema deformării catenei polimerului [2]

Materialul polimer este relativ rezistent la îndoire dacă viteza de solicitare impusă este destul de mică pentru a furniza timp suficient moleculelor să se deplaseze.

La viteze mai mari de solicitare totuși mișcarea forțată a moleculelor produce fricțiune și este necesară o solicitare mai ridicată pentru deformarea materialului. Dacă încărcarea este îndepărtată, este de așteptat ca materialul să revină la forma inițială, dar datorită catenelor moleculare încurcate, revenirea elastică instantanee este imposibilă. Dacă deformarea este suficient de mare, apare mecanismul de curgere prin crăpături capilare și deformarea prin forfecare, astfel o mare parte din deformația indusă devine de natură permanentă.

Se definește [2] modulul de relaxare $E(t)$ și rezistența la fluaj $D(t)$, mărimi ce descriu variația în timp a răspunsului la solicitări a materialelor vâscoelastice.

Modulul de relaxare și rezistența la fluaj pot fi obținute experimental prin determinarea tensiunilor și deformațiilor, respectiv:

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\varepsilon_0}; \quad D(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_0}; \quad (1.2)$$

Figura 1.25 prezintă variația modulului de relaxare funcție de temperatură la anumiți timpi fixați, pentru un material termoplastic. Sub T_v , modulul este relativ mare și mișcarea moleculară este constrânsă. În jur de T_v , modulul scade rapid și polimerul prezintă o comportare elastică întărită. La temperaturi ridicate, modulul atinge un palier scăzut și polimerul este în stare înalt elastică.

Dacă temperatura este suficient de ridicată, polimerii liniari își pierd toată capacitatea aparentă de rezistență și se comportă ca un fluid vâscos. Polimerii puternic reticulați totuși își mențin palierul modulului de elasticitate.

Figura 1.26 arată o curbă similară cu cea din figura 1.25, dar obținută prin menținerea constantă a temperaturii și variind timpul. La durate scurte de timp polimerul este vitros, dar prezintă elasticitate întărită și comportare de lichid la durate de timp suficiente. Bineînțeles „duratele scurte” și „duratele lungi” sunt termeni relativi ce depind de temperatură. Un polimer aflat la o temperatură sensibil sub T_v pare să rămână în stare vitroasă în timpul încercării de relaxare a tensiunilor, în timp ce un polimer aflat la o temperatură cu mult peste T_v poate trece rapid prin această stare, astfel comportarea vitroasă nu poate fi detectată.

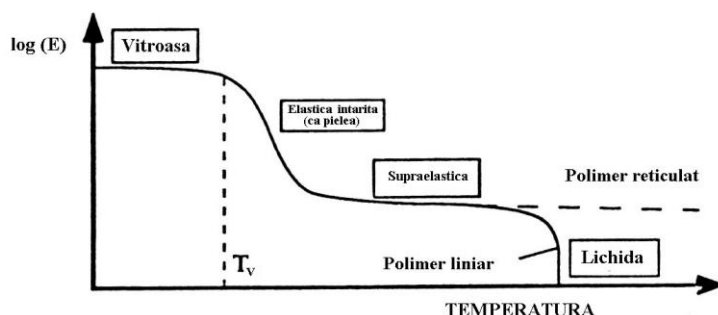


Figura 1.25 - Variația cu temperatura a modului de relaxare [2]

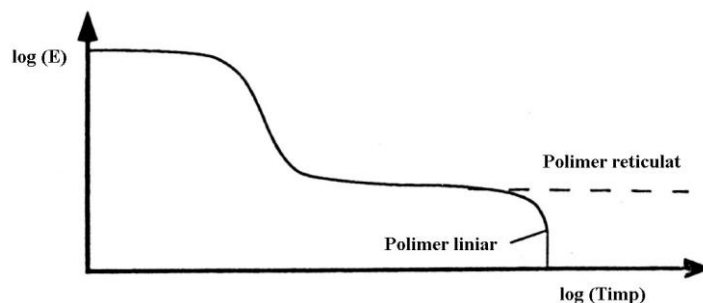


Figura 1.26 - Variația în timp a modului de relaxare la o temperatură constantă [2]

Echivalența dintre temperatura ridicată și duratele lungi (principiul suprapunerii timp - temperatură) i-a condus pe Williams, Landel și Ferry să dezvolte o ecuație semiparametrică la care datele critice sunt obținute la diferiți timpi de pe o singură curbă modul - temperatură. Ei au definit un factor modificador de timp a_T astfel [2]:

$$\log a_T = \log \frac{t_T}{t_{T_0}} = \frac{C_1(T - T_0)}{C_2 + (T - T_0)} \quad (1.3)$$

unde: t_T și t_{T_0} - timpii necesari atingerii modului specific la temperaturile T și T_0
 T_0 temperatura de referință (obișnuit definită la T_V)
 C_1 și C_2 sunt constante ce depind de proprietățile materialului.

1.3. Aspecte privind ruperea polietilenei

1.3.1. Moduri de cedare

Comparând cu ruperea metalelor, studiul comportării la rupere a polimerilor este în stare incipientă [2]. Multe dintre suporturile teoretice necesare nu sunt pe deplin definitivate și există multe situații unde conceptele de mecanica ruperii care se aplică la metale își pierd valabilitatea la alte materiale. Comportarea la rupere a materialelor polimere a devenit în ultima perioadă o preocupare majoră, odată cu începerea introducerii acestora în structuri critice.

La metale, ruperea și curgerea urmăresc un mecanism de cedare. Ruperea fragilă apare la materialele la care deformabilitatea este scăzută. Metalele ductile, prin definiție, suferă deformații plastice extinse înaintea ruperii. Temperaturile scăzute, vitezele de deformare ridicate și triaxialitatea stării de tensiune favorizează ruperea fragilă chiar și în cazul unui material care, în condiții normale, prezintă o comportare tenace.

Dintr-un punct de vedere general, aceste principii pot fi aplicate și la polimeri, dar detaliile microscopice ale curgerii și ruperii materialelor plastice sunt mult diferite față de metale.

Polimerii nu conțin plane cristalografice și limite de grăunți, ei fiind alcătuiți din catene moleculare lungi. Ruperea la nivel atomic implică desfacerea unor legături chimice. O particularitate în cazul polimerilor este faptul că aceste materiale au două tipuri de legături: legături covalente principale, între atomii de carbon și legături secundare Van der Waals, dintre segmentele de moleculă. Ruperea finală necesită în mod normal desfacerea ambelor legături, dar în multe situații legăturile secundare joacă un rol important în mecanismul deformației ce conduce la rupere.

Factorii care guvernează tenacitatea și ductilitatea polimerilor includ viteza de deformare, temperatura și structura moleculară. La viteze mari sau temperatura scăzute (față de temperatura de vitrifiere T_v) polimerii tind să devină fragili, întrucât nu este suficient timp pentru ca materialul să răspundă la tensiune cu o deformație vâscoelastică sau cu o curgere la scară mare.

Prin definiție ruperea este separarea materialului. În cazul polimerilor ruperea la nivel atomic se numește scindarea catenei.

Se cunoaște că rezistența teoretică a legăturii la majoritatea materialelor este cu câteva ordine de mărime mai mare decât rezistența la rupere măsurată, lucru pus pe seama microfisurilor ce produc local concentratori importanți de tensiune. Alt factor ce ajută scindarea catenei este faptul că moleculele nu sunt tensionate uniform. Când se aplică o tensiune unei epruvete realizate din polimer, cu siguranță anumite segmente de catenă suportă o sarcină disproporționată, care poate fi suficientă pentru depășirea locală a rezistenței legăturii.

1.3.1.1. Ruperea ductilă

Majoritatea polimerilor curg la o tensiune suficient de mare. În timp ce metalele curg prin deplasarea dislocațiilor în lungul suprafeței de alunecare, polimerii prezintă două mecanisme de cedare: curgerea prin forfecare și curgerea prin crăpături capilare.

Curgerea prin forfecare la polimeri se aseamănă cu curgerea plastică la metale, cel puțin din punctul de vedere al continuității mecanice. În acest caz moleculele alunecă unele pe lângă altele în momentul în care se atinge tensiunea critică de forfecare. Principiul curgerii prin forfecare poate fi bazat pe tensiunea maximă de forfecare [2]:

$$\tau_{\max} = \tau_0 - \mu_s \cdot \sigma_m, \quad (1.4)$$

unde: σ_m este tensiunea hidrostatică, iar μ_s este o constantă de material ce caracterizează sensibilitatea spre o comportare ductilă sub σ_m . Când $\mu_s = 0$, ecuația se reduce la criteriul curgerii a lui Tresca.

La încercarea de presiune interioară apare ruperea vâscoasă (curgerea materialului) la tensiuni relativ înalte după timp relativ scurt. Ca și la încercarea de tracțiune, materialul se dilată întâi elastic (în domeniul Hook); odată cu creșterea

solicitării la un moment dat se depășește ireversibil limita de curgere și în final materialul este solicitat pe lungime și se rupe.

La conducte ruperea se produce la grosimea cea mai mică a peretelui. Poziția ruperii se recunoaște locul după clocajul produs. Se presupune că molecula domeniului amorf trece dintr-o grupare dezordonată într-una tot mai paralelă, cristalină și în final lanțurile macromoleculare alunecă unele pe lângă altele până pierd contactul între ele. Valoarea limitei de curgere depinde în primul rând de densitatea materialului. În cazul polietilenei tip PE 100 rezistența materialului este relativ ridicată întrucât procesul de rupere este frânat de lanțurile macromoleculare lungi (ca și la tragerea unui smoc de vată cu fire lungi), și de ramificații (care împiedică alunecarea macromoleculor unele pe lângă altele).

Figura 1.27 prezintă forma tipică a curbei tensiune – deformație și evoluția profilului epruvetei în timp ce aceasta este deformată cu viteză constantă la tracțiune uniaxială.

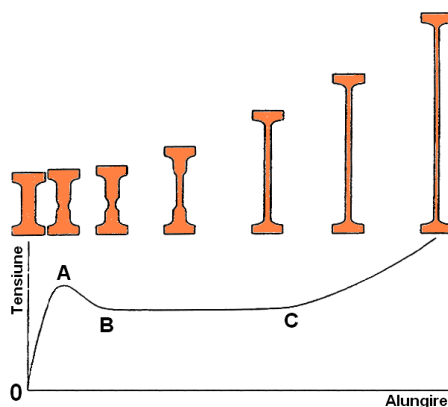


Figura 1.27 – Curba tensiune – deformație a unui polimer semicristalin la tracțiune uniaxială [15]

Pornind de la această curbă, pot fi descrise diferitele tipuri de deformare:

- 0 la A – deformare elastică reversibilă a materialului în timpul fazei amorfe, datorită faptului că modulul acestei faze este mai redus decât cel al fazei cristaline [53]. Curbă inițial liniară, prezintă o neliniaritate chiar înainte de punctul A, ca urmare a efectului vâscoelastic [93];
- punctul A – debutează gătuirea ce corespunde unei deformări eterogene a materialului ce pornește de la un defect situat la nivelul epruvetei (defecte structurale cum sunt: dislocațiile, structurile în blocuri, limitele intercrystaline, structurile globulare sau fibrilare sau straturile amorfe din polimeri ce pot conduce la o distribuție neuniformă a solicitării) [28, 139]; punctul A se numește pragul plasticității;
- De la A la B – se formează gătuirea și se stabilizează (punctul B);
- De la B la C gătuirea se propagă în lungul epruvetei până la atingerea vitezei naturale de deformare (punctul C);
- înainte de C, datorită durificării cauzate de orientarea catenelor macromoleculare pe direcția de solicitare și creșterii fibrajului materialului, deformarea devine din nou omogenă [93], până la cedare.

1.3.1.2. Ruperea fragilă

Polimerii vitroși supuși unei solicitări la tracțiune deseori curg prin mecanismul crăpăturilor capilare care apar datorită deformărilor locale accentuate, ce conduc la cavitație (formarea de goluri) și deformări globale de peste 100 %. La nivel microscopic, crăpăturile apar în zona tensionată ce deseori își modifică culoarea (se albește datorită indicelui de refracție scăzut). Zona „craze” adesea se formează perpendicular pe tensiunea normală principală maximă.

Figura 1.28 ilustrează mecanismul de cedare prin crăpături la polimerii vitroși omogeni. La deformații suficient de mari, catenele moleculei formează pachete de molecule aliniate denumite fibrile. Între fibrile se formează microgoluri datorită neomogenității deformației în vecinătatea fibrilelor. Structura formată din molecule aliniate permite fibrilelor să suporte tensiunea foarte mare aplicată stării amorfe nedeformabile, întrucât legăturile covalente sunt mult mai rezistente și mai rigide decât legăturile secundare. Fibrilele (fascicule aliniate de catene moleculare) se alungesc prin încorporarea de material suplimentar, așa cum se prezintă în figura 1.28, iar între acestea se formează goluri. Zonele crăpate cresc prin înglobarea de material suplimentar în fibrile.

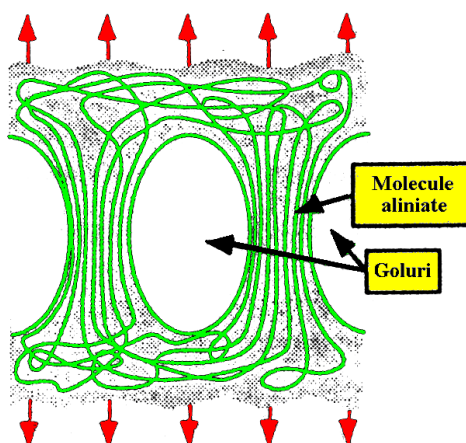


Figura 1.28 – Schematizare - formațiuni „craze” la polimeri [2]

În cazul conductelor de polietilenă, ruperea fragilă apare la tensiuni mici și durate de solicitare mari, fără deformarea conductei. Acest tip de rupere își are originea în domeniile cristaline ale materialului. La început ia naștere o fisură care, datorită concentrării tensiunii la vârful acesteia, se propagă în material.

Temperaturile mai ridicate accelerează procesul. Apa nu accelerează propagarea fisurii, întrucât, datorită tensiunii superficiale ridicate, nu poate pătrunde în fisura din PE. Dacă e adăugat un agent de umectare, pentru scăderea tensiunii superficiale a apei, aceasta va pătrunde în fisură și va acționa ca o pană între cele două flancuri ale fisurii (vezi figura 1.29).

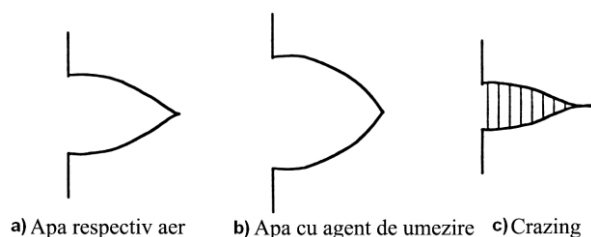


Figura 1.29 - Propagarea fisurii în polietilenă [48]

Apariția fenomenului „Craze” împiedică propagarea fisurii prin formarea de punți de legătură între flancurile fisurii din PE. Acestea leagă flancurile fisurii și împiedică extinderea fisurii și pe de altă parte păstrează unghiul la vârful fisurii și implicit factorul de concentrare al tensiunii.

„Firele” de legătură, evidențiate prin microscopie electronică, constau din grupuri de aproximativ 100 lanțuri de molecule ale fazei amorfe. Ele se rup după un mecanism ductil [48].

La polietilena PE 100 există două tipuri de molecule ce influențează favorabil comportamentul la rupere fragilă a materialului. Pe de o parte lanțurile ramificate contribuie la formarea punților de legătură „crazing” ce opun propagării fisurii. Aceste lanțuri laterale au un efect de „cârlig”, care împiedică despărțirea fibrelor de material polimer. Pe de altă parte, în aceeași direcție acționează și lungimea mare a laturilor fazei amorfe, care favorizează apariția „moleculelor Tie”. Aceste molecule realizează o legătură între mai multe cristale, fapt ce conduce la îmbunătățirea proprietăților mecanice ale materialului.

Formarea fisurilor „craze” are loc printr-un mecanism de cavitație într-un „lichid cu prag” ca urmare a unei puternice solicitări hidrostatice negative la nivel microscopic. Acest fenomen de cavitație rezultă din deformarea fazei amorfe care asigură transferul solicitării în interiorul lamelor cristaline. Acestea devin deformate primar prin forfecări interlamelare, de exemplu: alunecarea în paralel a lamelor una față de alta – figura 1.30a, sau prin separarea interlamelară, ce conduce la creșterea distanței dintre lamele atunci când sarcina se aplică perpendicular în raport cu suprafața lor cea mai mare – figura 1.30b.

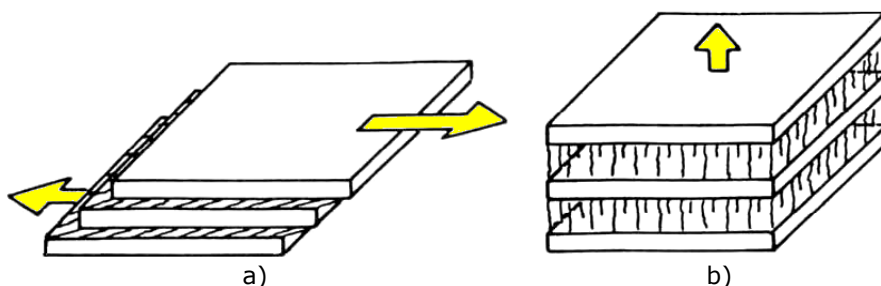


Figura 1.30 – Mecanismul de deformare a fazei intercrystaline amorfe
a) Alunecare interlamelară; b) Separare interlamelară [35]

Când s-a atins limita de curgere, deformarea se aplica fazei cristaline a PE, iar axele cristalelor sunt direcționate pe direcția de solicitare [44]. Modul cel mai frecvent de deformare plastică este alunecarea. Ea constă în translația părții „A” a

cristalului în raport cu o altă parte „B”, după un plan de alunecare „G” și o direcție de alunecare „D” conținută în planul „G”, figura 1.31.

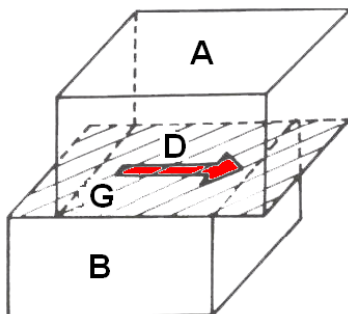


Figura 1.31 – Mecanismul cristalografic de alunecare [36]

În cazul lamelor polimerului cristalin, alunecarea nu este posibilă decât într-un plan ce conține axa catenelor, iar direcția de alunecare este direcția catenelor „cala de lansare a catenei” (alunecare paralelă), sau perpendicular pe catene („transversal pe cala de lansare”), cu se indică în figura 1.32. În cazul alunecării paralele, aceasta poate fi omogenă „cala de lansare rafinată” pe un număr redus de plane paralele și bineînțeles cu deformații puternice. Această alunecare dă naștere unei fragmentări a lamelor în blocuri cristaline, însoțită de desfacerea catenelor ce pornesc de la suprafețele rupturii [117]. Apariția găturii este pusă pe seama materializării fenomenului plastic de instabilitate [89].

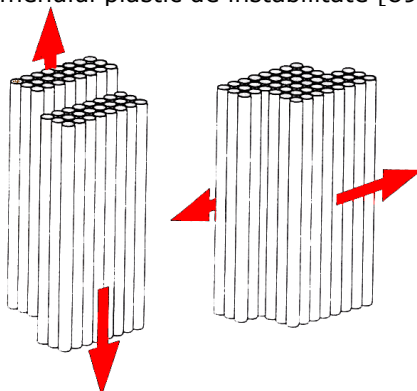


Figura 1.32: Alunecarea paralelă sau perpendiculară pe catene [36]

Intr-o sferulită, deformațiile posibile depind de orientarea suprafeței în cauză în raport cu direcția solicitării principale. Se disting 3 tipuri de zone (figura 1.33): ecuatoriale, diagonale sau polare, în funcție de care dintre lamelele radiale ale sferulitei sunt perpendiculare, formează un unghi cuprins între 0 și 90° sau, sunt paralele cu direcția de solicitare la tracțiune.

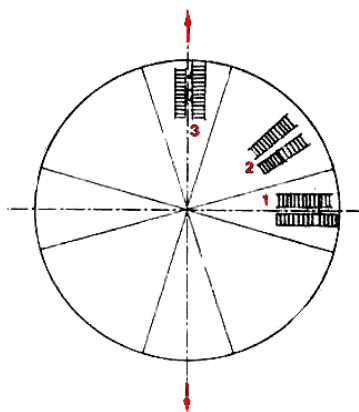


Figura 1.33 – Trei tipuri de zone semnificative din interiorul unei sferulite supuse la tracțiune: (1) ecuatorială (2) diagonală (3) polară. [35]

Proprietățile mecanice sunt ușor afectate de mărimea sferulitelor, dar mai ales de lamelele cristaline. În timpul propagării găturii, sferulitele sunt complet distruse și structura devine fibrilară [116]. Așa cum se prezintă în partea I a figurii 1.34, separarea lamelor cristaline ca urmare a solicitării, prezintă o componentă ce în mod normal favorizează apariția microgolurilor, în componenta amorfă interlamelară, la începutul procesului de formare a fisurilor [27].

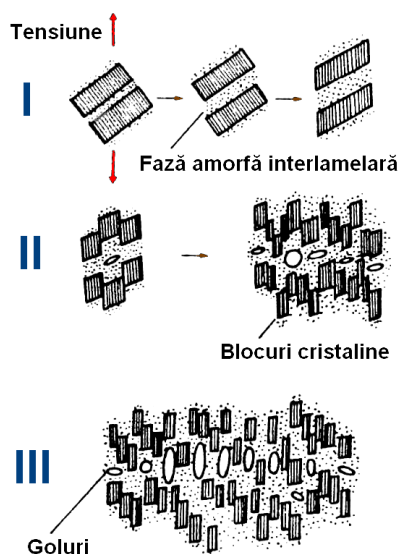


Figura 1.34 – Stadiile de formare a fisurilor la un polimer semicristalin, după Friedrich [27]

În etapa II, când solicitarea atinge valoarea critică (limita de curgere) faza cristalină devine deformată și se formează blocuri de 10 la 30 nm prin detașarea acestora din cristal [27, 67, 129]. Faza cristalină se poate deforma prin câteva modalități (amestecare mecanică, transformări de faze), dar alunecarea cristalină este modul principal care determină deformația, întrucât ea poate genera deformații majore.

Datorită acestui proces de curgere locală, se creează între lamele defecte sub-micrometrice de formă elipsoidală. Aceste defecte tind să favorizeze o creștere a solicitării în zonele adiacente, ceea ce are ca efect destrămarea lamelor în timpul procesului local de deformare. Astfel, crește probabilitatea de formare a golurilor și a fibrilelor între aceste zone.

În aceste condiții, fibrile care se formează sunt alcătuite din blocuri cristaline conectate între ele prin molecule ale legăturilor parțial întinse și sunt separate prin cavități [27, 92, 129].

În al treilea stadiu, destrămarea catenelor pornește de la suprafața de rupere a blocurilor ce leagă cristalele, conducând la extensia completă a acestor fibrile. Figura 1.35d prezintă fenomenul de aliniere a blocurilor corespunzător direcției de solicitare [35].

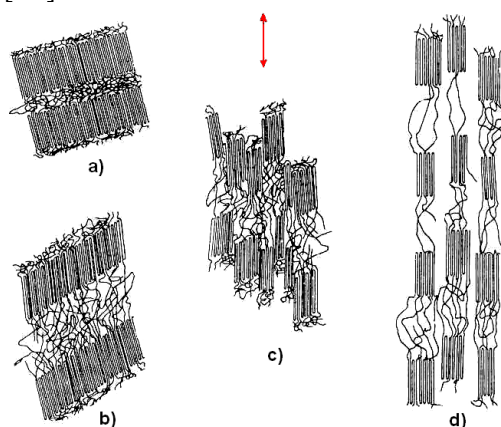


Figura 1.35 – Deformarea în zona diagonală a sferulitelor [35]:
a) starea nedeformată; b) extensia fazei amorfe; c) fragmentarea lamelelor cristaline;
d) alinierea fragmentelor după direcția de tragere

În concluzie, formarea fisurilor (schematizată în figura 1.36) este un fenomen de cavitație, în timpul căruia materialul trece dintr-o structură sferulitică într-o structură fibroasă puternic întinsă și înconjurată de multe goluri. Dezvoltarea acestor fisuri, în plane perpendiculare pe axa de solicitare, este realizată prin extragerea de material din suprafețele adiacente și extinderea golurilor dintre fibrile, pe măsura creșterii tensiunilor interne [52].

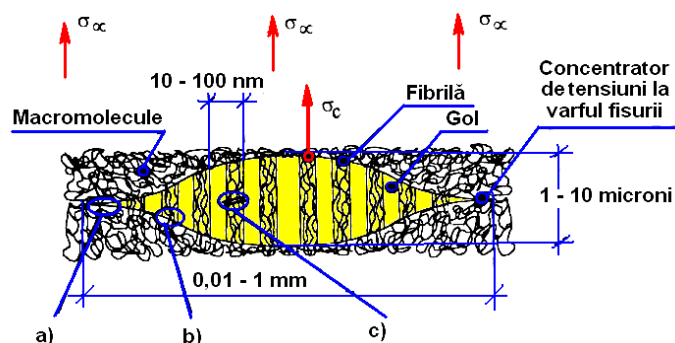


Figura 1.36 – Schematizarea unui fisuri [114]
a) - formarea fibrilelor; b) - creșterea fibrilelor; c) - ruperea fibrilelor

Ruperea materialelor semicristaline [67] de tip polietilenă, survine prin crearea unei fisuri în centrul rupturii, prin ruperea fibrelor, după ce acestea ating alungirea lor maximă [41, 68]. Cauzele ruperii fibrelor în PE este un subiect controversat, la care sunt în opoziție două teorii. Prima presupune o rupere prin încolăcirea catenelor în timpul alunecării și implicit descurcarea moleculelor pliate [7]. A doua ia în considerare scindarea catenelor ce formează fibrilele [67]. Disputa provine de la faptul că există o puternică analogie dintre ruperea interlamelară și fisurarea polimerilor vitroși, [96, 98] și de la faptul că cele două procese s-au observat la polimerii vitroși. Într-adevăr, pentru temperaturi apropiate de temperatura de vitrifiere, T_g și mase apropiate de masa critică, fibrila se poate rupe prin alunecarea catenelor în materialul aflat în stare vitroasă. Pentru polimerii semicristalini cu masă molară ridicată, se pare că pentru temperaturi T cuprinse între T_g și temperatura de topire T_f , faza cristalină împiedică alunecarea moleculară în catenele rupturii și acestea cedează mai curând prin ruperea catenelor decât prin descălcire, [95, 97] fiind detectați radicali liberi în timpul solicitării la tracțiune a PE [91].

Oxborough și Bowden au propus următoare lege pentru cedarea prin crăpături [2]:

$$\varepsilon_1 = \frac{\beta(t,T)}{E} + \frac{\gamma(t,T)}{3 \cdot \sigma_m} \quad (1.5)$$

unde: ε_1 este deformația normală principală maximă
 β, γ – parametrii dependenți de temperatură.

Ruperea apare într-o zonă cu crăpături când fibrilele individuale cedează. Acest proces poate fi instabil dacă, la cedarea unei fibrile tensiunea redistribuită este suficient de mare încât să rupă una sau mai multe fibrile învecinate.

Ruperea într-o zonă crăpată este inițiată de obicei din particule anorganice de praf care au fost înglobate în polimer.

Curgerea prin crăpături și curgerea prin forfecare sunt mecanisme concurente. Comportarea predominantă la curgere depinde de structura moleculară, starea de tensiune și de temperatură. La tensiuni de întindere mari, rezultate din presiunea hidrostatică se va produce o curgere prin crăpături, în timp ce curgerea prin forfecare se produce la o componentă tangențială mare a tensiunii. Fiecare mecanism de curgere prezintă o dependență diferită în funcție de temperatură, astfel încât mecanismul predominant se poate schimba odată cu modificarea temperaturii.

Ca și în cazul metalelor, și la polimeri zona tipică de curgere se formează la vârful fisurii. În cazul curgerii prin forfecare zona degradată se aseamănă cu zona plastică la metale, întrucât alunecarea la metale și forfecarea la polimeri sunt guvernate de legi de curgere similare.

Curgerea prin crăpături produce totuși o alunecare de tip Dugdale în zona de curgere dinaintea vârfului fisurii. Din cele două mecanisme de curgere la polimeri, „crazing” este oarecum mai orientat spre vârful fisurii datorită stării triaxiale de tensiune. Curgerea prin forfecare poate apărea totuși la vârful fisurii la unele materiale, în funcție de temperatură și de geometria epruvetei.

Dacă zona crăpată dinaintea vârfului fisurii este mică în comparație cu dimensiunile epruvetei, se poate estima lungimea p , după modul de curgere Dugdale-Barmdlatt:

$$\rho = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_c} \right)^2 \quad (1.6)$$

unde: K_I – coeficientul de concentrare la vârful fisurii
 σ_c – tensiunea crăpăturii

Fisura avansează când fibrele de la marginea solicitată a crăpăturii cedează. Cu alte cuvinte cavitățile din zona „craze” se unesc cu vârful fisurii. Creșterea fisurii prin crăpături poate fi atât stabilă cât și instabilă, funcție de tenacitatea relativă a materialului. Unii polimeri cu tenacitate intermediară prezintă sporadic așa numita creștere a fisurii alunecoase: la o deschidere critică la vârful fisurii, întreaga zonă „craze” se rupe și fisura, după o propagare bruscă, se oprește și zona „craze” se reformează la un nou vârf de fisură.

1.3.1.3. Tranziția ductil - fragil

În vecinătatea temperaturii ambiante, PE prezintă două moduri de rupere: la solicitări ridicate ea cedează în scurt timp într-un mod ductil, în timp ce la solicitări reduse ea cedează în mod fragil la solicitări de lungă durată [65, 69, 126]. Relația dintre solicitare și timpul până la rupere este schematizată în figura 1.37.

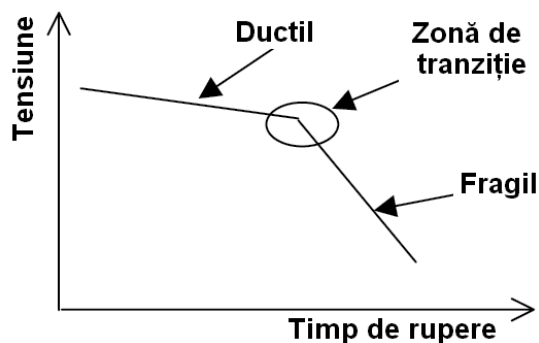


Figura 1.37 – Curba fluaj a PE [15]

Curba prezintă două zone caracteristice. Prima zonă, cu solicitări puternice pentru care durata de viață este puternic dependentă de solicitare, corespunde domeniului ductil. A doua zonă reprezintă domeniul fragil, pentru care durata de viață este mult mai puțin dependentă de solicitare.

În zona ductilă, ruperea este asociată cu o curgere plastică a materialului și durata până la rupere este determinată de viteza de fluaj. În zona fragilă, ruperea este asociată propagării fisurii ce pornește de la un defect de material. Cele două procese au loc în același timp, dar la solicitări mari viteza de fluaj predomină, iar la solicitări mici predomină viteza de propagare a fisurii.

1.3.2. Dinamica ruperii

1.3.2.1. Conceptul moleculelor de legătură

Prezența moleculelor intercrystaline de legătură, a fost sugerată pentru prima dată de Keith și Padden [54] și a fost mult citată în [34, 41, 68, 69, 125], ca fiind în legătură cu rezistența mecanică a PE. Au fost elaborate teorii referitoare la moleculele de legătură (în special Brown [42]), care descriu calculul probabilității de formare a moleculelor de legătură pentru o catenă de polimer și influența fracției ei în molecula de legătură asupra deschiderii unei fisuri.

După Zhou [138], timpul de rupere este în principal influențat de concentrația moleculelor de legătură în timp ce forța exercitată de o moleculă este invers proporțională cu concentrația moleculelor de legătură.

Moleculele de legătură (molecule TIE) pot fi de mai multe tipuri. În timpul construcției rețelei cristaline prin împachetări regulate, catenele macromoleculare pot forma cârlige de agățare, bucle sau molecule de legătură realizate dintr-o catenă ce traversează două lamele cristaline consecutive (așa cum se prezintă în figura 1.38). Pe lângă cele amintite anterior, ca moleculele de legătură se menționează și moleculele formate prin încurcarea buclor lamelor apropiate.

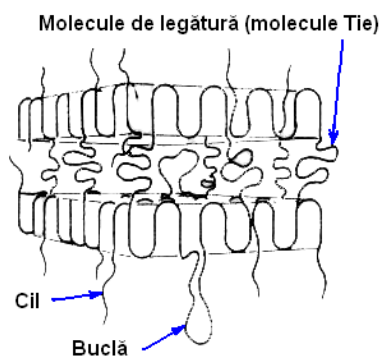


Figura 1.38 – Reprezentare schematică a moleculelor de legătură [138]

1.3.2.1.1. Viteza de propagare a fisurii - modelul lui Brown

Brown [42] arată că în cazul epruvetelor crestate, imediat după aplicarea încărcării se formează o zonă de degradare aproape triunghiulară, cu un unghi α calculat ca fiind de 8°C , ce rămâne constant. Deplasarea deschiderii fisurii (Crack Opening Displacement COD) poate fi măsurată în diverse moduri: pe suprafața epruvetei (AA), la rădăcina creștăturii (DC) și la baza fisurii (BB) [41].

Curbele tipice obținute prin această metodă reprezintă variația deschiderii la vârful fisurii - COD, în funcție de timp, pentru diferite mase molare sau diferite concentrații de ramificații. În general comportarea este aceeași: se observă un COD inițial la $t=0$ cu formarea unei zone de degradare a cărei mărime este dată prin teoria lui Dugdale și pentru care viteza de deschidere a fisurii, $\dot{\delta}_0$ este constantă.

Când COD atinge valoarea critică, δ_c , fisura se propagă și fenomenul se

accelerează până la rupere. Viteza $\dot{\delta}_0$ se diminuează atunci când masa molară crește și timpul de rupere crește. Conform lui Brown [42] cinetica ruperii este aproximativ dată de $\dot{\delta}_0$. Viteza $\dot{\delta}_0$ depinde de foarte mulți parametri, dar în special de tensiune și de adâncimea creștăturii inițiale. Conform curbelor $\dot{\delta}_0 = f(\sigma)$ și $\dot{\delta}_0 = g(a_0)$, obținute de Brown și alții [42], efectul acestor doi parametri principali (tensiune și adâncime creștătură) la temperatură constantă, poate fi reprezentat prin ecuația :

$$\dot{\delta}_0 = C_1 \cdot \sigma^{5,0} \cdot a_0^{2,0} \quad (1.7)$$

unde doar C_1 depinde de masa molară.

Curba $\dot{\delta}_0$ în funcție de intensitatea tensiunii arată că:

$$\dot{\delta}_0 = A_1 \cdot K^{4,7} \quad (1.8)$$

unde A_1 depinde de masa molară.

Aceste două ecuații obținute experimental nu sunt total compatibile întrucât pentru barele crestate din lot, intensitatea tensiunii se scrie:

$$K = Y_1 \cdot \sigma \cdot a_0^{1/2} \quad (1.9)$$

Pe de altă parte, curbele reprezintă $\log \dot{\delta}_0$ în funcție de $1/T$ pentru diferite mase molare, arată că energia de activare nu depinde de masa și este de 115kJ/mol (între 110 și 120 kJ/mol, funcție de autor/publicație). Astfel, toate datele pot fi rezumate în ecuația următoare:

$$\dot{\delta}_0 = C \cdot \sigma^{5,0} \cdot a_0^{2,0} \cdot \exp\left(\frac{-115000}{RT}\right) \quad (1.10)$$

Unde C variază invers proporțional cu \overline{M}_w (conform $\log \dot{\delta}_0$ în funcție de $\log \overline{M}_w$), în plus precizia curbei $1/C$ în funcție de \overline{M}_w arată că C este proporțional cu $\frac{1}{\overline{M}_w - \overline{M}_c}$, unde $\overline{M}_c = 18000$.

Rezultă:

$$\dot{\delta}_0 = \frac{1}{\overline{M}_w - 18000} \cdot \sigma^{5,0} \cdot a_0^{2,0} \cdot \exp\left(\frac{-115000}{RT}\right) \quad (1.11)$$

Această ecuație (1.11) arată că influența tensiunii, a adâncimii creștăturii sau a temperaturii asupra $\dot{\delta}_0$ sunt independente de masa molară; Acest fapt sugerează că mecanismul de rupere este același indiferent de masa molară. Mai mult, odată ce energia de activare este de asemenea aceeași pentru diferite mase molare, înseamnă că procesul micromolecular de activare termică este independent de masă.

Lu și Brown de asemenea au arătat că $\dot{\delta}_0$ se bazează pe două procese: viteza de nucleație din zona de degradare și viteza de descâlcire a fibrilei. Viteza de nucleație crește când scade limita de curgere, iar limita de curgere scade ușor când masa crește pe măsură ce viteza $\dot{\delta}_0$ descrește. Brown ajunge la concluzia că ceea ce este important este efectul masei molare asupra vitezei de descâlcire și că rolul hotărâtor în acest proces îl joacă moleculele de legătură ce unesc blocurile cristaline. Există două tipuri de molecule de legătură. Cea mai uzuală este aceea ce provine dintr-o catenă ce traversează două lamele cristaline vecine și zona amorfă intermediară. Se poate considera de asemenea că două molecule răsucite pe suprafața lamelor cristaline adiacente, constituie o pereche de molecule de legătură. Brown definește distanța critică de formare a unei legături ca fiind: $L = 2L_c + L_a$ unde L_c este grosimea medie a lamelei cristaline și L_a este grosimea stratului amorf. Valoarea absolută a numărului de molecule de legătură calculat depinde de alegerea acestei distanțe, dar numărul relativ de molecule de legătură este mult mai puțin influențat de densitatea ramificațiilor.

În stare lichidă, valoarea medie pătratică \bar{r} a distanței dintre două molecule este dată de:

$$\bar{r} = (Dn'l^2)^{1/2} \quad (1.12)$$

Unde (pentru PE): $D=6,8$ și $l = 0,153$ nm.

Probabilitatea de a avea o lungime r este:

$$p(r) = ar^2 \exp(-b^2 r^2) \quad (1.13)$$

Unde: a este o constantă și $b^2 = 3/2r^{-2}$.

Probabilitatea de formare a unei molecule de legătură este atunci egală cu probabilitatea de găsim a unui segment de catenă cu lungimea $r \geq L = 2L_c + L_a$, se poate spune:

$$P = \frac{1}{3} \frac{\int_0^{\infty} r^2 \exp(-b^2 r^2) dr}{\int_0^{\infty} r^2 \exp(-b^2 r^2) dr} \quad (1.14)$$

Factorul $1/3$ s-a introdus pentru a ține cont de faptul că doar segmentele orientate în direcție normală la suprafața lamelor pot da catene de legătură intercrystalină.

Ecuția (1.14) este validă pentru un sistem monodispers, dar pentru sistemele ce prezintă o distribuție a masei molare, probabilitatea de formare a unei molecule de legătură pentru o distribuție a masei molare $n(M)$ este:

$$P = \frac{\int_0^{\infty} nPdM}{\int_0^{\infty} ndM} \quad (1.15)$$

Dacă σ_f este tensiunea medie exercitată asupra unei fibrile și t este numărul de molecule de legătură pe unitate de suprafață a fibrilei, atunci forța medie ce soliciță o moleculă de legătură este dată prin:

$$F = \frac{\sigma_f}{t} \quad (1.16)$$

Brown consideră că descâlcirea care conduce la ruperea finală este controlată de forța F care trage moleculele de legătură afară din cristal. Se introduce viteza de extracție v a moleculelor de legătură, presupusă slabă, ce se poate exprima prin:

$$v = mF \quad (1.17)$$

unde m este un coeficient de mobilitate ce depinde de temperatură conform relației:

$$m = m_0 \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1.18)$$

m_0 este o constantă invers proporțională cu lungimea moleculelor de legătură din cristal, ceea ce se traduce prin: $m_0 = 1/BL_c$; $B = \text{constant}$.

Rezultă:

$$v = \frac{\sigma_f}{BL_c t} \sigma^n e^{-Q/RT} \quad (1.19)$$

Nu toate moleculele au chiar aceeași mobilitate și se presupune că există fracția β de molecule mobile ce permit corelarea vitezei inițiale COD cu viteza de extracție a moleculelor de legătură: $\dot{\delta}_0 \sim \beta v$. Mai mult, dacă tensiunea locală aplicată fibrilei este corelată cu tensiunea aplicată prin relația: $\sigma_f \sim \sigma^n$; atunci se obține:

$$v = \frac{A\beta}{BL_c t} \sigma^n e^{-Q/RT} \quad (1.20)$$

Această ecuație permite să se ia în considerare efectul densității moleculelor de legătură asupra vitezei inițiale de deschidere a fisurii și deci asupra comportamentului mecanic al materialului polimer.

Yeh și Runt [137] au introdus în completarea studiului precedent, prezența moleculelor de legătură formate prin încurcarea a două molecule provenind din cristale adiacente. În aceeași manieră, utilizând probabilitatea de formare a moleculelor de legătură ce pornesc dintr-o catenă ce traversează două lamele cristaline, au obținut expresia următoare pentru numărul de molecule de legătură prin catene într-un polimer monodispers cu masă M :

$$T_1(M) = \frac{1}{3} \int_{2,45L_p}^{\infty} a' \cdot l(r, L_p) \cdot r^2 \cdot \exp(-b^2 r^2) dr \quad (1.21)$$

unde a este o constantă egală cu $4b^3/\pi^{0,5}$.

Factorul $l(r, L_p)$ ține seama de faptul că probabilitatea de formare a unei molecule de legătură crește cu raza de rotație a distribuției statistice.

Limita inferioară a integralei corespunde ipotezei conform căreia diametrul de rotație a distribuției statistice trebuie să fie mai mare decât de două ori lungimea de perioadă, pentru formarea unei molecule de legătură: $2R_g \geq 2L_p$ și $R_g = r/6^{0,5} \Rightarrow r > 2,45L_p$.

În [137] autorii țin seama de formarea moleculelor de legătură prin încurcarea din timpul cristalizării, care poate de asemenea juca un rol determinant asupra caracteristicilor mecanice.

Ipoteza abaterii pornește de la alura distribuției: este necesar ca diametrul de rotație să fie mai mare decât lungimea perioadei, ceea ce se traduce prin: $r \geq 1,22L_p$. Integrarea trebuie atunci să se facă pe domeniul $1,22L_p < r < \infty$. Pentru a găsi numărul de molecule de legătură încălcate, este necesar să știm numărul de încălcări pe catenă după cristalizare. Probabilitatea de formare a moleculelor de legătură în acest caz este dat de produsul N și probabilitatea ca o catenă să aibă un diametru de rotație superioră lui L_p :

$$T_2(M) = \int_{1,22L_p}^{\infty} N \cdot a' \cdot r^2 \cdot \exp(-b^2 r^2) dr \quad (1.22)$$

În concluzie, dacă presupunem că două tipuri de molecule de legătură au din punct de vedere mecanic același impact asupra proprietăților, se obține numărul de molecule de legătură formate prin catena de masă M :

$$T(M) = T_1(M) + T_2(M) \quad (1.23)$$

Conform studiului lui Yeh și Runt, această abordare a densității catenelor de legătură permite o bună predicție a comportamentului pe termen lung a mai multor tipuri de polimeri semicristalini.

1.3.2.1.2. Viteza de propagare a fisurii - Modelul lui Thomas

Peterlin și alții [73, 74, 89, 90, 94] au studiat pe larg deformația plastică a polimerilor semicristalini, mult mai precis din punctul de vedere al aspectelor structurale a tranziției fibrilare de exemplu fragmentarea lamelară și rearanjamentul blocurilor cristaline în interiorul microfibrilelor sub formă de „colier de perle” în direcția de întindere, în cursul laminării microfibrilelor.

Ward și alții [13, 14] au studiat mai particular influența factorilor fizici și chimici asupra modelării prin laminare a polimerilor. Tarin și Thomas au obținut o ecuație analitică pentru viteza naturală de deformație ținând seama incidența topologiei moleculare asupra fragmentării lamelare [127]. În această abordare, laminarea este în principal atribuită descâlcirii catenelor ce însoțesc fragmentarea lamelare și separarea blocurilor cristaline, cum este descris în figura 1.39.

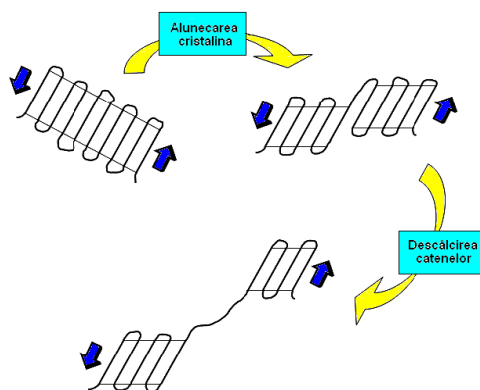


Figura 1.39 – Alunecarea cristalină, fragmentarea lamelare și descâlcirea catenelor sub deformație [127]

Moleculele de legătură sunt considerate ca punți moleculare ce previn clivajul cristalului și în consecință factori ce reduc fragmentarea și descâlcirea catenelor. Ecuația următoare de dă o expresie inițială pentru viteza naturală de deformație:

$$\lambda_n = V_{uf} \times \lambda_{uf} + (1 - V_{uf}) \times \lambda_{rot} \quad (1.24)$$

Primul termen din membrul drept ține cont de descâlcirea catenelor și cel de-al doilea termen de rotația blocurilor cristaline în timpul rearanjării ce dă naștere microfibrilelor. În această expresie V_{uf} este fracția volumică a fazei cristaline a cărei catene a fost descâlcită și $\lambda_{uf} = \tau / \delta$ viteza de laminare asociată cu evenimentul elementar de descâlcire a catenei, τ și δ fiind grosimea cristalului și respectiv spațiul dintre catenele cristalului. Viteza de deformare asociată cu rotația blocurilor cristaline, λ_{rot} , este considerată aproape 1. Acest punct de vedere asupra tranziției fibrilare a fost întărit de Thomas și alții grație unui studiu foarte meticulos a deformării plastice a filmelor fine de polietilenă de înaltă densitate prin microscopie electronică prin transmisie [23, 120, 127].

Fracția volumică a cristalelor descâlcite V_{uf} este un factor cheie a abordării, luând în considerare legătura directă cu densitatea de suprafață a moleculelor de legătură, δ . Aceasta depinde de viteza de creștere cristalină G , conform $\delta = \delta_0 \cdot G$. Astfel, λ_n se poate scrie:

$$\lambda_n = 1 + (\tau/\delta - 1) \left[v_0 / (v_0 + \sqrt{\rho_0 G \tau}) \right]^2 \quad (1.25)$$

unde v_0 și ρ_0 sunt două constante de proporționalitate.

Tarin și Thomas [127] au demonstrat că în mod similar viteza naturală de deformație depinde foarte puternic de cinetica cristalizării în cazul PEHD. Rezultatul studiului a fost acela că cristalizarea lentă induce o diminuare a densității moleculelor de legătură a cărei consecință directă este o creștere a vitezei naturale de deformație.

Mai recent, Strobl și alții [75] au sugerat că moleculele de legătură nu contribuie semnificativ la deformarea plastică sub sarcină, ci doar încălcirea rețelei macromoleculare ce se opune curgerii plastice și în consecință determină deformabilitatea maximă.

Prin combinarea punctului de vedere a lui Tarin și Thomas pe de o parte și cel al lui Strobl pe de altă parte, se poate sugera că polimerii semicristalini constau dintr-o rețea macromoleculară pe două nivele: o rețea convențională ce conține doar încălciri ce determină viteza maximă de deformare și o a doua rețea ce include moleculele de legături intercristaline care determină viteza naturală de deformare.

2. SUDAREA POLIETILENEI

2.1. Îmbinarea materialelor termoplastice

Materialele tradiționale, cum este fonta, oțelul, aluminiul sunt pe cale să fie înlocuite în multe aplicații cu materiale plastice, ceramice sau compozite.

În domeniul alimentării cu apă, gaz, la evacuarea deșeurilor fluide și în general la construcția instalațiilor sunt folosite pe scară din ce în ce mai largă conducte din materiale polimere termoplastice și în special din polietilenă (PE). Ele se caracterizează printr-o rezistență bună la substanțele din mediul înconjurător și prin greutatea lor scăzută. Valorile temperaturilor la care sunt expuse nu depășesc de regulă 100°C [110].

Cu creșterea utilizării polimerilor, crește și necesitatea de îmbinare a acestora. Ca orice material, polimerii sunt îmbinați în trei moduri [87]: prin fixare mecanică, prin procedee de sudare, sau prin lipire cu adezivi. Fixarea mecanică și lipirea se face în mod similar ca și în cazul altor materiale. Pentru sudare se utilizează metode termice sau metode prin fricțiune sau ultrasunete (figura 2.1).

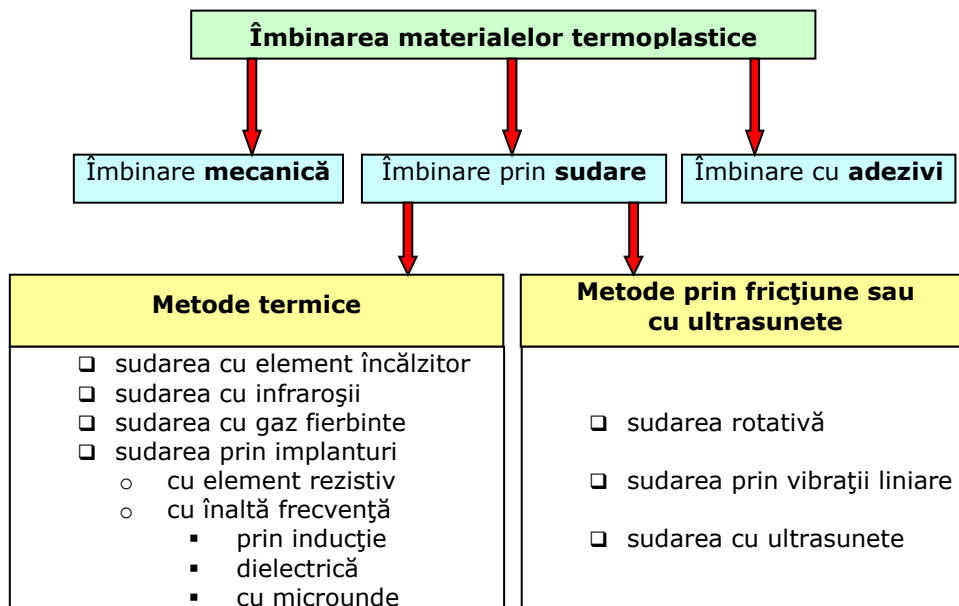


Figura 2.1 Metode de îmbinare a materialelor termoplastice

Modul în care se realizează îmbinarea materialelor termoplastice depinde de microstructura polimerului, configurația catenelor acestuia în urma contactului intim și amestecării.

O categorie de procedee de sudare utilizează pentru obținerea sudurii energii provenite de la o sursă termică care topește polimerul (plita fierbinte, gazele

fierbinți, generatoarele de curenți turbionari, microundele, radiațiile infraroșii sau LASER).

Altă categorie de procedee de sudare folosită pentru topirea polimerului energia aplicată unui implant care rămâne înglobat în îmbinarea sudată, (implanturile utilizate la sudarea prin rezistență sau prin inducție).

A treia categorie de procedee o constituie procedeele de sudare prin rotire, vibrație și prin ultrasunete, unde topirea polimerului este obținută prin fricțiune sau prin histereza încălzirii polimerului.

O categorie aparte o constituie metodele de îmbinare fără căldură ce folosesc solvenți pentru dizolvarea polimerului. Polimerul este redepus în îmbinare la evaporarea solventului.

2.1.1. Sudarea cu element încălzitor

La sudarea cu element încălzitor a materialelor termoplastice, structura polimerului este adusă în contact cu plita încălzitoare pentru înmuierea sau topirea polimerului. Părțile sunt apoi separate de placa încălzitoare și presate împreună forțând catena polimerului să se amestece și să se sudeze.

Rezistența apare la răcire. Acest proces utilizează frecvent pentru încălzire o plită plată și menghine pentru prinderea celor două piese de sudat. Căldura este aplicată pentru topirea polimerului; forjarea și răcirea realizează sudura (figura 2.2).

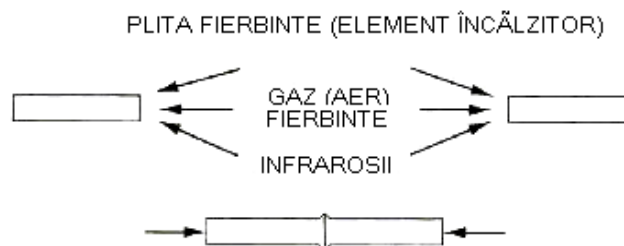


Figura 2.2 – Schema de realizare a sudurii cap la cap cu element încălzitor [87]

2.1.2. Sudarea cu infraroșii

Încălzirea cu lămpi cu radiații infraroșii s-a dezvoltat recent ca o metodă de sudare pentru multe structuri polimerice. În cazul sudării cap la cap cu element încălzitor polimerul de sudat vine în contact cu plita încălzită (deși încălzirea poate fi făcută prin radiație dacă componentele sunt ținute în apropierea plitei). Spre deosebire de sudare cu element încălzitor, la sudarea cu infraroșii energia necesară sudării provine de la lămpi cu radiații în infraroșu. Acestea scanează suprafața îmbinării pentru a realiza topirea polimerului. Când s-a atins temperatura potrivită (controlată de senzori), lămpile cu infraroșii sunt extrase și componentele sunt alăturate sau presate una spre alta pentru realizarea îmbinării.

2.1.3. Sudarea cu gaz fierbinte

Sudarea cu gaz fierbinte sau sudarea cu aer fierbinte este similară cu lipirea tare sau alt proces de sudare la care sudura este realizată prin topirea sârmei de sudare în îmbinare. Forma îmbinării este similară cu aceea utilizată la sudarea metalelor, putând fi realizate îmbinări cap la cap, de colț și prin suprapunere. Suprafețele de îmbinat au rosturi și sunt pregătite în exact aceeași manieră ca și la metale.

Procesul implică suflarea de gaz inert sau aer fierbinte atât asupra sârmei de adaos (făcută din același material ca cel sudat), cât și asupra suprafețelor componentelor ce urmează să se îmbine.

Gazul fierbinte topește suprafața sârmei de adaos și suprafața rostului din zona îmbinării. Presiunea aplicată sârmei de adaos forțată în îmbinare conduce la amestecarea catenelor polimerului, realizând sudura. Nu este necesară și nici nu se dorește topirea integrală a sârmei de sudare pentru evitarea descompunerii polimerului.

Câteva forme tipice de îmbinări ce pot fi realizate prin sudare cu gaz fierbinte sunt prezentate în figura 2.3.

În unele cazuri, se utilizează role de comprimare în spatele echipamentului de sudare cu gaz fierbinte pentru furnizarea unei presiuni suplimentare pentru compactarea polimerului.

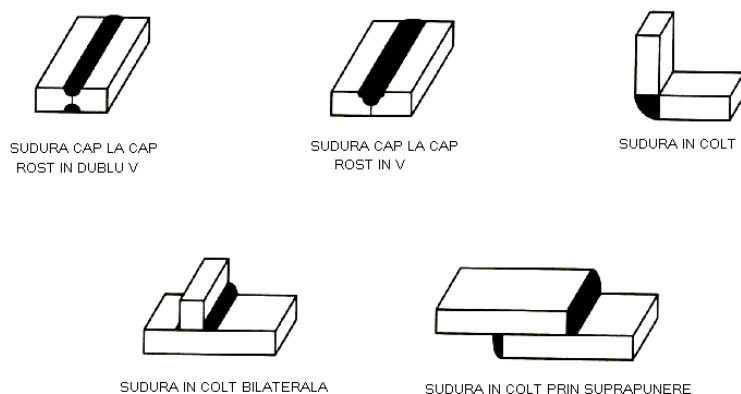


Figura 2.3 – Forme tipice de îmbinări realizate prin sudare cu gaz fierbinte [87]

Sudarea semiautomată este o variantă a sudurii manuale cu gaz fierbinte la care suflaiul este fixat pe un pistol cu gaz fierbinte (figura 2.4). Realizarea alimentării cu sârmă de adaos, se face tot prin intermediul suflaiului. Sârma trece printr-o cameră încălzită în care suprafața acesteia se topește rapid. Sârma de adaos este trasă în lungul suflaiului, ca și la procedeele de sudare uzuale, iar prin aplicarea unei presiuni la baza suflaiului, sârma topită este forțată în îmbinare.

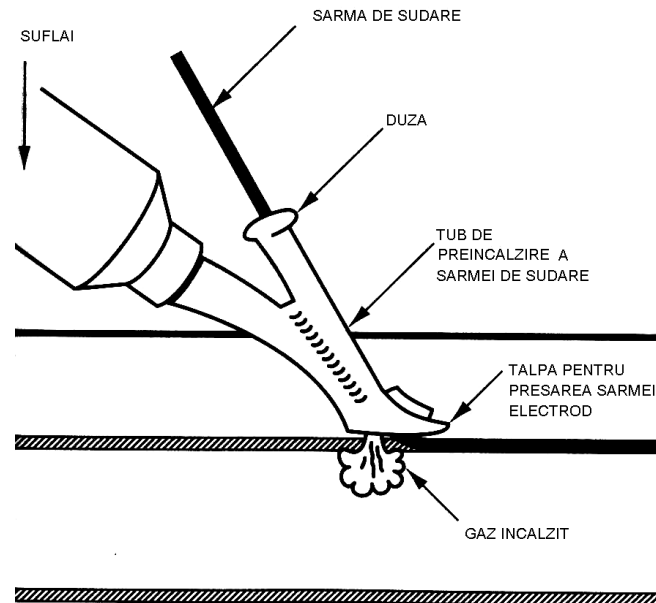


Figura 2.4 – Pistoletul de gaz fierbinte [87]

2.1.4. Sudarea cu implant rezistiv

Sudarea cu implant rezistiv a materialelor termoplastice diferă de sudarea prin rezistență a metalelor (sudarea în linie sau în puncte). La materialele termoplastice sudarea se realizează prin intermediul unui material conductor care este plasat în contact intim cu materialul de bază. Acesta este încălzit prin trecerea unui curent electric. Căldura eliminată topește materialul termoplastic care apoi este presat, pentru realizarea sudurii. Elementul conductor rămâne implantat (înglobat) în linia de fuziune (figura 2.5). Elementul rezistiv poate avea diverse forme incluzând fire, împletituri sau fibre de carbon.

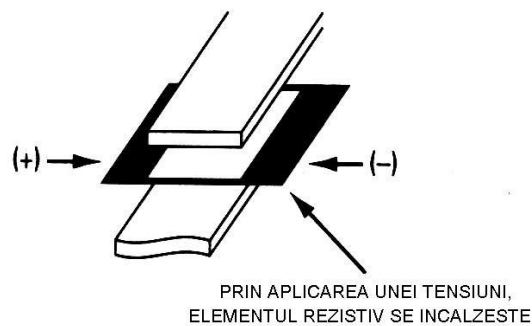


Figura 2.5 - Sudarea cu implant rezistiv [87]

2.1.5. Sudarea cu înaltă frecvență

Sudarea cu înaltă frecvență se bazează pe fenomenul de interacțiune a unor materiale în câmp electromagnetic alternativ, ce conduce la încălzirea lor. Dacă aceste materiale sunt încorporate în linia de îmbinare dintre materiale termoplastice, căldura generată poate conduce la topirea polimerului și formarea îmbinării. Uzual materialele care sunt încălzite de câmp (materiale sensibile) sunt premixate cu materialul termoplastic. Viteza de încălzire poate fi relativ mare și acest proces se utilizează la aplicații de sudare din producția de serie mare.

2.1.6. Sudarea prin inducție

Sudarea prin inducție se poate utiliza atunci când câmpul electromagnetic induce curenți turbionari în materiale bune conductoare de electricitate cum sunt metalele sau alte conductoare, care transferă căldura la contactul cu materialele termoplastice. Modul de realizare a încălzirii prin curenți turbionari este prezentat în figura 2.6.A.

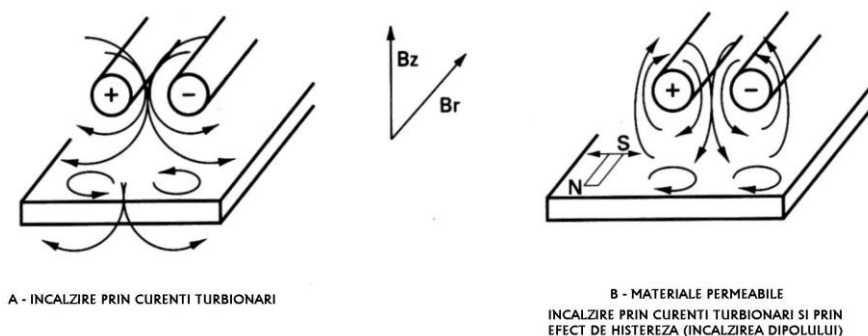


Figura 2.6 - Metode de încălzire prin inducție [87]

Pentru o încălzire eficientă, particulele mici necesită frecvențe ridicate. Sudarea materialelor termoplastice utilizând pulbere de metal magnetic sau oxizi se face în domeniul de frecvență 500 kHz...8MHz, deși metoda a fost dezvoltată pentru frecvențe mai mari.

Alt fenomen utilizat la sudarea cu înaltă frecvență este histereza sau efectul de „încălzire a dipolului”. Acesta apare la materiale magnetice și încetează la atingerea temperaturii corespunzătoare punctului Curie. Ambele fenomene operează simultan la materiale feromagnetice ca: fier, nichel, interacționează cu câmpul. La materiale termoplastice se poate utiliza încălzirea prin curenți turbionari când în material sunt incluse particule foarte mici feromagnetice. Încălzirea prin inducție cu ambele fenomene operând simultan, este ilustrată în figura 2.6B.

Aproape toți polimerii sunt izolatori și transparentți la radiațiile electromagnetice cu frecvențele utilizate la încălzirea prin inducție. În practica industrială, la sudarea prin inducție a materialelor termoplastice se utilizează forme extrudate sau topite confecționate din metal sau oxid metalic încorporate în matricea termoplastică. Pentru a se putea realiza sudarea, aceste forme sunt plasate în linia îmbinării, apoi componentele sunt fixate și se aplică câmpul

electromagnetic. După ce polimerul a fost topit suficient, componentele sunt presate pentru a se realiza îmbinarea.

Sudarea prin inducție a materialelor termoplastice poate fi aplicată pentru diferite forme de îmbinări, câteva fiind prezentate în figura 2.7. Îmbinarea plan – plan este cea mai simplă și este potrivită pentru îmbinările continue cu modificări minime ale suprafețelor de îmbinat, în timp ce îmbinarea plan – cavitate reține materialul susceptibil într-o locație precisă.

Îmbinarea cu lambă și uluc, îmbinarea foarfece și îmbinările treaptă, conferă îmbinărilor o rezistență ridicată la forfecare.

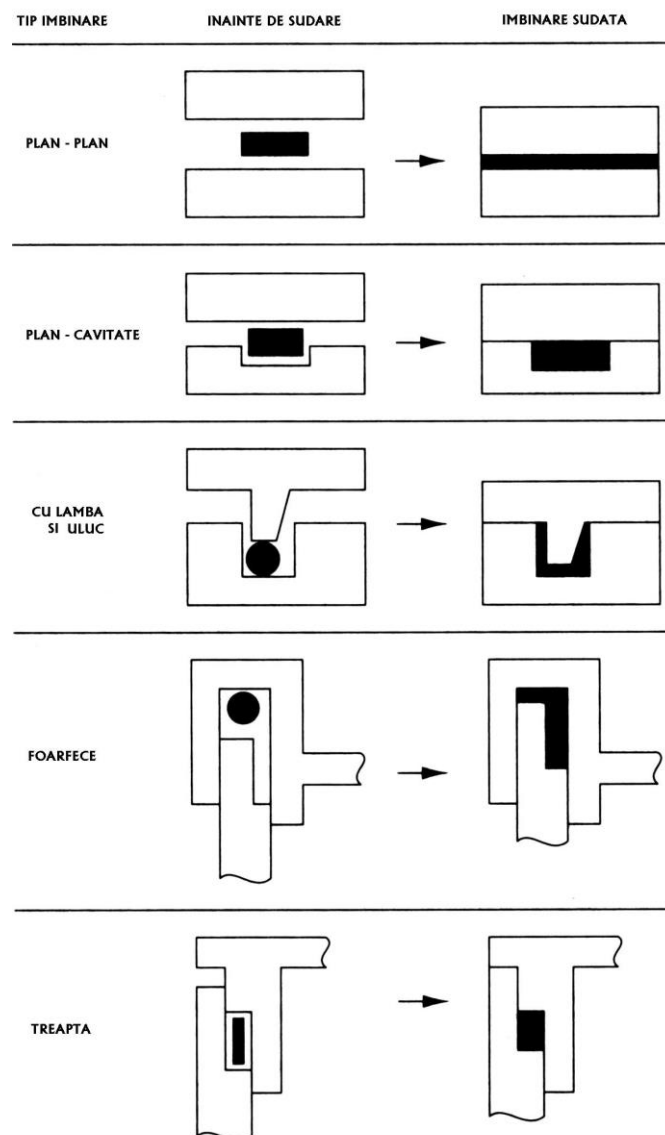


Figura 2.7 – Forme de îmbinări la sudarea prin inducție [87]

2.1.6.1. Sudarea dielectrică

Încălzirea dielectrică a materialelor termoplastice este obținută la frecvențe ridicate (27,12MHz). Câmpul electromagnetic la această frecvență interacționează cu sarcina electrică polarizată (a legăturii polare care este prezentă în molecule ca: polivinilclorid sau poliamide). Materialele termoplastice cu sarcini nepolarizate (cu legături nepolare ca: polietilena, polipropilena), sunt relativ neafectate de câmp.

2.1.6.2. Sudarea cu microunde

În general încălzirea cu microunde în vederea sudării se realizează la frecvențele de 915MHz și 2,45GHz.

Încălzirea cu microunde a termoplasticilor care au dipoli în structura moleculară este asemănătoare cu încălzirea la sudarea dielectrică. Polimerul clorid, poliamidele, uretanii sunt exemple de materiale care pot fi încălzite.

Pe lângă încălzirea moleculelor cu dipoli, microundele pot de asemenea să încălzească sortimente de materiale ce conțin fier ca negru de fum, sau polimeri ce conțin fier. Încălzirea selectivă a liniei de îmbinare la materialele termoplastice poate fi realizată prin utilizarea unor materiale sensibile plasate în linia de îmbinare (materialele termoplastice fiind transparente la microunde).

2.1.7. Sudarea prin fricțiune sau prin vibrații

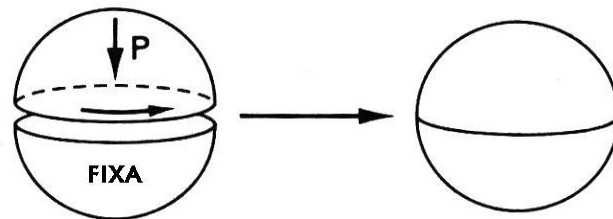
Sudarea prin fricțiune (sudarea prin frecare) descrie procesul în care încălzirea rezultă în urma frecării a două componente din materiale termoplastice presate una spre cealaltă. Materialele se înmoaie, suprafețele de contact ale polimerului se topesc și realizează îmbinarea. De obicei una din componente este frecată de cealaltă care este menținută fix.

2.1.7.1. Sudarea rotativă

În forma ei simplificată, sudarea prin frecare rotativă este un proces rapid și economic de realizare a îmbinărilor, când cel puțin una dintre componente are o secțiune circulară. La sudarea rotativă una din componente este rotită în contact cu piesa fixă (figura 2.8).

Există două categorii de echipamente, ambele fiind capabile să producă îmbinări excelente. Într-o variantă, energia este furnizată de la o mașină de acționare care rotește o componentă și o presează axial spre cealaltă, astfel încât se produce topirea capetelor acestora. La un moment dat, alimentarea este întreruptă și după răcirea componentelor se realizează îmbinarea sudată.

Într-o altă variantă de echipament (cu masă inerțială), componenta care se mișcă este fixată pe volant rotativ. Când volantul atinge viteza de rotație corespunzătoare, componentele sunt presate împreună, permițând energiei stocate să înmoaie și să topească polimerul ca urmare a căldurii generate prin frecare. Incapacitatea de oprire a rotației la un anumit unghi predefinit între cele 2 componente limitează aplicarea sudării prin frecare. Totuși această deficiență a fost eliminată la mașinile dotate cu microprocesoare.

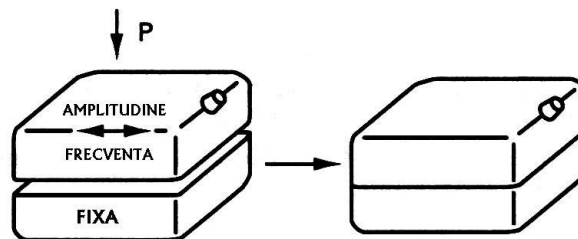


**ROTIREA COMPONENTEI GENEREAZA CALDURA
CE TOPESTE POLIMERUL REALIZAND IMBINAREA**

Figura 2.8 – Sudarea rotativă [87]

2.1.7.2. Sudarea prin vibrații liniare

La sudarea prin vibrații, o componentă este vibrată cu o mișcare liniară alături de altă piesă fixă (figura 2.9).



**CALDURA DEGAJATA PRIN FRICTIUNE
TOPESTE POLIMERUL SI REALIZEAZA SUDURA.
MISCAREA POATE FI ORBITALA**

Figura 2.9 – Sudarea prin vibrații [87]

Sudarea prin vibrații este un caz particular de sudare prin fricțiune, unde o componentă este frecată alături de altă componentă fixată printr-o mișcare liniară alternativă. Presiunea aplicată în timpul sudării ajută la generarea căldurii care topește polimerul și forțează amestecarea catenelor și realizarea îmbinării. Componenta care vibrează este fixată de un resort. Sistemul se compune din două plăci paralele conectate printr-o coloană metalică. Resortul se mișcă ca un pendul rigid, fiind acționat electromagnetic sau hidraulic.

Sudarea prin vibrații de obicei realizează îmbinări sudate într-un timp foarte scurt, de câteva secunde. Reperele ce urmează a fi îmbinate se fixează în dispozitiv pe cale mecanică, vacuumică sau chiar prin lipire cu adeziv. În unele cazuri, pentru a menține componentele în mișcare este necesar ca sistemul de fixare să fie striat.

Sudarea prin vibrații poate fi utilizată pentru aproape toate materialele termoplastice incluzând polimerii din categoria polietilene și polipropilene cu puncte de topire ridicate, prelucrarea polimerilor ca acetal și polietermide.

Ca în toate procesele de sudare prin frecare, zona influențată termic (ZIT) este îngustă. Datorită acestui fapt în zona de îmbinare sunt introduse tensiuni, care, în unele cazuri, pot accentua dezavantajele polimerului. De exemplu, în cazul unui polimer cu o rezistență scăzută la solvenți (policarbonat), în zonele tensionate este posibil ca această caracteristică să se înrăutățească în urma sudării. Astfel, la alegerea procedurii de sudare, a parametrilor de sudare și formei îmbinărilor, asemenea aspecte trebuie luate în considerare. O formă potrivită a îmbinării la sudarea prin vibrații, în general conține suprafețe de îmbinare plane, pentru a permite aplicarea presiunii direct asupra liniei îmbinării. Se recomandă ca bordurile să fie 2,5 ori grosimea peretelui. Câteva forme tipice sunt prezentate în figura 2.10.

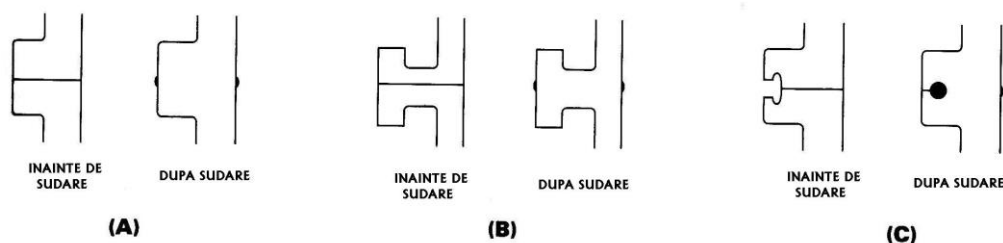


Figura 2.10 – Forme tipice de bavuri la sudarea prin vibrație [87]

În alte variante ale procedurii de sudare, se utilizează rotația dezaxată și mișcarea orbitală, evitând astfel diferențele de viteze la sudarea epruvetelor sau a sârmelor pline de grosime mare. Alte mișcări utilizate la sudarea prin frecare se prezintă în figura 2.11.

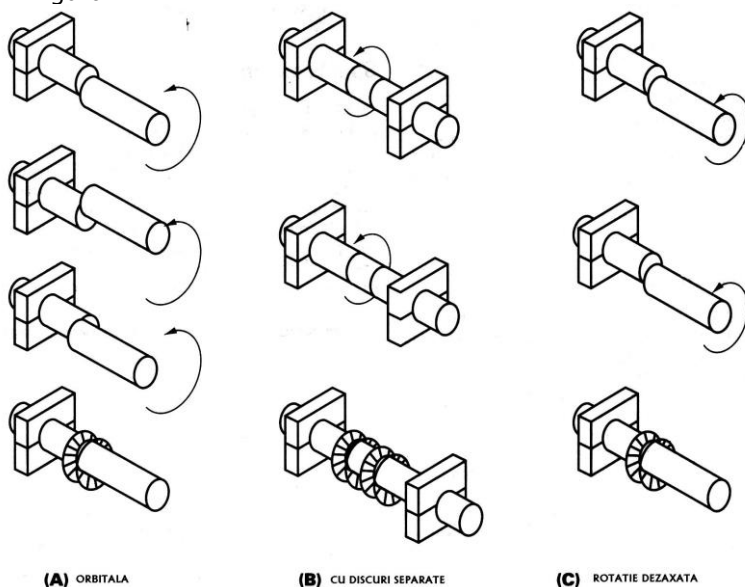


Figura 2.11 – Alte tipuri de mișcări la sudarea prin frecare [87]

2.1.7.3. Sudarea cu ultrasunete

Sudarea cu ultrasunete, este posibilă datorită încălzirii prin histereză a îmbinării și prin capacitatea de focalizare a undelor ultrasonice.

La sudarea cu ultrasunete, încălzirea este realizată prin expunerea reperelor la o frecvență fixă de oscilație în domeniul 10...40kHz. Amplitudinea oscilațiilor este de obicei în domeniul 20...80μm. La forme corespunzătoare de suduri stabilite, aceste oscilații sunt concentrate pentru a produce căldură și pentru a topi prin histerezis polimerul.

În practica sudurii cu ultrasunete s-a constatat că rezultatele variază în funcție de distanța sudură – sonotrod. Această variație este caracterizată de termenul adoptat „sudură în câmp apropiat” și „sudură în câmp îndepărtat”. Sudarea în câmp îndepărtat este definită ca fiind atunci când sonotrodul este cu mai mult de 6 mm depărtare față de sudură. Materialele cristaline nu se îmbină între ele ușor la sudarea în câmp îndepărtat. Sudarea în câmp apropiat apare când sonotrodul este mai aproape de 6 mm de sudură. Atât materialele cristaline, cât și cele amorfe se sudează mai ușor în acest mod. Termenii „câmp apropiat” și „câmp îndepărtat” sunt încă utilizați, dar a apărut o nouă subclasificare rezultată din transmisia energiei ultrasonice prin material.

În timpul sudării este important ca vibrațiile să apară în locurile dorite. Este posibil să se aleagă pentru reperi vibrații armonice sau rezonante care pot distruge reperele de sudat. De exemplu, un tip obișnuit de sudare ultrasonică implică îmbinarea unui capac plan sau un disc pe o cutie. Figura 2.12 arată câteva moduri de vibrații ce pot apărea în reperul în formă de disc.

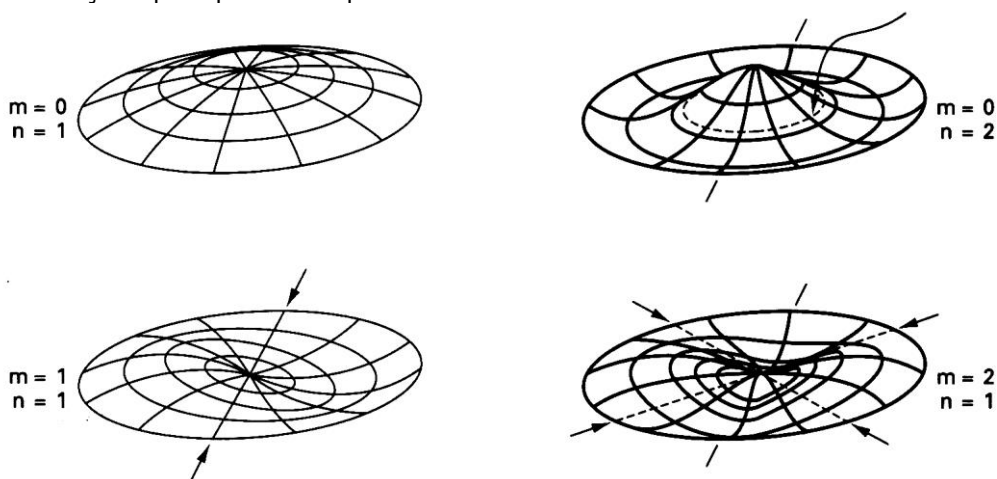


Figura 2.12 – Moduri de vibrații ce pot apărea într-un reper tip disc [87]

Se poate genera suficientă căldură în punctele nodale, cum este centrul discului, pentru a-l topi în întregime. În acest caz, există câteva metode de rezolvare a problemei. Prima și cea mai eficientă este întărirea zonei vibrante prin îngroșarea peretelui sau prin adăugarea unei nervuri de rigidizare. Altă metodă este armonizarea vibrației prin plasarea unui tampon rigid de amortizare din cauciuc spongios lângă zona vibrată. Este important ca și cauciucul spongios să fie fixat de

corpul rigid, la fel ca și baza mașinii de sudare, în caz contrar nu se amorsează vibrațiile așa de bine. Schimbările proprietăților materialului pot fi de asemenea utilizate pentru reducerea vibrațiilor parazite. Acest lucru poate fi realizat prin adăugarea de adaosuri materialului pentru a-l rigidiza. Totuși un nivel ridicat al adaosurilor de peste 20% poate scădea sudabilitatea componentelor.

2.1.8. Sudarea cu LASER

Tehnicile de sudare cu LASER a materialelor termoplastice s-au dezvoltat datorită necesității de obținere de micro-îmbinări ce nu puteau fi realizate prin tehnicile tradiționale. Metoda se aplică în industria constructoare de autovehicule, a telecomunicațiilor, a tehnicilor medicale și a altor domenii în care a pătruns industria modernă a materialelor termoplastice. S-au dezvoltat mai multe variante de sudare.

Procedeul de sudare cu LASER – TTIR (Through Transmission Infrared) presupune utilizarea unei diode LASER cu radiații în infraroșu ca sursă de căldură pentru sudare.

La sudarea a două componente suprapuse, principiul metodei constă în penetrarea radiației prin componenta de deasupra (care este transparentă la lumina LASER) până la cea de-a doua componentă opacă ce absoarbe radiația și o transformă în căldură. Această căldură este condusă spre interfața dintre componente, fapt ce conduce la topirea ei. Pentru a mări proprietățile de absorbție, se introduc pigmenți în componenta opacă.

Există totuși limitări de aplicare a procedurii TTIR la componente ce au aceleași caracteristici optice. Dacă piesa de deasupra prezintă o absorbție ridicată a radiației, pot apărea deteriorări substanțiale ale suprafeței acesteia și pe de altă parte o diminuare a energiei radiației care ajunge la interfața dintre componentele de sudat, conducând la imposibilitatea realizării îmbinării.

Pe de altă parte sunt cazuri în care nu pot fi adăugați pigmenți în componentele care se sudează din considerente de sănătate (componente destinate industriei alimentare sau de tehnică medicală).

S-a dezvoltat astfel o nouă tehnică de sudare LASER cu placă absorbantă CLW (Current Laser Welding) a cărui principiu se bazează pe combinația dintre efectul de încălzire a componentelor de sudat prin absorbția radiației LASER (de exemplu cu CO₂) și pe efectul de difuzie termică a căldurii de pe componenta iradiată și implicit răcirea acesteia.

Procedeul constă în aplicarea pe suprafața iradiată a unui material transparent la radiația LASER care în același timp prezintă o conductivitate termică ridicată. La sudare (figurile 2.13 și 2.14), raza LASER penetrează acest material și ajunge la componenta A care absoarbe radiația, intensitatea radiației scăzând exponențial. Astfel o mare cantitate de energie este transformată în căldură. Totuși datorită stratului de material cu conductivitate termică ridicată plasat deasupra componentei A, suprafața componentei nu se deteriorează, întrucât căldura difuzează rapid în stratul protector și temperatura maximă se deplasează la interfața dintre componentele de sudat, obținându-se astfel îmbinări calitativ superioare (figura 2.14).

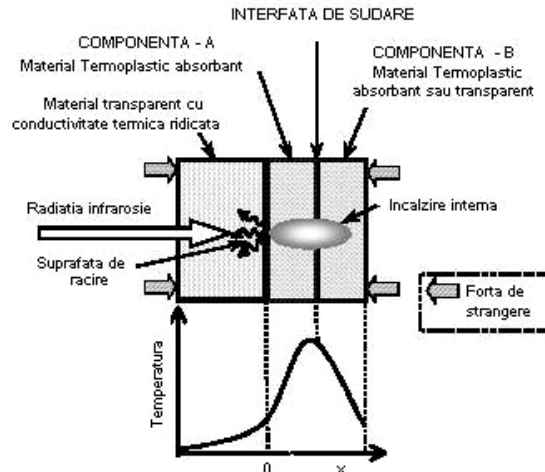


Figura 2.13 – Principiul de penetrare a radiației infraroșii la tehnica de sudare cu material transparent cu conductivitate termică ridicată (procedeu de sudare cu Laser: TTIR) [60]

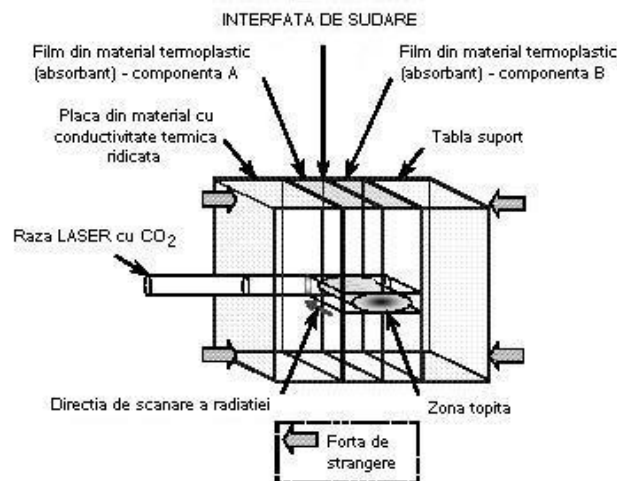


Figura 2.14 – Sistemul de scanare a fasciculului LASER cu CO₂ la sudarea filmelor termoplastice cu placă din material transparent cu conductivitate termică ridicată (procedeu de sudare cu Laser: CLW) [60]

2.1.9. Procedee utilizate la sudare a polietilenei. Avantaje

Îmbinarea prin topire are mai multe avantaje, incluzând:

- Productivitate ridicată – durata procesului poate fi de ordinul secundelor sau chiar mai mică;
- Îmbinări rezistente – cu optimizarea procesului, aceasta deseori conduce la suduri la fel de rezistente ca și polimerul de bază;
- O relativă insensibilitate la pregătirea suprafețelor – depinzând de forma sudurii, straturile sunt înmuiate sau topite și eliminate din sudură;
- Realizarea de îmbinări între componente dificil de îmbinat prin alte procedee – procesul de topire este adecvat îmbinării polimerilor (polietilenă, fluoropolimeri), care sunt greu de îmbinat cu adezivi;
- Grad de reciclare sporit – materialul sudurii este uzual același ca și polimerul de bază.

Prin avantajele care le are polietilena de înaltă densitate (PEHD) în comparație cu alte materiale (rezistența la coroziune, rezistența la șocuri mecanice, flexibilitate, masă redusă), în ultimii ani din acest material s-au realizat țevi destinate rețelelor de distribuție a gazelor naturale și de transport a apei potabile. Dezvoltarea în acest domeniu [9] a luat amploare datorită acestor proprietăți și datorită posibilității realizării unor îmbinări prin sudare rapide și eficiente ce se pot realiza în condiții de șantier, fapt ce permite instalarea unor tronsoane lungi de conducte într-un timp scurt.

Din toate procedeele prezentate anterior, la sudarea polietilenei, ce intră în alcătuirea sistemelor de țevi de alimentare cu apă și gaze, s-au impus în practică următoarele două procedee de sudare [18]:

- procedeul de sudare cu element încălzitor, în variantele:
 - cap la cap cu element încălzitor
 - manșon cu element încălzitor
 - derivație cu element încălzitor
- procedeul de sudare cu element rezistiv, în variantele:
 - manșon cu element rezistiv
 - derivație cu element rezistiv

Trebuie specificat însă că nici aceste materiale polimere nu sunt imune la ruperi. Afirmația vizează atât materialul de bază, cât și zonele caracteristice ale îmbinării sudate, dat fiind faptul că la sudarea polimerilor (ca și la sudarea metalelor) rezultă o zonă influențată termic în vecinătatea sudurii, zonă cu proprietăți mecanice modificate, ce constituie în anumite condiții „punctul slab” al îmbinării sudate.

La acestea se adaugă imperfecțiunile și defectele la sudare care pot afecta substanțial caracteristicile mecanice ale îmbinării și implicit caracteristicile tehnice de exploatare ale componentei.

De asemenea trebuie avut în vedere că fiecare material termoplastic are un domeniu de prelucrare definit ca intervalul de temperatură în care proprietățile utile sunt atinse fără ca să apară descompunerea polimerului. Astfel, procesul de sudare trebuie controlat pentru prevenirea descompunerii polimerului.

Nu trebuie neglijat nici faptul că polimerii sunt uzual amestecați cu aditivi, pigmenti de culoare, agenți de întărire și alți aditivi pentru obținerea proprietăților specifice. Acești aditivi pot afecta calitatea îmbinării dacă intervin în procesul de topire, pentru o aplicație particulară trebuind să se determine în mod frecvent parametri optimi pentru minimizarea efectului acestora.

2.2. Sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor plan a țevilor din polietilenă de înaltă densitate (PEHD) destinate transportului fluidelor sub presiune

2.2.1. Țevi din materiale termoplastice. Clasificare, aplicații și particularități ale procedurii de sudare prin topire cap la cap cu element încălzitor

Țevile din materiale termoplastice pot fi împărțite în două grupe principale:

- a) Țevi solicitate la presiune interioară
 - țevi pentru transportul apei reci (conduțe apă potabilă);
 - țevi pentru transportul apei calde (menajere sau la instalații termoficare);
 - țevi pentru transportul altor fluide (gaze naturale, produse petroliere).
- b) Țevi pentru aplicații fără presiune interioară
 - țevi de drenaj și canalizare îngropate, destinate transportului gravitațional a apelor uzate sau a altor fluide.

Sudarea prin topire cap la cap denumită câteodată „cu plită fierbinte plană” sau „sudare în oglindă” este cea mai răspândită tehnică de sudare a țevilor din materiale termoplastice ca PP, PE și PVDF.

Principiul procedurii constă în faza de încălzire și cea de răcire, în care componentele sunt presate una spre cealaltă în condiții controlate de presiune, temperatură și timp [134].

Echipamentele de sudare utilizate sunt de tip mecanizat sau semimecanizat. În ambele cazuri presiunea necesară sudării componentelor se face cu ajutorul unui sistem hidraulic. Diferența dintre cele două tipuri de echipamente constă în faptul că la cele mecanizate parametrii de sudare sunt selectați în mod automat de instalația de sudare în funcție de tipul materialului și tipodimensiunea componentelor ce se sudează.

Sudarea se realizează conform unor diagrame de sudare specifice materialului componentelor utilizate, parametrii de sudare având valori diferite de la caz la caz. În figura 2.15 se prezintă informativ forma unor astfel de diagrame pentru sudarea polietilenei de înaltă densitate tip PE 80, respectiv PE 100.

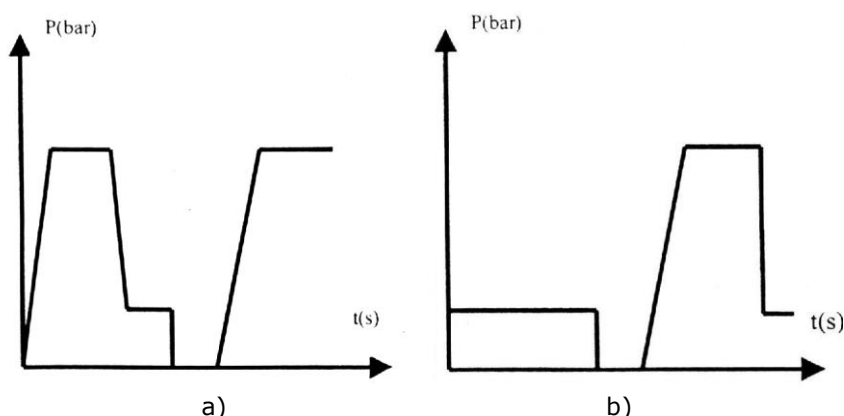


Figura 2.15 – Diagrame de sudare pentru polietilena [18]: a) PE 80; b) PE 100

Faza de încălzire, denumită câteodată „înălțare bavură” sau „bordurare” este aceea în care capetele țevii sunt presate spre plita încălzită un timp prestabilit. Această fază este urmată de faza de „înmuire la cald” în care presiunea este redusă doar pentru a ține capetele în contact cu plita fierbinte (elementul încălzitor). Acest timp permite căldurii să pătrundă în materialul capetelor țevii și să le înmoaie.

După faza de înmuire, plita este extrasă și capetele țevii sunt aduse în contact. Timpul necesar acestei operații este numit „timp de oprire/așteptare” și trebuie să fie cât mai scurt cu putință.

Faza finală este cea de sudare / timp de răcire, prestabilit în funcție de diametrul țevii și grosimea peretelui.

2.2.2. Pregătirea instalației de sudare

Înainte de efectuarea unei suduri de țevi, mașina de sudare prin topire cap la cap trebuie să fie verificată pentru o funcționare silențioasă, fără șocuri și programată funcție de materialul țevii ce trebuie sudat.

- Alegerea corectă a menșinelor sau bușelor de prindere, asigurarea că toate monturile sunt strânse pentru reducerea probabilității nealiniierilor în timpul mișcării axiale;
- Temperatura corespunzătoare a plitei în funcție de materialul de sudat; aceasta trebuie verificată cu un termocuplu de contact și un termometru digital în câteva poziții după trecerea a cel puțin 20 min. corespunzătoare perioadei de stabilizare. Între suduri plita trebuie acoperită cu un sac termoizolant pentru prevenirea impurificării suprafețelor și evitarea pierderilor de căldură.
- Verificarea cuțitelor așchietoare utilizate la tăierea și îndreptarea capetelor țevilor; ele trebuie să fie ascuțite, fără defecțiuni și ferm fixate pe scula așchietoare, pentru evitarea alunecărilor / patinărilor în timpul rotirii acestora.
- Verificarea tuturor componentelor în mișcare pentru o funcționare fără șocuri, iar la mașinile hidraulice, verificarea etanșeității furtunurilor și fittingurilor.

2.2.3. Pregătirea țevilor în vederea sudării

Anterior sudării, este necesară o pregătire corectă a țevilor. Când măsurăm lungimile țevilor trebuie să avem în vedere scurtările produse în faza de îndreptare și scurtarea la topire, pentru a obține lungimea corectă după operația de sudare. Componentele de sudat înainte de a fi fixate în bacurile instalației de sudat trebuie îndreptate axial.

Înainte de prinderii țevilor în mașină, capetele trebuie verificate să nu prezinte forme neregulate, deteriorări sau nisip / pietriș fin înglobat sau aderent la suprafețe. Adâncimea neregularității maxime admise nu trebuie să depășească 10% din grosimea peretelui țevii. Țevile deteriorate sau adânc crestate trebuie îndepărtate. Orice contaminare neînsemnată trebuie îndepărtată prin ștergerea capetelor țevii cu o cârpă fără scame pe ambele suprafețe din interiorul și exteriorul țevii.

Odată curățate, țevile trebuie prinse în bacurile echipamentului de sudare (figura 2.16.a). Pentru o ajută alinierea țevilor este o bună practică fixarea acestora astfel încât marcajul lor să fie în linie. Aceasta ajută de asemenea dacă este cazul la identificări ulterioare.

Odată potrivite sigur în menghine, capetele țevelor pot fi aduse în contact cu scula rotativă de îndreptare (figura 2.16.b) și așchiate continuu până când sunt îndreptate ambele capete.

Procesul de îndreptare asigură pregătirea în vederea sudării a capetelor pentru o potrivire exactă. Șpanul trebuie îndepărtat cu grijă pentru a nu atinge capetele prelucrate. Ne asigurăm astfel că nu se impurifică suprafața țevelor cu grăsime sau murdărie de pe mâini.

Trebuie verificată alinierea țevelor și după caz făcute ajustările din menghină pentru a asigura o dezaxare minimă pe diametru.

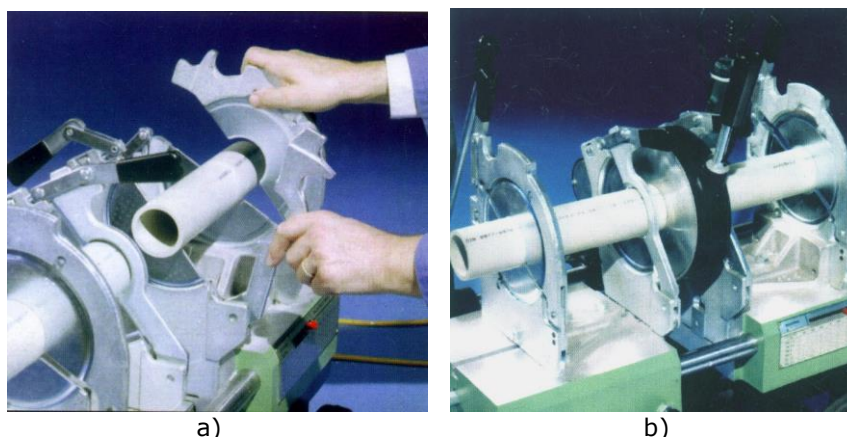


Figura 2.16 – Faze de pregătire a țevii în vederea sudării [58]

a) Alinierea și prinderea țevelor în bacuri; b) Pregătirea capetelor țevelor în vederea sudării

2.2.4. Aspecte tehnologice la sudarea țevelor din PEHD

Înainte fazei de sudare, timpii de încălzire și răcire și presiunea de sudare trebuie aleși funcție de diametrul țevii și înscrși în fișele de evidență primară din timpul ciclului de sudare.

Unele mașini au înglobate în memoria internă toate tabelele relevante cu acești parametri funcție de tipodimensiunea de țevă ce se sudează. La altele însă nu există această opțiune și operatorul va trebui să dispună de un cronometru sau un ceas pentru o cronometrare precisă a parametrilor. Sacul termoizolant trebuie îndepărtat de pe plită și temperatura ei trebuie verificată cu un termometru digital și un termocuplu de contact.

De obicei se efectuează o îmbinare sudată de probă înainte efectuării sudurii propriu-zise. Prin aceasta ne asigurăm că suprafața plitei ce vine în contact cu capetele țevelor este perfect curată, lipsită de orice urme de praf sau alte particule ce pot contamina îmbinarea.

În următoarea fază tehnologică a procedurii, plita se plasează între capetele țevii și operatorul trebuie să verifice dacă aceasta este plasată perpendicular pe suprafața țevelor. Se deplasează țevile până ajung în contact cu plita (figura 2.17.a) și se aplică forță axială recomandată pentru tipodimensiunea componentei sudate. Forța trebuie menținută precis, pentru a se forma o bavură (bordură) de material înmuiat în jurul țevii (figura 2.17.b). Bavura trebuie să fie pe întreaga circumferință a țevelor, pe ambele fețe ale plitei. Aceasta este faza de bordurare a procesului de sudare.

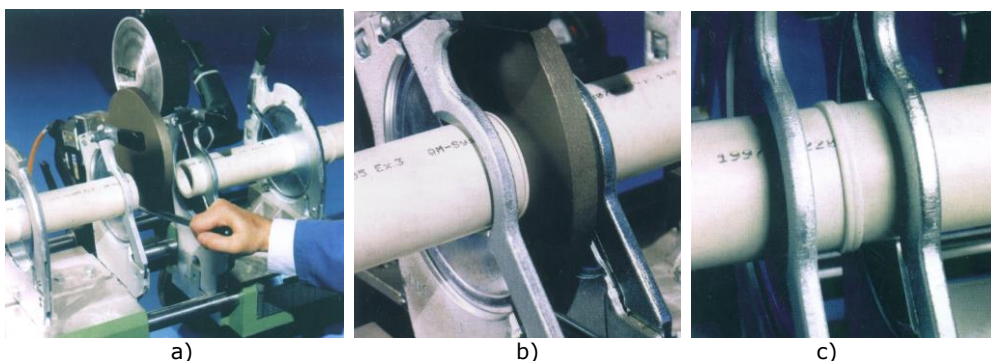


Figura 2.17 – Etape ale procesului de sudare [58]:
 a) Plita încălzitoare este introdusă între țevile de sudat; b) refularea (bordurarea);
 c) fixarea în bacurile de prindere în timpul fazei de răcire a sudurii

Modul de aplicare a forței diferă funcție de tipul echipamentului. La anumite echipamente de sudare, forța este aplicată prin mijloace mecanice utilizând un mecanism de încărcare cu arc și menținerea forței se realizează prin blocare cu șurub. La alte tipuri de echipamente sunt utilizate pistoane hidraulice, iar menținerea presiunii se face prin intermediul supapelor de comutare din circuitul hidraulic.

Când este atinsă bavura cerută, presiunea este redusă pentru faza de înmuiere la cald. Țevile rămân în contact cu plita fierbinte ce permite căldurii să pătrundă în material, reducând astfel posibilitatea de obținere a „sudurilor reci”.

Durata fazei de înmuiere variază în funcție de diametrul țevilor și de grosimea peretelui acestora, de aceea trebuie să se respecte timpul recomandat de producător. La finalizarea acestei faze țevile sunt îndepărtate de plită cât mai fin posibil pentru a ne asigura că bavura înmuiată nu se lipește de suprafața plitei și ulterior plita este extrasă rapid. Țevile sunt apoi presate împreună, fără șocuri, însă cât mai rapid, pentru a minimiza posibilitatea ca temperatura să scadă și având grijă să nu se depășească forța cerută.

Faza de răcire a sudurii (figura 2.17.c) începe când s-a atins forța cerută. Forța de sudare trebuie să se mențină de-a lungul acestei faze pentru asigurarea rezistenței maxime a îmbinării sudate.

La scurgerea timpului de răcire, presiunea poate fi redusă la zero și țeava poate fi extrasă din bacuri. Acum sudura finalizată poate fi examinată vizual privind uniformitatea și alinierea, iar dacă corespund vor fi supuse și altor examinări nedistructive (utilizând metoda cu ultrasunete sau metoda cu radiații penetrante).

2.2.5. Factori de influență asupra calității îmbinărilor sudate la țevi din polietilenă de înaltă densitate

Un deziderat al industriei producătoare de componente din materiale plastice sudate este producerea de suduri de înaltă calitate cu un randament de 100%, care să aibă o durată de viață îndelungată, deseori în condiții de exploatare mai grele decât cele proiectate.

Deseori în practică pentru stabilirea regimului de sudare, după identificarea tuturor parametrilor de sudare se fac suduri de probă prin modificarea unor parametri, proces care se repetă până se realizează o sudură corespunzătoare. Toate reperatele sunt apoi sudate utilizând parametrii determinați experimental.

O practică mai bună este examinarea parametrilor procesului utilizând o serie de experimente ce permit trasarea unei curbe de optimizare a sudării.

Figura 2.18 prezintă un exemplu teoretic al unei astfel de curbe la care două variabile sunt examinate.

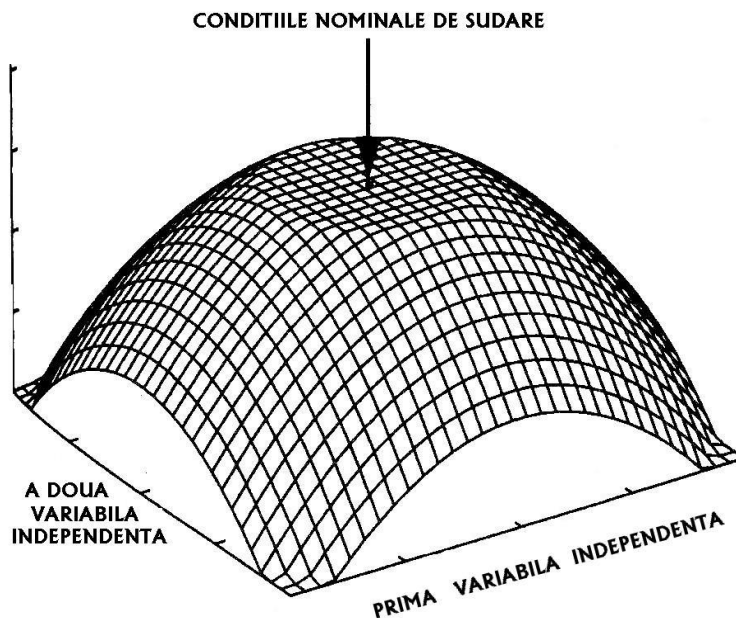


Figura 2.18 – Curba de optimizare a procesului de sudare [87]

Toate reperele sudate cu parametrii situați în porțiunea plană sunt considerate de calitate corespunzătoare. Parametrii poziționați în centrul zonei plane vor fi cei mai toleranți ai variațiilor procesului cum sunt: topirea necontrolată a reperului, uzura mașinii sau abaterile mașinii. Fără cunoașterea formei curbei de optimizare a sudării, putem foarte ușor opera la marginea porțiunii plate a acestora și în prezența variațiilor de proces pot rezulta suduri necorespunzătoare.

La sudarea prin topire a polietilenei de înaltă densitate, ca și în cazul altor îmbinări sudate, apare o zonă influențată termic. Funcție de tipul polimerului, această zonă prezintă diferite tipuri de structuri cristaline.

La viteze mari de răcire a îmbinării cristalele nu au avut timp să crească în sferulite mari. Astfel, în special materialul din centrul sudurii va prezenta o regiune cu creștere transcristalină unde cristalele cresc perpendicular pe linia sudurii. Creșterea transcristalină este indicația unei zone slabe deoarece în mod obișnuit sunt formate prin intermediul impurităților de pe suprafața probei ce cauzează nucleația rapidă și cristalizarea înăuntrul polimerului. Acest lucru poate împiedica amestecarea corespunzătoare a catenei polimerului conducând la suduri de o calitate necorespunzătoare. Pe de altă parte, aceste zone slabe au potențiale chimice diferite față de materialul de bază și se vor comporta diferit în raport cu agenții mediului înconjurător sau mediului vehiculat prin conducte.

La parametrii de sudare potriviți, materialele termoplastice se topesc sau se înmoaie, iar la răcire rezultă sudura fără ca în timpul procesului de sudare să fie generați produși de descompunere. Aceștia sunt parametrii optimi la care se obțin suduri rezistente fără defecte.

În general se recomandă utilizarea parametrilor de sudare care sunt similari cu aceia utilizați în mod normal la prelucrarea polimerului, dar sub temperatura la care apare descompunerea. Pentru a obține suduri de o calitate corespunzătoare, în cazul în care nu se cunosc parametrii optimizați, trebuie respectați parametrii de sudare recomandați de producător.

Pentru operațiile manuale și la unele variante ale procedurii de sudare la care controlul nu este atât de avansat, pot fi utilizate câteva metode de control al calității sudurii, dar fiabilitatea nu este atât de ridicată. Sudurile cap la cap a materialelor termoplastice din rețelele de distribuție a gazelor uzual sunt examinate vizual. Calitatea sudurii este în general rezultatul utilizării personalului bine instruit și procedurilor standardizate. Alte tehnici nedistructive sunt încă în curs de dezvoltare pentru inspecția conductelor; acestea includ examinarea ultrasonică și cu radiații penetrante X moi.

Când vorbim de calitatea sudurilor realizate nu trebuie să neglijăm factorii perturbatori ai procesului de sudare (temperatura exterioară scăzută, umezeala, vântul, radiația solară intensă, impuritățile).

În caz de radiații solare puternice, pentru a preveni încălzirea neuniformă a conductelor în timpul procesului de sudare, acestea se vor acoperi din timp cu materiale termoizolante.

Valori reproductibile ale temperaturii la sudare se pot asigura prin amenajarea de corturi sau încălziri locale a zonei în care se efectuează sudura (dacă temperatura ambiantă coboară sub +5°C).

Pentru evitarea impurificării sudurii, curățirea suprafețelor țevilor ce se sudează trebuie efectuată imediat înainte de sudare. Același lucru este valabil și pentru elementul încălzitor. Acesta nu trebuie să se curețe cu hârtie sau cu materiale textile colorate sau care se scâmoșează, ci se degresează cu un solvent.

Pentru a preveni lipirea elementului încălzitor de conductă, respectiv pentru asigurarea desprinderii ușoare, suprafețele acestuia trebuie acoperite cu un strat de teflon.

Pentru evitarea răcirii necontrolate a conductei ca urmare a curenților de aer interiori, pe durata procesului de sudare se vor închide capetele opuse ale tronsoanelor implicate în proces.

În general piesele din polietilenă sunt livrate împachetate într-o folie. În cazul unei depozitări îndelungate, piesele care au foliile deteriorate trebuie uscate înainte de sudare.

Capetele conductelor din polietilenă de înaltă densitate strânse în colac au formă ovală imediat după derulare. Capetele ce urmează a fi sudate trebuie prinse într-un dispozitiv circular de strângere și cu ajutorul unui suflai cu aer cald li se va da forma circulară. Procedul de îndreptare se poate aplica și în cazul țevilor a căror capete s-au deformat la depozitare.

2.3. Imperfecțiuni și defecte la sudarea polietilenei

2.3.1. Imperfecțiuni și defecte. Definiții

În general nici un material nu este perfect. Prin *imperfecțiune* [106] a unui material, a unei piese sau a unei îmbinări sudate se înțelege orice abatere de la formă, dimensiuni, masă, aspect, structură, compoziție chimică sau proprietăți mecanice sau fizice, prescrise în standardele, normele de produs sau documentația de execuție. Aceste imperfecțiuni devin *defecte* dacă depășesc mărimea admisă în

clasa de calitate prescrisă, fie ca valoare absolută a_a , fie ca suprafață ocupată într-o secțiune A_a considerată (figura 2.19).

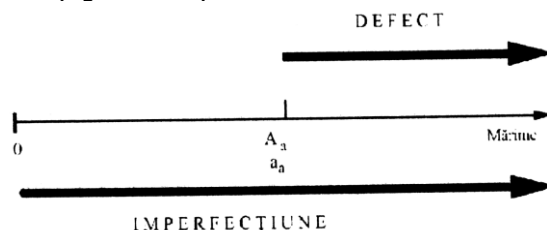


Figura 2.19 Definirea imperfecțiunii și a defectului [106]

Noțiunea de defect al unui material, al unei piese sau al unei îmbinări sudate este convențională, funcție de destinație și de documentația tehnică, aceeași imperfecțiune putând fi considerată ca defect, deci neadmisă, respectiv admisă, conform tehnologiei stabilite, asigurându-se calitatea, fiabilitatea și funcționalitatea piesei, materialului sau a îmbinării sudate.

La materialele metalice criteriile de admisibilitate a defectelor sunt stabilite prin standarde, pe clase de calitate, prin prescripții tehnice etc. La materialele polimere termoplastice problema este încă în studiu, până în prezent nu s-a elaborat un standard unitar la nivel european sau internațional cu privire la defectele și criteriile de admisibilitate a acestora în îmbinările sudate. Există totuși în diferite țări prescripții și directive care reglementează problema la nivel național.

În anexa A se prezintă defectele îmbinărilor sudate la țevi din materiale termoplastice și clasele de admisibilitate ale acestora [142].

În orice caz, o bună cunoaștere a întregului lanț de cauze și efecte la procesele de sudare este o condiție necesară și importantă pentru optimizarea procesului tehnologic. De aceea este foarte important să se cunoască modificările structurale care apar în material datorită sudării și în aceeași măsură dependența lor de caracteristicile mecanice, în scopul optimizării procesului de sudare [50].

Pentru a evidenția cauzele apariției imperfecțiunilor de sudare, în paragraful următor se prezintă mecanismul molecular de formare a îmbinării sudate, specific procedeele termice de îmbinare a materialelor termoplastice.

2.3.2. Mecanismul molecular de formare a îmbinărilor sudate

Problema mecanismului de formare a îmbinărilor sudate la materialele polimere termoplastice a devenit în prezent foarte actuală mai ales datorită creșterii rapide în întreaga lume a producției în serie mare a acestor materiale și adoptării lor ca elemente în construcții sudate.

Cunoașterea mecanismului de formare a îmbinărilor sudate este necesar pentru o abordare corectă a problemei sudării prin stabilirea parametrilor regimului de sudare și prin alegerea metodelor de evaluare a calității îmbinărilor sudate.

Totuși, într-o anumită măsură, acestei probleme îi lipsește un punct de vedere unitar [32].

Pentru explicarea mecanismului sudării Voiuțkii, S.S. propune o teorie conform căreia formarea îmbinării sudate a polimerilor se produce prin difuzia lanțului de molecule, difuzie ce se realizează prin mișcarea termică a particulelor legăturilor covalente (așa numita difuzie segmentată) [32]. Totuși această teorie nu explică concret cum se poate realiza difuzia legăturilor chimice între segmentele sale la macromoleculele de polimeri.

În literatura străină se dezvoltă și se utilizează de asemenea mecanismul „prin reptăție” a difuziei macromoleculilor de polimeri pentru explicarea unei serii de fenomene la sudare. În această adoptare, macromoleculile de polimeri se prezintă sub formă „filiformă” ce se deplasează într-o „țeavă” (fascicul) de-a lungul axei sale.

Zaițev K. I. a presupus concepția reologică [32] conform căreia prin presarea suprafețelor de sudare în procesul de dislocare a masei topite din zonele sudurii se produce amestecarea macrovolumelor materialului de tip polimer.

Potente, H., prezintă un punct de vedere de compromis, [32] arătând că formarea îmbinării sudate la materiale termoplastice este posibilă prin acțiunea simultană a mai multor mecanisme diferite.

Aceste teorii nu iau pe deplin în considerare particularitățile specifice ale materialelor polimere, diferența calitativă în funcție de substanța micromoleculară.

În acest context, în prezent se dezvoltă noi reprezentări privind mecanismul de realizare a îmbinării sudate la materiale polimere, mecanism în care se evidențiază rolul dominant pe care îl au transformările de formă ale macromoleculilor.

Griniuk, V. D. [32] propune modelul unimolecular la care mișcarea configurației macromoleculilor conduce la amestecarea elementelor sale prin suprafața de separație a piesei sudate (figura 4.3).

Se cunoaște că modelul cel mai simplu al macromoleculii liniare de polimeri îl reprezintă modelul sub formă de colier din mărgelile identice. În acest model mărgelile reprezintă elementele constructive ale lanțului și sunt denumite elemente repetabile, de monomeri, sau de „za”. Evident că această „za” se leagă în viitor între legăturile sale covalente atât în stare solidă cât și în stare topită, este fără autonomie și deci are posibilitatea difuzării prin întrepătrundere (amestecare) în comparație cu substanța micromoleculară a moleculelor „libere”.

Totuși unitatea structurală păstrează gradele de libertate de rotație. Ca rezultat al rotirii în jurul legăturilor principale, lanțul de monomer capătă capacitate de transfer al masei în spațiu – Figura 2.20.



Figura 2.20 Penetrarea macromoleculilor de polimer prin suprafața de separare a epruvetelor sudate, provocată de modificarea formei lanțurilor de polimeri [32]

Transformările de configurație se produc sub influența acțiunii exterioare (mișcarea termică, câmpuri de forțe mecanice sau alte câmpuri de forță). De asemenea transformările de configurație ale lanțului se produc liber în stare condensată, în cadrul proceselor de cristalizare și topire.

Grianiuk, V. D. [32] a constatat o analogie puternică între transformările de configurație la producerea prin cristalizare a polimerilor din stare topită și transformarea martensitică (fără difuzie) la metale și aliajele lor în stare solidă.

După cum se știe, rezultatul cristalizării polimerilor din topitura nedeformată este crearea sferulitelor. Totuși, forma sferică a acestor elemente de structură se dezvoltă treptat printr-o serie de forme geometrice intermediare (figura 2.21).

Formarea sferulitelor începe cu apariția unui cristal sau a câtorva cristale lamelare (fascicul), iar în continuare se dezvoltă direct prin multiplicarea în dublu evantai. Acest proces confirmă faptul că cristalizarea se produce într-un mediu elasto-plastic și este legată de crearea în sistemul cristal – matrice a unui câmp de tensiuni interne ce are ca rezultat modificarea formei și volumului materialului ce suportă transformarea. Datorită acestui fapt fiecare cristal lamelar are capacitatea de a iniția propriile limite de separație în masa topită înconjurătoare, inițiind noi cristale lamelare, rezultând astfel caracterul autocatalitic al procesului de cristalizare a polimerilor.

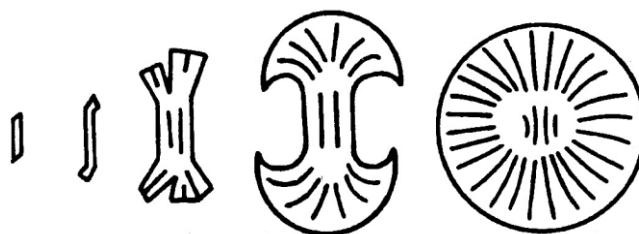


Figura 2.21 Stadiile succesive de dezvoltare a sferulitelor [32]

În figura 2.22 se prezintă una din formele intermediare de dezvoltare a acestor sferulite cu aspect de evantai dublu. Liniile în formă de zig-zag arată lanțul de polimeri, iar liniile radiale formate de lanțurile frânte sunt denumite limite (similare maclării) ale cristalelor lamelare din care sunt alcătuite sferulitele de polimer. Evantaiile similare cu maclele, flexează la 180° dezvoltând autocatalitic cristale lamelare și asigurând transformarea de configurație prin care, pe măsura desăvârșirii simetriei sferulitelor (globulizare), axele macromoleculelor sale încep să se deplaseze pentru a se întâlni una cu cealaltă, astfel încât să fie posibilă întrepătrunderea lor. În continuare este posibilă varianta de dezvoltare la care lanțul se înfășoară pe sferulita în creștere.

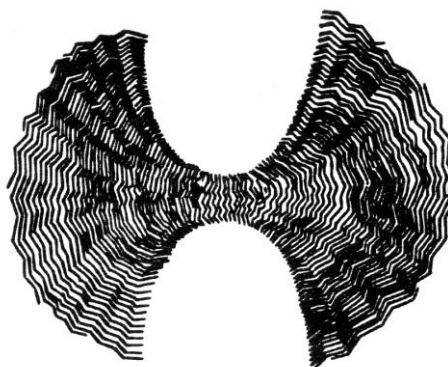


Figura 2.22 Modelul molecular a sferulitei în creștere [32]

Astfel, inițierea sferulizării este factorul principal ce determină adoptarea configurației capabile de transfer de masă ce apare la microvolumele polimerului ce se cristalizează.

În cazul sudării cap la cap cu element încălzitor, principalele stadii de formare a îmbinării sunt [32]:

- 1) Apariția contactului intermolecular a suprafețelor topite;
- 2) Activarea suprafețelor de contact cu formarea centrelor de sferulizare;
- 3) Inducerea în centrele de activare a configurației capabile de transfer de masă, cu formarea lanțurilor „de trecere” între suprafețele sudate.

În primul stadiu se produce apropierea suprafețelor de îmbinare până se atinge contactul intermolecular. Întrucât suprafețele de topire ale pieselor de îmbinat au microasperități, pentru atingerea contactului intermolecular maxim posibil, în cursul sudării trebuie aplicată o anumită presiune, ce însoțește procesul reologic de refulare a materialului topit din zona sudurii în bavură.

În al doilea stadiu, ca rezultat al acțiunii principalilor parametri ai regimului de sudare (temperatură și presiune), în topitură, în zona contactului molecular, suprafețele de sudare suferă o transformare, rezultând centre active de sferulizare.

În al treilea stadiu, sub influența centrelor active în formă de evantai ce apar în zona contactului intermolecular, se produce transformarea configurației prin alăturarea în zona adiacentă lor, a volumelor de topitură, rezultat în urma căruia este posibilă adoptarea unei configurații cu transfer de masă prin suprafața de separare și formarea legăturilor covalente simple între suprafețele sudate.

Examinând mai detaliat mecanismul de cristalizare a polimerilor la sudare, Griniuk a constatat că formarea centrelor active de sferulizare se produce nu numai datorită reducerii temperaturii topiturii, ci poate fi și provocată de deformațiile tangențiale (de forfecare) sub influența solicitărilor mecanice exterioare de refulare.

Există două posibile scenarii de realizare a sudurii:

În primul caz, (fig. 2.23a), este întreruptă concentrarea centrelor de globulizare în zona contactului intermolecular, astfel încât sferulitele pot atinge forma finală de dezvoltare și astfel se poate produce întrepătrunderea lanțurilor opuse de polimeri.

În al doilea caz, (fig. 2.24b), concentrarea centrelor de globulizare este mare, ceea ce în virtutea concurenței, reprezintă dezvoltarea finală a sferulitelor și adoptarea configurației cu transfer de masă prin suprafața de separație.

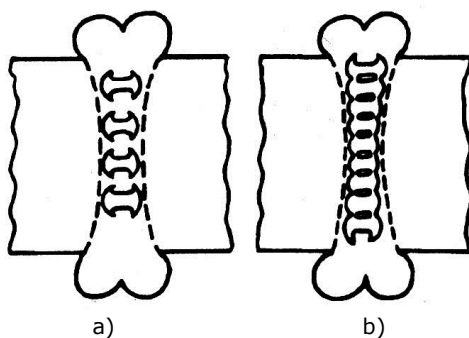


Figura 2.24 Dispunerea centrelor active de globulizare în zona de topire prin [32]:
a) încetarea concentrării lor; b) concentrare mare.

Corectitudinea acestei reprezentări dezvoltate de Griniuk [32] privind mecanismul sudurii s-a verificat experimental prin metodele de microscopie optică și electronică a epruvetelor din polietilenă și polipropilenă, prelevate din suduri cap la cap.

Pentru examinarea microscopică a zonelor de topire s-au utilizat eșantioane în formă de șlifuri transparente și șlifuri cu figuri de atac chimic în plasmă.

S-a stabilit că la sudarea cu regimuri optime (temperatură și presiune la refulare optime), se obține în zona contactului intermolecular o structură cu sferulite în stare finală de dezvoltare (figura 2.24.a). Astfel, în zona indicată se stabilește efectiv microstructura de tip sferulit, caracteristică pentru materialul de bază, această îmbinare caracterizându-se printr-o calitate ridicată. Caracteristicile mecanice ale ei sunt identice sau apropiate de cele ale materialului de bază. Din contră, la abateri de la regimul optim de sudare, în zona de topire apar concentrări foarte mari aliniate la linia centrelor de globulizare, întrucât activitatea lor în calitate de centre cu configurație cu transfer de masă depășește concurența reciprocă, rezultând lipsa spațiului pentru dezvoltarea sferulitelor în stare finală. Aceste îmbinări sudate se caracterizează în zona de topire prin microstructuri care în literatură au fost denumite straturi transcristaline (figura 2.24.b). Aceste îmbinări sudate se caracterizează prin rezistență scăzută și de regulă se rup în procesul de exploatare după stratul transcristalin.

În figura 2.24 se prezintă micrografiile în lumină polarizată ale epruvetelor tip șlifuri subțiri din polipropilenă, extrase dintr-o îmbinare cap la cap. Rezultate similare se obțin și în cazul sudării polietilenei.



Figura 2.24 Micrografie în lumină polarizată, a epruvetelor tip șlifuri subțiri din polipropilenă, extrase din îmbinarea cap la cap ($\times 200$; reducere $\frac{3}{4}$) [32]:

a) prin încetarea concentrării centrelor active de sferulizare; b) la concentrări mari

Pentru acest exemplu, totuși, este caracteristică așa-numita structură sferulitică de tip circular. În figura 2.25 se prezintă microfotografia obținută prin metoda luminii polarizate cu dublă expunere (metoda Clark). Din figură se vede că în locul sferulitei circulare este o construcție bispiralată. Această explicație confirmă teza conform căreia centrele de sferulizare sunt centre active și de rezistență a configurației cu transfer de masă a lanțurilor de macromolecule ale polimerilor ce se cristalizează și joacă un rol important atât la formarea îmbinării sudate, cât și la asigurarea rezistenței sale înalte.

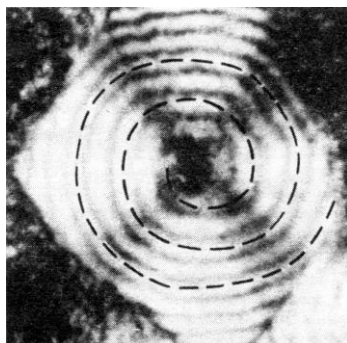


Figura 2.25 Micrografia în lumină polarizată a unei forme sferulite din polietilenă de joasă densitate ($\times 2000$; reducere $4/5$) [32]

2.3.3. Defectele îmbinărilor sudate cap la cap la țevi din polietilenă de înaltă densitate sudate cu element încălzitor

Experiența din exploatarea conductelor de polietilenă a arătat că una din cauzele pierderii geometriei lor și de asemenea a ruperii ulterioare o constituie prezența diferitor defecte tehnologice de sudare.

Defectele îmbinărilor sudate din mase plastice se clasifică începând cu dimensiuni ce depășesc 1% din grosimea materialului ce se sudează, dar nu sunt sub 0,1 mm. Acestea sunt neomogenități plane sau circulare ce includ densități diferite, fisuri, lipsă de topire, goluri, discontinuități geometrice, zgârieturi.

Cauzele apariției defectelor în îmbinările sudate sunt diferite. De regulă porțiunile defecte apar datorită calității slabe a materialului de bază, nerespectării regulilor de depozitare și de transport a maselor plastice, alegerii incorecte a metodei de fabricare prin sudare și de asemenea a nerespectării parametrilor procesului tehnologic de îmbinare și de sudare a produselor.

Dacă primele 3 cauze pot fi excluse în stadiile de fabricare a produselor, cel de-al patrulea depinde de calificarea sudorului și de starea instalației de sudare.

Nerespectarea de către sudor a parametrilor tehnologici de sudare poate provoca o serie de defecte, din care în principal sunt porii și lipsa de topire, fisurile și creștăturile, incluziunile străine și datorită schimbării nefavorabile a orientării existente în principal la neomogenitățile de material.

Principalii parametri tehnologici de sudare sunt temperatura materialului topit, durata de menținere în stare topită a materialului, presiunea de sudare, durata de formare a cusăturii sudate și durata de răcire a cusăturii.

Din cercetările efectuate [76] s-a stabilit că în cazul sudării țevilor din PE-LD la atingerea sau la depășirea temperaturii de 280°C, se obține o proporție ridicată de material deformat (descompus) în zona frontală de contact a țevii cu elementul încălzitor.

De asemenea, prin varierea duratei de refulare s-au obținut [76] defecte de tip „lipsă de topire” sau în alte situații „suduri reci” [130]. Aceste defecte sunt cele mai periculoase în exploatare, întrucât se întâlnesc adesea în practica construcției de conducte magistrale, dar nu apar de regulă la încercările de rupere standard la tracțiune și presiune interioară.

Studiul șlifurilor prelevate din îmbinări sudate obținute prin nerespectarea presiunii de refulare a arătat [76] că odată cu creșterea presiunii de refulare se reduce rezistența lor în apropierea limitei cusăturii sudate, iar prin reducerea

presiunii ruperea se produce în zona de topire. Analiza fractografică a suprafețelor de rupere a arătat că prin reducerea presiunii de refulare sub 0,05MPa nu se mai produce topirea suprafețelor de sudare, deci apare defectul, defect similar celui produs de supraîncălzirea elementului încălzitor.

Prelucrarea defectuoasă a capetelor țevii determină necesitatea topirii sub presiune, fapt ce conduce la formarea îmbinării sudate la o presiune de refulare neuniformă [76]. Aceasta la rândul său creează tensiuni de refulare mai mari la răcirea îmbinării și creează condiții favorabile formării fisurilor în bavură. Aceste fisuri apar inițial discret pe perimetrul îmbinării și se dispun la unghiuri de 45...65° față de axa țevii. Dimensiunea unei fisuri este de regulă de maxim 1 mm. Fisurile de dimensiuni similare din bavură pot să rămână în conductă și să nu conducă la ruperea ei pentru durate de exploatare limitate.

Viteza neuniformă de răcire a îmbinărilor sudate pe grosimea materialului țevii, de exemplu [76] la sudarea conductelor pe pământ, la temperatura aerului sub -15°C, provoacă apariția fisurii în zona de topire.

La supraîncălzirea PE-LD se separă metanul și alte gaze. Separarea produselor gazoase ce se dezagregă direct în procesul de topire a marginii țevii poate să conducă la formarea porilor la interfața cu elementul de încălzire, a căror număr și dimensiuni depinde de temperatura maximă și de durata de încălzire, precum și de elementul încălzitor al materialului. Fenomenul de formare a porilor este întâlnit de asemenea la răcirea rapidă a volumului de material topit constrâns (de materialul de bază rece). Neuniformitatea preîncălzirii țevii pe grosime, în combinație cu durate de refulare ridicate conduce de asemenea la formarea porilor [76].

La încălzirea suprafețelor capetelor țevii lângă sudură, elementul încălzitor transportă pe suprafața țevii diferite feluri de impurități care, la refularea ulterioară a țevii și la întreruperea procesului tehnologic de sudare, pot să rămână în cusătură și să creeze porțiuni de lipsă de topire. De regulă aceste defecte rămân în îmbinare la aplicarea presiunilor ridicate (peste 0,02MPa), în procesul de preîncălzire a țevii în apropierea sudurii [76]. Incluziuni pot să apară la durate de preîncălzire a țevii conform normativelor, la subrăcirii semnificative ale suprafețelor frontale ale țevii în timpul pauzelor tehnologice și de asemenea la reducerea presiunii de refulare a țevii.

Dimensiunile incluziunilor pot să fie diferite: de la particule pulverulente până la zone de topire contaminate pe jumătatea grosimii țevii. Pericolul acestor incluziuni nu constă doar în slăbirea cusăturii sudate și crearea zonelor de concentrare a tensiunilor, ci și în formarea centrelor ce determină deschiderea golurilor de contracție, care în principal sunt periculoase în stadiul de cristalizare a materialului topit din cusătura sudată [76].

Golurile de contracție reprezintă unul dintre defectele principale în cusătura sudată și în materialul de bază. Ele se întâlnesc în cusăturile sudate și materialul de bază sub formă de goluri circulare de diferite dimensiuni, de regulă 1 ... 15 mm.

Principala cauză a formării golurilor de contracție este crearea condițiilor de blocare a contracției materialului în procesul cristalizării sale din topitură [76]. Aceste condiții apar la răcirea neuniformă a cusăturii sudate sau a materialului țevii în procesul său de fabricație, la reducerea semnificativă a presiunii ce însoțește contracția, la răcirii accelerate ale topiturii, deschiderea suprafețelor, creând condițiile pentru neuniformitate pe grosime la preîncălzirea țevii. Incluziunile de aditivi (funingine, negru de fum) sunt defecte ce se formează în stadiul de fabricație a țevii datorită distribuției neuniforme a funinginii în interiorul volumului materialului de polimer.

La distribuția granulară a funinginii în țevi pericolul de rupere nu este mare, dar la alinierea granulelor în procesul de extruziune, pe parcursul formării funinginii plate apare pericolul real de stratificare și de rupere a materialului după direcția acestora, în cazul poziționării întâmplătoare a lor în zona de topire sau la limita de preîncălzire a sudurii [76].

În tabelul 2.1 se prezintă sintetic principalele defecte din îmbinările sudate cap la cap la țevi din polietilenă, precum și principalele cauze tehnologice de apariție a acestora.

Tabelul 2.1 – Defecte în îmbinări sudate cap la cap. Principalele cauze tehnologice.

| Defectul | Principalele cauze de apariție |
|---|---|
| Lipsa de topire pe perimetrul cusăturii | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Temperatura elementului încălzitor și durata de refulare peste cea prescrisă ❑ Presiunea de sudare mică ❑ Lipsa etapei de încălzire fără presiune și suprarăcirea suprafețelor materialului topit în pauza tehnologică |
| Lipsa de topire locală | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Temperatura elementului încălzitor peste cea prescrisă; durata refulării inferioare celei prescrise ❑ Temperatura elementului încălzitor inferioară celei prescrise, neomogenitatea structurală a materialului țevii |
| Fisuri în zona de topire | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Neuniformitatea încălzirii pe grosime și viteza mare de răcire a cusăturii sudate în raport cu cea prescrisă |
| Pori, sufluri, goluri în porțiunile de pregătire a cusăturii sudate | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Neuniformitate mare a temperaturii pe grosime la preîncălzirea țevii înaintea sudării, răcirea rapidă a suprafeței topiturii după sudare, lipsa presiunii la răcirea cusăturii sudate ❑ Saturația în umezeală a aerului la temperatura înaltă a materialului țevii. Suduri realizate în ploaie sau la umiditatea aerului de 100% |
| Incluziuni străine în zona de topire | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Impurificarea suprafețelor elementului încălzitor sau a capetelor țevilor ce se sudează. Stratificări datorate acoperirilor de proastă calitate cu teflon ale elementului încălzitor ❑ Lipsa străngerii sau lipirea așchiilor de elementul încălzitor |
| Incluziuni de funingine | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Poziționarea întâmplătoare în cusătura sudată a golurilor formate de la funingine, cu reorientarea lor în formă plană sub acțiunea presiunii de la refulare |
| Grosime diferită a țevii de sudare (peste 10%) | <ul style="list-style-type: none"> ❑ Centrare proastă a țevilor de sudare ❑ Utilizarea la sudare a țevilor defecte |

Pe lângă defectele cauzate de factori tehnologici legați de procesul de sudare propriu-zis (parametrii de sudare), în cazul sudurilor de montaj executate pe șantier pot interveni și alți factori ce conduc la apariția defectelor în îmbinările sudate.

Aceste defecte, de regulă elementare sunt deosebit de grave din punctul de vedere al consecințelor. Cauzele de apariție a acestor defecte [61] sunt sintetizate în figura 2.26 și o parte din ele ilustrate în figura 2.27.

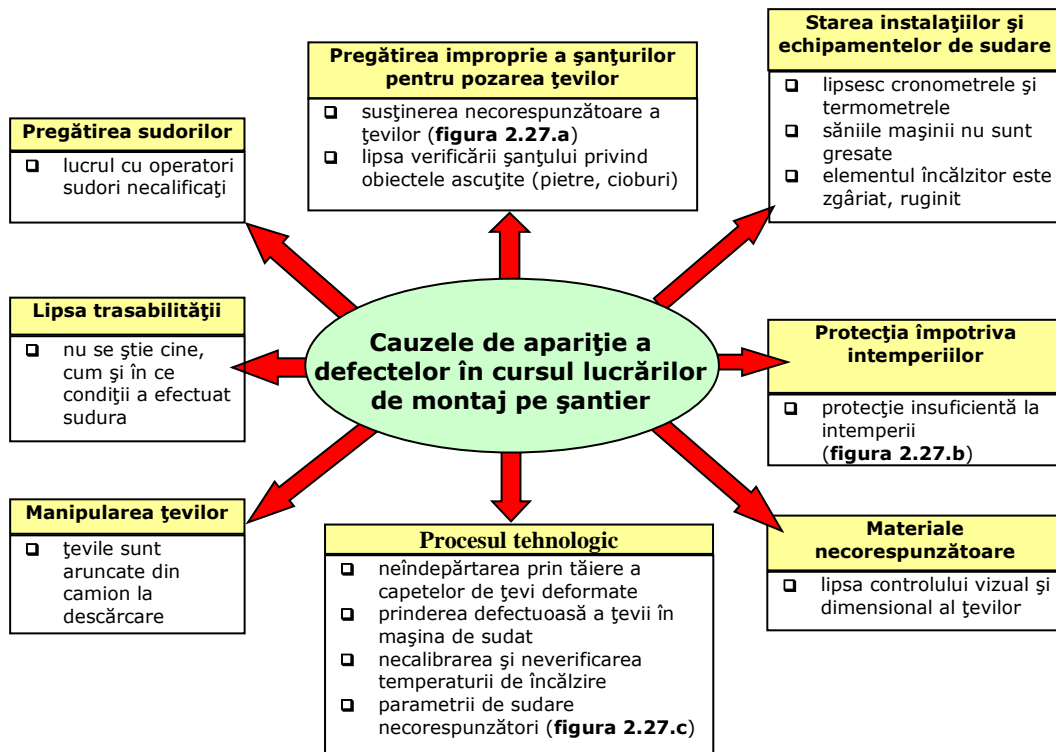


Figura 2.26 Cauzele de apariție a defectelor în cursul lucrărilor de montaj pe șantier



Figura 2.27 Exemple: Cauze de apariție a defectelor de sudare [61]
 a) susținerea necorespunzătoare a țevilor; b) protecție insuficientă la intemperii;
 c) parametrii de sudare necorespunzători

2.3.4. Controlul calității îmbinărilor sudate

Un obiectiv al industriei producătoare de structuri sudate din materiale plastice este producerea de suduri de înaltă calitate cu un randament de 100% care să aibă o durată de viață îndelungată, deseori în condiții de exploatare mai grele decât cele proiectate.

Controlul îmbinărilor sudate la țevi din polietilenă se poate executa prin metode de control nedistructiv, analiză macroscopică și încercări mecanice.

Încercările mecanice se efectuează pe epruvete drepte sau profilate, cele mai uzuale încercări fiind încercarea la tracțiune și încercarea la îndoire.

În figura 2.28 se prezintă câteva epruvete destinate încercărilor mecanice și analizelor structurale.

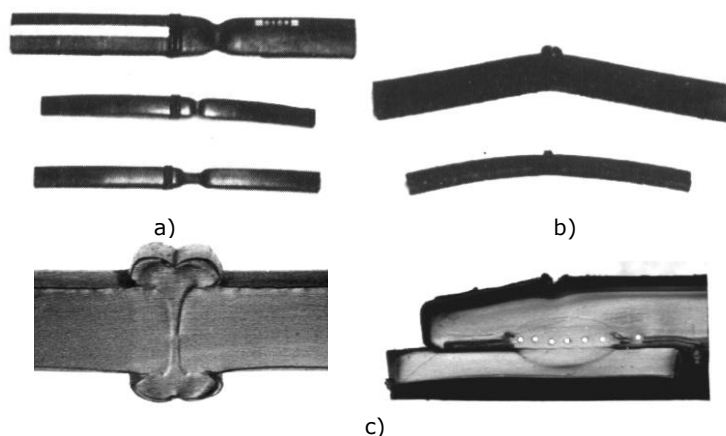


Figura 2.28 Probe și epruvete destinate analizelor și încercărilor:
a) tracțiune; b) îndoire; c) analiză macroscopică

Complementar, se poate efectua un control nedistructiv prin examinări cu ultrasunete sau examinări radiografice cu unde moi. Metodele de examinare sunt limitate la anumite tipodimensiuni de îmbinări și anumite procedee de sudare.

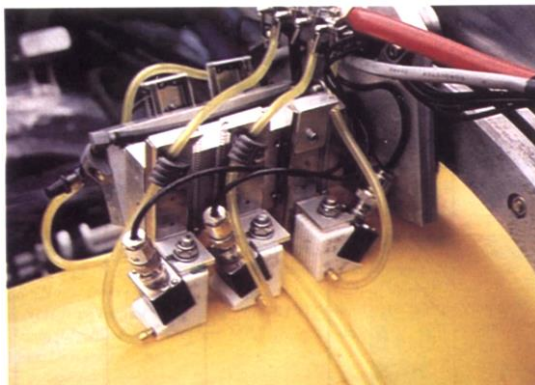


Figura 2.29 Instalație de control NDT la țevi din PE prin metoda US [57]

În figura 2.29 se prezintă o instalație de control nedistructiv [1] dezvoltată recent de un consorțiu coordonat de TWI Anglia, care prin combinarea a 3 tehnici de control US (TOFD, Tandem și cu unde de suprafață) permite decelarea defectelor plane de până la 1 mm dimensiune caracteristică și identificarea contaminării cu nisip până la un nivel de cel puțin 3 % din suprafață, la sudarea cap la cap cu element încălzitor drept a țevilor din PE cu diametrul exterior maxim \varnothing 315 mm.

3. EVALUAREA CARACTERISTICILOR ACUSTICE ALE POLIETILENEI

3.1. Considerații generale privind programul experimental

Polietilena de înaltă densitate prezintă particularități fizico-structurale care limitează posibilitățile de examinare cu ultrasunete, datorită fenomenelor de difuzie, împrăștiere și absorbție.

Pentru stabilirea condițiilor tehnice de examinare cu ultrasunete a polietilenei este necesară caracterizarea acustică a polietilenei care constă în măsurarea parametrilor și mărimilor caracteristice precum și a propagării undelor ultrasonice în polietilenă.

Caracterizarea acustică a polietilenei se face pentru frecvențele uzuale de lucru, de 1; 2 și 4 MHz, frecvențe caracteristice traductoarelor de undă longitudinală respectiv transversală utilizate în examinarea oțelurilor.

Caracterizarea polietilenei se face prin măsurarea vitezelor de propagare pentru cele două tipuri de unde, c_L – viteza de propagare a undei longitudinale, respectiv

c_T – viteza de propagare a undei transversale, măsurarea unghiurilor de difracție (de pătrundere în polietilenă), respectiv măsurarea atenuării ultrasunetelor în polietilenă.

Pentru măsurarea vitezei s-a aplicat un procedeu indirect de calcul al vitezei bazat pe echivalarea parcurșurilor ultrasonice din polietilenă cu parcurșuri ultrasonice din oțel. La măsurători s-a utilizat un echipament de control de tip MICROSCAN 1000 fabricație SONATEST și traductoare de undă longitudinale de tip B2SN serie D, respectiv de undă transversale de tip MWB 70 N2 serie D.

Măsurătorile s-au efectuat pe două corpuri de probă P1 și P2 (figura 3.1).

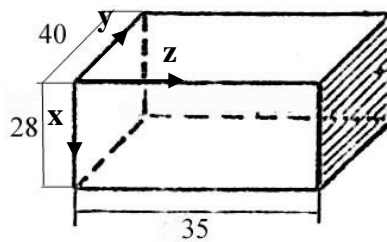


Figura 3.1 – Corpurile de probă P1, P2 [131]

Corpurile de probă P1 și P2 au fost prelevate din țevă $\phi 300 \times 30$ mm din polietilenă tip PE 80, iar dimensiunile caracteristice corespunzătoare parcurșurilor ultrasonice SPE sunt alese după cele trei direcții perpendiculare, x – radială; y - circumferențială; z – axială.

Pentru parcurșurile ultrasonice echivalente se poate scrie relația (3.1):

$$\frac{S_{OL}}{S_{PE}} = \frac{C_{OL}}{C_{PE}} \quad (3.1)$$

unde: S_{OL} , S_{PE} – parcursurile ultrasonice în oțel respectiv polietilenă;
 C_{OL} , C_{PE} – vitezele de propagare în oțel respectiv polietilenă.

3.2. Măsurarea vitezei undelor ultrasonice în polietilenă

3.2.1. Măsurarea vitezei undelor longitudinale

Pentru cazul undelor longitudinale relația (3.1) devine:

$$\frac{S_{OL}}{S_{PE}} = \frac{C_{LOL}}{C_{LPE}} \quad (3.2)$$

Din relația (3.2) rezultă valoarea pentru viteza undei longitudinale în polietilenă:

$$C_{LPE} = \frac{S_{PE} \cdot C_{LOL}}{S_{OL}} \quad (3.3)$$

Determinarea parcursurilor ultrasonice echivalente în oțel presupune desfășurarea calibrării echipamentului de control în parcurs ultrasonic.

Valorile măsurate și calculate cu relația (3.3) sunt prezentate în tabelul 3.1:

Tabelul 3.1 – Parcursul echivalent în OL al undelor longitudinale [131]

| S_{PE} [mm] | Proba 1 | | | Proba 2 | | |
|------------------|---------|---------------|-----------------|---------|---------------|-----------------|
| | T [div] | S_{OL} [mm] | C_{LPE} [m/s] | T [div] | S_{OL} [mm] | C_{LPE} [m/s] |
| 28 | 3,5 | 70 | 2376 | 3,5 | 70 | 2376 |
| 40 | 5,0 | 100 | 2376 | 5,0 | 100 | 2376 |
| 35 | 4,4 | 88 | 2362 | 4,4 | 88 | 2362 |

Față de valoarea prescrisă în literatura de specialitate $C_{LPE} = 2340$ m/s, valorile măsurate s-au estimat cu precizie de 1,5%. Această precizie de măsurare se încadrează în abaterea de la liniaritatea scării distanțelor a echipamentului de control și limitată pentru măsurătorile în oțel la 2%.

Valorile măsurate pe cele trei direcții x, y, z sunt aproximativ constante. Se poate trage concluzia că modulul de elasticitate longitudinal în relația căruia intervine viteza undei longitudinale este același pe cele trei direcții. Prin urmare și proprietățile elastice ale polietilenei pe cele trei direcții sunt identice.

3.2.2. Măsurarea vitezei undelor transversale

Pentru cazul undelor transversale relația (3.1) devine:

$$\frac{S_{OL}}{S_{PE}} = \frac{C_{TOL}}{C_{TPE}} \quad (3.4)$$

Din relația (3.4) rezultă:

$$C_{TPE} = \frac{S_{PE} \cdot C_{TOL}}{S_{OL}} \quad (3.5)$$

Parcursurile S_{PE} se determină prin măsurători din configurația corpurilor de probă P3 și P4 (figura 3.2). Corpurile P3 și P4 au o suprafață prelucrată la 15° față de suprafața de examinare. Valoarea unghiului de 15° corespunde valorii calculate a unghiului de pătrundere în polietilenă pentru unda transversală.

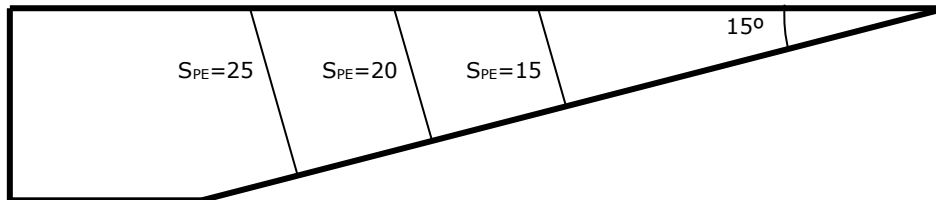


Figura 3.2 - Corpuri de probă P3, P4 [131]

Determinarea parcursurilor ultrasonice echivalente în oțel presupune calibrarea echipamentului de control în parcurs ultrasonic.

Valorile măsurate și calculate cu relația (3.5) sunt prezentate în tabelul 3.2:

Tabelul 3.2 - Parcursul echivalent în OL al undelor transversale [131]

| S_{PE} [mm] | Proba 1 | | | Proba 2 | | |
|------------------|---------|---------------|--------------------|---------|---------------|-----------------|
| | T [div] | S_{OL} [mm] | C_{TPE} [m/s] | T [div] | S_{OL} [mm] | C_{TPE} [m/s] |
| 15 | 5,4 | 54 | 902 | 5,3 | 53 | 919 |
| 20 | 7,2 | 72 | 902 | 7,2 | 72 | 902 |
| 25 | 9,1 | 91 | 892 | 9,1 | 91 | 892 |

Față de valoarea specificată în literatura de specialitate $C_{TPE} = 920$ m/s, valorile măsurate s-au estimat cu o precizie de 2,0%. Această precizie de măsurare se încadrează la limită în abaterea de la liniaritatea scării distanțelor a echipamentului de control și limitată pentru măsurătorile în oțel la 2%.

Măsurătorile de viteză pentru unda transversală nu s-au putut efectua pe cele trei direcții x, y și z, direcția de măsurare fiind impusă de unghiul de pătrundere al undei transversale în polietilenă $\beta_{PE}=15^\circ$ pentru traductorul utilizat, cu $\beta_{OL}=70^\circ$.

Pentru frecvențele uzuale utilizate în practica controlului 1, 2 și 4 MHz corespunzător vitezelor undelor transversale respectiv longitudinale măsurate se pot determina valorile pentru lungimea de undă λ_T respectiv λ_L cu relația: $\lambda = \frac{c}{f}$.

În tabelul 3.3 sunt prezentate valorile pentru lungimile de undă calculate:

Tabelul 3.3 - Lungimile de unda longitudinale și transversale [131]

| Frecvența f [MHz] | λ_T [mm] | λ_L [mm] |
|-------------------|------------------|------------------|
| 1,0 | 0,9 | 2,3 |
| 2,0 | 0,45 | 1,16 |
| 4,0 | 0,22 | 0,58 |

3.3. Transformarea undelor ultrasonice în polietilenă

Analiza transformărilor undelor ultrasonice în polietilenă se bazează pe legea undelor refractate a lui Schneel. Pentru analiză s-a utilizat traductorul de unde transversale MWB 70 N2 cu unghiul de pătrundere în oțel $\beta_{TOL}=70^\circ$.

Undele transversale ale traductorului utilizat la trecerea în mediul 2 al polietilenei suferă transformări în sensul că în mediul 2 se vor regăsi două unde una longitudinală cealaltă transversală.

Analiza transformărilor undelor ultrasonice transmise în mediul 2 (polietilenă) presupune determinarea unghiurilor de pătrundere pentru cele două tipuri de unde care se regăsesc în polietilenă.

3.3.1. Determinarea unghiului de pătrundere a undei transversale în polietilenă

Legea undelor refractate generalizată este (3.6) [107, 108]:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \beta} = \frac{c_1}{c_2} \quad (3.6)$$

Legea undelor refractate (3.6) transpusă pentru cazul undei transversale care se propagă în oțel devine:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \beta_{TOL}} = \frac{c_{LPL}}{c_{TOL}} \quad (3.7)$$

unde:

- α – unghiul de incidență a undei longitudinale în pana de plexiglas (mediul 1);
- β_{TOL} – unghiul de pătrundere în oțel a undei transversale;
- c_{LPL} – viteza undei longitudinale în pana de plexiglas;
- c_{TOL} – viteza undei transversale în oțel.

Legea undelor refractate (3.6) transpusă pentru cazul undei transversale transformată în polietilenă devine:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \beta_{TPE}} = \frac{c_{LPL}}{c_{TPE}} \quad (3.8)$$

unde:

- β_{TPE} – unghiul de pătrundere în polietilenă a undei transversale;
 - c_{TPE} – viteza undei transversale în polietilenă.
- Împărțind relațiile (3.7) și (3.8) rezultă:

$$\frac{\sin \beta_{TPE}}{\sin \beta_{TOL}} = \frac{c_{TPE}}{c_{TOL}} \quad (3.9)$$

din care rezultă:

$$\sin \beta_{TPE} = \frac{\sin \beta_{TOL} \cdot c_{TPE}}{c_{TOL}} \quad (3.10)$$

Din relația (3.10) pentru valorile $\sin \beta_{TOL} = \sin 70^\circ = 0,936$, respectiv $c_{TPE} = 925 \text{ m/s}$; $c_{TOL} = 3250 \text{ m/s}$ rezultă: $\sin \beta_{TPE} = 0,266$ și $\beta_{TPE} = 15^\circ$.

Prin urmare traductoarele de unde transversale utilizate în examinarea oțelurilor nu pot fi utilizate la examinarea polietilenei cu unde transversale, datorită unghiului de pătrundere prea mic rezultat.

3.3.2. Determinarea unghiului de pătrundere a unei longitudinale în polietilenă

Legea undelor refractate (3.6) transpusă pentru cazul unei transversale care se propagă în oțel:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \beta_{TOL}} = \frac{c_{LPL}}{c_{TOL}} \quad (3.11)$$

unde:

- α – unghiul de incidență a unei longitudinale în pana de plexiglas (mediul 1);
- β_{TOL} – unghiul de pătrundere în a unei transversale în oțel;
- c_{LPL} – viteza unei longitudinale în pana de plexiglas;
- c_{TOL} – viteza unei transversale transformată în oțel.

Legea undelor refractate (3.6) transpusă pentru cazul unei longitudinale generată în polietilenă devine:

$$\frac{\sin \alpha}{\sin \beta_{LPE}} = \frac{c_{LPL}}{c_{LPE}} \quad (3.12)$$

unde:

- β_{LPE} – unghiul de pătrundere în polietilenă a unei longitudinale;
 - c_{LPE} – viteza unei longitudinale în polietilenă.
- Împărțind relațiile (3.11) și (3.12) rezultă:

$$\frac{\sin \beta_{LPE}}{\sin \beta_{TOL}} = \frac{c_{LPE}}{c_{TOL}} \quad (3.13)$$

din care rezultă:

$$\sin \beta_{LPE} = \frac{\sin \beta_{TOL} \cdot c_{LPE}}{c_{TOL}} \quad (3.14)$$

Din relația (3.14) pentru valorile $\sin \beta_{TOL} = \sin 70^\circ = 0,936$ respectiv $c_{LPE} = 2340 \text{ m/s}$; $c_{TOL} = 3250 \text{ m/s}$ rezultă: $\sin \beta_{LPE} = 0,674$ și $\beta_{LPE} = 44^\circ$

Prin urmare, traductoarele de unde transversale utilizate în examinarea oțelurilor pot fi utilizate la examinarea polietilenei cu unde longitudinale, datorită unghiului de pătrundere rezultat și utilizat la examinare [131].

3.3.3. Determinarea experimentală a unghiurilor de pătrundere în polietilenă

Determinarea experimentală a unghiurilor de pătrundere în polietilenă se efectuează pentru același traductor de unde transversale MWB 70 N2. La determinare se utilizează corpurile de probă P1 și P2 din polietilenă cu grosimea $s_1=28$ mm; $s_2=40$ mm. Determinarea experimentală presupune determinarea punctului de incidență al traductorului ($x = 12$ mm), respectiv calibrarea echipamentului de control în distanță proiectată redusă. Determinarea presupune măsurarea distanțelor proiectate, iar cu ajutorul relației $tg\beta_{PE} = \frac{a}{s}$, rezultă

valoarea unghiului de pătrundere în polietilenă,
unde: $a = a' - x$, respectiv s – grosimea secțiunii din planul muchiilor.

Valorile măsurate pentru unghiurile de pătrundere sunt prezentate în tabelul 3.4.

Tabelul 3.4 – Valori ale unghiurilor de pătrundere, determinate experimental [131]

| Grosime s [mm] | Undă transversală | | | | Undă longitudinală | | | |
|-------------------|-------------------|--------|-------------|---------------|--------------------|--------|-------------|---------------|
| | a' [mm] | a [mm] | $tg\beta_T$ | β_T [°] | a' [mm] | a [mm] | $tg\beta_L$ | β_L [°] |
| 28 | -4 | 8 | 0,285 | 16 | 18 | 30 | 1,07 | 47 |
| 40 | 0 | 12 | 0,3 | 17 | 30 | 42 | 1,05 | 46 |
| 14 | - | - | - | - | 3 | 15 | 1,07 | 47 |
| 21 | -6 | 6 | 0,28 | 16 | 11 | 23 | 1,09 | 47 |

Valorile experimentale determinate pentru unghiurile de pătrundere diferă de valorile calculate prin cel mult 2°, valoare ca abatere a unghiului de pătrundere admisă la limită pentru oțeluri.

3.4. Atenuarea ultrasunetelor în polietilenă

3.4.1. Influența structurii materialului

Scăderea înălțimii ecoului unui reflector proporțional cu distanța este un fenomen cunoscut.

Cauzele acestui fenomen sunt:

1. Divergența
2. Absorbția
3. Difuzia

} Atenuare

Acele pierderi, care sunt provocate de absorbție și difuzie sunt denumite atenuare.

Componenta atenuare provocată de absorbție este mai redusă, deci în general se ia în considerare doar componenta prin difuzie.

În funcție de raportul dintre mărimea grăuntelui D și a lungimii de undă λ există diverse mecanisme de difuziune:

1. $D \ll \lambda$: nu poate fi pus în evidență fenomenul de difuzie
2. $0,02 < D/\lambda < 0,2$: difuzia este de tip Rayleigh
3. $D \approx \lambda$: dispersie stochastică
4. $D \gg \lambda$: reflexie difuză

Nu s-a făcut o evaluare a mărimilor de grăunți pentru a stabili componenta de difuzie predominantă.

Din diferitele mecanisme de difuziune rezultă dependența atenuării unei funcție de structură și frecvență.

3.4.2. Coeficientul de atenuare

Coeficientul de atenuare k este raportat întotdeauna la parcursul ultrasonic efectiv (dus și întors). Coeficientul de atenuare s-a stabilit prin comparație între două amplitudini ale ecoului de fund sau a ecoului de transmisie, în cazul a două parcursuri ultrasonice cunoscute, având lungimile diferite. Coeficientul de atenuare se determină cu relația (3.15):

$$k = \frac{V_2 - V_1 - \Delta V_S}{2 \cdot (s_2 - s_1)} \quad (3.15)$$

În relația (3.15) diferența de amplitudine datorită divergenței fasciculului ultrasonic ΔV_S se calculează cu relația (3.16):

$$\Delta V_S = 20 \lg \frac{S_2}{S_1} \quad (3.16)$$

3.4.3. Măsurarea atenuării în polietilenă - tehnica cu incidență normală

Măsurarea atenuării în polietilenă cu tehnica cu incidență normală s-a efectuat pentru traductoarele de unde longitudinale de frecvență 1 și 2 MHz de tip B1SN respectiv B2SN.

Măsurarea atenuării s-a efectuat pe corpul de control P1 cu dimensiunile caracteristice $s_x = 28$ mm; $s_y = 40$ mm; $s_z = 35$ mm, unde s , reprezintă grosimea secțiunilor pe trei direcții de măsurare perpendiculare: x - direcție radială, y - direcție circumferențială, z - direcție axială.

Tehnica de măsurare a luat în considerare primele două ecouri de fund repetate obținute pe fiecare din secțiunile măsurate. S-a preferat tehnica de măsurare cu ecouri de fund repetate din considerente de menținere constantă a cuplajului. Ambele măsurători ale amplificării pe ecourile de fund s-a făcut pe aceeași amprentă a traductorului.

Înălțimea de referință pentru reglarea ecourilor repetate s-a ales la 80% din înălțimea ecranului. Parcursurile ultrasonice efective corespunzătoare ecourilor repetate sunt $s_1 = 2s$ respectiv $s_2 = 4s$. Relația (3.15) devine:

$$k = \frac{V_2 - V_1 - \Delta V_S}{4 \cdot s}; \quad \text{unde: } \Delta V_S = 20 \lg \frac{S_2}{S_1} = 20 \lg 2 = 6 \text{ dB} \quad (3.15)$$

Rezultatele obținute la măsurarea atenuării pentru frecvența de 1 MHz sunt prezentate în tabelul 3.5.

Tabelul 3.5 - Rezultate experimentale:
măsurarea atenuării undelor longitudinale, $f=1\text{MHz}$ [131]

| Mărimi măsurate | $s_x = 28$ [mm] | | | $s_y = 40$ [mm] | | | $s_z = 35$ [mm] | | |
|-------------------|-----------------|------|------|-----------------|------|------|-----------------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 |
| V_1 (dB) | 16,8 | 17,0 | 17,1 | 20,3 | 20,2 | 20,5 | 18,7 | 19,0 | 19,1 |
| V_2 (dB) | 32,9 | 33,4 | 33,0 | 44,9 | 44,7 | 44,9 | 39,9 | 40,0 | 40,2 |
| $V_2 - V_1$ (dB) | 16,1 | 16,4 | 15,9 | 24,6 | 24,5 | 24,4 | 21,2 | 21,0 | 21,1 |
| ΔV_s (dB) | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 |
| k (dB/mm) | 0,09 | 0,09 | 0,09 | 0,11 | 0,11 | 0,11 | 0,10 | 0,10 | 0,10 |

Rezultatele obținute la măsurarea atenuării pentru frecvența de 2 MHz sunt prezentate în tabelul 3.6:

Tabelul 3.6 - Rezultate experimentale:
măsurarea atenuării undelor longitudinale, $f=2\text{MHz}$ [131]

| Mărimi măsurate | $s_x = 28$ [mm] | | | $s_y = 40$ [mm] | | | $s_z = 35$ [mm] | | |
|-------------------|-----------------|------|------|-----------------|------|------|-----------------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 |
| V_1 (dB) | 26,1 | 26,3 | 25,9 | 42,5 | 42,7 | 42,8 | 43,6 | 43,2 | 43,5 |
| V_2 (dB) | 52,1 | 52,4 | 52,2 | 76,3 | 76,9 | 76,4 | 71,6 | 71,3 | 71,7 |
| $V_2 - V_1$ (dB) | 26,0 | 26,1 | 26,3 | 33,8 | 34,2 | 33,6 | 28,0 | 28,1 | 28,2 |
| ΔV_s (dB) | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 |
| k (dB/mm) | 0,17 | 0,17 | 0,18 | 0,17 | 0,17 | 0,17 | 0,16 | 0,16 | 0,16 |

3.4.4. Măsurarea atenuării în polietilenă - tehnica cu incidență înclinată

Măsurarea atenuării în polietilenă cu tehnica cu incidență înclinată s-a efectuat pentru traductoarele de unde transversale de frecvență 1 și 2 MHz de tip WB 70N1 respectiv MWB 70N2.

Pentru traductoarele de unde transversale menționate s-au utilizat undele longitudinale transformate obținute la unghiul de pătrundere de 45° .

Măsurarea atenuării s-a efectuat pe proba de control P1, la care lungimea pe direcția z este de 200 mm. Direcția de măsurare a fost la 45° față de direcția axială (radială).

3.4.5. Măsurarea atenuării pentru unda longitudinală transformată (45°)

Tehnica de măsurare a luat în considerare ecurile de transmisie obținute pe secțiunea măsurată $s_x = 28$ mm la parcurșurile ultrasonice obținute cu o reflexie intermediară (V) respectiv două reflexii intermediare (W). Traductoarele se poziționează față în față, pe aceeași direcție conform schiței din figura 3.3.

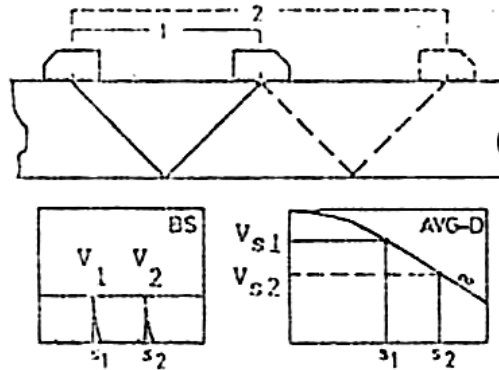


Figura 3.3 – Măsurarea atenuării – tehnica cu incidență înclinată

Coefficientul de atenuare s-a determinat cu relația (3.15), unde:

V_1, V_2 – amplificări ale aparatului pentru ecourile de transmisie reglate la înălțimea de comparație (de ex. 40%) în dB;

s_1, s_2 – parcursuri US, în mm pentru reflexiile în V , respectiv W ;

ΔV_s – diferență de amplificare calculată cu relația (3.16).

Rezultatele obținute la măsurarea atenuării pentru frecvența de 1 MHz sunt prezentate în tabelul 3.7:

Tabelul 3.7 – Rezultate experimentale [131]:
măsurarea atenuării undelor longitudinale transformate, la $f=1\text{MHz}$

| Mărimi măsurate | Proba P1 | | |
|-------------------|----------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 |
| V_1 (dB) | 34,4 | 35,0 | 34,6 |
| V_2 (dB) | 56,2 | 56,9 | 56,0 |
| $V_2 - V_1$ (dB) | 21,8 | 21,9 | 21,4 |
| ΔV_s (dB) | 6 | 6 | 6 |
| k (dB/mm) | 0,10 | 0,10 | 0,09 |

Rezultatele obținute la măsurarea atenuării pentru frecvența de 2 MHz sunt prezentate în tabelul 3.8:

Tabelul 3.8 - Rezultate experimentale [131]:
măsurarea atenuării undelor longitudinale transformate, la $f=2\text{MHz}$

| Mărimi măsurate | Proba P1 | | |
|-------------------|----------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 |
| V_1 (dB) | 40,1 | 40,5 | 40,7 |
| V_2 (dB) | 70,0 | 70,2 | 71,0 |
| $V_2 - V_1$ (dB) | 29,9 | 29,7 | 30,3 |
| ΔV_s (dB) | 6 | 6 | 6 |
| k (dB/mm) | 0,14 | 0,15 | 0,15 |

3.4.6. Măsurarea atenuării pentru unda transversală transformată (15°)

Similar ca la măsurarea atenuării pentru tehnica cu incidență normală s-a efectuat măsurarea de atenuare pentru undele transversale transformate corespunzătoare traductoarelor de incidență înclinată menționate (WB 70N1, respectiv MWB 70N2). Se are în vedere că din măsurători și calcul unda transversală transformată în polietilenă are incidența de 15°.

Măsurarea s-a efectuat pe corpul de probă P3 prevăzut cu o țesătură la 15° cu ajutorul căreia s-au obținut parcursuri ultrasonice măsurate de $S_1 = 25$ mm; $S_2 = 20$ mm; $S_3 = 15$ mm. La măsurare s-au utilizat ecurile de fund corespunzătoare parcursurilor ultrasonice măsurate, reglate la 80% din ecran. Valorile măsurate s-au obținut cu relațiile (3.15) și (3.16).

Rezultatele obținute la măsurarea atenuării pentru frecvența de 1 MHz sunt prezentate în tabelul 3.9:

Tabelul 3.9 – Rezultate experimentale [131]:
măsurarea atenuării undelor transversale transformate, la $f=1$ MHz

| Mărimi măsurate | Proba P3 | | |
|-------------------|----------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 |
| V_1 (dB) | - | - | - |
| V_2 (dB) | 42,2 | 43,0 | 42,6 |
| V_3 (dB) | 48,8 | 49,7 | 49,4 |
| $V_2 - V_1$ (dB) | - | - | - |
| $V_3 - V_2$ (dB) | 6,6 | 6,7 | 6,8 |
| ΔV_S (dB) | 1,8 | 1,8 | 1,8 |
| k (dB/mm) | 0,24 | 0,24 | 0,25 |

Rezultatele obținute la măsurarea atenuării pentru frecvența de 2 MHz sunt prezentate în tabelul 3.10:

Tabelul 3.10 – Rezultate experimentale [131]:
măsurarea atenuării undelor transversale transformate, la $f=2$ MHz

| Mărimi măsurate | Proba P3 | | |
|-------------------|-------------|-------------|-------------|
| | 1 | 2 | 3 |
| V_1 (dB) | 36,2 | 35,8 | 36,1 |
| V_2 (dB) | 46,4 | 46,5 | 46,7 |
| V_3 (dB) | 56,7 | 57,1 | 57,0 |
| $V_2 - V_1$ (dB) | 10,2 | 10,7 | 10,6 |
| $V_3 - V_2$ (dB) | 10,3 | 10,6 | 10,3 |
| ΔV_S (dB) | 1,8 | 1,8 | 1,8 |
| k (dB/mm) | 0,42 (0,42) | 0,45 (0,44) | 0,44 (0,43) |

Valoarea atenuărilor măsurate este aproximativ constantă pe toate direcțiile considerate, x ; y ; z și pe direcția la 45° față de axa x .

Valorile măsurate prezintă abateri de 0,01 dB/mm față de valorile medii, abateri care se încadrează pentru parcursuri ultrasonice uzuale maxim 200 mm (parcursuri efective) utilizate în polietilenă în abaterea limită de ± 2 dB prescrisă pentru liniaritatea amplificării desfășurată pe ecranul aparatului.

Valorile de atenuare măsurate în polietilena PE 80 atât pentru undele longitudinale, cât și pentru undele transversale sunt mai mici decât valorile regăsite în literatura de specialitate, corespunzătoare frecvențelor uzuale de control. Acest

lucru se poate explica printr-o îmbunătățire a structurii polietilenei PE elaborate în ultimii ani de fabricație.

Din valorile măsurate ale atenuării pentru undele longitudinale respectiv transversale la frecvențele de 1 și 2 MHz rezultă că atenuarea undelor transversale este de aproximativ 3 ori mai mare decât atenuarea undelor longitudinale.

Reprezentând sub formă grafică valorile atenuării măsurate funcție de frecvență, în figura 3.4 se evidențiază panta pentru curbele ce caracterizează atenuarea undelor longitudinale respectiv transversale.

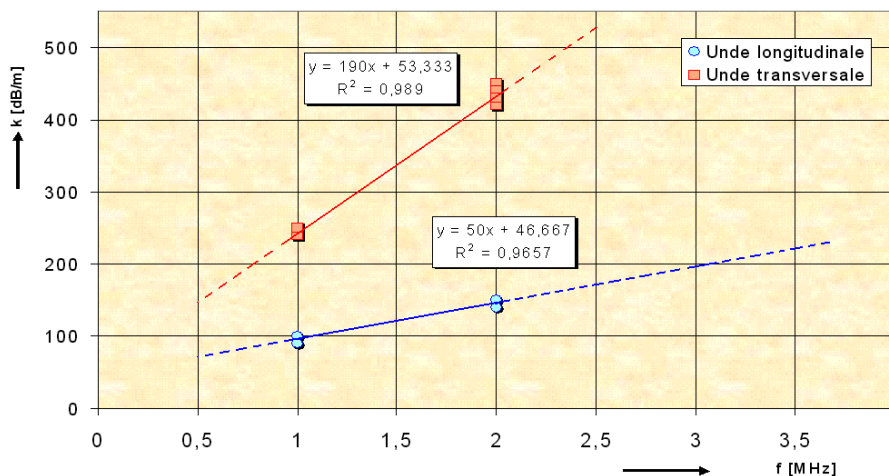


Figura 3.4 – Atenuarea undelor longitudinale și transversale în polietilenă tip PE 80 [1]

3.5. Stabilirea tehnicilor și parametrilor de examinare ultrasonică a îmbinărilor sudate cap la cap cu element încălzitor, la țevi din PE 80

În acest capitol se stabilesc tehnicile și parametrii de examinare ultrasonică a îmbinărilor sudate cap la cap cu element încălzitor de țevi din polietilenă tip PE 80, utilizate în prezent pe scară largă la rețelele de transport și distribuție a apei și a gazelor.

3.5.1. Factori de influență

La stabilirea tehnicilor și parametrilor de examinare intervin următorii factori de influență:

- proprietățile acustice ale materialului de examinat;
- geometria obiectului de examinat;
- tipul reflectorilor de referință și mărimea acestora;
- poziția, tipul și orientarea defectelor probabile.

3.5.1.1. Proprietățile acustice ale polietilenei

Acustica polietilenei s-a studiat prin măsurători ale coeficientului de atenuare pentru unde longitudinale și transversale la frecvențele uzuale de examinare cu ultrasunete: 1; 2 și 4 MHz. Valorile coeficientului de atenuare măsurat au evidențiat faptul că transparența ultrasonică a polietilenei pentru undele transversale este slabă și nu oferă soluții pentru examinarea la frecvențele uzuale menționate. În cazul undelor longitudinale cu frecvența de 1 MHz și 2 MHz transparența este relativ bună, condițiile de examinare fiind limitate doar de lungimea parcursului ultrasonic utilizat la examinare.

3.5.1.2. Geometria obiectului examinat

Obiectele de examinat de tip țevă oferă condiții limitate de examinare datorită curburii și accesului limitat numai la suprafața exterioară. Țevile din polietilenă utilizate industrial au tipodimensiunea limitată la $D_n 315,0$ mm.

Suprafețele curbate aferente examinărilor ridică probleme de cuplaj ultrasonic și de adaptare a traductoarelor la curbura țevii. Din considerente de adaptare la curbură se preferă traductoare de mărime miniaturală cu dimensiunile oscilatorului de maxim 10 mm care oferă condiții de cuplare fără adaptor la anumite tipodimensiuni de țevă.

Varianta constructivă a traductoarelor speciale pentru examinarea polietilenei realizate prin înglobarea unui oscilator de unde longitudinale într-un adaptor din teflon pentru obținerea unghiurilor de incidență corespunzătoare simplifică problema adaptării acestora la curbura țevilor din polietilenă.

Geometria îmbinării țevilor din polietilenă include prezența bavurilor în timpul examinărilor care limitează accesibilitatea pentru tehnicile de examinare aplicabile. Pentru examinarea completă a secțiunii îmbinării poate fi necesară și impusă prelucrarea bavurii exterioare, cazul țevilor cu grosimea peretelui mai mare de 20 mm.

3.5.1.3. Reflectorul de referință

Reflectorul de referință este determinat de metoda de apreciere la examinare.

Considerente tehnice legate de mărimea coeficientului de atenuare ($k \geq 0,16$ dB/mm), de variație a înălțimii ecoului cauzată de atenuarea ultrasunetelor pe parcursul ultrasonic maxim utilizat ($\Delta H \geq \pm 6$ dB) precum și geometria complexă a îmbinării recomandă utilizarea metodei directe de apreciere cu linie de comparație.

Metoda de apreciere directă cu linie de comparație pentru cazul polietilenei utilizează reflector de referință de tip gaură străpunsă. Avantajul utilizării acestui reflector constă în comportarea lui în câmpul ultrasonic. Conform legii distanțelor reflectorul de tip gaură străpunsă, la o dublare a parcursului ultrasonic dă o scădere a amplitudinii semnalului reflectat cu 9 dB față de reflectorul de tip disc circular care dă o scădere de 12 dB.

Mărimea reflectorului de tip gaură străpunsă nu influențează substanțial amplitudinea semnalului reflectat. Prin dublarea respectiv înjumătățirea dimensiunii găurii de referință amplitudinea semnalului variază cu ± 3 dB.

Tehnici speciale precum tehnica tandem sau prin transmisie pot să reclame utilizarea unor reflectori de referință de alt tip (gaură de tip disc circular sau riz rectangular).

3.5.1.4. Poziția, tipul și orientarea defectelor probabile

Defectele probabile la îmbinările țevilor din polietilenă realizate cu element încălzitor sunt de tip lipsă de topire, fisuri (plane) poziționate în secțiune transversală cu orientarea perpendiculară pe suprafața țevii.

Poziția și orientarea acestor defecte reclamă utilizarea tehnicilor de examinare cu incidență înclinată. Unghiul de pătrundere a fascicolului ultrasonic respectiv unghiul de incidență a traductorului se alege din considerente de incidență optimă cu planul defectului orientat transversal pe țeavă și perpendicular pe suprafața țevii.

Incidența optimă cu un defect perpendicular pe suprafață se realizează la unghiuri de incidență mari care dau o incidență cu planul defectului aproape perpendiculară (abaterea de la incidența optimă este dată de valoarea unghiului de 10° față de normala la suprafață). Condiția este satisfăcută la limită doar de traductoarele cu unghiul de incidență de 80° . În contextul utilizării la examinare și a frecvențelor joase de 1 și 2 MHz la care reflectograma obținută pe un defect se lărgeste condiția de incidență optimă se extinde și pentru traductoarele cu unghiul de incidență de 70° .

3.5.2. Geometria examinării

Geometria se stabilește din considerente de limitare a parcursului ultrasonic datorită atenuării [131, 150].

În general scăderea amplitudinii ecoului de referință dată de legea distanțelor și atenuare nu trebuie să depășească 12 dB pentru a ne situa cu linia de comparație în zona de liniaritate a ecranului (20% până la 80% din înălțimea ecranului). În cazul polietilenei, această condiție este îndeplinită de reflectorul de tip gaură străpunsă, a cărui scădere cu dublarea parcursului ultrasonic este de 9 dB iar atenuarea pentru parcursul ultrasonic extins de la N la 2N mai dă o scădere suplimentară de 3 dB. În această situație pentru polietilenă se poate recurge la extinderea zonei de liniaritate a ecranului între 10% și 100% din înălțimea ecranului pentru care scăderea amplitudinii ecoului de referință prin efectul cumulat poate să atingă valoarea de 20 dB care dă o extindere a parcursului ultrasonic pe această cădere la $2,5N$.

Pentru traductoarele de undă longitudinală cu frecvența de 2 MHz, dimensiunea cristalului \varnothing 10 mm, cu valoarea calculată pentru $N = 21$ mm, parcursurile ultrasonice corespunzătoare sunt de 42 mm respectiv 53 mm. Aceste parcurhuri ultrasonice conferă o geometrie de examinare în $1/2 V$ la un unghi de incidență de 70° pentru țevile cu diametru până la D_n 160 mm și parcursul ultrasonic limitat la 2 N. În condițiile limitării parcursului ultrasonic la $2,5 N$ cu aceeași geometrie a examinării se asigură controlul până la $D_n = 200$ mm inclusiv.

Situația prezentată se schimbă pentru traductorul de unde longitudinale cu frecvența de 1 MHz unde pentru dimensiunea cristalului de \varnothing 10 mm și valoarea calculată $N = 14$ mm, condițiile vizând scăderea amplitudinii cu 12 dB limitează parcursul ultrasonic la 2N, iar cea de-a doua la 20 dB limitează parcursul ultrasonic la 3N. Estimările pentru parcursurile ultrasonice limită s-au făcut în condițiile unui coeficient de atenuare determinat de 0,15 dB/mm la frecvența de 2 MHz respectiv 0,1 dB/mm pentru frecvența de 1 MHz.

Rezoluția slabă în câmpul apropiat, prezența bavurii pe suprafața de examinare și geometria de examinare limitată la $1/2 V$ nu asigură scanarea întregii secțiuni a îmbinării pentru tehnicile de examinare cu incidență înclinată prezentate.

În această situație este necesară o examinare complementară la un unghi de incidență de 45° cu geometria examinării în V. Această examinare va detecta defectele plane din zona de suprafață prin așa zisa reflexie de colț caracteristică incidenței la 45° .

Tehnicile de examinare prezentate satisfac condițiile de examinare pentru tipodimensiunile de țevi cu $D_n \leq 200$ mm și grosime de perete $t \leq 20$ mm. Pentru țevile cu $D_n > 200$ mm respectiv $t > 20$ mm se va utiliza o examinare cu incidență înclinată cu unghiul de incidență la 60° și geometria examinării în $1/2$ V, frecvența de examinare 2,0 MHz pentru care parcursul ultrasonic este limitat la circa 2,5N (53 mm). Și în această situație examinarea nu permite scanarea întregii secțiuni datorită rezoluției în câmp apropiat și a prezenței bavurii. Adâncimea zonei de suprafață rămasă ne-scanată este: $h = N/\text{tg } 60^\circ = 12$ mm. Pentru scanarea restului de secțiune examinarea cu unghiul de incidență la 60° se completează cu examinare în transmisie sau tandem la un unghi de incidență de 45° (geometria examinării în V).

3.6. Concluzii privind caracteristicile acustice ale polietilenei

Rezultatele obținute în cadrul programului experimental ne conduc la următoarele concluzii privind caracteristicile acustice ale polietilenei:

- Proprietățile acustice determinate experimental pe probe prelevate din țevi de polietilenă PE 80, au fost similare după toate direcțiile de măsurare, ceea ce relevă un comportament izotrop al materialului la acțiunea undelor ultrasonice. Acest comportament se evidențiază prin obținerea unor viteze de propagare a undelor ultrasonice cvasi-constante, după toate direcțiile de măsurare;
- Analiza transformărilor de unde pentru traductoarele ultrasonice cu incidență înclinată utilizate la examinarea oțelurilor nu recomandă utilizarea lor pentru examinarea cu incidență înclinată a polietilenei, datorită unghiurilor mici de pătrundere obținute prin transformarea undelor (max. 45°); prin urmare, examinarea polietilenei trebuie făcută cu traductori speciali a căror suprafețe active să fie confecționate din materiale cu caracteristici specifice astfel încât să dirijeze fascicolul ultrasonic sub un unghi de incidență cât mai ridicat (peste 45°). În acest mod tehnica de examinare poate fi aplicată la decelarea imperfecțiunilor din îmbinările sudate cap la cap cu element încălzitor la țevi din PE;
- S-a arătat că atenuarea undelor în polietilenă este dependentă de tipul de undă și frecvența utilizată;
- Transparența ultrasonică a polietilenei pentru undele transversale este redusă și nu oferă condiții acceptabile pentru examinarea US la frecvențele uzuale de 1, 2 și 4 MHz;
- Transparența ultrasonică a polietilenei este relativ bună pentru undele longitudinale cu frecvența de 1 și 2 MHz, domeniul de aplicare fiind limitat doar de lungimea parcursului ultrasonic;
- Experimental s-au determinat relații de calcul al coeficientului de atenuare în funcție de lungimea și tipul de undă. S-a evidențiat proporționalitatea atenuării cu frecvența și s-a relevat o diferențiere clară a comportării materialului în funcție de tipul de undă utilizat;
- Pentru examinarea îmbinărilor sudate la țevi din polietilenă, în acest capitol s-au stabilit tehnicile și parametrii de examinare, în funcție de tipodimensiunea componentei examinate (diametrul nominal și grosimea).

4. SIMULAREA IMPERECȚIUNILOR LA SUDAREA PRIN TOPIRE CAP LA CAP CU ELEMENT ÎNCĂLZITOR PLAN A ȚEVILOR DIN POLIETILENĂ

4.1. Material experimental

La realizarea programului experimental, pentru simularea imperfecțiunilor s-au utilizat tronsoane de țevi din polietilenă de înaltă densitate cu lungimea minimă de $L_{\min} = 150$ mm.

Simularea imperfecțiunilor s-a efectuat pe țevi cu diametre nominale standard mai mici de DN=160 mm, conform tabelului 4.1. Au fost realizate astfel probe sudate din tronsoane de țevi cu următoarele tipodimensiuni: $\phi 160 \times 14,6$ mm, $\phi 110 \times 10$ mm și $\phi 90 \times 8,2$ mm.

Țevile au fost debitate prin tăiere mecanică la lungimi de $L = 150 \dots 200$ mm, funcție de lungimea necesară pentru prinderea în bacurile echipamentului de sudare. Ajustarea suprafețelor de sudare s-a efectuat prin rabotare pe mașina de sudare.

Tabelul 4.1 – Parametrii recomandați la sudarea țevelor din PE 80 cu echipamente tip GF +160 și 250

| S 5 / SDR 11 PN 10 – echipament GF + 160 | DN | 63 | 75 | 90 | 110 | 125 | 140 | 160 |
|--|---------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | Grosimea peretelui[mm] | 5,8 | 6,9 | 8,2 | 10,0 | 11,4 | 12,8 | 14,6 |
| | Suprafața de sudură[cm ²] | 10,42 | 14,75 | 21,06 | 31,40 | 40,66 | 51,12 | 66,66 |
| | Presiunea de sudură[bar] | 3 | 4 | 6 | 9 | 12 | 14 | 19 |
| | Înălțimea bavurii[mm] | 0,5 | 0,5 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 |
| | Presiunea de încălzire[bar] | > 0 | > 0 | 1 | 1 | 1 | 1 | 2 |
| | Timpul de încălzire[sec] | 94 | 115 | 133 | 149 | 180 | 191 | 224 |
| | Timpul de schimb al plitei[sec] | 5 | 5 | 6 | 6 | 6 | 8 | 8 |
| | Timpul de creștere a presiunii[sec] | 7 | 8 | 9 | 9 | 10 | 10 | 12 |
| | Timpul de răcire[min] | 9 | 12 | 14 | 17 | 20 | 21 | 24 |
| Presiunea de rașchetare | Presiune de aliere +10% | | | | | | | |

Tabelul 4.1 – continuare - Parametrii recomandați la sudarea țevilor din PE 80 cu echipamente tip GF +160 și 250

| S 5 / SDR 11 PN 10 – echipament GF 250 | DN | 90 | 110 | 125 | 140 | 160 | 180 | 200 | 225 | 250 |
|--|---------------------------------------|-------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | Grosimea peretelui[mm] | 8,2 | 10,0 | 11,4 | 12,8 | 14,6 | 16,4 | 18,2 | 20,5 | 22,8 |
| | Suprafața de sudură[cm ²] | 21,6 | 31,40 | 40,66 | 51,12 | 66,66 | 84,25 | 103,9 | 131,6 | 162,6 |
| | Presiunea de sudură[bar] | 4 | 6 | 8 | 10 | 13 | 17 | 20 | 26 | 32 |
| | Înălțimea bavurii[mm] | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,5 | 1,5 |
| | Presiunea de încălzire[bar] | < 1 | < 1 | 1 | 1 | 1 | 2 | 2 | 2 | 3 |
| | Timpul de încălzire[sec] | 132 | 160 | 180 | 192 | 225 | 258 | 290 | 297 | 313 |
| | Timpul de schimb al plitei[sec] | 6 | 6 | 6 | 8 | 8 | 8 | 8 | 10 | 10 |
| | Timpul de creștere a presiunii[sec] | 9 | 10 | 10 | 11 | 12 | 14 | 15 | 16 | 18 |
| | Timpul de răcire[min] | 15 | 18 | 20 | 21 | 24 | 27 | 30 | 31 | 35 |
| | Presiunea de rașchetare | Presiune de aliere +10% | | | | | | | | |

4.2. Realizarea probelor sudate cu defecte

La sudarea probelor cu defecte s-a utilizat un echipament de sudare de tip GF +160 fabricație FISCHER și un sudor autorizat pentru procedeul de sudare cu element încălzitor.

Pentru simularea imperfecțiunilor în îmbinarea sudată s-au utilizat următoarele tehnici [132]:

- Tehnica simulării imperfecțiunilor naturale pe cale tehnologică
- Tehnica implanturilor pentru simularea imperfecțiunilor naturale
- Tehnica prelucrării imperfecțiunilor artificiale

4.2.1. Tehnica simulării imperfecțiunilor naturale pe cale tehnologică

În cazul imperfecțiunilor naturale simulate s-a utilizat metoda modificării parametrilor optimi de sudare recomandați de producătorul țevii.

Marcajul probelor și parametrii de sudare corespunzători sunt precizați în tabelul 4.2 (pozițiile 1...8) și tabelul 4.3 (pozițiile 13, 14 și 17).

Întrucât intervenția directă asupra parametrilor de sudare a fost limitată (de echipamentul utilizat la sudare), s-a intervenit doar asupra temperaturii de încălzire și asupra timpului de menținere a presiunii de îmbinare [17]. Intervenția asupra temperaturii de încălzire pe perioada de menținere a presiunii de îmbinare s-a efectuat în mod indirect, prin răcirea forțată a unei zone de îmbinare cu zăpadă carbonică.

Tabelul 4.2 - Probe de țevi din PE 80 ϕ 110x10 mm, sudate cap la cap cu element încălzitor cu imperfecțiuni naturale simulate [132]

| Nr. crt. | Simbol probă | Dimensiuni (mm) | Tip imperfecțiune urmărită | Caracteristici defect | Parametri tehnologici | | | | | | Modul de inducere a imperfecțiunii |
|----------|--------------|-----------------|----------------------------|-----------------------|-------------------------------|---|-----------------------|---------------------|--|-------------------------|--|
| | | | | | Temperatura de încălzire (°C) | Presiunea de încălzire (N/mm ²) | Timp de încălzire (s) | Timp de manevră (s) | Presiunea de sudare (N/mm ²) | Timp de menținere (min) | |
| 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
| 1 | PE-E1 | 110x10 | fisură | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | Temperatura mediului $\leq 0^{\circ}\text{C}$ |
| 2 | PE-E2 | 110x10 | fisură | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 2 | răcire forțată cu zăpadă carbonică |
| 3 | PE-E3 | 110x10 | fisură | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 2 | Temperatura mediului $\leq 0^{\circ}\text{C}$; răcire forțată |
| 4 | PE-E4 | 110x10 | fisură | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 2 | răcire forțată; solicitare mecanică |
| 5 | PE C1 | 110x10 | lipsă de topire | $L \geq 3t$ | 190 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | reducerea temperaturii de sudare |
| 6 | PE-C2 | 110x10 | lipsă de topire | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,05 | 17 | reducerea presiunii de sudare |
| 7 | PE-C3 | 110x10 | lipsă de topire | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | timp de manevrare lung |
| 8 | PE-C4 | 110x10 | lipsă de topire | $L \geq 3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | infestare cu grăsimi a suprafețelor de sudare |
| 9 | PE-A1 | 110x10 | incluziuni gaze | $\Phi \geq 2$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant de gaz cu seringă, 1ml |
| 10 | PE-A2 | 110x10 | Incluziuni gaze | $\Phi \geq 3$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant de gaz cu seringă, 2ml |
| 11 | PE-B1 | 110x10 | Incluziuni solide | $\Phi \geq 2$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant de siliciu, grăunte de $\Phi=2,0$ mm |
| 12 | PE-B2 | 110x10 | Incluziuni solide | $\Phi \geq 3$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant de siliciu, grăunte de $\Phi=3,0$ mm |

Tabelul 4.3 - Probe de țevi din PE 80 ϕ 160x14,6 mm și ϕ 90x8,2 mm, sudate cap la cap cu element încălzitor cu imperfecțiuni naturale simulate [132]

| Nr. Crt. | Marcaj probă | Dimensiune țeavă | Tip imperfecțiune urmărită | Caracteristici defect [mm] | Parametrii de sudare | | | | |
|----------|--------------|------------------|-----------------------------|-----------------------------------|----------------------|-------------------------|----------------------|-----------------------------|-------------------------|
| | | | | | Temperatură [°C] | Timp de încălzire [sec] | Înălțime bavură [mm] | Presiune de menținere [bar] | Timp de menținere [min] |
| 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
| 1 | 1 | 160x14,6 | Plan – implant teflon | 3x30 | 220 | 224 | 1,0 | 32 | 24 |
| 2 | 2 | 160x14,6 | Plan – implant teflon | 3x15 | 220 | 224 | 1,0 | 32 | 24 |
| 3 | 3 | 160x14,6 | Plan – implant aluminiu | 3x30 | 220 | 224 | 1,0 | 32 | 24 |
| 4 | 4 | 160x14,6 | Volumic | 1* | 220 | 224 | 1,0 | 32 | 24 |
| 5 | 5 | 160x14,6 | Plan volumic | 2* | 220 | 224 | 1,0 | 32 | 24 |
| 6 | 6 | 160x14,6 | Volumice | 4* | 220 | 224 | 1,0 | 32 | 24 |
| 7 | 7 | 90x8,2 | Plan – implant teflon | 3x16; 3x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 8 | 8 | 90x8,2 | Plan – implant teflon | 2x16; 2x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 9 | 9 | 90x8,2 | Plan – implant teflon | 1,5x16; 1,5x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 10 | 10 | 90x8,2 | Volumic | ϕ 2,5x16; ϕ 2,5x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 11 | 11 | 90x8,2 | Plan – implant aluminiu | 2,5x16; 2,5x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 12 | 12 | 90x8,2 | Plan – implant aluminiu | 3x16; 2x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 13 | 13 | 90x8,2 | Plan – tehnologic | - | 190 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 14 | 14 | 90x8,2 | Plan cu răcire | - | necontrolată | 133 | 1,0 | 19 | 2 |
| 15 | 15 | 90x8,2 | Plan – implant teflon | 2x16; 2x9 | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 16 | 16 | 90x8,2 | Volumic | 5* | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 17 | 17 | 90x8,2 | Plan cu răcire și deformare | - | necontrolată | 133 | 1,0 | 19 | 2 |
| 18 | 18 | 90x8,2 | Volumice | 6* | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |

Tabelul 4.3 – continuare - Probe de țevi din PE 80 ϕ 160x14,6 mm și ϕ 90x8,2 mm, sudate cap la cap cu element încălzitor cu imperfecțiuni naturale simulate [132]

| Nr. Crt. | Marcaj probă | Dimensiune țevă | Tip imperfecțiune urmărită | Caracteristici defect [mm] | Parametrii de sudare | | | | |
|----------|--------------|-----------------|----------------------------|----------------------------|----------------------|-------------------------|----------------------|-----------------------------|-------------------------|
| | | | | | Temperatură [°C] | Timp de încălzire [sec] | Înălțime bavură [mm] | Presiune de menținere [bar] | Timp de menținere [min] |
| 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
| 19 | 19 | 90x8,2 | Volumice | 7* | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 20 | 20 | 90x8,2 | Plan volumic | 8* | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |
| 21 | 21 | 90x8,2 | Plan volumic | 9* | 220 | 133 | 1,0 | 19 | 14 |

Notă: Poziția și natura imperfecțiunilor:

1* - 1 - aer; 2 - aer; 3 - ulei;

2* - 1 - tub PVC ϕ 2,5x14,0 mm; 2 - șpan PE 80 2,5x14,0 mm; 3 - folie Al 3,0x14,0 mm;

4* - 1 - grup flux ceramic; 2 - grăunte izolat flux; 3, 4 - găuri ϕ 3,0 mm;

5* - 1 - bilă sticlă; 2 - ϕ Al 2,5x16,0 mm; 3 - grăunte izolat piatră ϕ 4,0 mm;

6* - 1, 2 - ulei; 3 - flux; 4 - Al ϕ 2,5x15,0 mm; 5 - Cu ϕ 3,0 x15,0 mm; 6, 7 - aer;

7* - 1 - Al ϕ 1,0x15,0 mm; 2 - ulei; 3 - aer; 4 - aer; 5 - ulei; 6 - flux; 7 - aer;

8* - 1 - flux; 2 - aer; 3 - ulei;

9* - 1 - Al ϕ 1,5x30,0 mm; 2 - Al ϕ 1,5x25,0 mm; 3 - Al ϕ 1,5x20,0 mm; Al ϕ 4x15,0 mm; 5 - Al ϕ 1,5x10,0 mm.

4.2.2. Tehnica implanturilor pentru simularea imperfecțiunilor naturale

În cazul imperfecțiunilor naturale simulate prin tehnica implanturilor s-a urmărit obținerea unor probe sudate din țevi de PE 80, cu defecte tipice procedurii de sudare prin topire cap la cap cu element încălzitor plan.

Imperfecțiunile plane specifice procedurii de sudare cu element încălzitor sunt de tip fisuri sau lipsă de topire, imperfecțiuni orientate perpendicular pe suprafața țevii.

Imperfecțiunile volumice ce pot să apară la acest tip de îmbinare sunt porii (bule de aer poziționate la nivelul liniei de topire), suprapunerile de material (datorită îndepărtării necorespunzătoare a șpanului rezultat în procesul de prelucrare a capetelor de țevă), incluziunile de praf sau pietriș fin (în cazul unei protecții necorespunzătoare a zonei în care se realizează îmbinarea sudată).

Implanturile utilizate pentru simularea acestora au fost realizate din foițe de teflon sau de aluminiu care prezintă temperaturi de topire mai ridicate decât temperatura de sudare a polietilenei. De asemenea, pentru a induce imperfecțiuni în îmbinarea sudată, au fost utilizate bucăți de bandă adezivă sau șpan de polietilenă.

Poziționarea implanturilor s-a făcut pe una din suprafețele îmbinării după încălzirea țevilor de sudat și scoaterea elementului încălzitor, pe perioada timpului de manevrare, caz în care acesta s-a prelungit la peste 10 secunde.

Probele executate prin modificarea parametrilor tehnologici, respectiv cele obținute prin tehnica implanturilor, sunt prezentate în tabelul 4.2 (pozițiile 9...12) și tabelul 4.3 (pozițiile 1...12, 15, 16 și 18...21).

4.2.3. Tehnica prelucrării mecanice a imperfecțiunilor artificiale

Probele cu imperfecțiuni artificiale de tip găuri străpunse se realizează cu parametrii de sudare prescriși pentru tipul și dimensiunea țevilor care se sudează, imperfecțiunile obținându-se prin implanturi metalice (sârmă cu diametre și lungimi cunoscute: $\phi=1,5\text{mm}$; $2,0\text{mm}$; $3,0\text{mm}$ și lungime egală cu t , $2t$ sau $3t$, unde t = grosimea peretelui de țevă).

Înainte de sudare țeava va fi prelucrată mecanic prin strunjire pentru obținerea unui canal destinat implantului, poziționat în zona centrală a secțiunii țevii, pe întreaga circumferință a acesteia. La calcularea dimensiunilor canalului se va ține seama de diametrul implantului și de scurtarea țevii din timpul fazei de încălzire.

Probele cu imperfecțiuni artificiale de tip găuri cu fund plat se realizează prin găurire mecanică sau frezare, pe țevi ce au fost în prealabil sudate utilizând parametrii de sudare corespunzător tipului și dimensiunilor acestora. Probele cu imperfecțiuni artificiale simulate de tip găuri străpunse și găuri cu fund plat sunt prezentate în tabelul 4.4.

Tabelul 4.4–Probe cu imperfecțiuni artificiale de tip gaură străpunsă sau gaură cu fund plat [132]

| Nr. crt. | Simbol probă | Dimensiuni (mm) | Tip imperfecțiune urmărită | Caracteristici defect | Parametri tehnologici | | | | | | Modul de inducere a imperfecțiunii |
|----------|--------------|-----------------|----------------------------|------------------------|-------------------------------|---|-----------------------|---------------------|--|-------------------------|---|
| | | | | | Temperatura de încălzire (°C) | Presiunea de încălzire (N/mm ²) | Timp de încălzire (s) | Timp de manevră (s) | Presiunea de sudare (N/mm ²) | Timp de menținere (min) | |
| 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
| 1 | PE-DQ1 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=1,5$; $L=t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=1,5$; $L=t$ |
| 2 | PE-DQ2 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=1,5$; $L=2t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=1,5$; $L=2t$ |
| 3 | PE-DQ3 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=1,5$; $L=3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=1,5$; $L=3t$ |
| 4 | PE-DQ4 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=2,0$; $L=t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=2,0$; $L=t$ |
| 5 | PE-DQ5 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=2,0$; $L=2t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=2,0$; $L=2t$ |
| 6 | PE-DQ6 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=2,0$; $L=3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=2,0$; $L=3t$ |

Tabelul 4.4 – continuare - Probe cu imperfecțiuni artificiale de tip gaură străpunsă sau gaură cu fund plat [132]

| Nr. crt. | Simbol probă | Dimensiuni (mm) | Tip imperfecțiune urmărită | Caracteristici defect | Parametri tehnologici | | | | | | Modul de inducere a imperfecțiunii |
|----------|--------------|-----------------|----------------------------|------------------------|-------------------------------|---|-----------------------|---------------------|--|-------------------------|---|
| | | | | | Temperatura de încălzire (°C) | Presiunea de încălzire (N/mm ²) | Timp de încălzire (s) | Timp de manevră (s) | Presiunea de sudare (N/mm ²) | Timp de menținere (min) | |
| 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
| 7 | PE-DQ7 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=3,0$; $L=t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=3,0$; $L=t$ |
| 8 | PE-DQ8 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=3,0$; $L=2t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=3,0$; $L=2t$ |
| 9 | PE-DQ9 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=3,0$; $L=3t$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | implant cu sârmă Al, $\Phi=3,0$; $L=3t$ |
| 10 | PE-DC1 | 110x10 | gaură pătrunsă | $\Phi=6,0$ | 220 | 0,05 | 100 | 3 | 0,1 | 17 | gaură mecanică prin frezare cu fund plat |

Simularea imperfecțiunilor plane pentru examinarea cu ultrasunete se face pe reflectori de tip riz sau crestătură rectangulară practică mecanic prin frezare. Probele cu imperfecțiuni simulate prin crestătură rectangulară de tip U sunt prezentate în tabelul 4.5.

Tabelul 4.5 – Probe cu imperfecțiuni artificiale de tip crestătură rectangulară [132]

| Diametrul țevii DN [mm] | Grosime de perete t [mm] | Riz $h=5\%t$ [mm] | Riz $h=10\%t$ [mm] |
|-------------------------|--------------------------|-------------------|--------------------|
| 0 | 1 | 2 | 3 |
| 75,0 | 6,9 | 0,35 | 0,69 |
| 90,0 | 8,2 | 0,41 | 0,82 |
| 110,0 | 10,0 | 0,5 | 1,0 |
| 160,0 | 14,6 | 0,73 | 1,46 |

Profilul crestăturii și dimensiunile se aleg din următoarele considerente:

- reflectograma fascicolului ultrasonic pe crestătura de referință să fie cât mai identică cu reflectograma pe defectul real, din acest punct de vedere crestătura de profil U rectangulară satisface condiția impusă;
- deschiderea crestăturii trebuie să fie cât mai mică pentru a reduce reflexiile pe fundul crestăturii, în acest sens se impune o deschidere de 0,1 mm până la 0,5 mm;
- adâncimea crestăturii se stabilește pentru o valoare la care reducerea secțiunii de lucru nu afectează rezistența de rupere a polietilenei cu mai mult de 10%, în acest sens se practică crestături cu adâncimea de 5% și 10% din grosimea peretelui de țevă.

O categorie aparte de imperfecțiuni artificiale simulate o constituie imperfecțiunile practicate pe epruvete extrase din țevi sau îmbinări sudate de țevi. Aceste imperfecțiuni sunt practicate în scopul aprecierii influenței tipului și a

dimensiunilor caracteristice ale acestora asupra rezistenței zonelor caracteristice ale îmbinării sudate.

Aceste tipuri de imperfecțiuni artificiale se simulează prin prelucrare mecanică și au diferite forme, ce sunt asimilate ca defecte volumice sau plane.

Defectele volumice pot fi simulate prin practicarea unor găuri în mijlocul epruvetei prin intermediul unui burghiu adecvat, vezi figura 4.6.

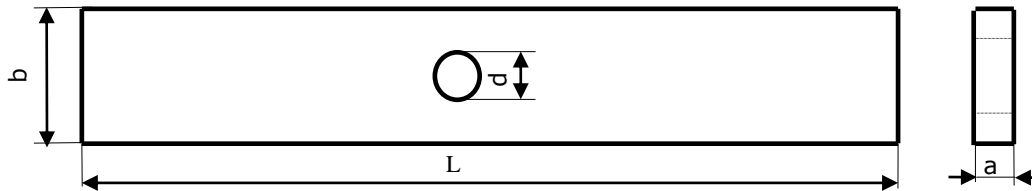


Figura 4.6 – Simularea unui defect volumic artificial prin prelucrare mecanică (găurire) [132]

Defectele plane de tip riz sau creastă sunt obținute prin prelucrarea mecanică (frezare) a părților laterale a epruvetei în zona centrală a acesteia (figurile 4.7 și 4.8).

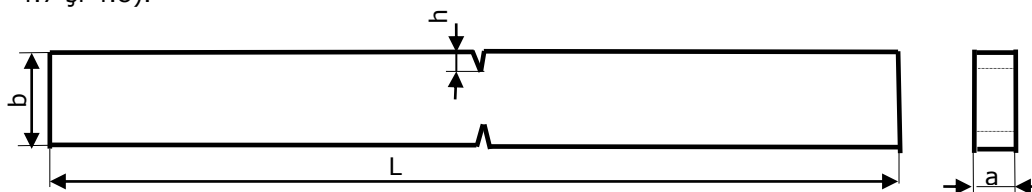


Figura 4.7 – Simularea unor defecte plane artificiale prin prelucrare mecanică cu o freză în V [132]

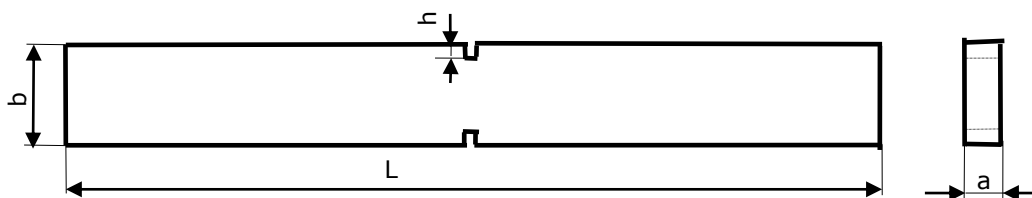


Figura 4.8 – Simularea unor defecte plane artificiale tip riz prin prelucrare mecanică cu o freză cilindrică de lățime 0,5 – 2,5 mm [132]

Observație: Imperfecțiunile artificiale pot fi simulate la nivelul materialului de bază, în zona influențată termic sau la nivelul liniei de topire a îmbinării, respectând succesiunea operațiilor prezentate în figura 4.9.

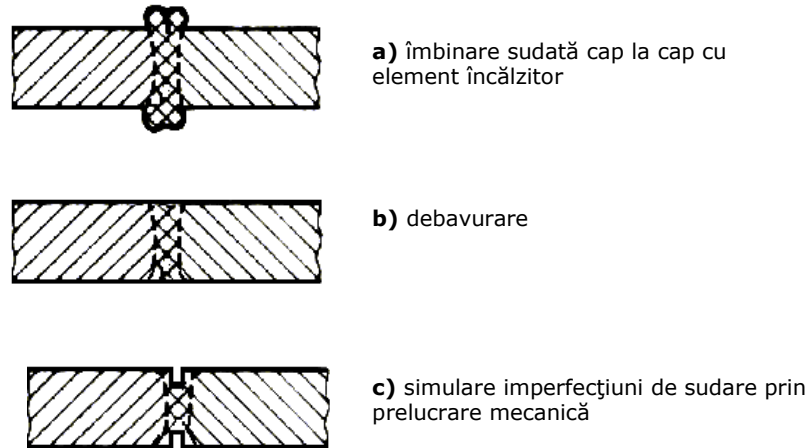


Figura 4.9 – Succesiunea operațiilor la simularea unor imperfecțiuni artificiale plane obținute prin prelucrarea mecanică a unei îmbinări sudate de țevi din PE 80, realizată prin procedeul de topire cap la cap cu element încălzitor [132]

4.3. Simularea imperfecțiunilor prin metoda LSI

4.3.1. Considerații privind oportunitatea dezvoltării unei noi metode de simulare a imperfecțiunilor

Producerea de materiale noi și/sau îmbunătățirea proprietăților sortimentelor existente reprezintă una din direcțiile prioritare de cercetare în domeniul materialelor termoplastice și compozite.

Însă, înainte de lansarea pe piață a unui produs / material nou, acesta trebuie să fie testat în vederea evaluării performanțelor de utilizare și în scopul estimării duratei de serviciu în condiții de siguranță, în condiții de exploatare date.

Încercările efectuate prin metode distructive oferă date privind structura și caracteristicile de rezistență ale materialului în starea inițială, sau estimări ale acestora pentru diferite durate de funcționare în condiții date. Aceste rezultate stau la baza stabilirii și garantării parametrilor extremi de exploatare (temperatură, presiune, timp), în condiții de siguranță. De exemplu: o țevă din PE 80 este garantată să funcționeze la temperatura de 20 °C timp de 50 de ani la presiunea de 16 bar. Același produs se recomandă [141] să fie utilizat timp de 5 ani la temperatura de 60°C.

Totuși, aceste caracteristici se determină pentru materiale de bază, respectiv pentru condiții ideale de exploatare. În practică însă sunt întâlnite situații în care apar abateri de la aceste condiții de referință. Astfel, procesele de îmbinare termică afectează zonal caracteristicile materialului putând conduce în anumite situații la alterarea caracteristicilor de durată ale componentei. De asemenea, la montaj, la punerea în funcție sau în timpul exploatarei pot apărea abateri de la disciplina tehnologică sau avarii aparent neînsemnate care pot influența durata de viață a componentelor.

Factorii externi ca temperatura pot influența structura materialului în zona îmbinării întrucât așa cum se arată în [56], prin variația temperaturii de cristalizare apar modificări ale grosimii medii a aglomerărilor lamelare, respectiv a gradului de difuziune a moleculelor cu masă moleculară mică. Dezvoltarea lamelilor alungite din polimerul sferulitic este influențată de fragmentarea lamelilor prin blocarea dislocațiilor și prin creșterea radială dezaxată a acestora sub influența gradientului de concentrare a speciilor segregate.

De asemenea, în cazul utilizării unor temperaturi improprii de îmbinare (de ex.: peste 200°C în cazul polietilenei), s-au constatat [103] efecte de oxidare și de scindare a lanțului polimeric însoțite de producerea de dislocații, miros și creșterea conținutului de carbonil.

Imperfecțiunile de material pot apărea încă în faza de sinteză a granulelor de polimer. Mixarea imperfectă [124] afectează proprietățile polimerului. Astfel, funcție de viteza de reacție și compoziția monomerului, mixarea poate afecta compoziția copolimerului și lungimea secvenței lanțului.

În cazul polimerilor puri, viteza de creștere a cristalelor sferulitice crește proporțional cu viteza de extrudare [128]. Aceasta poate fi atribuită descreșterii energiei de activare a difuziei.

În cazul amestecurilor de polimeri [49], condițiile de procesare (viteza de extrudare) favorizează modificări ale interfeței dintre polimerul pur A și pur B, respectiv modificări ale evoluției morfologiei și compoziției amestecului polimeric.

Simularea imperfecțiunilor în scopul studierii evoluției acestora în condiții diferite de solicitare este o metodă a mecanicii ruperii [2], prin care se evaluează comportarea în exploatare a unor componente ce conțin imperfecțiuni. Poate fi astfel estimată durata de viață restantă a unor componente din cadrul unor structuri.

Pentru a estima comportarea în exploatare a țevilor din poliolefine în prezența unor imperfecțiuni, s-a dezvoltat o metodă [143] pentru determinarea rezistenței la propagarea lentă a fisurilor în țevile din poliolefine, exprimată prin timpul până la cedare în timpul încercării la presiune hidrostatică pe țevi cu creștături longitudinale prelucrate pe suprafața exterioară.

Întrucât acest test a fost conceput doar pentru verificarea materialelor de bază și se aplică la țevi cu grosimea peretelui mai mare de 5 mm, în prezenta lucrare se propune o nouă metodă de testare a acestora, luând în considerare și efectele termice asupra structurii polimerului în procesul de îmbinare prin procedee ce utilizează surse termice.

Astfel, pornind de la factorii care influențează calitatea țevilor și îmbinărilor sudate la țevi din materiale termoplastice [49, 56, 99, 101, 102, 103, 113, 115, 124, 128,], în acest capitol se prezintă procedura de obținere a unor defecte simulate, utilizând tehnica de prelucrare cu fascicul LASER (metoda LSI – de Simulare a Imperfecțiunilor cu Laser). Metoda poate fi aplicată atât la evaluarea caracteristicilor inițiale a țevilor din materiale termoplastice, cât și la evaluarea rezervei de viață a rețelelor de țevi, după o perioadă de exploatare în condiții date, pornind de la faptul că presiunea hidrostatică afectează în timp caracteristicile inițiale ale materialului [102].

4.3.2. Procedura de lucru

4.3.2.1. Material experimental

La realizarea programului experimental, pentru simularea imperfecțiunilor s-au utilizat tronsoane de țevi din polietilenă de înaltă densitate. Simularea

imperfecțiunilor s-a efectuat pe țevi cu diametre nominale standard. Au fost realizate astfel probe simulate pe tronsoane de țevi de $\phi 32 \times 3$ mm.

Țevile au fost debitate prin tăiere mecanică la lungimea de $L_{\min}=400$ mm. Întrucât tronsoanele de țevă vor fi supuse încercării la presiune interioară, la stabilirea lungimii minime a tronsonului, pe lângă lungimea calibrată a imperfecțiunii simulate ($L_c=50$ mm), s-a avut în vedere și lungimea necesară pentru dispozitivele care servesc la etanșarea capetelor țevilor. Pentru a realiza o bună etanșare la capete, s-a procedat la prelucrarea prin strunjire a suprafețelor frontale ale țevilor.

4.3.2.2. Metode de realizare și validare

Pentru simularea imperfecțiunilor longitudinale a țevilor din PE s-a utilizat tehnica simulării prin tăiere cu fascicul LASER. Întrucât majoritatea polimerilor sunt transparenți la lungimea de undă a radiației LASER, aditivii din materialul de bază acționează ca și cuplanți de energie și transfer termic, făcând posibilă prelucrarea acestora cu LASER.

De asemenea, în funcție de materialul de bază al țevilor, tipul și concentrația aditivilor, pentru a putea controla procesul de tăiere cu fascicul LASER, este necesară găsirea unei corelații între parametrii de proces și adâncimea de penetrare a fasciculului. Mai mult, această corelație poate depinde de tipul laserului (lungimea de undă) și de modul de lucru: continuu sau pulsant.

Totuși, metoda este ușor de utilizat, rapidă și cu o reproductibilitate ridicată în timp ce imperfecțiunile simulate sunt de tipul celor ce pot apărea în cazul îmbinărilor sudate.

Studiul comportării materialului în prezența defectelor simulate se efectuează pe baza încercărilor la presiune interioară la temperatură constantă. Încercarea la presiune interioară la temperatură constantă s-a efectuat în scopul determinării timpului până la rupere a epruvetei, în condiții de încercare date (presiune, temperatură, mediu), identificarea caracterului și a poziției ruperii.

În vederea verificării geometriei defectelor simulate prin metoda LSI și validarea metodei, se efectuează măsurători ale adâncimii de penetrare a fasciculului LASER, respectiv a uniformității profilului imperfecțiunii simulate.

4.3.2.3. Echipament experimental

Pentru simularea imperfecțiunilor în materialul de bază s-a utilizat un LASER Nd:YAG Trumpf HL 124P LCU (Trumpf GmbH, Ditzingen, Germania) și o fibră optică conectată la capul de tăiere (figura 4.5).

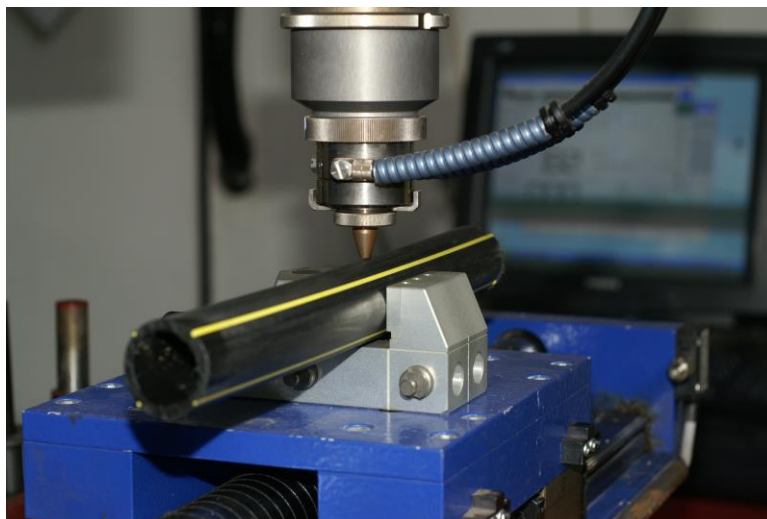


Figura 4.5 – Dispozitiv LSI experimental [82]

Caracteristicile laserului sunt: puterea maximă a pulsului: 5kW, puterea medie maximă: 120W, durata pulsului: 0,3 – 20 ms, viteza de repetiție maximă de 600 Hz și energia pulsului: 0,1 – 50 J.

Încercările la presiune interioară au fost realizate cu un echipament computerizat care asigură automatizarea menținerii parametrilor de încercare prescriși (presiune și temperatură).

4.4. Rezultate experimentale

4.4.1. Probe cu imperfecțiuni naturale obținute pe cale tehnologică

În cadrul programului experimental de obținere a probelor sudate cu imperfecțiuni naturale s-au utilizat tronsoane de țevi din polietilenă de înaltă densitate.

Analiza macroscopică a probelor sudate realizate în condițiile precizate în tabelul 4.2 (pentru probele cu marcajul 1, 2, ..., 8), respectiv în tabelul 4.3 (pentru probele cu marcajul 13, 14, 15), nu a pus în evidență fisuri la nivelul îmbinării sudate.

Totuși, analiza macroscopică a evidențiat, la o parte din epruvetele analizate, prezența imperfecțiunilor geometrice ale sudurii (bavură cu lățime necorespunzătoare sau bavură ascuțită, imperfecțiuni datorate regimului de sudare experimentat), precum și imperfecțiuni plane de tip lipsă de topire.

Lipsa fisurilor la nivelul îmbinării sudate poate fi pusă pe seama timpului relativ scurt de contact între proba sudată și mediul de răcire, țeava fiind insuficient răcită pe direcția grosimii.

Pe de altă parte rezultatul experimental obținut poate fi pus pe seama faptului că polietilena tip PE 80 este un material foarte ductil, care este suficient de tenace la temperaturile scăzute utilizate în cadrul programului experimental.

Procedul de obținere a fisurilor în îmbinările sudate ale materialelor termoplastice poate fi aplicat la alte materiale mai puțin ductile care își diminuează accentuat această caracteristică cu scăderea temperaturii.

Putem concluziona că, în cazul îmbinării cap la cap cu element încălzitor a țevilor din PE 80, fisurile la sudare nu reprezintă defecte caracteristice, ele putând totuși apărea în condiții de sudare cu totul speciale: utilizarea regimurilor de sudare neadecvate pentru realizarea îmbinărilor disimilare sau îmbinarea unor materiale neconforme.

Experimental nu s-au evidențiat defecte volumice obținute pe cale tehnologică.

Experimental s-a demonstrat că utilizând tehnica simulării imperfecțiunilor pe cale tehnologică pot fi relativ ușor obținute defecte de formă ale geometriei îmbinării sudate și defecte plane de tip lipsă de topire. Astfel,

- dezaxând țevile ce se sudează, se poate obține un defect de aliniere ca cel prezentat în (figura 4.6);



Figura 4.6 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă un defect de aliniere [79]

- utilizând o presiune de sudare prea mare, pot fi obținute defecte de tip bavură ascuțită (figura 4.7);
- utilizând un timp de încălzire prea scurt, combinat cu o presiune de sudare prea mică, pot fi obținute creștături locale ale îmbinării sudate (figura 4.8);
- utilizând o temperatură de sudare prea mică sau o presiune de sudare prea mare se poate obține un defect de tip lipsă de topire (figura 4.9).

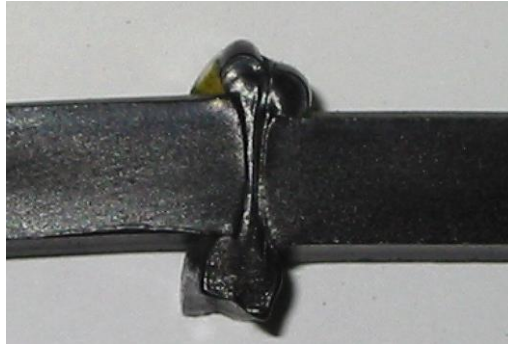


Figura 4.7 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă un defect de tip bavură ascuțită [79]

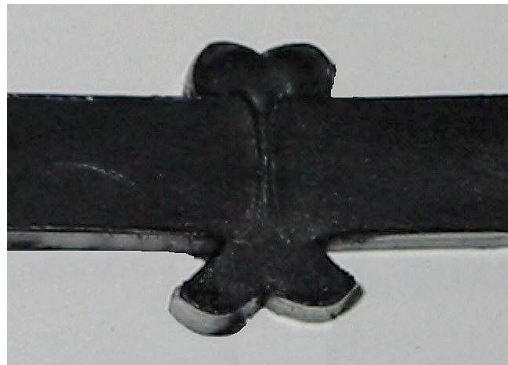


Figura 4.8 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă creștături locale ale bavurii [79]

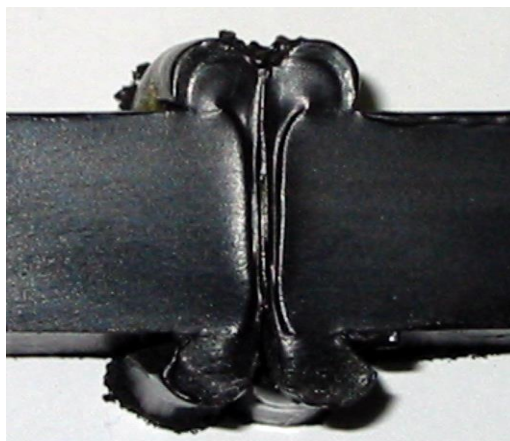


Figura 4.9 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă lipsă de topire [79]

4.4.2. Probe cu imperfecțiuni naturale obținute prin tehnica implanturilor

În cazul utilizării tehnicii implanturilor, experimental s-au putut obține atât defecte plane, cât și defecte volumice.

Simularea lipsei de topire s-a realizat atât prin intermediul unor foițe de Al (figura 4.10), cât și prin utilizarea unor materiale termoplastice plasate la interfața dintre componente în timpul de manevrare: bandă adezivă (figura 4.11), sau bucăți de șpan de polietilenă.

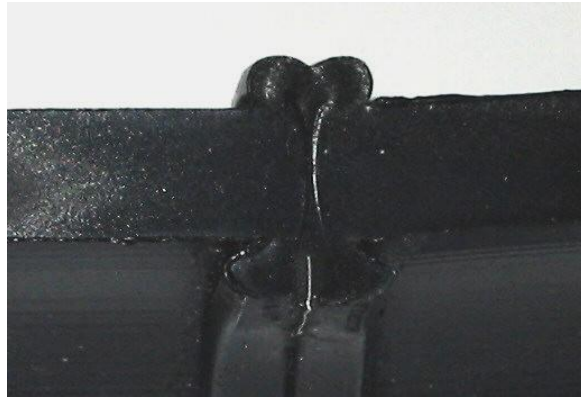


Figura 4.10 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă un defect plan simulat printr-o foiță de Al plastă la interfața de separație a componentelor [79]



Figura 4.11 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă un defect plan simulat printr-o bandă adezivă plasată la interfața de separație a componentelor [79]

Se precizează că rezultate superioare s-au obținut utilizând o bandă adezivă sau bucăți de șpan de polietilenă. Implantul constituit din foițe de Al poate fi eliminat ușor în baură în timpul aplicării presiunii de sudare, (vezi figura 4.10).

Pentru simularea defectelor volumice, rezultate bune s-au obținut la utilizarea implanturilor de teflon (figura 4.12), care au putut fi ușor înglobate în îmbinarea sudată.

În cazul utilizării altor materiale pentru implant (flux ceramic, grăunți de Si, sticlă, tub PVC), acestea au fost eliminate din îmbinarea sudată, sau au fost expulzate parțial în baură (figura 4.13).

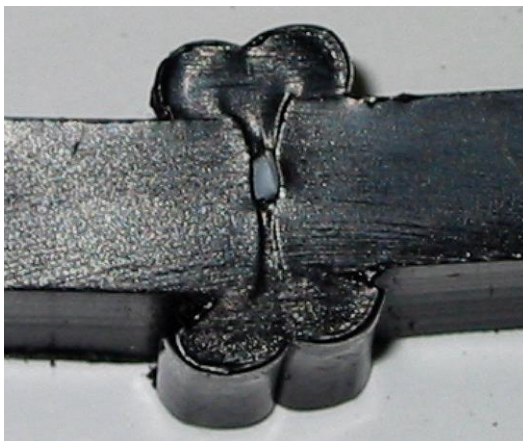


Figura 4.12 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă un defect volumic simulat printr-un implant de teflon [79]



Figura 4.13 – Aspectul macroscopic al unei probe extrase dintr-o îmbinare de țevi din PE 80, sudată cap la cap cu element încălzitor, ce prezintă un defect volumic simulat printr-un implant realizat dintr-un tub PVC [79]

Concluzionăm că simularea defectelor volumice este dificil de realizat practic prin metoda implanturilor, rezultatele obținute variind în funcție de:

- materialul utilizat ca implant, material ce trebuie să adere la materialul de sudat pentru a putea fi ușor înglobat în sudură;
- precizia de poziționare a implantului, ce trebuie să fie la mijlocul grosimii peretelui de țevă, pentru a reduce riscul de a fi eliminat din îmbinarea sudată;
- presiunea de sudare, care, cu cât este mai mare, cu atât implantul este mai ușor eliminat în baură.

4.4.3. Probe cu defecte artificiale obținute prin prelucrări mecanice

Prin tehnica prelucrării mecanice a imperfecțiunilor, experimental s-au realizat atât defecte artificiale de tip găuri străpunse, cât și defecte tip riz (figura 4.14).

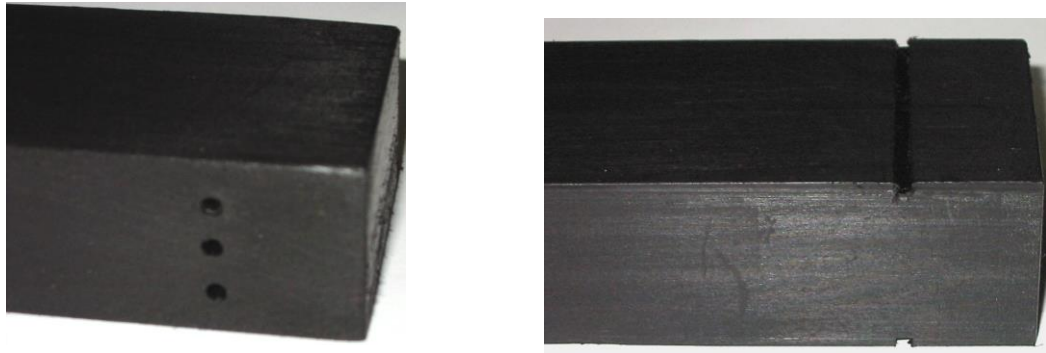


Figura 4.14 – Defecte artificiale tip găuri străpunse și defecte tip riz, obținute prin prelucrări mecanice ale materialului de bază [79]

Se precizează că pentru eliminarea dificultăților ce pot apărea la realizarea acestor defecte artificiale, se impune (în special în cazul țevilor cu grosimi mari), optimizarea regimului de așchiere în vederea minimizării încălzirii probei. În cazul încălzirii accentuate, așchiera devine greoaie, materialul supraîncălzit vâscos aderă la scula așchietoare ducând la alterarea preciziei dimensionale și de formă a defectului simulat.

În cazul utilizării frezelor pentru realizarea unor defecte artificiale, viteza de tăiere, v , recomandată este (4.1) [143]:

$$v = \frac{v_1}{N \cdot n} = 0,010 \pm 0,002 \frac{\text{mm}}{\text{rot} \cdot \text{dinte}} \quad (4.1)$$

unde:

- v_1 = viteza de avans [mm/ min]
- N = numărul de dinți al sculei așchietoare [dinte]
- n = turația sculei așchietoare [rot /min]

De exemplu, dacă la prelucrare se utilizează o freză cu $N=20$ de dinți, care are o turație $n= 700$ rot/min, viteza de avans recomandată este $v_1 = 150$ mm/min.

Simularea prin mijloace mecanice a defectelor volumice sau plane poate fi ușor realizată și pe epruvetele destinate încercărilor distructive, dacă se ține seama de recomandările făcute anterior.

În figura 4.15 este prezentat un defect volumic simulat plasat la nivelul îmbinării sudate cap la cap a două țevi din PE 80, realizat prin găurire.

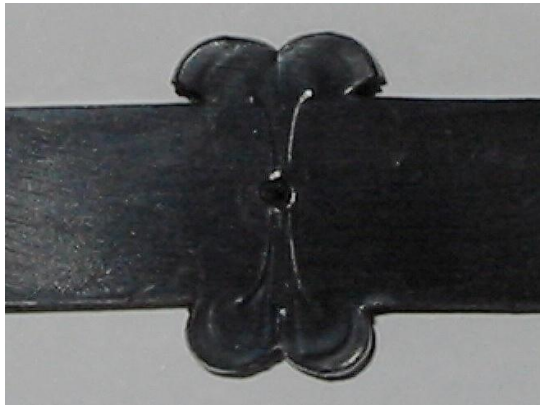


Figura 4.15 – Defect artificial volumic, simulat prin prelucrarea mecanică a unei îmbinări sudate cap la cap cu element încălzitor dintre două țevi din PE 80 [79]

În mod similar pot fi utilizate și alte procedee de prelucrare mecanică. Astfel, prin procedeul de frezare pot fi realizate defecte plane artificiale plasate în îmbinarea sudată cap la cap dintre două țevi din PE 80. Se precizează că în cazul defectelor artificiale obținute prin prelucrări mecanice, sudarea țevelor se efectuează respectând parametrii tehnologici recomandați pentru materialul și tipodimensiunea acestora.

4.4.4. Probe cu defecte artificiale simulate prin metoda LSI

În cazul în care se dorește simularea unor defecte plane fine, restrâns localizate, ce nu pot fi realizate prin prelucrări mecanice convenționale, se poate utiliza ca alternativă tehnica tăierii LASER (figura 4.16).



Figura 4.16 – Defect artificial plan, simulat prin tehnica tăierii LASER a unei îmbinări sudate cap la cap cu element încălzitor dintre două țevi din PE 80 [79]

În continuare se prezintă un exemplu de aplicare a metodei LSI, la țevi din polietilenă PE 80. Pentru simularea imperfecțiunilor, s-au utilizat parametrii specifici procesului de tăiere cu fascicul LASER pulsant, adică puls dreptunghiular scurt cu energie relativ ridicată și o viteză de repetiție de 55 Hz, corespunzător vitezei de

deplasare de 3,73 mm/s. Gazul de proces utilizat a fost Ar 99% la presiunea de 6 bar.

S-au efectuat experimente preliminare în scopul reglării parametrilor de proces în funcție de adâncimea de penetrare dorită (între 0,15 și 1,5 mm).

Datele obținute au evidențiat o dependență liniară între adâncimea de penetrare și puterea pulsului, astfel prin programul experimental s-a putut stabili o ecuație matematică de corelare a puterii pulsului cu adâncimea de penetrare. În figura 4.17 se prezintă grafic datele obținute și ecuația corespunzătoare variației adâncimii de penetrare funcție de puterea pulsului, pe domeniul de interes.

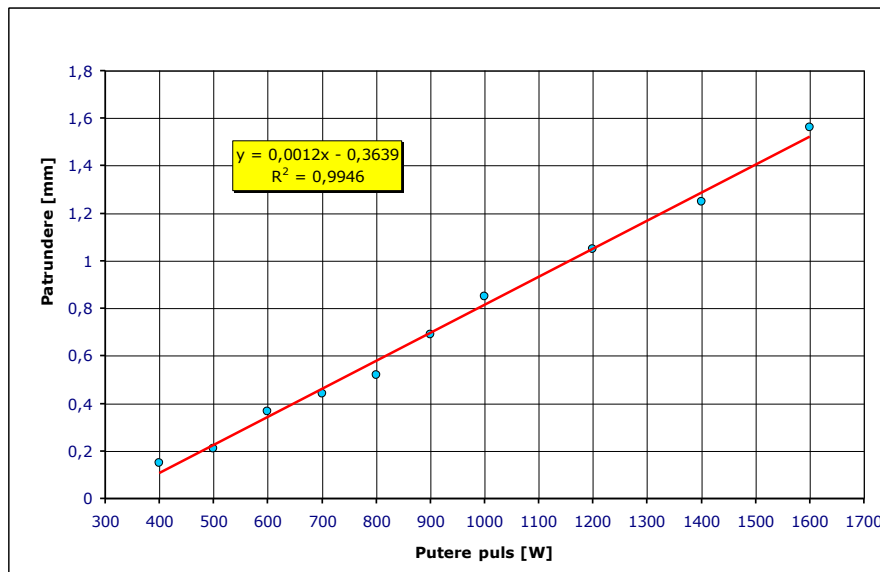


Figura 4.17 – Calibrarea metodei LSI- Date experimentale

Pentru verificarea adâncimii de penetrare a fasciculului LASER și validarea relației propuse, s-au realizat două seturi a câte 10 epruvete cu imperfecțiuni simulate cu adâncimi diferite, conform tipurilor codificate în tabelul 4.6.

La fiecare probă au fost practicate prin metoda LSI câte 4 crestături longitudinale în raport cu axa țevii, de lungime 50 mm, dispuse la 90° pe circumferința țevii conform figurii 4.18.



Figura 4.18 – Probe cu imperfecțiuni simulate

Din zona centrală a acestor probe s-au prelevat epruvete cu lățimea $b=20$ mm (figura 4.19).



Figura 4.19 – Set de 10 epruvete prelevate din probe cu imperfecțiuni simulate

Tabelul 4.6 – Codificare tipuri de epruvete

| Tip epruvetă (codificare) | Adâncimea nominală a creștăturii, [mm] | Mărimea caracteristică nominală a defectului, [%] (pentru țevi Ø32×3mm) |
|---------------------------|--|---|
| S1 | 0,15 | 5 |
| S2 | 0,30 | 10 |
| S3 | 0,45 | 15 |
| S4 | 0,60 | 20 |
| S5 | 0,75 | 25 |
| S6 | 0,90 | 30 |
| S7 | 1,05 | 35 |
| S8 | 1,20 | 40 |
| S9 | 1,65 | 55 |
| S10 | 1,80 | 60 |

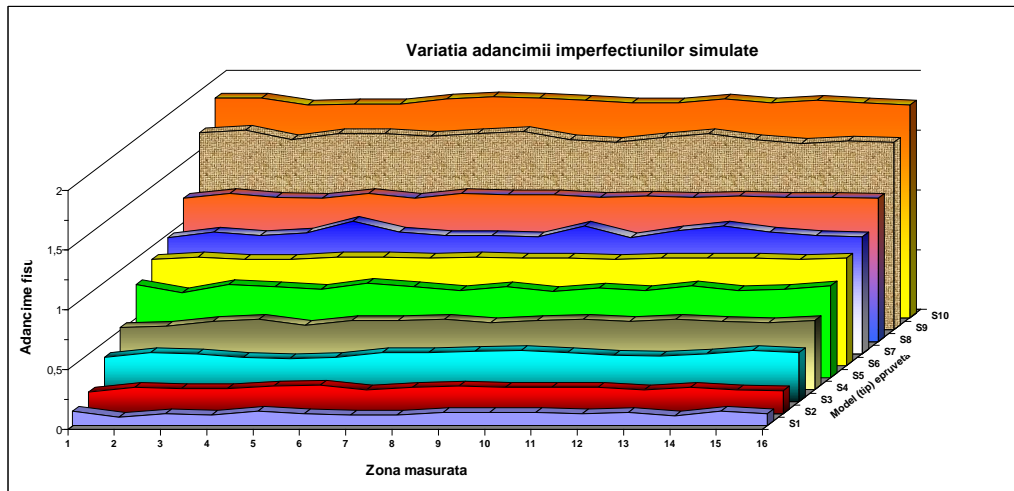
După pregătirea prin șlefuire a suprafețelor transversale, s-au măsurat adâncimile de penetrare pe cale optică, cu ajutorul unui microscop de atelier. Măsurătorile s-au realizat pentru cele 4 imperfecțiuni simulate pe fiecare probă, la ambele suprafețe transversale ale epruvetei. Valorile obținute se prezintă în tabelul 4.7 și sub formă grafică în figura 4.20.

Tabelul 4.7 – Măsurători ale adâncimii imperfecțiunilor simulate prin metoda LSI

| Marcaj epruvetă | Tip epruvetă | Valori măsurate – adâncimi imperfecțiuni simulate | | | | | | | | Valoare medie | Valoare maximă |
|-----------------|--------------|---|------|--------------|------|--------------|------|--------------|------|---------------|----------------|
| | | Crestătura 1 | | Crestătura 2 | | Crestătura 3 | | Crestătura 4 | | | |
| 1.1 | S5 | 0,78 | 0,71 | 0,78 | 0,76 | 0,74 | 0,79 | 0,76 | 0,73 | 0,75 | 0,79 |
| 1.2 | | 0,76 | 0,72 | 0,75 | 0,73 | 0,77 | 0,73 | 0,74 | 0,77 | | |
| 2.1 | S4 | 0,52 | 0,53 | 0,57 | 0,59 | 0,54 | 0,58 | 0,58 | 0,59 | 0,57 | 0,59 |
| 2.2 | | 0,56 | 0,58 | 0,59 | 0,57 | 0,59 | 0,57 | 0,56 | 0,58 | | |
| 3.1 | S3 | 0,37 | 0,41 | 0,40 | 0,37 | 0,36 | 0,37 | 0,41 | 0,41 | 0,40 | 0,43 |
| 3.2 | | 0,42 | 0,43 | 0,41 | 0,39 | 0,38 | 0,40 | 0,43 | 0,41 | | |
| 4.1 | S2 | 0,18 | 0,22 | 0,21 | 0,21 | 0,23 | 0,24 | 0,20 | 0,22 | 0,21 | 0,24 |
| 4.2 | | 0,23 | 0,22 | 0,22 | 0,22 | 0,20 | 0,22 | 0,20 | 0,19 | | |

Tabelul 4.7 –(continuare)- Măsurători ale adâncimii imperfecțiunilor simulate prin metoda LSI

| Marcaj epruvetă | Tip epruvetă | Valori măsurate – adâncimi imperfecțiuni simulate | | | | | | | | | |
|-----------------|--------------|---|------|--------------|------|--------------|------|--------------|------|---------------|----------------|
| | | Crestătura 1 | | Crestătura 2 | | Crestătura 3 | | Crestătura 4 | | Valoare medie | Valoare maximă |
| 5.1 | S1 | 0,12 | 0,07 | 0,10 | 0,09 | 0,12 | 0,10 | 0,09 | 0,09 | 0,10 | 0,12 |
| 5.2 | | 0,11 | 0,11 | 0,11 | 0,10 | 0,11 | 0,08 | 0,12 | 0,10 | | |
| 6.1 | S6 | 0,89 | 0,91 | 0,89 | 0,89 | 0,91 | 0,91 | 0,90 | 0,91 | 0,90 | 0,91 |
| 6.2 | | 0,90 | 0,90 | 0,89 | 0,90 | 0,90 | 0,90 | 0,89 | 0,90 | | |
| 7.1 | S7 | 0,97 | 1,02 | 0,99 | 1,01 | 1,11 | 1,02 | 0,99 | 0,99 | 1,01 | 1,11 |
| 7.2 | | 0,98 | 1,07 | 0,97 | 1,03 | 1,07 | 1,02 | 0,99 | 0,98 | | |
| 8.1 | S8 | 1,20 | 1,24 | 1,21 | 1,20 | 1,24 | 1,20 | 1,24 | 1,23 | 1,22 | 1,24 |
| 8.2 | | 1,23 | 1,21 | 1,22 | 1,21 | 1,22 | 1,21 | 1,21 | 1,20 | | |
| 9.1 | S9 | 1,65 | 1,67 | 1,59 | 1,64 | 1,64 | 1,62 | 1,64 | 1,66 | 1,61 | 1,67 |
| 9.2 | | 1,59 | 1,57 | 1,61 | 1,64 | 1,59 | 1,56 | 1,58 | 1,57 | | |
| 10.1 | S10 | 1,84 | 1,84 | 1,78 | 1,79 | 1,79 | 1,83 | 1,85 | 1,84 | 1,81 | 1,83 |
| 10.2 | | 1,82 | 1,80 | 1,80 | 1,83 | 1,80 | 1,82 | 1,80 | 1,78 | | |

**Figura 4.20** – Variația adâncimii imperfecțiunilor simulate prin metoda LSI

Din analiza valorilor măsurate se observă o bună corelare a valorilor măsurate cu cele calculate.

În figura 4.21 se prezintă imaginea macroscopică a profilului vârfului creștăturii practicate pe exteriorul unei țevi din PE 80, prin metoda LSI.

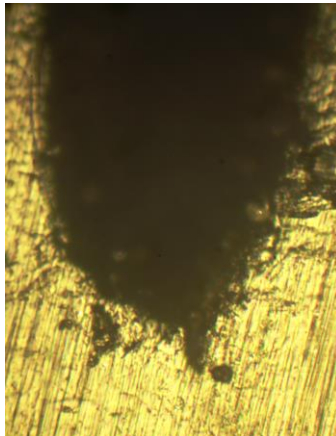


Figura 4.21 – Profilul creștăturii simulate prin metoda LSI, mărire 50x

Utilizând parametrii de proces necesari au fost realizate 10 seturi de epruvete destinate încercării la presiune interioară. Programul experimental de încercare a acestora se prezintă în capitolul 6.

4.5. Concluzii privind simularea imperfecțiunilor la sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor plan a țevilor din polietilenă

- În acest capitol s-au analizat modalitățile de obținere a unor îmbinări sudate cap la cap la țevi din polietilenă tip PE 80, cu imperfecțiuni de sudare și au fost prezentate tehnici de simulare a imperfecțiunilor, în scopul studierii comportării acestora la diverse solicitări mecanice;
- S-a arătat că utilizând parametrii de sudare specifici, pot fi obținute pe cale tehnologică imperfecțiuni de sudare de tip plan sau imperfecțiuni legate de aspectul și geometria sudurii;
- Datorită plasticității ridicate a materialului, în cazul PE 80 fisurile nu reprezintă imperfecțiuni caracteristice ale sudării cap la cap cu element încălzitor, nefiind totuși exclusă posibilitatea apariției lor în condiții total neacceptabile;
- Experimentele evidențiază posibilitatea utilizării implanturilor ca elemente de simulare a imperfecțiunilor de tip plan sau volumic, la sudarea cap la cap cu element încălzitor a țevilor din polietilenă. Această metodă este însă relativ dificil de implementat și rezultatele obținute variază în funcție de calitatea materialului utilizat ca implant, precizia de poziționare a implantului și parametrii procesului de sudare;
- În cazul țevilor din PE 80 experimental s-a verificat faptul că imperfecțiunile volumice sau plane pot fi ușor realizate prin procedee de prelucrare mecanică, utilizând un regim de așchiere adecvat;
- În raport cu varianta clasică de prelucrare prin frezare a imperfecțiunilor, în cadrul acestui capitol s-a prezentat metoda de simulare cu fascicul LASER – „Laser Simulated Imperfection” (LSI), ce reprezintă o metodă nouă de simulare propusă de autor [2]. Această nouă metodă nu este restrictivă putând fi aplicată atât în cazul țevilor cu pereți groși cât și în cazul țevilor cu pereți sub 5 mm sau la tuburi capilare. Pentru practicarea imperfecțiunilor,

la metoda LSI utilizează un fascicul LASER concentrat, creștăturile obținute putând avea dimensiuni sub $1\mu\text{m}$;

- În cazul metodei LSI, datele obținute experimental au evidențiat o dependență liniară între adâncimea de penetrare și puterea pulsului;
- Utilizând imperfecțiuni simulate prin metoda LSI, materialul este verificat / validat și pentru utilizarea lui la sudare prin procedee de îmbinare ce utilizează surse termice. Cu ajutorul acestei metode poate fi analizată comportarea materialului în prezența unor imperfecțiuni plane plasate în zonele critice cu material afectat termic;
- Metoda LSI este o metodă precisă de simulare a imperfecțiunilor, ce poate fi aplicată atât la evaluarea caracteristicilor inițiale ale țevilor din materiale termoplastice cât și la evaluarea rezervei de viață a acestora, după o perioadă de exploatare în condiții date;
- În acest capitol se prezintă și un exemplu de aplicare a metodei LSI de simulare a imperfecțiunilor pe un material termoplastic de tip PE 80. Metoda poate fi generalizată și aplicată la alte materiale termoplastice sau compozite, cu condiția ca acestea să nu fie transparente la radiația LASER, sau să conțină elemente care să favorizeze producerea vaporizării;
- Rezultatele obținute se utilizează la studierea comportării în timp a imperfecțiunilor plane tipice îmbinărilor sudate cap la cap cu element încălzitor a țevilor din materiale termoplastice, aflate în diverse condiții de solicitare, în scopul aprecierii defectului critic ce conduce la cedare. Rezultatele acestor studii se prezintă în capitolele următoare.

5. COMPORTAREA POLIETILENEI LA SOLICITARI MECANICE STATICE ÎN PREZENȚA IMPERFECȚIUNILOR SIMULATE

5.1. Concepte și teorii privind ruperea materialelor termoplastice în prezența imperfecțiunilor

Încercările efectuate prin metode clasice distructive oferă informații privind structura și caracteristicile de rezistență ale materialului în starea inițială, sau estimări ale acestora pentru diferite durate de funcționare în condiții de siguranță. Pentru realizarea unui produs, în multe cazuri alegerea tipului de material este influențată de stabilitatea în timp a caracteristicilor sale.

Ca urmare a acestei tendințe, pentru studierea noilor sortimente de materiale și caracterizarea completă a acestora, s-au dezvoltat noi tehnici de examinare bazate pe conceptele și teoriile privind ruperea materialelor.

Astfel, pentru evaluarea deformării și comportării la rupere a polimerilor se pot utiliza tehnici hibride de încercare ce combină încercările mecanice clasice cu metode de examinare nedistructive (emisie acustică, termografia, extensometria cu laser). Prin aplicarea simultană a acestor tehnici hibride, se pot efectua determinări cantitative ale corelațiilor proprietăți – morfologie [30, 31].

În cazul materialelor compozite și termoplastice, termografia activă și pasivă cu radiații infraroșii [3] a devenit o tehnică curentă pentru monitorizarea încercărilor mecanice. Termografia activă permite detectarea și caracterizarea exfolierilor [104] între straturi în diferite stadii ale încercării, iar cea pasivă permite localizarea inițierii ruperilor.

5.1.1. Conceptul concentrării tensiunii

Orice material care conține o discontinuitate geometrică va prezenta o creștere a tensiunii în vecinătatea acesteia. Acest efect de concentrare a tensiunii este cauzat de redistribuirea liniilor de transmitere a forței prin material atunci când întâlnesc discontinuitatea. Concentratori de tensiune [109] pot fi găurile, creștăturile, canelurile, muchiile, așa cum se prezintă în figura 5.1. [19]

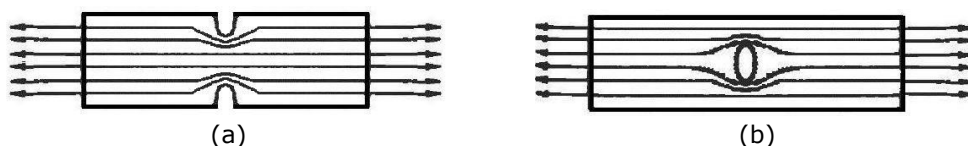


Figura 5.1 – Concentrarea tensiunii [19]

a) – imperfecțiune tip creștătură bilaterală; b) – imperfecțiune tip gaură

Ecuția clasică pentru calculul mărimii concentrării tensiunii în defect, așa cum se prezintă în figura 5.1, este:

$$\sigma_c = \sigma(1 + 2\sqrt{a/r}) \quad (5.1)$$

unde:

- σ_c - tensiunea locală
- σ - tensiunea nominală în material
- $2a$ - dimensiunea defectului
- r - raza defectului în cauză.

Parametrul $(1 + 2\sqrt{a/r})$ reprezintă factorul de concentrare a tensiunii (K_t) și de exemplu, pentru o gaură $a=r$, se obține: $K_t = 3$. Tensiunea la periferia găurii este de trei ori mai mare decât tensiunea nominală din material.

Trebuie remarcat însă că pentru un defect tip fisură $r \rightarrow 0$ și $K_t \rightarrow \infty$. Evident acest lucru nu apare în practică. Aceasta ar înseamnă că un material ce conține o fisură nu poate rezista nici unei forțe aplicate. Așadar în mod evident metoda concentrării tensiunilor nu este potrivită pentru evaluarea efectelor creșterilor. Pentru rezolvarea acestui caz se aplică metodele mecanicii ruperii.

5.1.2. Teoria energetică privind ruperea

Atunci când o forță se aplică unui material, se efectuează un lucru mecanic în sensul că forța se deplasează o distanță prin material (deformația materialului). Acest lucru mecanic este convertit în energie elastică (recuperabilă) absorbită în material și energie de suprafață absorbită la crearea unei noi suprafețe cu fisuri în material. Lucrul mecanic inițial în mecanica ruperii a fost exprimat de către Griffith care a presupus că va apare o creștere instabilă a fisurii în condițiile în care creșterea energiei utile (lucru mecanic efectuat - energia elastică) depășește energia care poate fi absorbită în procesul de formare a unei noi suprafețe. În termeni matematici acest lucru se poate exprima astfel [19]:

$$\frac{\partial}{\partial a}(W - U) > \gamma \frac{\partial A}{\partial a} \quad (5.2)$$

unde: γ este energia de suprafață raportată la unitatea de suprafață

Se remarcă faptul că pentru situația în care forța aplicată nu efectuează lucru mecanic (de exemplu nu se modifică lungimea totală a materialului) atunci $W=0$ și ecuația (5.2) devine:

$$\frac{\partial U}{\partial a} > \gamma \frac{\partial A}{\partial a} \quad (5.3)$$

Pentru o fisură care se propagă într-un material sub formă de tablă de grosime B , putem scrie:

Deci, ecuația (5.2) devine:

$$\frac{\partial}{\partial a}(W - U) > 2B\partial a \quad (5.4)$$

În contextul mecanicii ruperii, termenul 2γ este înlocuit cu G_c , deci condiția de fisurare poate fi scrisă ca:

$$\frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a}(W - U) > G_c \quad (5.5)$$

G_c este o proprietate de material ce reprezintă tenacitatea, viteza critică de eliberare a energiei de deformare sau forța de propagare a fisurii. Aceasta reprezintă energia necesară pentru creșterea lungimii fisurii cu o unitate de lungime într-o bucată de material cu lățime unitară. Se exprimă în J/m^2 .

Ecuația (5.5) poate fi adaptată într-o formă mai practică după cum urmează: considerăm o bucată de material de grosime B , supusă unei forțe F , așa cum se prezintă în figura 5.2.a. Graficul încărcare - deformație se prezintă ca o linie (i) în figura 5.2 b. De aici, energia elastică înmagazinată, U_1 , poate fi exprimată ca:

$$U_1 = \frac{1}{2} F\delta \quad (5.6)$$

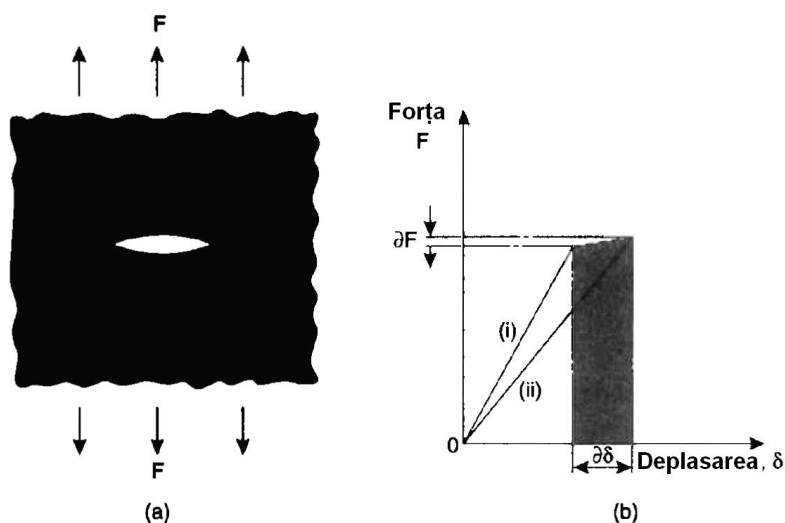


Figura 5.2 Caracteristica forță - deformație a unei table elastice fisurate [19]

Dacă fisura se extinde cu o mică cantitate ∂a atunci rigiditatea materialului se modifică și vor fi mici modificări atât ale forței ∂F , cât și ale deformației $\partial \delta$. Acest lucru este reprezentat ca linie (ii), în figura 5.2b. Energia elastică înmagazinată va fi:

$$U_2 = \frac{1}{2} (F + \partial F)(\delta + \partial \delta) \quad (5.7)$$

Din ecuațiile (5.6) și (5.7), modificarea energiei înmagazinate ca rezultat a modificării lungimii fisurii δa va fi dată de:

$$\partial U_2 - U_1 = \frac{1}{2}(F\partial\delta + \delta\partial F + \partial F\partial\delta) \quad (5.8)$$

Lucrul mecanic efectuat, ∂W , ca rezultat al modificării lungimii fisurii δa este prezentat înnegrit în figura 5.2b. Acesta va fi dat prin:

$$\partial W = F\partial\delta + \frac{1}{2}\partial F\partial\delta \quad (5.9)$$

Acum, introducând ecuația (5.8) și (5.9) în ecuația (5.5) avem:

$$\frac{1}{2B}\left(\frac{F\partial\delta}{\partial a} - \frac{\delta\partial F}{\partial a}\right) = G_c \quad (5.10)$$

Această ecuație poate fi simplificată foarte convenabil dacă considerăm complianța, C , a materialului ca fiind inversul rigidității, dată de:

$$C = \frac{\delta}{F} \quad (5.11)$$

Din această ecuație putem scrie $\partial\delta = F\partial C + C\partial F$ și utilizând în ecuația (5.10) obținem:

$$G_c = \frac{F_c^2}{2B} \frac{\partial C}{\partial a} \quad (5.12)$$

unde: F_c este forța aplicată la rupere.

Acesta este o relație foarte importantă prin care proprietatea fundamentală a materialului G_c poate fi calculată din forța aplicată la rupere, F_c și variația complianței a lungimii fisurii.

O metodă energetică alternativă la fisurarea polimerilor a fost dezvoltată pe baza elasticității neliniare. Aceasta presupune că un material fără fisuri va avea o densitate uniformă a energiei de deformare (energia de deformare pe unitatea de volum), notată U_0 . Atunci când există o fisură în material, această densitate a energiei de deformare se va reduce la zero în ariile învecinate, prezentate înnegrit în figura 5.3.

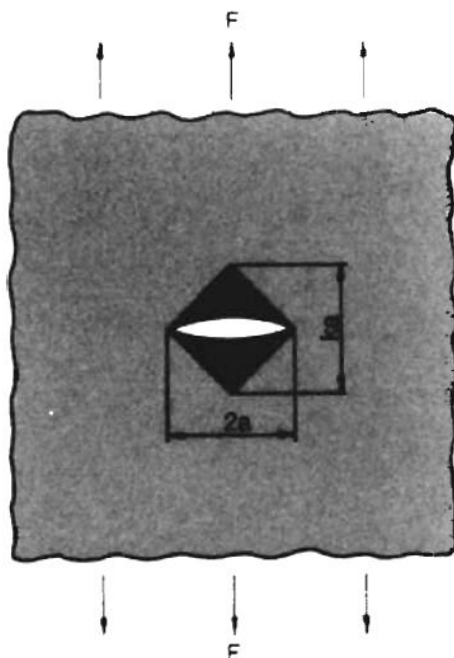


Figura 5.3 - Încărcarea unei table fisurate [19]

Această arie va fi dată de ka^2 unde k este o constantă de proporționalitate. Astfel, pierderea energiei elastice datorate prezenței fisurii este dată de:

$$-U = ka^2 BU_0 \quad (5.13)$$

și

$$-\left(\frac{\partial U}{\partial a}\right) = 2kaBU_0 \quad (5.14)$$

Comparând această ecuație cu ecuația (5.5) și presupunând că lucru mecanic este zero, rezultă că:

$$G_c = 2kaU_c \quad (5.15)$$

unde U_c este valoarea densității energiei de deformare la care apare ruperea.

Acum, în cazul special a unui material liniar elastic, această relație poate fi exprimată în termeni de tensiune σ_c , în material și modul de elasticitate al acestuia, E :

$$U_c = \frac{1}{2} \sigma_c \varepsilon_c = \frac{1}{2} \frac{\sigma_c^2}{E} \quad (5.16)$$

Astfel, combinând ecuațiile (5.15) și (5.16) avem:

$$G_c = \frac{k\sigma^2 a}{E}$$

și experimental s-a determinat $k \approx \pi$, astfel

$$G_c = \frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} \quad (5.17)$$

Aceasta este o alternativă a ecuației (5.12) și exprimă caracteristica esențială de material G_c prin tensiunea aplicată și dimensiunea defectului. Prin cunoașterea lui G_c este așadar posibil să se specifice tensiunea maximă aplicată unei fisuri de dimensiuni date, sau viceversa. Se remarcă faptul că în mod riguros, ecuația (5.17) se aplică doar pentru tensiuni plane. Pentru deformări plane poate fi arătat faptul că tenacitatea materialului este corelată cu starea de tensiune prin următoarea ecuație:

$$G_{Ic} = \frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} (1 - \nu^2) \quad (5.18)$$

unde ν este coeficientul de gătuire (coeficientul lui Poisson).

Se menționează că simbolul G_{Ic} este utilizat pentru starea plană de deformare și întrucât această valoare reprezintă tenacitatea minimă a materialului, această valoare se menționează în mod uzual. Tabelul 5.1 prezintă valori ale lui G_{Ic} pentru diverse materiale plastice.

Tabelul 5.1 - Valori uzuale pentru parametrul tenacitate, (la 20°C) [19]

| Material | G_{Ic} [kJ/m ²] | K_{Ic} [MN/mm ^{3/2}] | $\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}\right)$ | Factor de ductilitate [mm] $\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}\right)^{1/2}$ |
|-------------------------|-------------------------------|----------------------------------|--|--|
| ABS | 5 | 2 - 4 | 0,13 | 17 |
| Acetat | 1,2 - 2 | 4 | 0,08 | 6 |
| Acril | 0,35 - 1,6 | 0,9 - 1,6 | 0,014 - 0,023 | 0,2 - 0,5 |
| Epoxy | 0,1 - 0,3 | 0,3 - 0,5 | 0,005 - 0,008 | 0,02 - 0,06 |
| LDPE | 6,5 | 1 | 0,125 | 16 |
| MDPE/HDPE | 3,5 - 6,5 | 0,5 - 5 | 0,025 - 0,25 | 5 - 100 |
| Nailon 66 | 0,25 - 4 | 3 | 0,06 | 3,6 |
| Policarbonat | 0,4 - 5 | 1 - 2,6 | 0,02 - 0,5 | 0,4 - 2,7 |
| Polipropilenă copolimer | 8 | 3 - 4,5 | 0,15 - 0,2 | 22 - 40 |
| Polistiren | 0,3 - 0,8 | 0,7 - 1,1 | 0,02 | 0,4 |
| uPVC | 1,3 - 1,4 | 1 - 4 | 0,03 - 0,13 | 1,1 - 18 |

5.1.3. Teoria ruperii utilizând factorul de intensitate al tensiunii

Deși Griffith a elaborat conceptul mecanicii ruperii liniar - elastice (LEFM), Irwin a fost acela care a dezvoltat tehnica pentru ingineria materialelor. El a examinat ecuațiile ce au fost dezvoltate pentru tensiunea în vecinătatea unei fisuri eliptice într-o tablă mare, așa cum se prezintă în figura 5.4. Ecuațiile pentru distribuția tensiunii elastice la vârful fisurii sunt după cum urmează [19]:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ \sigma_y &= \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ \tau_{xy} &= \frac{2K}{(2\pi r)^{1/2}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{aligned} \right\} \quad (5.19)$$

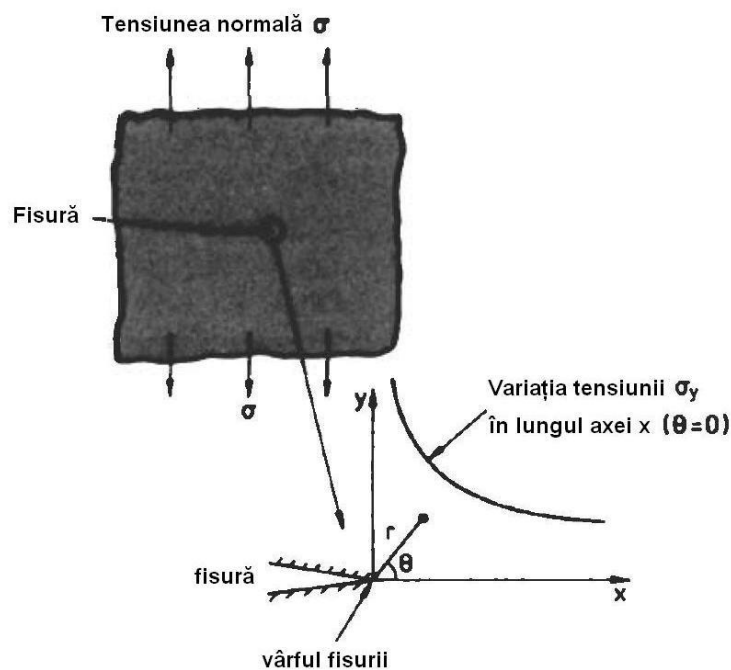


Figura 5.4 - Distribuția tensiunii în vecinătatea fisurii [19]

Astfel, pentru deformări plane avem:

$$\sigma_z = \frac{2K}{(2\pi r)^{1/2}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (5.20)$$

iar pentru tensiuni plane, $\sigma_z = 0$.

Irwin a observat că tensiunea este proporțională cu $(na)^{1/2}$ unde „a” reprezintă jumătatea lungimii fisurii. Pornind de la acesta, s-a definit factorul de intensitate a tensiunii, K, s-a definit astfel:

$$K = \sigma(na)^{1/2} \quad (5.21)$$

Factorul de intensitate al tensiunii reprezintă un indicator de caracterizare a distribuției tensiunii elastice în vecinătatea vârfului fisurii, dar el însuși nu are reprezentare fizică. (Are unități de măsură $MNm^{-3/2}$ și nu trebuie confundat cu factorul de concentrare al tensiunii (K_t), menționat anterior).

Pentru a extinde aplicarea teoriei dincolo de cazul unei fisuri centrale într-o tablă infinită, K se exprimă într-o formă mai generală astfel:

$$K = Y\sigma(na)^{1/2} \quad (5.22)$$

unde Y este un factor geometric și „a” este jumătatea lungimii unei fisuri centrale sau lungimea totală a unei fisuri marginale.

Figura 5.5 prezintă câteva configurații de fisuri de interes practic și pentru K sunt date expresiile următoare:

- a) Fisură centrală de lungime 2a într-o tablă cu lățime finită:

$$K = \sigma(na)^{1/2} \left[\frac{W}{na} \cdot \tan\left(\frac{na}{W}\right) \right]^{1/2} \quad (5.23)$$

- b) Fisură marginală într-o tablă cu lățime finită:

$$K = \sigma(na)^{1/2} \left[\frac{W}{na} \cdot \tan\left(\frac{na}{W}\right) + \frac{0,2W}{na} \sin\left(\frac{na}{W}\right) \right]^{1/2} \quad (5.24)$$

- c) Fisură la o muchie într-o tablă cu lățime finită:

$$K = \sigma(na)^{1/2} \left[1,12 - 0,23\left(\frac{a}{W}\right) + 10,6\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21,7\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 30,4\left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad (5.25)$$

Notă: în majoritatea cazurilor $\left(\frac{a}{W}\right)$ este foarte mic astfel încât $Y=1,12$.

- d) Fisură interioară de formă circulară:

$$K = \sigma(na)^{1/2} \left(\frac{2}{\pi} \right) \quad (5.26)$$

presupunând $a \ll D$

e) Fisură semi-elică de suprafață:

$$K = \sigma(na)^{1/2} \left(\frac{1,12}{\phi^{1/2}} \right) \quad (5.27)$$

f) Încovoiere în trei puncte:

$$K = \frac{3FL}{2BW^{3/2}} \left[1,93 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 3,07 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 14,53 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 25,8 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right] \quad (5.28)$$

sau

$$K = \frac{F}{BW^{1/2}} \cdot f_1 \left(\frac{a}{W} \right) \quad (5.29)$$

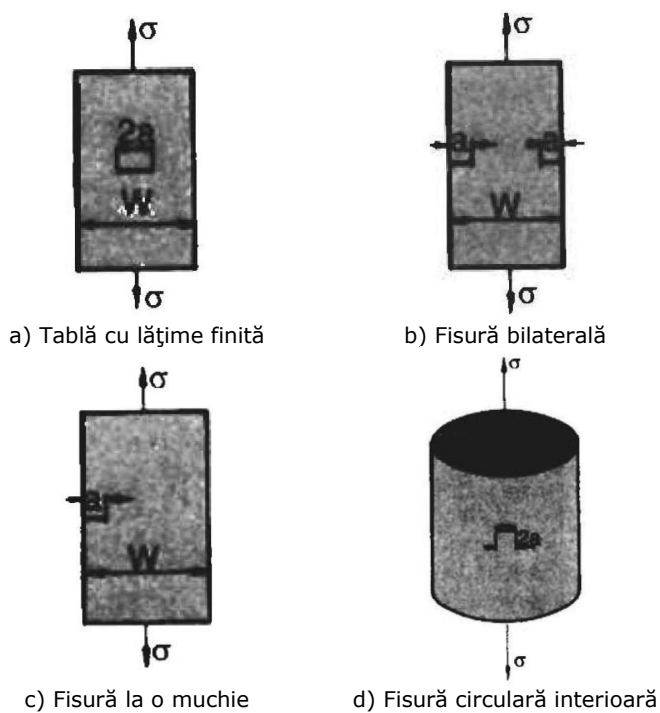


Figura 5.5 – Configurații de fisuri [19]

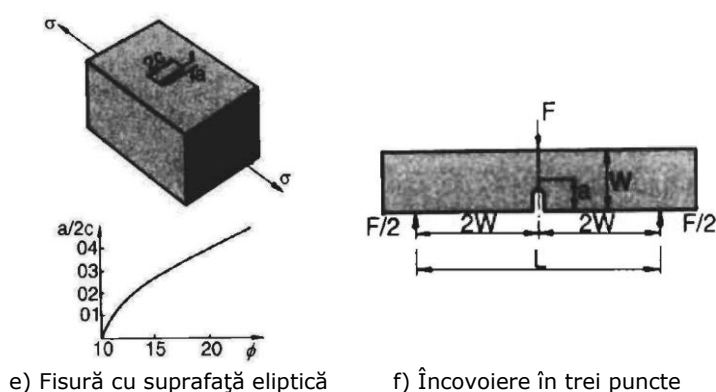


Figura 5.5 – (continuare) - Configurații de fisuri [19]

Astfel, proiectarea bazată pe teoria mecanicii ruperii liniar elastice (LEFM) are la bază următoarele ipoteze:

- toate materialele conțin fisuri sau crăpături
- factorul de intensitate al tensiunii, K , poate fi calculat pentru cazuri particulare de încărcare și configurații ale fisurii
- ruperea este previzionată dacă K depășește valoarea critică pentru material.

Factorul de intensitate al tensiunii critic se mai numește și tenacitate la rupere și se notează cu K_c . Prin compararea (5.17) și (5.21) poate fi observat faptul că tenacitatea la rupere K_c variază cu tenacitatea materialului G_c , prin următoarea ecuație:

$$(EG_c)^{1/2} = K_c \quad (5.30)$$

Această expresie este pentru tensiuni plane; astfel pentru situația deformării plane avem:

$$\left(\frac{EG_{1c}}{1-\nu^2} \right)^{1/2} = K_{1c} \quad (5.31)$$

În tabelul 5.1 se prezintă și valorile lui K_{1c} pentru o serie de materiale plastice.

5.2. Program experimental pentru evaluarea comportării polietilenei PE 80 la solicitări statice, în prezența imperfecțiunilor

În prezenta lucrare, pentru a studia comportarea la solicitări mecanice la tracțiune a unor epruvete prelevate din țevi de PE 80 în prezența imperfecțiunilor plane, s-a utilizat tehnica analizei comparative a imaginilor termografice, (imagistică comparată), obținute pentru diferite tipuri de imperfecțiuni, în timpul solicitărilor statice la tracțiune.

În timpul încercării la tracțiune, s-a utilizat o cameră IR pentru urmărirea evoluției degradării epruvetei din PE 80. Camera IR, prin intermediul softului utilizat furnizează modificările de temperatură ale epruvetei în timpul încercării. Această tehnică de examinare NDT a fost utilizată pentru o mai bună înțelegere a procesului de deformare și a mecanismului de rupere al PE 80 cu imperfecțiuni simulate, în timpul solicitării la tracțiune.

La întocmirea programului experimental și a metodologiei de evaluare a rezistenței îmbinărilor cap la cap cu element încălzitor s-au adoptat următoarele ipoteze:

- defectele caracteristice ale procedurii de sudare cu element încălzitor drept „SD” sunt defecte plane de tip lipsă de topire care reduc secțiunea îmbinării;
- materialul încercat este omogen și izotrop;
- conform DVS 2203-1, criteriul de acceptare pentru o îmbinare sudată cu element încălzitor este (5.32):

$$(R_m)_{IS} \geq 0,9 \cdot (R_m)_{MB} \quad (5.32)$$

unde:

- $(R_m)_{IS}$ - rezistența la rupere a îmbinării sudate
- $(R_m)_{MB}$ - rezistența la rupere a materialului de bază

5.2.1. Material experimental

La realizarea programului experimental, pentru simularea imperfecțiunilor s-au utilizat tronsoane de țevi din polietilenă de înaltă densitate. Simularea imperfecțiunilor s-a efectuat pe epruvete fâșii prelevate din tronsoane de țevi de $\phi 160 \times 15,5$ mm. Țevile au fost debitate prin tăiere mecanică la lungimea de $L=200$ mm, după care din acestea s-au prelevat epruvete fâșii cu lățimea de 20,0 mm. Pentru simularea imperfecțiunilor longitudinale a țevilor din PE s-a utilizat tehnica simulării prin prelucrări mecanice.

5.2.2. Metode de încercare

Majoritatea materialelor se încălzesc înainte de a ceda prin solicitări mecanice la tracțiune. Pornind de la această observație, în cadrul programului experimental pentru studiul comportării polietilenei la solicitări mecanice în prezența imperfecțiunilor plane simulate, s-a utilizat metoda termografiei pentru evidențierea emisiei de energie termică a epruvetei.

Termografia este o metodă nedistructivă care se bazează pe analiza repartizării temperaturii pe suprafața unui corp (analiza punctelor "reci" și "fierbinți"). Ea ne permite vizualizarea și cuantificarea prin măsurători non-contact a temperaturii zonelor de interes.

Prin această metodă se analizează imaginea termică a epruvetelor testate, a cărei distribuție se modifică pe parcursul încercării ca urmare a căldurii emanate în mod normal de epruvetă în timpul solicitării axiale de tracțiune statică. Prin termografie în infraroșu computerizată se scanează valorile termice ale zonelor cu imperfecțiuni simulate și în funcție de valorile obținute se estimează severitatea acestora [99] și gradul lor de dezvoltare. Valorile termice sunt în corelație cu starea de tensiuni locale induse prin solicitarea epruvetei cu sau fără defecte.

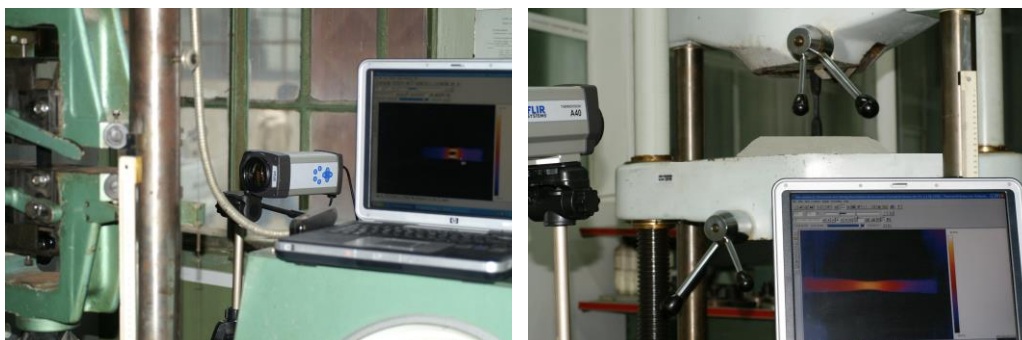
Performanțele metodei nu constau doar în aprecierea severității tipului de imperfecțiune simulată, ci în faptul că se poate urmări propagarea acestuia concomitent cu reacția la solicitare a materialului adiacent.

Studiul comportării materialului în prezența imperfecțiunilor simulate se efectuează pe baza încercărilor la tracțiune statică pe epruvete prelevate din țevi de PE 80 cu sau fără imperfecțiuni simulate prin prelucrări mecanice. Încercarea la tracțiune la temperatura ambiantă s-a efectuat în scopul determinării rezistenței la tracțiune, pentru identificarea caracterului și a poziției ruperii, în condiții de încercare controlate (temperatură, viteză de solicitare).

5.2.3. Echipament experimental

Echipamentul experimental utilizat (figura 5.6) se compune din:

- mașină universală de tracțiune tip ZD 10/90 și tip EDZ 40;
- incintă termostată / climatizată;
- cameră termografică cu infraroșu tip FLIR System A40:
 - o Câmp vizual / distanța focală minimă: 24° x 18° / 0.3 m
 - o Rezoluție spațială (IFOV): 1.3 mrad
 - o Sensibilitate termică la 50/60Hz: 0.08°C la 30 °C
 - o Focus: Automat cu motor
 - o Tip detector: Cu plan focal matricial (FPA), microbolometru nerăcit
 - o Spectru radiații: de la 7.5 la 13 μm
 - o Domeniul de temperatură: -40°C la +120°C
 - o Precizia de măsură (% la citire): ± 2°C or ± 2%
 - o Mod de măsură: Punct, Zonă, Linie, Diferențe
 - o Corecție automată a emisivității: Variabilă de la 0.1 la 1.0
 - o Port (IEEE-1394): ieșire imagine 16-bit.



a)

b)

Figura 5.6 – Echipament experimental [81]

a) Mașină universală ZD10/90 și cameră IR tip FLIR System A40

b) Mașină universală EDZ 40 și cameră IR tip FLIR System A40

5.2.4. Încercări ale materialului de bază (polietilenă PE 80)

Într-o primă fază s-a urmărit stabilirea caracteristicilor mecanice de referință ale materialului de bază - polietilenă (PE) și a modului de variație a acestora în funcție de condițiile de solicitare (temperatură, viteză de solicitare, mediu). Astfel, din tronsoanele de țevă PE 80 SDR 11 GAZ, Ø160×15,5 mm s-au prelevat epruvete pentru următoarele încercări:

5.2.4.1. Încercări pe epruvete prelevate din MB – fâșii de țevă, pentru stabilirea influenței temperaturii de încercare asupra rezistenței mecanice a PE

- a) Condiții de încercare:
 - Viteza de deplasare a bacurilor: $v=50$ mm/min.
 - Temperatura de încercare:
 $T = 1^{\circ}\text{C}; 5^{\circ}\text{C}; 10^{\circ}\text{C}; 15^{\circ}\text{C}; 20^{\circ}\text{C}; 25^{\circ}\text{C}; 30^{\circ}\text{C}; 40^{\circ}\text{C}; 50^{\circ}\text{C};$
 - Mediu de încercare: apă
- b) Număr de epruvete: 9 seturi a 5 epruvete (câte 1 set pentru fiecare temperatură de încercare)
- c) Dimensiuni epruvete:
 - grosime: $a = 15,5\text{mm}$ ($a =$ grosimea țevii)
 - lățime: $b = 20$ mm.

5.2.4.2. Încercări pe epruvete prelevate din MB – fâșii de țevă, pentru stabilirea influenței vitezei de solicitare asupra rezistenței mecanice a PE

- a) Condiții de încercare:
 - Viteza de deplasare a bacurilor:
 $v = 1$ mm/min.; 5 mm/min. ; 10 mm/min. ;25 mm/min.; 50 mm/min.;
75 mm/min.; 100 mm/min; 125 mm/min.; 150 mm/min.;
 - Temperatura de încercare: $T = 23 \pm 2^{\circ}\text{C}$
 - Mediu de încercare: aer
- b) Număr de epruvete: 9 seturi a 5 epruvete (câte 1 set pentru fiecare viteză de solicitare)
- c) Dimensiuni epruvete:
 - grosime: $a = 15,5$ mm ($a =$ grosimea țevii)
 - lățime: $b = 20$ mm.

Condiții de încercare standard [144]: $v=50\text{mm/min}; T = 23 \pm 2^{\circ}\text{C}.$

5.2.4.3. Încercări pe epruvete prelevate din MB – fâșii de țevă, pentru stabilirea influenței mediului asupra rezistenței mecanice a PE

Se repetă programul experimental de la punctul 5.2.4.2, pe 9 seturi a 5 epruvete (câte 1 set pentru fiecare viteză de solicitare), utilizând ca mediu de încercare apa.

5.2.5. Încercări pe epruvete cu imperfecțiuni simulate

Evaluarea influenței imperfecțiunilor din îmbinările sudate se realizează prin încercarea în condiții specificate a unor epruvete cu imperfecțiuni simulate prin prelucrări mecanice. Astfel, din tronsoanele de țevă Ø160×15,5 mm, s-au prelevat

epruvete și prin prelucrări mecanice s-au simulat imperfecțiuni (găuri, rizuri, creștături). Aceste epruvete sunt destinate desfășurării următorului program experimental:

5.2.5.1. Încercări pe epruvete cu imperfecțiuni înglobate simulate tip gaură, pentru evaluarea influenței mărimii caracteristice a imperfecțiunii asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

Se încearcă la tracțiune [145, 146] în condiții standard [144] $v=50\text{mm/min}$, $T = 23 \pm 2^\circ\text{C}$, mediu de încercare: aer), 6 seturi a câte 5 epruvete, astfel:

- 1 set = 5 epruvete fâșii cu o gaură de $\varnothing 1\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete fâșii cu o gaură de $\varnothing 2\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete fâșii cu o gaură de $\varnothing 3\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete fâșii cu o gaură de $\varnothing 4\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete fâșii cu o gaură de $\varnothing 5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete fâșii cu o gaură de $\varnothing 6\text{ mm}$;

Obs. Dimensiunile a și b ale epruvetei sunt conform 5.2.4.1. Gaura se practică la mijlocul epruvetei, conform figurii 4.6.

5.2.5.2. Încercări pe epruvete cu imperfecțiuni de suprafață simulate tip creștătură bilaterală în V, pentru evaluarea influenței mărimii caracteristice a imperfecțiunii asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

Se încearcă la tracțiune [145, 146] în condițiile standard [144]:

- 1 set = 5 epruvete cu creștătură în V cu adâncimea $h=0,5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură în V cu adâncimea $h=1,0\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură în V cu adâncimea $h=1,5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură în V cu adâncimea $h=2,0\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură în V cu adâncimea $h=2,5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură în V cu adâncimea $h=3,0\text{ mm}$;

Obs. Dimensiunile epruvetei sunt precizate la punctul 5.2.4.1. Creștătura se efectuează prin prelucrare mecanică cu o freză în V de lățime 2 mm, vezi figura 4.7.

5.2.5.3. Încercări pe epruvete cu imperfecțiuni de suprafață simulate tip riz bilateral, pentru evaluarea influenței mărimii caracteristice a imperfecțiunii asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

Se încearcă la tracțiune [145, 146] în condițiile standard [144]:

- 1 set = 5 epruvete cu creștătură tip riz cu adâncimea rizului de $h=0,5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură tip riz cu adâncimea rizului de $h=1,0\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură tip riz cu adâncimea rizului de $h=1,5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură tip riz cu adâncimea rizului de $h=2,0\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură tip riz cu adâncimea rizului de $h=2,5\text{ mm}$;
- 1 set = 5 epruvete cu creștătură tip riz cu adâncimea rizului de $h=3,0\text{ mm}$;

Obs. Dimensiunile epruvetei sunt precizate la punctul 5.2.4.1. Creștătura se va efectua cu o freză cilindrică de lățime 2 mm, vezi figura 4.8.

5.2.5.4. Încercări pe epruvete cu imperfecțiuni simulate, pentru stabilirea influenței vitezei de solicitare asupra comportării la rupere a epruvetelor din PE, în prezența imperfecțiunilor

Programele experimentale prezentate la 5.2.5.1, 5.2.5.2 și 5.2.5.3, se suplimentează cu încercări efectuate la viteze de solicitare diferite.

- a) Condiții de încercare:
 - Viteza de deplasare a bacurilor:
v = 1 mm/min.; 5mm/min.; 10mm/min.; 25mm/min.; 50mm/min.;
75 mm/min.; 100mm/min; 125mm/min.; 150mm/min.; 650mm/min.;
 - Temperatura de încercare: $23^{\circ} \pm 2^{\circ}\text{C}$
 - Mediu de încercare: aer;
- b) Număr de epruvete:
 - 15 seturi a 10 epruvete (câte o epruvetă pentru fiecare viteză de solicitare), pentru următoarele tipodimensiuni de imperfecțiuni simulate:
 - gaură: $\varnothing 2\text{mm}$, $\varnothing 3\text{mm}$, $\varnothing 4\text{mm}$, $\varnothing 5\text{mm}$, $\varnothing 6\text{mm}$;
 - creștătură V: 1mm, 1,5 mm, 2 mm, 2,5 mm, 3mm;
 - riz: 1 mm, 1,5 mm, 2 mm, 2,5 mm, 3mm;
- c) Dimensiuni epruvete:
 - grosime: a = 15,5 mm;
 - lățime: b = 20 mm.

5.3. Evaluarea rezultatelor încercărilor mecanice

5.3.1. Comportarea la solicitări mecanice a materialului de bază (polietilenă PE 80, fără imperfecțiuni)

În tabelele 5.2, 5.3 și 5.4 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice la tracțiune efectuate pe epruvete prelevate din materialul de bază. Aceste rezultate au fost prelucrate și reprezentate sub formă grafică în figurile 5.7, 5.19 și 5.20.

5.3.1.1. Influența temperaturii de încercare asupra rezistenței la tracțiune

Tabelul 5.2 cuprinde dimensiunile inițiale ale epruvetelor încercate, temperatura de încercare și rezultatele obținute prin efectuarea programului experimental prezentat la 5.2.4.1 destinat stabilirii influenței temperaturii de încercare asupra rezistenței la tracțiune.

Tabel 5.2 – Rezultate experimentale - program conform 5.2.4.1

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Temperatura de încercare $T [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|---------------------|--------------|-----------------------------------|---|---|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | |
| 1 | 15,4 | 20,2 | 3800 | 50 | 12,2 |
| 2 | 15,6 | 20,2 | 3850 | 50 | 12,2 |
| 3 | 15,5 | 20,1 | 3830 | 50 | 12,3 |
| 4 | 15,4 | 20,2 | 3780 | 50 | 12,2 |
| 5 | 15,5 | 20,1 | 3830 | 50 | 12,3 |

Tabel 5.2 – continuare

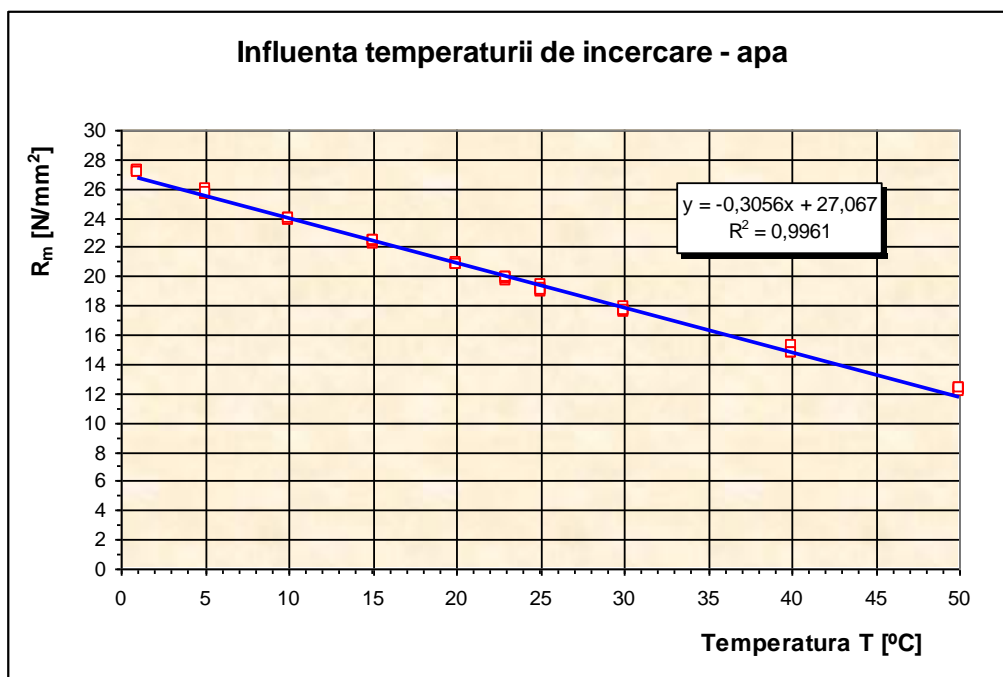
| Marcaj eprovetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{max} [N] | Temperatura de încercare T [°C] | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|--------------------|---------------------|-----------------|----------------------------------|---------------------------------------|--|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | |
| 6 | 15,4 | 20,3 | 4620 | 40 | 14,8 |
| 7 | 15,7 | 20,2 | 4700 | 40 | 14,8 |
| 8 | 15,5 | 20,0 | 4710 | 40 | 15,2 |
| 9 | 15,7 | 20,2 | 4670 | 40 | 14,7 |
| 10 | 15,6 | 20,2 | 4630 | 40 | 14,7 |
| 11 | 15,2 | 20,2 | 5380 | 30 | 17,5 |
| 12 | 15,4 | 20,1 | 5540 | 30 | 17,9 |
| 13 | 15,4 | 20,2 | 5490 | 30 | 17,6 |
| 14 | 15,4 | 20,2 | 5500 | 30 | 17,7 |
| 15 | 15,6 | 20,2 | 5580 | 30 | 17,7 |
| 16 | 15,5 | 20,0 | 5880 | 25 | 19,0 |
| 17 | 15,5 | 20,2 | 6090 | 25 | 19,5 |
| 18 | 15,4 | 20,2 | 5960 | 25 | 19,2 |
| 19 | 15,7 | 20,3 | 6070 | 25 | 19,0 |
| 20 | 15,5 | 20,0 | 5900 | 25 | 19,0 |
| 21 | 15,5 | 20,2 | 6520 | 20 | 20,8 |
| 22 | 15,5 | 20,2 | 6500 | 20 | 20,8 |
| 23 | 15,4 | 20,2 | 6470 | 20 | 20,8 |
| 24 | 15,5 | 20,1 | 6510 | 20 | 20,9 |
| 25 | 15,7 | 20,2 | 6590 | 20 | 20,8 |
| 26 | 15,5 | 20,2 | 6950 | 15 | 22,2 |
| 27 | 15,6 | 20,2 | 7040 | 15 | 22,3 |
| 28 | 15,6 | 20,2 | 7060 | 15 | 22,4 |
| 29 | 15,3 | 20,2 | 6940 | 15 | 22,5 |
| 30 | 15,5 | 20,3 | 7050 | 15 | 22,4 |
| 31 | 15,5 | 20,2 | 7490 | 10 | 23,9 |
| 32 | 15,4 | 20,1 | 7420 | 10 | 24,0 |
| 33 | 15,5 | 20,0 | 7400 | 10 | 23,9 |
| 34 | 15,5 | 20,1 | 7430 | 10 | 23,8 |
| 35 | 15,4 | 20,1 | 7410 | 10 | 23,9 |
| 36 | 15,4 | 20,3 | 8080 | 5 | 25,8 |
| 37 | 15,5 | 20,1 | 7970 | 5 | 25,6 |
| 38 | 15,4 | 20,2 | 8090 | 5 | 26,0 |
| 39 | 15,4 | 20,2 | 7950 | 5 | 25,6 |
| 40 | 15,5 | 20,0 | 7970 | 5 | 25,7 |

Tabel 5.2 – continuare

| Marcaj eprovetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{max} [N] | Temperatura de încercare T [°C] | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|--------------------|---------------------|-----------------|----------------------------------|---------------------------------------|--|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | |
| 41 | 15,6 | 20,1 | 8530 | 1 | 27,2 |
| 42 | 15,5 | 20,2 | 8520 | 1 | 27,2 |
| 43 | 15,3 | 20,0 | 8300 | 1 | 27,1 |
| 44 | 15,4 | 20,2 | 8480 | 1 | 27,3 |
| 45 | 15,5 | 20,1 | 8440 | 1 | 27,1 |

Analizând rezultatele obținute se constată că rezistența la rupere a materialului țevii (PE 80) pentru intervalul de temperaturi analizat (1...50 °C) este o funcție liniară de temperatură, figura 5.7.

Valoarea R_m se modifică foarte mult cu temperatura, astfel: la 5 °C ($R_m \approx 26$ N/mm²) este de aproximativ două ori mai mare față de valoarea corespunzătoare la 45 °C ($R_m \approx 13$ N/mm²), rezultând faptul că în cazul polietilenei temperatura de încercare trebuie limitată într-un interval restrâns și riguros controlată.

**Figura 5.7** – Variația cu temperatura a rezistenței la rupere a PE 80 [86]

5.3.1.2. Influența vitezei de încercare asupra rezistenței la tracțiune

Tabelul 5.3 cuprinde dimensiunile inițiale ale epruvetelor încercate și rezultatele obținute la efectuarea programului experimental prezentat la 5.2.4.2.

Tabel 5.3 – Rezultate experimentale - program conform 5.2.4.2

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{max} [N] | Viteza de încercare v [mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T_{max} [°C] | | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|--------------------|------------------------|--------------------|----------------------------------|--|---|-----------|--|
| | Grosime a [mm] | Lățime b [mm] | | | La curgere | La rupere | |
| 46 | 15,4 | 20,0 | 4680 | 1 | 24,0 | 44,8 | 15,2 |
| 47 | 15,5 | 20,0 | 4700 | 1 | | | 15,2 |
| 48 | 15,7 | 20,0 | 4790 | 1 | | | 15,3 |
| 49 | 15,5 | 19,9 | 4650 | 1 | | | 15,1 |
| 50 | 15,6 | 19,9 | 4670 | 1 | | | 15,0 |
| 51 | 15,4 | 20,0 | 5300 | 5 | 29,6 | 50,9 | 17,2 |
| 52 | 15,5 | 20,0 | 5320 | 5 | | | 17,2 |
| 53 | 15,4 | 20,0 | 5270 | 5 | | | 17,1 |
| 54 | 15,5 | 20,0 | 5290 | 5 | | | 17,1 |
| 55 | 15,3 | 20,0 | 5170 | 5 | | | 16,9 |
| 56 | 15,5 | 20,0 | 5610 | 10 | 32,8 | 55,3 | 18,1 |
| 57 | 15,2 | 20,2 | 5580 | 10 | | | 18,2 |
| 58 | 15,5 | 20,0 | 5510 | 10 | | | 17,8 |
| 59 | 15,6 | 20,0 | 5620 | 10 | | | 18,0 |
| 60 | 15,6 | 20,0 | 5660 | 10 | | | 18,1 |
| 61 | 15,4 | 20,2 | 5900 | 25 | 38,5 | 68,0 | 19,0 |
| 62 | 15,5 | 20,2 | 5960 | 25 | | | 19,0 |
| 63 | 15,3 | 20,3 | 5950 | 25 | | | 19,2 |
| 64 | 15,7 | 20,0 | 5970 | 25 | | | 19,0 |
| 65 | 15,7 | 20,0 | 5960 | 25 | | | 19,0 |
| 66 | 15,6 | 20,0 | 6210 | 50 | 43,5 | 81,7 | 19,9 |
| 67 | 15,6 | 20,0 | 6190 | 50 | | | 19,8 |
| 68 | 15,6 | 20,0 | 6160 | 50 | | | 19,7 |
| 69 | 15,6 | 20,1 | 6220 | 50 | | | 19,8 |
| 70 | 15,5 | 20,0 | 6150 | 50 | | | 19,8 |
| 71 | 15,6 | 20,1 | 6100 | 75 | 49,5 | 83,9 | 19,5 |
| 72 | 15,4 | 19,8 | 5970 | 75 | | | 19,6 |
| 73 | 15,5 | 20,0 | 6090 | 75 | | | 19,6 |
| 74 | 15,4 | 19,8 | 5980 | 75 | | | 19,6 |
| 75 | 15,2 | 20,1 | 5950 | 75 | | | 19,5 |

Tabel 5.3 – continuare

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{max} [N] | Viteza de încercare v [mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T_{max} [°C] | | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|--------------------|------------------------|--------------------|----------------------------------|--|---|-----------|--|
| | Grosime a [mm] | Lățime b [mm] | | | La curgere | La rupere | |
| 76 | 15,3 | 20,3 | 6000 | 100 | 51,5 | 79,5 | 19,3 |
| 77 | 15,7 | 20,0 | 6270 | 100 | | | 20,0 |
| 78 | 15,6 | 20,2 | 6220 | 100 | | | 19,7 |
| 79 | 15,7 | 20,0 | 6250 | 100 | | | 19,9 |
| 80 | 15,5 | 20,0 | 6020 | 100 | | | 19,4 |
| 81 | 15,2 | 20,0 | 5990 | 125 | 52,8 | 81,8 | 19,7 |
| 82 | 15,5 | 20,1 | 6190 | 125 | | | 19,9 |
| 83 | 15,7 | 20,1 | 6280 | 125 | | | 19,9 |
| 84 | 15,3 | 20,0 | 6180 | 125 | | | 20,2 |
| 85 | 15,2 | 19,7 | 6000 | 125 | | | 20,0 |
| 86 | 15,5 | 19,9 | 6260 | 150 | 55,1 | 93,0 | 20,3 |
| 87 | 15,4 | 20,0 | 6280 | 150 | | | 20,4 |
| 88 | 15,4 | 20,0 | 6300 | 150 | | | 20,5 |
| 89 | 15,3 | 20,0 | 6140 | 150 | | | 20,1 |
| 90 | 15,4 | 20,0 | 6280 | 150 | | | 20,4 |

Rezultatele obținute au evidențiat faptul că în condiții de temperatură și viteză de solicitare controlate ($v=50$ mm/min și $T_{inc}=+23^{\circ}\text{C}$), polietilena de înaltă densitate din care s-a executat țeava supusă încercărilor mecanice, a prezentat o valoare medie a rezistenței la rupere $R_m=19,8$ N/mm², cu o abatere medie pătratică a rezultatelor de 0,05.

În figurile 5.8 și 5.9 se prezintă două exemple de imagini termice ale epruvetelor, înregistrate în timpul încercării la tracțiune, care evidențiază distribuția temperaturii în timpul încercării și modul de cedare a epruvetei.

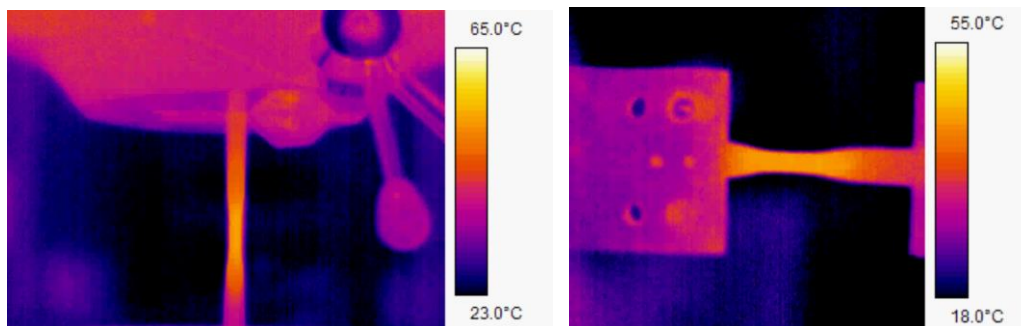


Figura 5.8 – Imagini termice a unor epruvete fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune

Din figura 5.8 se observă că ruperea epruvetelor se produce în zona centrală a epruvetei, zonă în care s-a înregistrat temperatura maximă din timpul încercării la tracțiune axială.

În situația prezentată în figura 5.9, cedarea are loc ca urmare a efectului de concentrare a tensiunilor în zona de prindere în bacuri a epruvetei. Temperatura maximă s-a obținut pe axa de solicitare, în centrul epruvetei. Graficul din figura 5.9 prezintă variația temperaturii după cele două direcții perpendiculare LI 01 și LI 02.

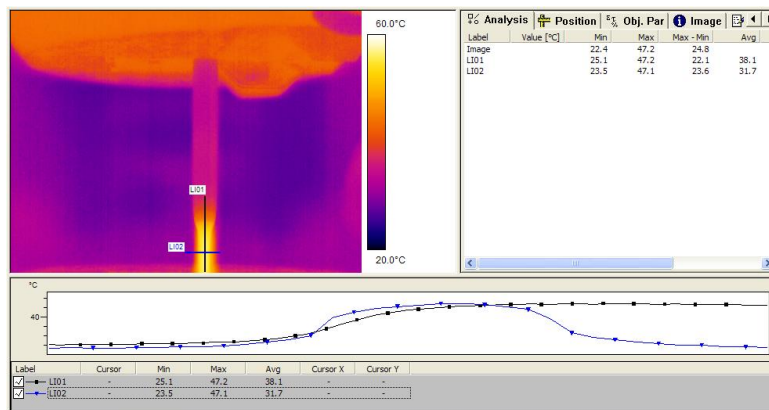


Figura 5.9 - Distribuția temperaturii după două direcții perpendiculare (LI 01 și LI 02), la o epruvetă fără imperfecțiuni solicitată la tracțiune

În figurile 5.10 – 5.18 sunt prezentate imaginile termice ale epruvetelor în momentul în care temperatura în secțiunea critică a atins valoarea maximă, precum și variația temperaturii maxime a epruvetei, înregistrate pe parcursul încercărilor la tracțiune. Încercările au fost efectuate la diferite viteze de solicitare (viteze constante de deplasare relativă a bacurilor de fixare a epruvetelor).

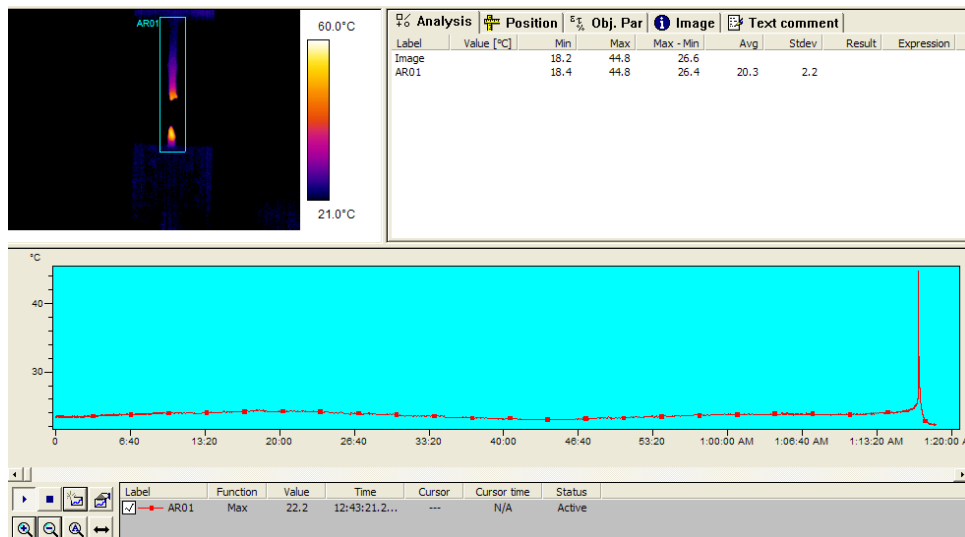


Figura 5.10 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=1$ mm/min

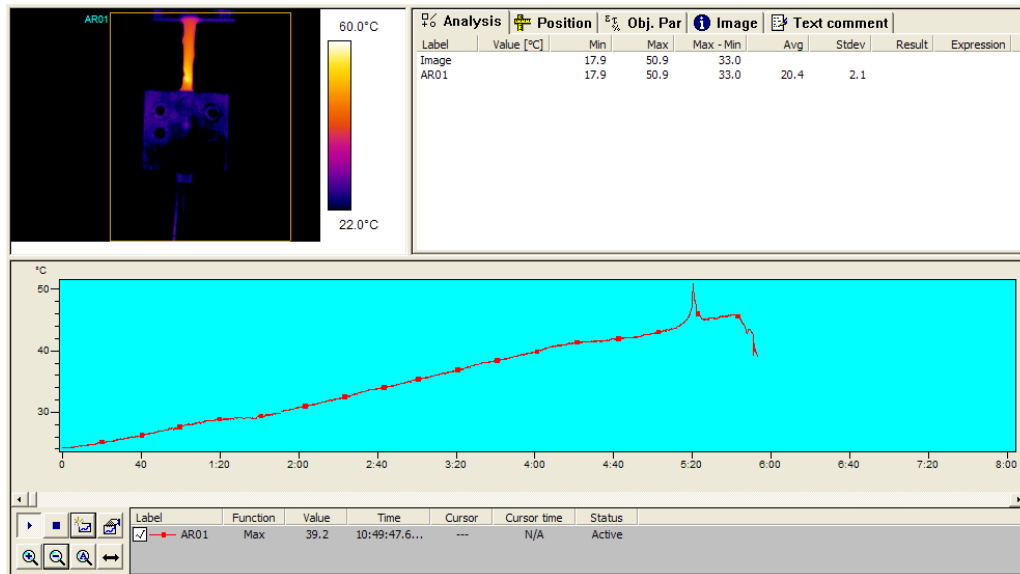


Figura 5.11 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=5$ mm/min

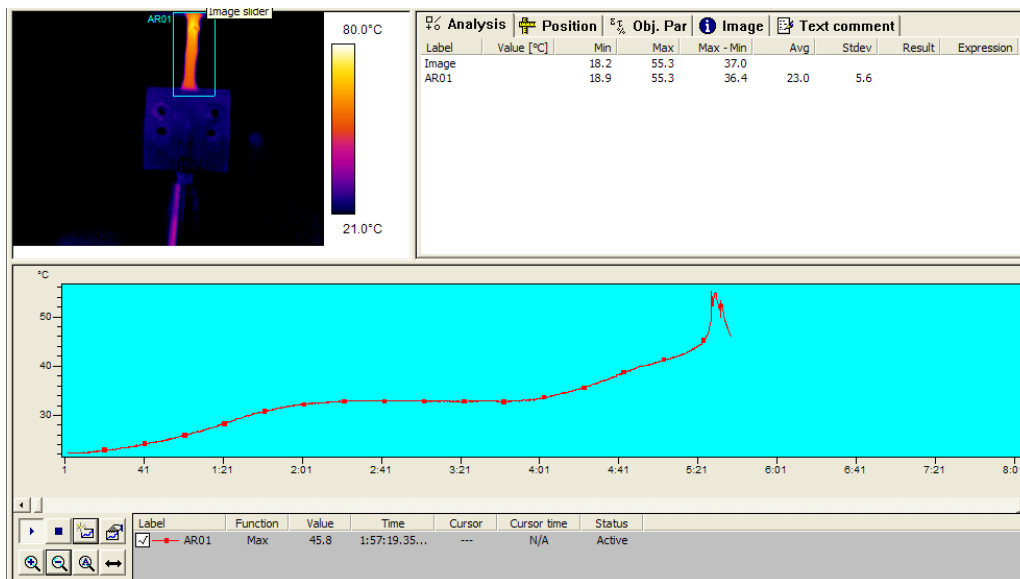


Figura 5.12 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=10$ mm/min

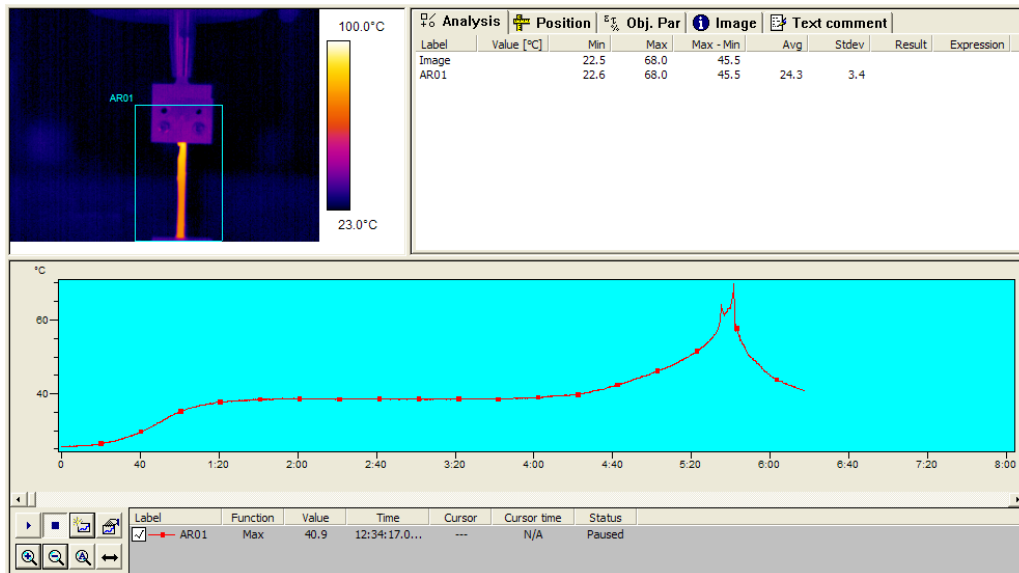


Figura 5.13 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=25$ mm/min

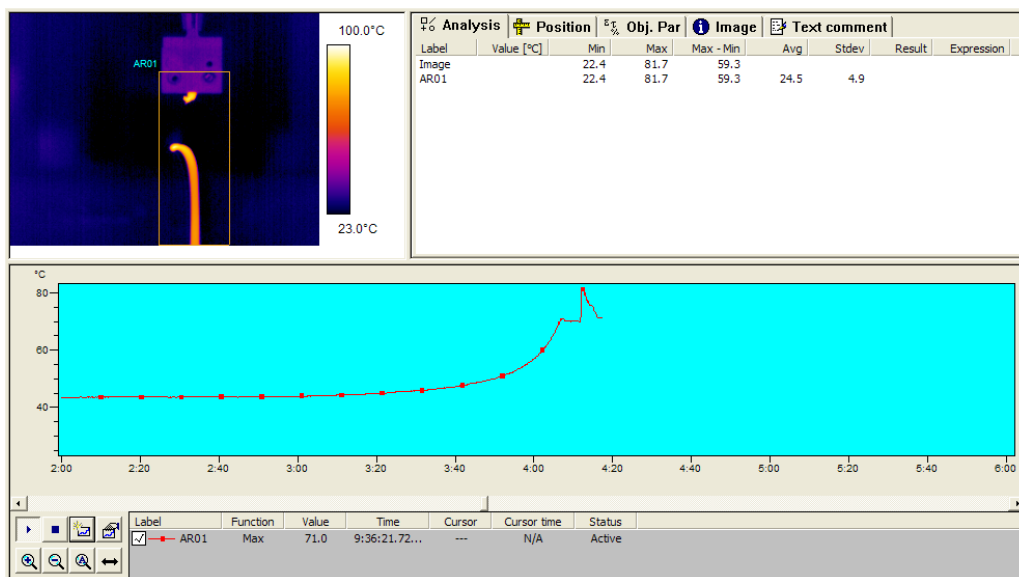


Figura 5.14 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=50$ mm/min

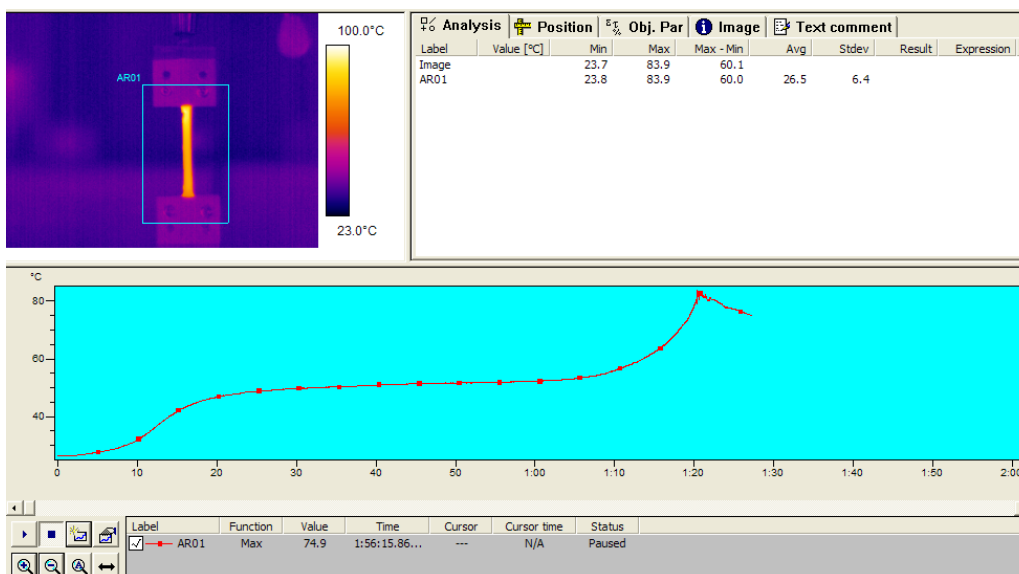


Figura 5.15 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=75$ mm/min

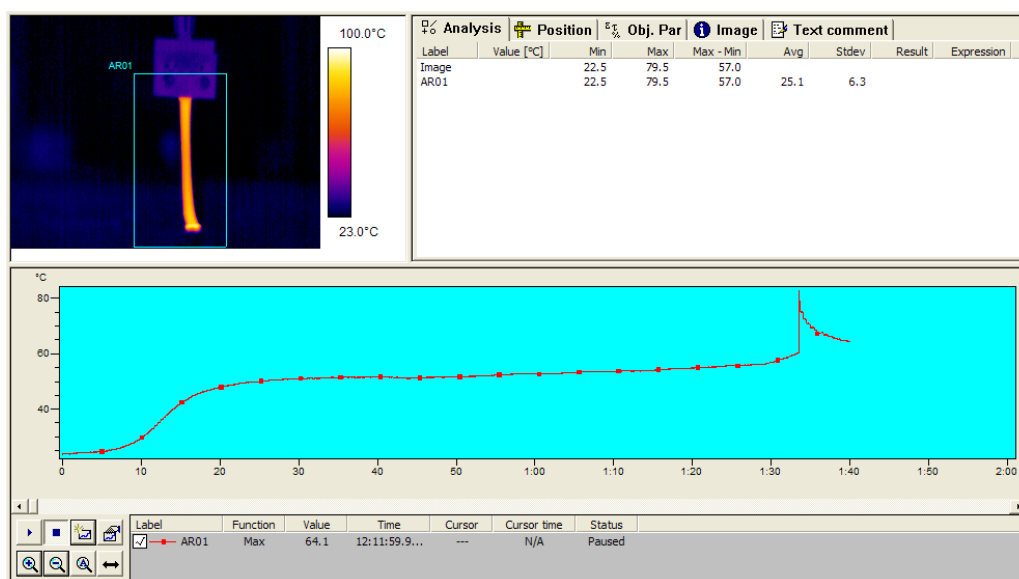


Figura 5.16 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=100$ mm/min

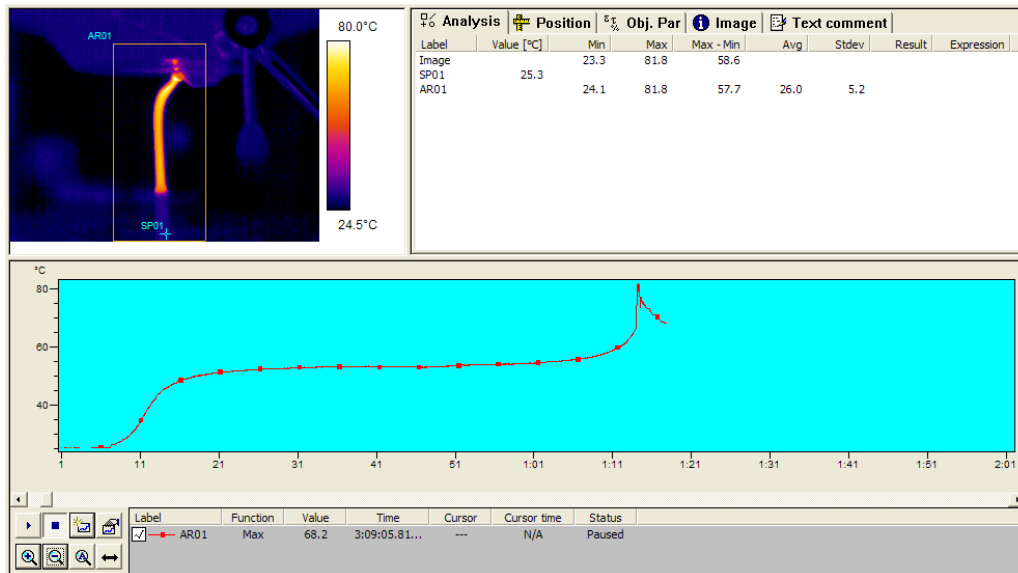


Figura 5.17 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=125$ mm/min

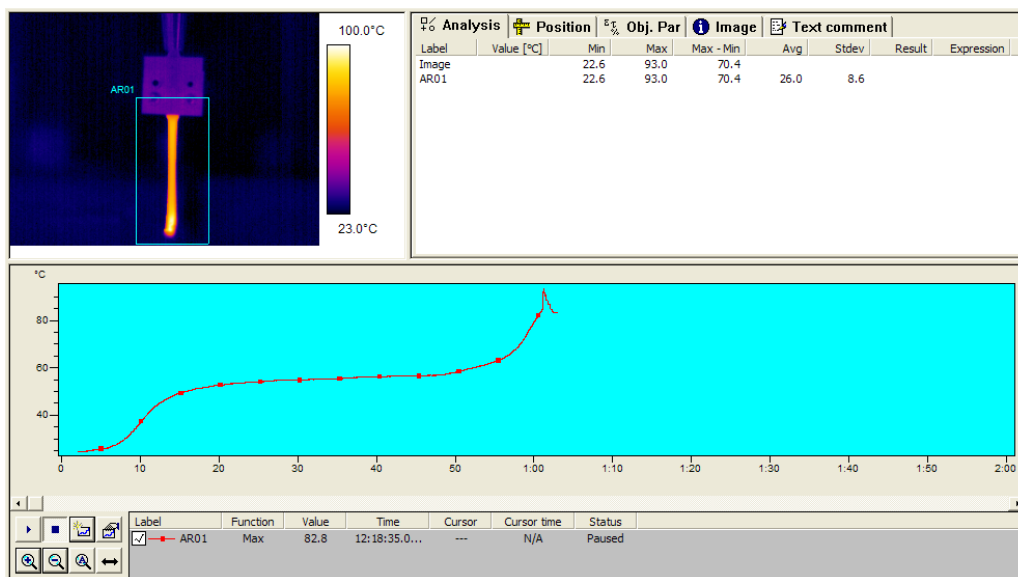


Figura 5.18 – Imaginea termică a epruvetei fără imperfecțiuni, înregistrate în timpul încercării la tracțiune cu viteza $v=150$ mm/min

Analizând rezultatele obținute se constată că relația $R_m = f(v)$, între rezistența la tracțiune și viteza de solicitare, este logaritmică. Pentru valori ale vitezei de solicitare cuprinse între 50 mm/min. și 150 mm/min., R_m nu se modifică semnificativ în raport cu viteza de solicitare (figura 5.19).

Influența vitezei de solicitare - aer

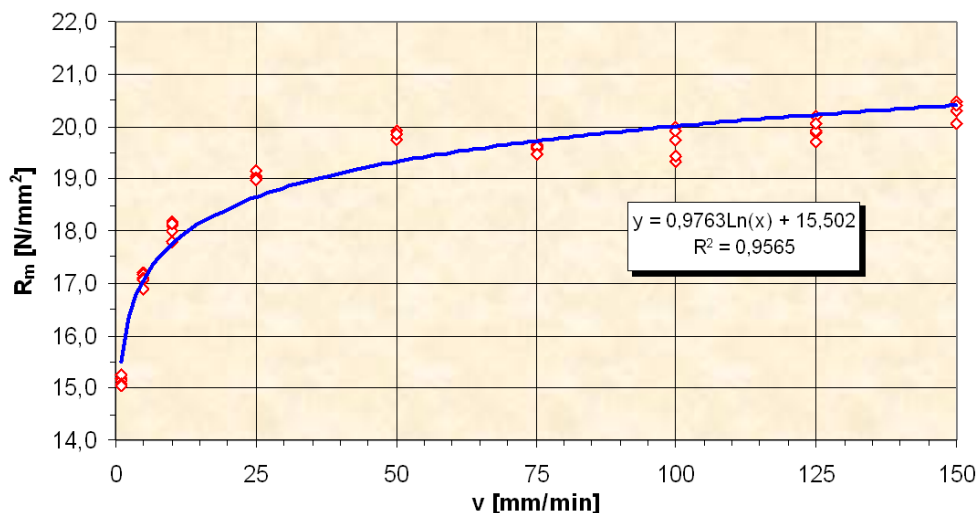


Figura 5.19 – Dependența rezistenței la rupere a PE 80 de viteza de solicitare în aer [86]

5.3.1.3. Influența mediului de încercare asupra rezistenței la tracțiune

În tabelul 5.4 se prezintă rezultatele programului experimental prezentat la punctul 5.2.4.3, efectuat în scopul stabilirii influenței mediului asupra rezistenței la tracțiune a materialului de bază, considerat izotrop, fără imperfecțiuni.

Tabel 5.4 – Rezultate experimentale – program conform 5.2.4.3

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F _{max} [N] | Viteza de încercare v[mm/min] | Rezistența la tracțiune R _m [N/mm ²] |
|-----------------|---------------------|--------------|-----------------------------------|-------------------------------|---|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | |
| 91 | 15,4 | 20,2 | 4890 | 1 | 15,7 |
| 92 | 15,4 | 20,1 | 4880 | 1 | 15,8 |
| 93 | 15,5 | 20,2 | 4930 | 1 | 15,7 |
| 94 | 15,6 | 20,3 | 4970 | 1 | 15,7 |
| 95 | 15,3 | 20,2 | 4900 | 1 | 15,9 |
| 96 | 15,4 | 20,3 | 5550 | 5 | 17,8 |
| 97 | 15,4 | 20,3 | 5510 | 5 | 17,6 |
| 98 | 15,2 | 20,0 | 5460 | 5 | 18,0 |
| 99 | 15,5 | 20,0 | 5580 | 5 | 18,0 |
| 100 | 15,5 | 20,1 | 5570 | 5 | 17,9 |
| 101 | 15,5 | 20,0 | 5490 | 10 | 17,7 |
| 102 | 15,5 | 20,2 | 5520 | 10 | 17,6 |
| 103 | 15,5 | 20,0 | 5440 | 10 | 17,5 |
| 104 | 15,4 | 20,1 | 5420 | 10 | 17,5 |
| 105 | 15,5 | 20,2 | 5490 | 10 | 17,5 |

Tabel 5.4 – Continuare

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{max}[N]$ | Viteza de încercare $v[mm/min]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[N/mm^2]$ |
|-----------------|---------------------|----------------|---------------------------|---------------------------------|---------------------------------------|
| | Grosime $a[mm]$ | Lățime $b[mm]$ | | | |
| 106 | 15,4 | 20,0 | 5810 | 25 | 18,9 |
| 107 | 15,7 | 20,1 | 6080 | 25 | 19,3 |
| 108 | 15,2 | 20,2 | 5780 | 25 | 18,8 |
| 109 | 15,5 | 20,1 | 6010 | 25 | 19,3 |
| 110 | 15,6 | 20,2 | 6060 | 25 | 19,2 |
| 111 | 15,5 | 20,3 | 6190 | 50 | 19,7 |
| 112 | 15,4 | 20,2 | 6160 | 50 | 19,8 |
| 113 | 15,5 | 20,0 | 6170 | 50 | 19,9 |
| 114 | 15,4 | 20,2 | 6200 | 50 | 19,9 |
| 115 | 15,4 | 20,2 | 6180 | 50 | 19,9 |
| 116 | 15,4 | 20,0 | 6310 | 75 | 20,5 |
| 117 | 15,5 | 20,2 | 6380 | 75 | 20,4 |
| 118 | 15,6 | 20,2 | 6420 | 75 | 20,4 |
| 119 | 15,4 | 20,0 | 6290 | 75 | 20,4 |
| 120 | 15,6 | 20,3 | 6380 | 75 | 20,1 |
| 121 | 15,5 | 20,1 | 6420 | 100 | 20,6 |
| 122 | 15,5 | 20,2 | 6460 | 100 | 20,6 |
| 123 | 15,5 | 20,0 | 6390 | 100 | 20,6 |
| 124 | 15,4 | 20,2 | 6410 | 100 | 20,6 |
| 125 | 15,5 | 20,2 | 6450 | 100 | 20,6 |
| 126 | 15,6 | 20,2 | 6490 | 125 | 20,6 |
| 127 | 15,3 | 20,1 | 6410 | 125 | 20,8 |
| 128 | 15,7 | 20,0 | 6570 | 125 | 20,9 |
| 129 | 15,3 | 20,2 | 6440 | 125 | 20,8 |
| 130 | 15,7 | 20,1 | 6580 | 125 | 20,9 |
| 131 | 15,7 | 20,1 | 6660 | 150 | 21,1 |
| 132 | 15,7 | 20,3 | 6720 | 150 | 21,1 |
| 133 | 15,6 | 20,2 | 6680 | 150 | 21,2 |
| 134 | 15,4 | 20,0 | 6560 | 150 | 21,3 |
| 135 | 15,7 | 20,0 | 6700 | 150 | 21,3 |

Se constată că mediul de încercare influențează valorile R_m în special la viteze mari de solicitare. Diferențele dintre valorile R_m obținute în cele două medii luate în considerare tind să devină tot mai pronunțate pe măsura creșterii vitezei de solicitare (figura 5.20). Explicația fenomenului constă în faptul că în timpul încercării la tracțiune materialul tensionat se încălzește local în special în zona în care urmează să cedeze. La viteze de solicitare reduse, schimbul termic între probă și mediul de încercare poate să se efectueze eficient, căldura degajată de epruvetă fiind preluată de mediul în care se efectuează încercarea.

La viteze de solicitare mai mari, schimbul termic nu mai poate avea loc integral, temperatura epruvetei încercate depășind temperatura mediului de încercare.

Căldura transferată într-un proces dat când temperatura variază de la t_1 la t_2 este dată de relația (5.33):

$$Q = m \cdot c \cdot (t_2 - t_1) \quad (5.33)$$

unde : Q – căldura transferată;
m – masa;
c – căldura specifică;

Având în vedere că $C_{ap\grave{a}} \gg C_{aer}$ rezultă că $Q_{transf. \text{ apă}} > Q_{transf. \text{ aer}}$. Astfel, epruveta încercată în aer va avea o temperatură medie în secțiunea epruvetei mai mare decât cea încercată în apă și va prezenta o rezistență la tracțiune mai scăzută (vezi figura 5.20), chiar dacă vitezele de solicitare utilizate la încercare și temperaturile celor două medii au aceleași valori.

Influența mediului

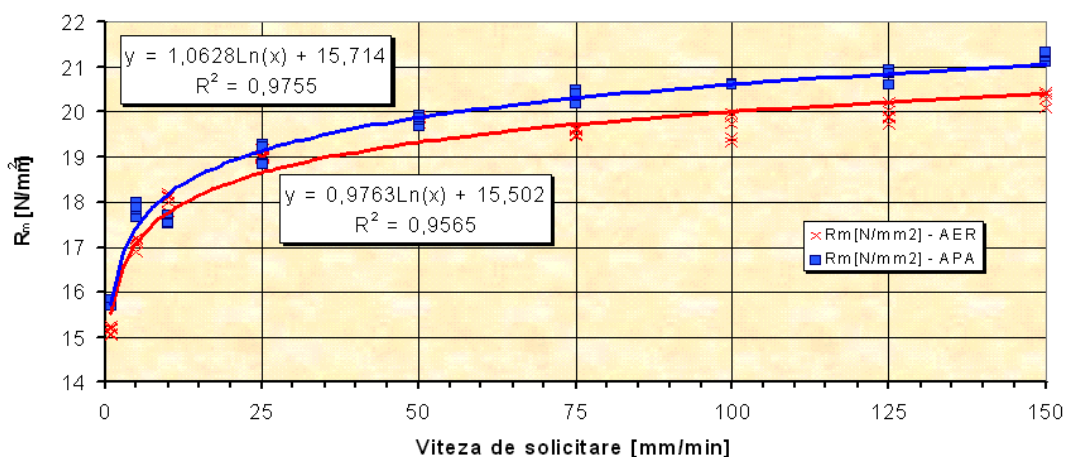


Figura 5.20 – Influența mediului de încercare asupra rezistenței la rupere a PE 80 [86]

5.3.2. Comportarea la solicitări mecanice a polietilenei PE 80, în prezenta imperfecțiunilor simulate

5.3.2.1. Influența mărimii caracteristice a imperfecțiunii tip gaură centrală, asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

În tabelul 5.5 și figurile 5.21 – 5.26 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice la tracțiune, efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni simulate de tip găuri, conform programului experimental de la pct. 5.2.5.1.

Tabel 5.5 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune (în aer $v=50\text{mm/min.}$), pe epruvete cu imperfecțiuni volumice înglobate (program conform 5.2.5.1)

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\text{max}}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Temperatura maximă înregistrată $T_{\text{max}} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|---------------------|--------------|---|---|---|---|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | |
| 136 | 15,7 | 20,0 | 6010 | 5% | 42,1 (la curgere) | 19,1 |
| 137 | 15,5 | 20,0 | 6000 | 5% | | 19,4 |
| 138 | 15,5 | 20,0 | 5980 | 5% | | 19,3 |
| 139 | 15,5 | 20,0 | 5950 | 5% | | 19,2 |
| 140 | 15,7 | 20,0 | 6060 | 5% | | 19,3 |
| 141 | 15,5 | 20,0 | 5940 | 10% | 55,9 | 19,2 |
| 142 | 15,5 | 19,9 | 5880 | 10% | | 19,1 |
| 143 | 15,4 | 20,0 | 5900 | 10% | | 19,2 |
| 144 | 15,3 | 20,0 | 5890 | 10% | | 19,2 |
| 145 | 15,7 | 20,0 | 6050 | 10% | | 19,3 |
| 146 | 15,5 | 20,0 | 5780 | 15% | 58,9 | 18,6 |
| 147 | 15,5 | 20,0 | 5740 | 15% | | 18,5 |
| 148 | 15,5 | 20,0 | 5720 | 15% | | 18,5 |
| 149 | 15,6 | 20,0 | 5750 | 15% | | 18,4 |
| 150 | 15,2 | 20,0 | 5610 | 15% | | 18,5 |
| 151 | 15,3 | 20,0 | 5340 | 20% | 60,2 | 17,5 |
| 152 | 15,3 | 20,0 | 5310 | 20% | | 17,4 |
| 153 | 15,3 | 20,1 | 5330 | 20% | | 17,3 |
| 154 | 15,4 | 20,0 | 5360 | 20% | | 17,4 |
| 155 | 15,3 | 20,0 | 5320 | 20% | | 17,4 |
| 156 | 15,3 | 20,1 | 5030 | 25% | 61,2 | 16,4 |
| 157 | 15,4 | 20,0 | 5040 | 25% | | 16,4 |
| 158 | 15,5 | 20,0 | 5040 | 25% | | 16,3 |
| 159 | 15,4 | 19,9 | 4960 | 25% | | 16,2 |
| 160 | 15,7 | 20,0 | 5070 | 25% | | 16,1 |
| 161 | 15,5 | 19,8 | 4900 | 30% | 56,1 | 16,0 |
| 162 | 15,5 | 20,0 | 4950 | 30% | | 16,0 |
| 163 | 15,5 | 20,0 | 5000 | 30% | | 16,1 |
| 164 | 15,5 | 19,9 | 4900 | 30% | | 15,9 |
| 165 | 15,5 | 19,8 | 4900 | 30% | | 16,0 |

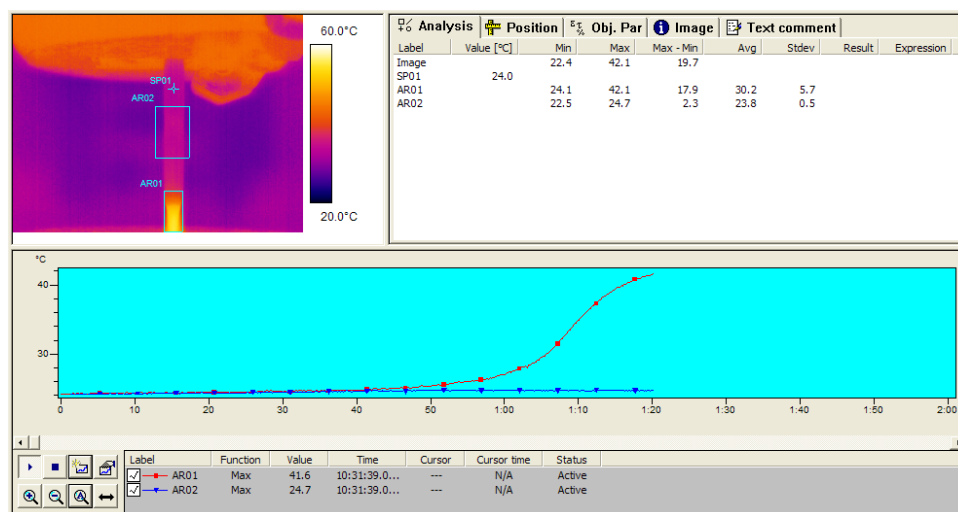


Figura 5.21 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură $\varnothing 1$ mm plasată în zona centrală

În figura 5.21 se observă că epruveta s-a gătit la nivelul materialului de bază, departe de imperfecțiune, în zona de prindere în bacuri. În zona imperfecțiunii (aria AR02), temperatura probei a crescut cu aproximativ 2°C față de temperatura inițială și cu $0,7^{\circ}\text{C}$ față de un punct de referință SP01, solicitat identic. De asemenea se observă o mică deformare a epruvetei și în secțiunea în care se află imperfecțiunea simulată.

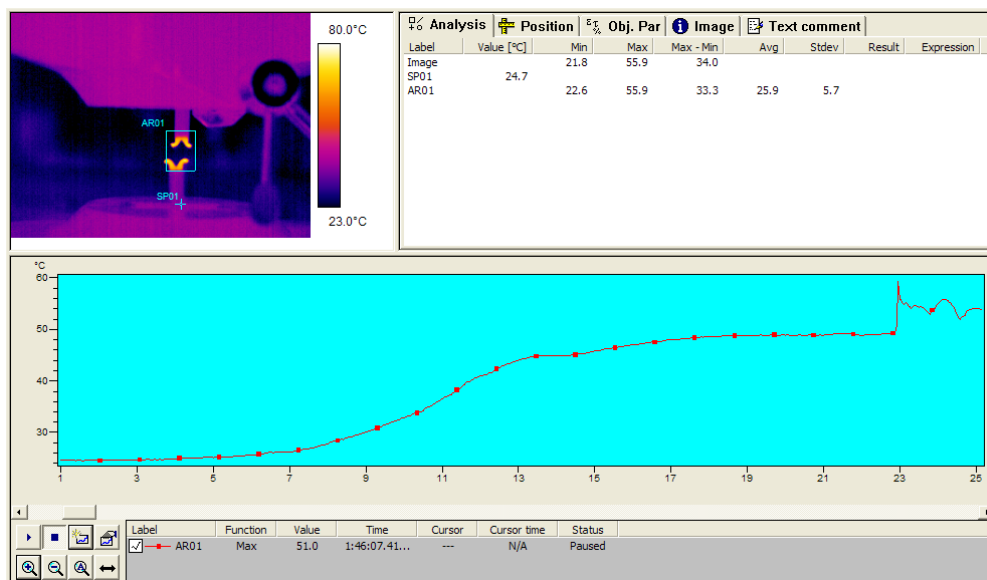


Figura 5.22 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură $\varnothing 2$ mm plasată în zona centrală

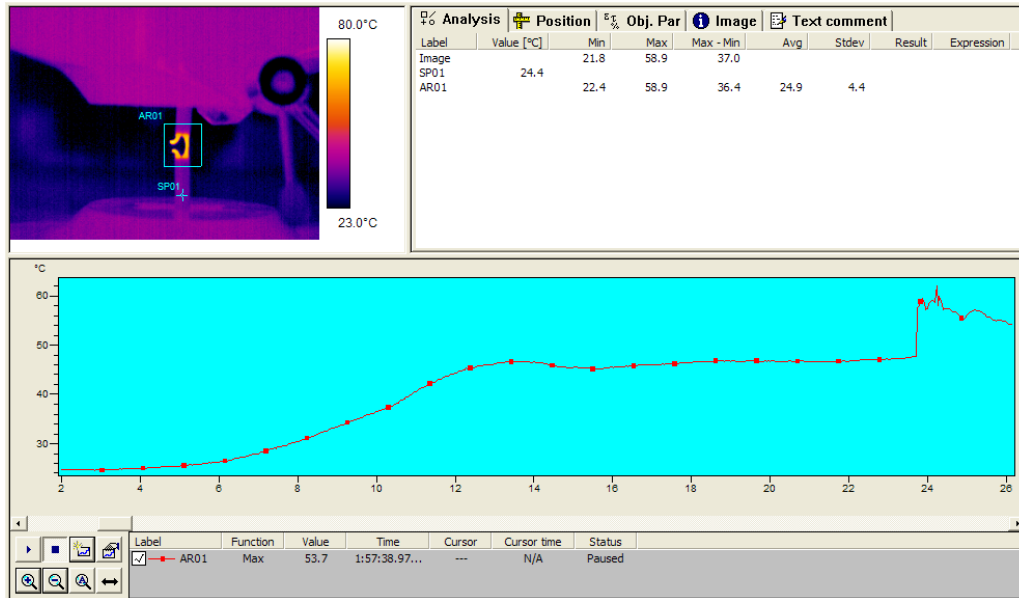


Figura 5.23 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură $\varnothing 3$ mm plasată în zona centrală

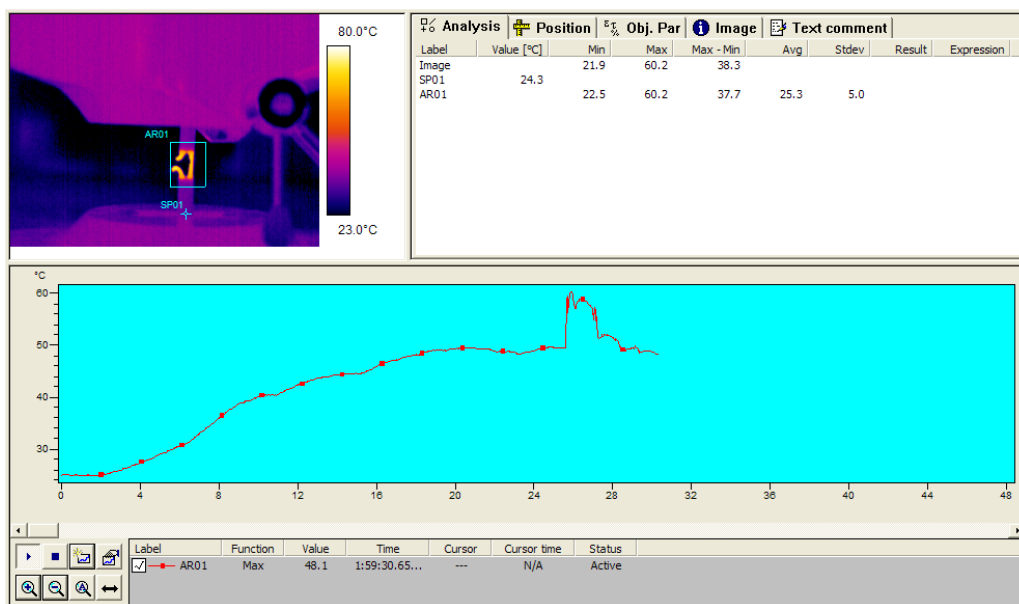


Figura 5.24 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură $\varnothing 4$ mm plasată în zona centrală

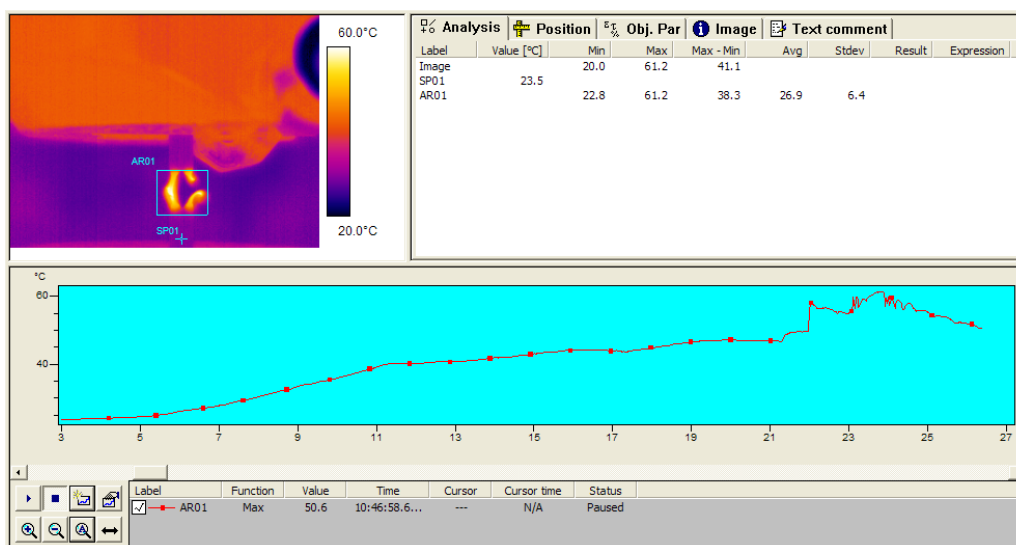


Figura 5.25 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură $\varnothing 5$ mm plasată în zona centrală

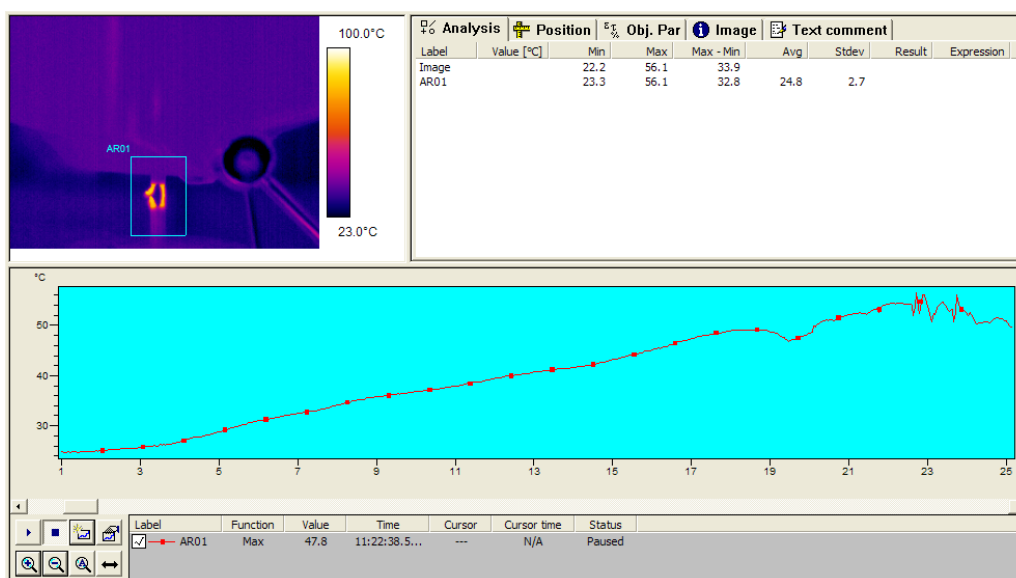


Figura 5.26 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură $\varnothing 6$ mm plasată în zona centrală

5.3.2.2. Influența mărimii caracteristice a imperfecțiunilor bilaterale tip creștătură în V, asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

În tabelul 5.6 și figurile 5.27 – 5.32 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni simulate de suprafață în V, conform programului experimental de la pct. 5.2.5.2.

Tabel 5.6 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune (în aer, $v=50\text{mm/min.}$), pe epruvete cu imperfecțiuni în V, conform 5.2.5.2

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|---------------------|--------------|-----------------------------------|---|---|--|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | |
| 166 | 15,5 | 20,1 | 6010 | 5% | 45,5 (la curgere) | 19,3 |
| 167 | 15,5 | 20,1 | 6040 | 5% | | 19,4 |
| 168 | 15,7 | 20,0 | 6100 | 5% | | 19,4 |
| 169 | 15,6 | 20,0 | 6050 | 5% | | 19,4 |
| 170 | 15,7 | 20,1 | 6120 | 5% | | 19,4 |
| 171 | 15,6 | 20,0 | 5940 | 10% | 70,2 | 19,0 |
| 172 | 15,4 | 20,0 | 5890 | 10% | | 19,1 |
| 173 | 15,3 | 20,0 | 5880 | 10% | | 19,2 |
| 174 | 15,5 | 20,0 | 5890 | 10% | | 19,0 |
| 175 | 15,4 | 20,0 | 5870 | 10% | | 19,1 |
| 176 | 15,7 | 20,0 | 6000 | 15% | 67,4 | 19,1 |
| 177 | 15,6 | 20,0 | 5910 | 15% | | 18,9 |
| 178 | 15,4 | 20,1 | 5900 | 15% | | 19,1 |
| 179 | 15,5 | 20,1 | 5900 | 15% | | 18,9 |
| 180 | 15,5 | 19,9 | 5840 | 15% | | 18,9 |
| 181 | 15,5 | 20,0 | 5880 | 20% | 65,8 | 19,0 |
| 182 | 15,4 | 20,1 | 5870 | 20% | | 19,0 |
| 183 | 15,7 | 20,0 | 5850 | 20% | | 18,6 |
| 184 | 15,4 | 19,9 | 5820 | 20% | | 19,0 |
| 185 | 15,4 | 20,0 | 5700 | 20% | | 18,5 |
| 186 | 15,4 | 19,9 | 5630 | 25% | 64,6 | 18,4 |
| 187 | 15,6 | 19,9 | 5600 | 25% | | 18,0 |
| 188 | 15,5 | 20,0 | 5640 | 25% | | 18,2 |
| 189 | 15,5 | 20,0 | 5610 | 25% | | 18,1 |
| 190 | 15,6 | 20,0 | 5630 | 25% | | 18,0 |
| 191 | 15,3 | 20,0 | 5210 | 30% | 58,8 | 17,0 |
| 192 | 15,3 | 19,9 | 5190 | 30% | | 17,0 |
| 193 | 15,7 | 20,0 | 5400 | 30% | | 17,2 |
| 194 | 15,3 | 19,9 | 5250 | 30% | | 17,2 |
| 195 | 15,3 | 20,0 | 5220 | 30% | | 17,1 |

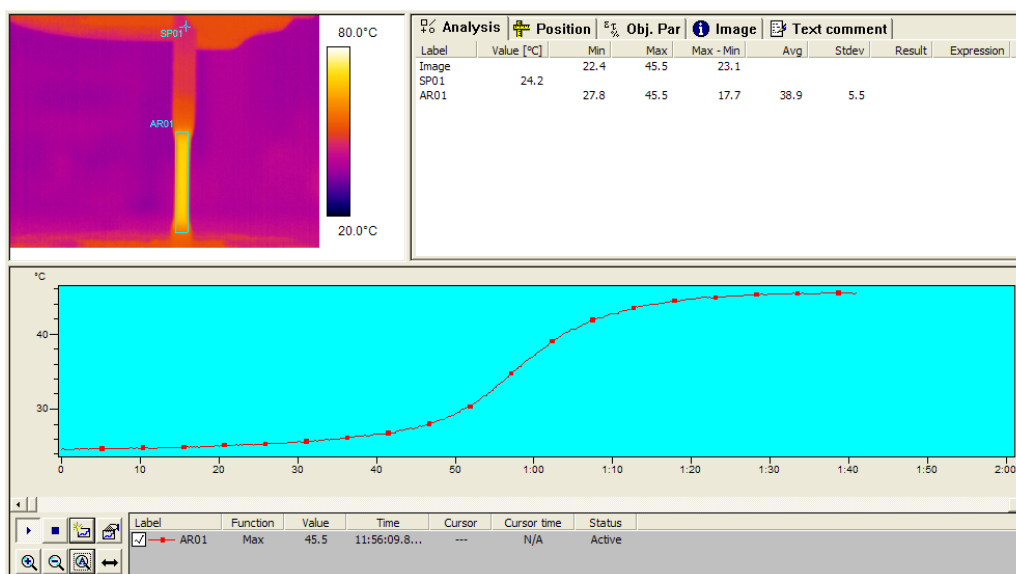


Figura 5.27 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață, în V cu adâncime de $h=0,5$ mm, plasată în zona centrală

Se observă că în acest caz prezența imperfecțiunii nu a influențat poziția rupei, cedarea epruvetei producându-se la nivelul materialului de bază, în apropierea bacului inferior de prindere.

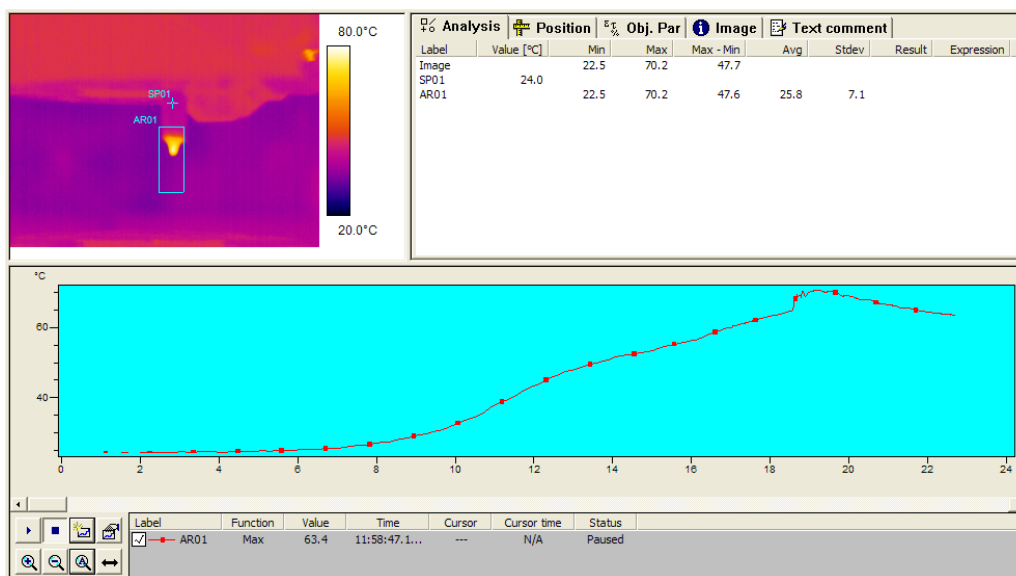


Figura 5.28- Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață, în V cu adâncime de $h=1$ mm, plasată în zona centrală

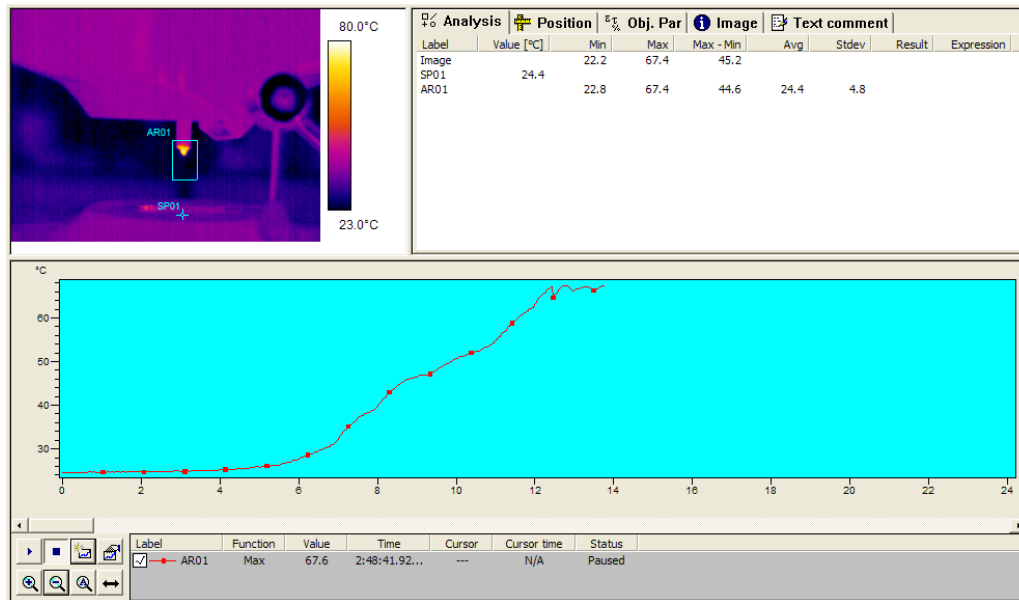


Figura 5.29 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață, în V cu adâncime de $h=1,5$ mm, plasată în zona centrală

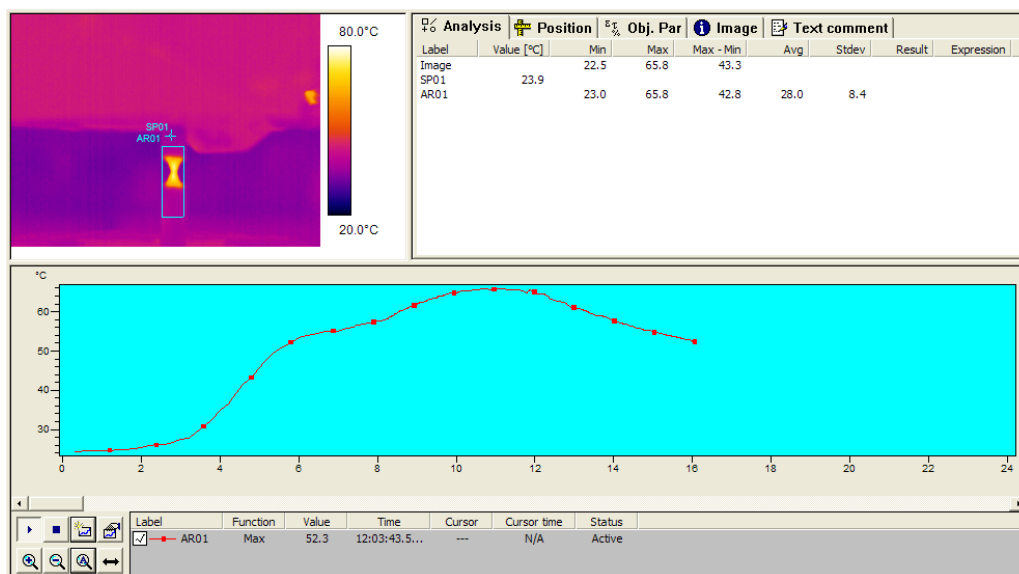


Figura 5.30 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață, în V cu adâncime de $h=2$ mm, plasată în zona centrală

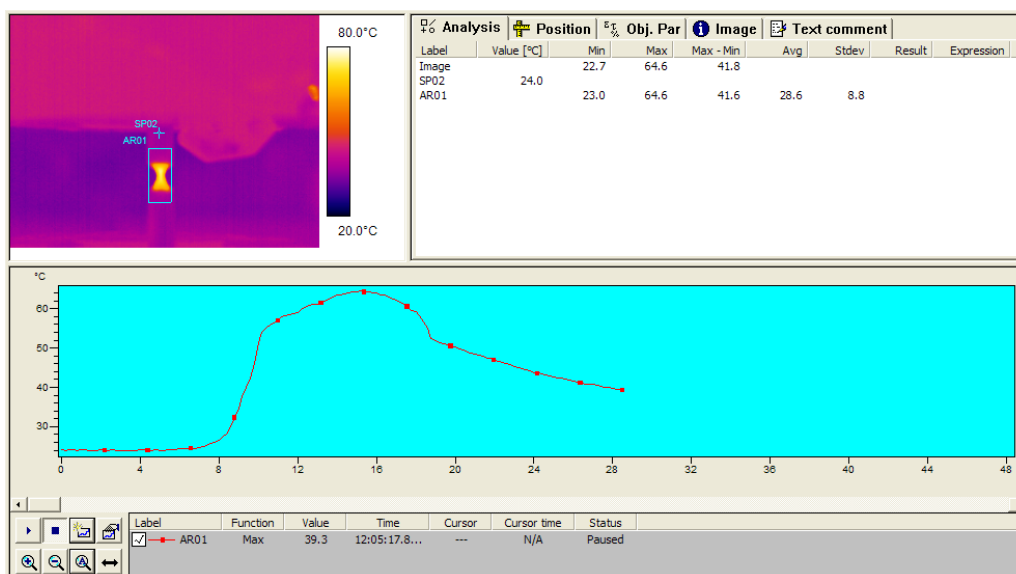


Figura 5.31 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață, în V cu adâncime de $h=2,5$ mm, plasată în zona centrală

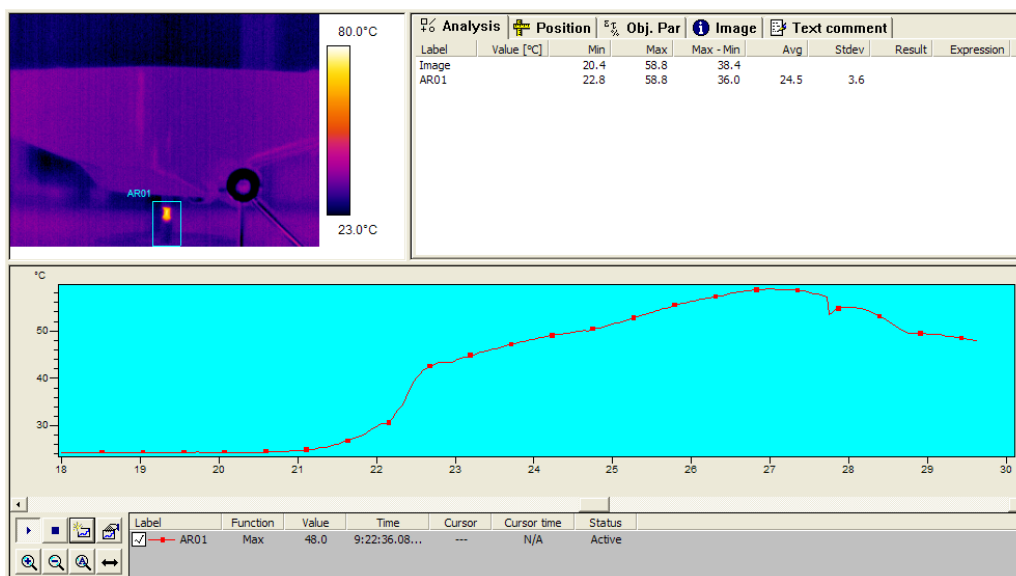


Figura 5.32 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață, în V cu adâncime de $h=3$ mm, plasată în zona centrală

5.3.2.3. Influența mărimii caracteristice a imperfecțiunilor bilaterale tip riz, asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

În tabelul 5.7 și figurile 5.33 – 5.38 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni simulate de suprafață tip riz, conform programului experimental de la pct. 5.2.5.3.

Tabel 5.7 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune (în aer $v=50\text{mm/min}$), pe epruvete cu imperfecțiuni de suprafață de tip riz, conform 5.2.5.3

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|---------------------|--------------|-----------------------------------|---|---|--|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | |
| 196 | 15,4 | 19,9 | 5730 | 5% | 45,1 | 18,7 |
| 197 | 15,5 | 20,0 | 5860 | 5% | | 18,9 |
| 198 | 15,5 | 20,0 | 5900 | 5% | | 19,0 |
| 199 | 15,3 | 20,0 | 5850 | 5% | | 19,1 |
| 200 | 15,3 | 20,0 | 5890 | 5% | | 19,2 |
| 201 | 15,6 | 19,9 | 5960 | 10% | 72,1 | 19,2 |
| 202 | 15,5 | 20,0 | 5930 | 10% | | 19,1 |
| 203 | 15,3 | 19,9 | 5790 | 10% | | 19,0 |
| 204 | 15,3 | 20,0 | 5750 | 10% | | 18,8 |
| 205 | 15,5 | 20,0 | 5900 | 10% | | 19,0 |
| 206 | 15,5 | 20,1 | 5780 | 15% | 69,5 | 18,6 |
| 207 | 15,5 | 20,0 | 5830 | 15% | | 18,8 |
| 208 | 15,5 | 20,0 | 5770 | 15% | | 18,6 |
| 209 | 15,3 | 20,1 | 5720 | 15% | | 18,6 |
| 210 | 15,5 | 20,0 | 5790 | 15% | | 18,7 |
| 211 | 15,4 | 20,1 | 5740 | 20% | 66,5 | 18,5 |
| 212 | 15,4 | 20,0 | 5700 | 20% | | 18,5 |
| 213 | 15,4 | 20,0 | 5690 | 20% | | 18,5 |
| 214 | 15,4 | 20,0 | 5660 | 20% | | 18,4 |
| 215 | 15,4 | 20,1 | 5680 | 20% | | 18,3 |
| 216 | 15,6 | 20,0 | 5580 | 25% | 64,0 | 17,9 |
| 217 | 15,6 | 19,9 | 5560 | 25% | | 17,9 |
| 218 | 15,4 | 20,0 | 5530 | 25% | | 18,0 |
| 219 | 15,2 | 20,1 | 5420 | 25% | | 17,7 |
| 220 | 15,5 | 20,0 | 5550 | 25% | | 17,9 |
| 221 | 15,6 | 20,0 | 5250 | 30% | 55,4 | 16,8 |
| 222 | 15,7 | 20,0 | 5300 | 30% | | 16,9 |
| 223 | 15,4 | 20,0 | 5190 | 30% | | 16,9 |
| 224 | 15,7 | 20,1 | 5390 | 30% | | 17,1 |
| 225 | 15,7 | 20,0 | 5360 | 30% | | 17,1 |

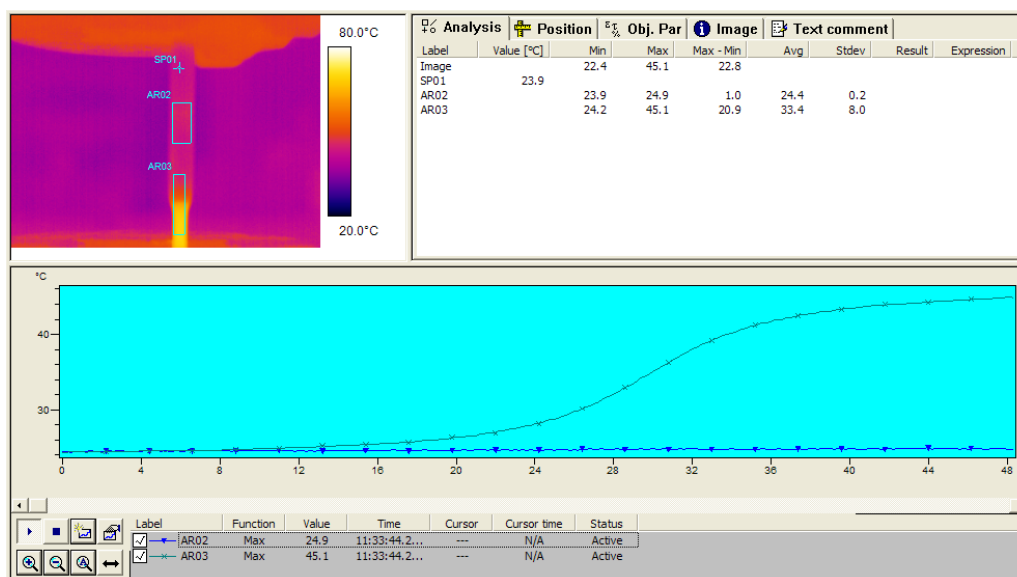


Figura 5.33 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 03), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață tip riz cu adâncime de $h=0,5$ mm, plasată în zona centrală

Din figura 5.33 se observă că gătuirea s-a produs în materialul de bază, iar în zona imperfecțiunii (aria AR02) temperatura probei este aceeași cu a punctului de referință SP01. În acest caz ruperea nu este influențată de prezența imperfecțiunii, efectul de concentrare a tensiunii în zona bacurilor de prindere fiind predominant.

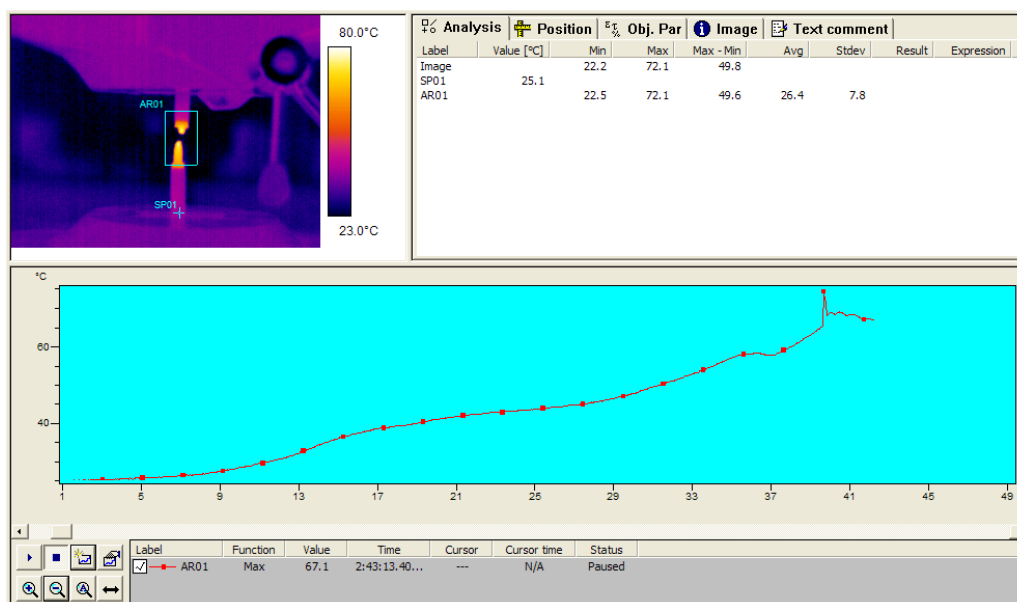


Figura 5.34 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață tip riz cu adâncime de $h=1,0$ mm, plasată în zona centrală

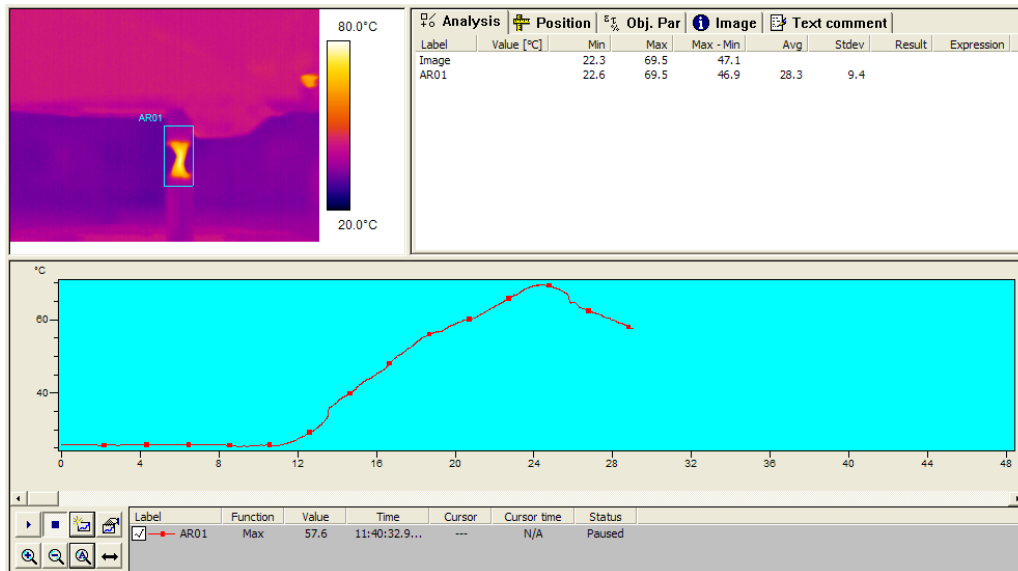


Figura 5.35 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață tip riz cu adâncime de $h=1,5$ mm, plasată în zona centrală

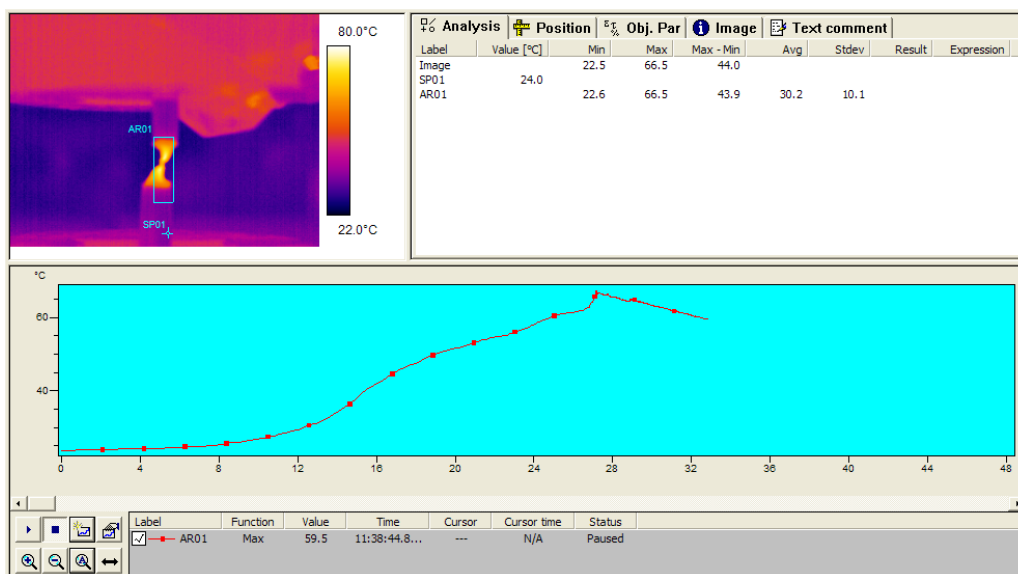


Figura 5.36 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață tip riz cu adâncime de $h=2,0$ mm, plasată în zona centrală

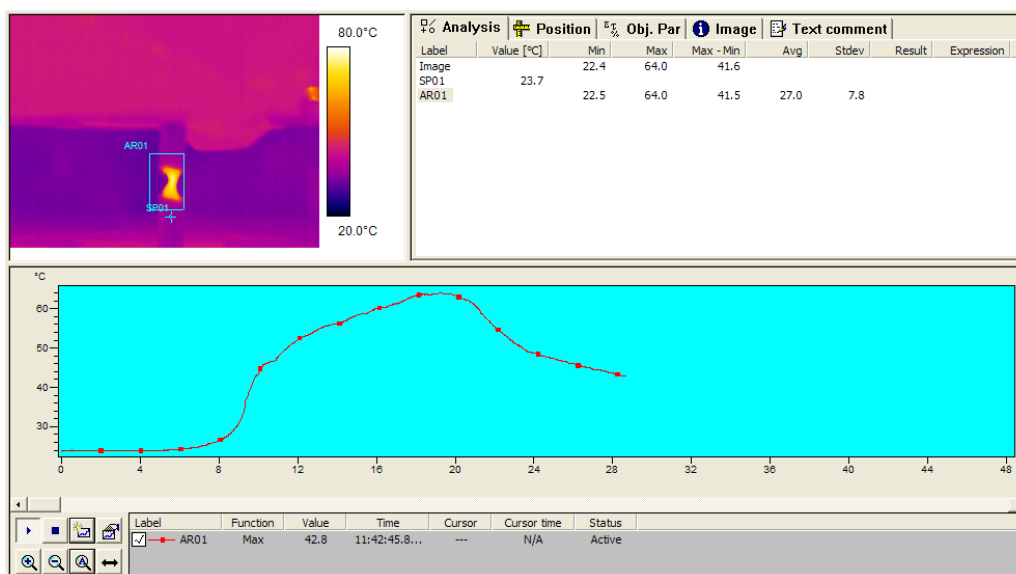


Figura 5.37 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață tip riz cu adâncime de $h=2,5$ mm, plasată în zona centrală

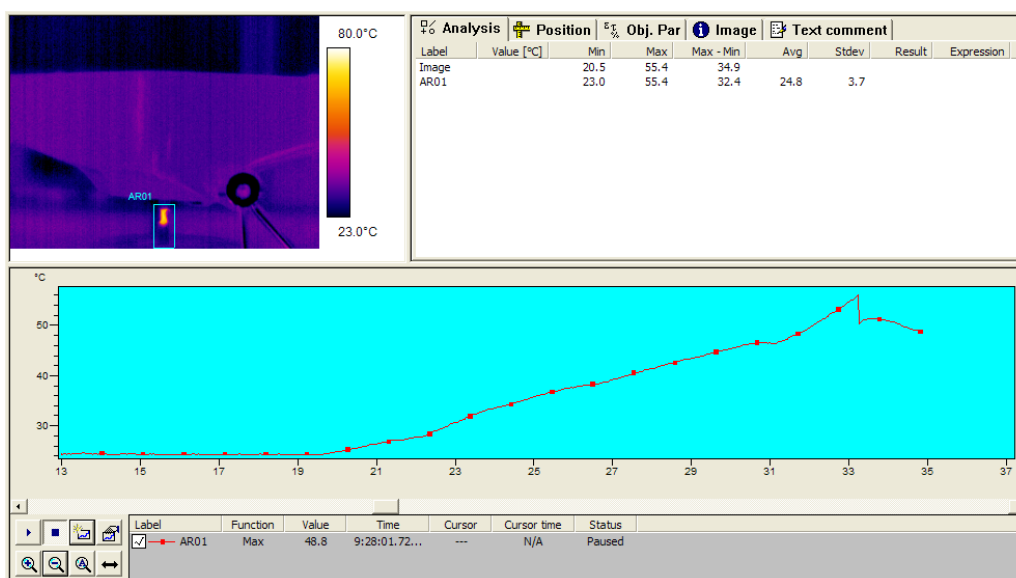


Figura 5.38 - Distribuția temperaturii în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune simulată de suprafață tip riz cu adâncime de $h=3,0$ mm, plasată în zona centrală

Analizând imaginile termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni simulate tip găuri, în timpul încercării la tracțiune (figurile 5.39 și 5.40), se observă că temperaturile maxime se găsesc pe direcția LI 01, în zona centrală a secțiunilor minime.

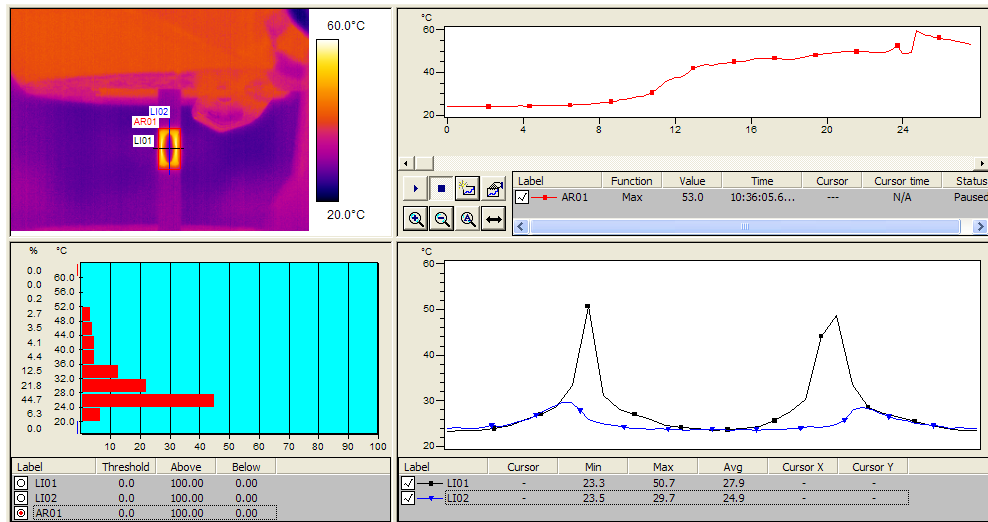


Figura 5.39 - Distribuția temperaturii după două direcții perpendiculare (LI 01 și LI 02) și în zona de cedare (AR 01), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură plasată în zona centrală

În momentul ruperii epruvetei, se observă creșteri rapide ale temperaturii înregistrate, ca urmare a faptului că în acel moment se poate evidenția temperatura maximă, din centrul secțiunii de rupere (figura 5.40).

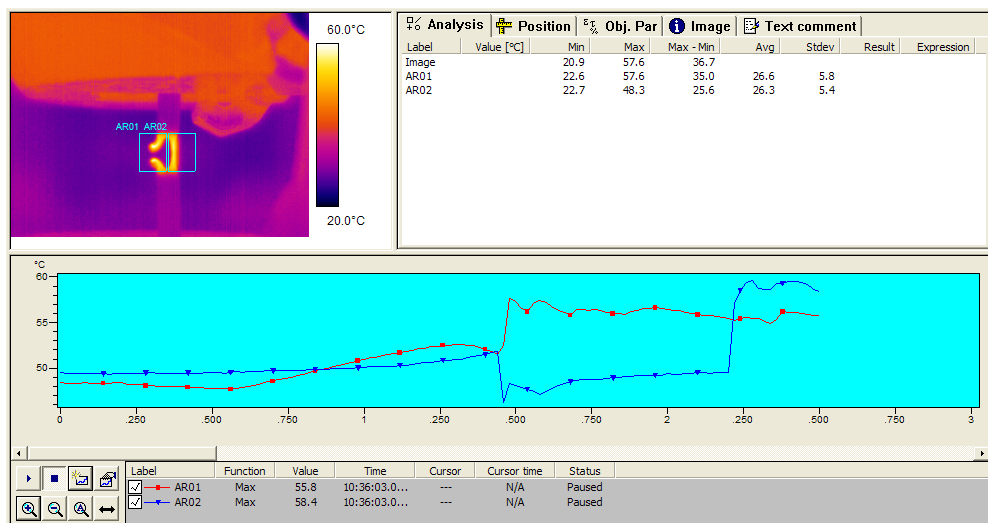


Figura 5.40 - Evoluția temperaturii în zonele de cedare (AR 01 și AR 02), la o epruvetă cu o imperfecțiune tip gaură plasată în zona centrală

5.3.2.4. Influența vitezei de solicitare și a mărimii caracteristice a imperfecțiunilor simulate tip gaură, asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

În tabelele 5.8 – 5.12 și figurile 5.41 – 5.45 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice la tracțiune efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni simulate, conform programului experimental de la pct. 5.2.5.4 (pentru imperfecțiuni tip gaură).

Tabel 5.8 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C, pe epruvete cu imperfecțiuni tip gaură Ø 2mm, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{max} [N] | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare v [mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T_{max} [°C] | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|-----------------|---------------------|-----------------|----------------------------|---|----------------------------------|--|--|
| | Grosime a [mm] | Lățime b [mm] | | | | | |
| 226 | 15,4 | 20,2 | 4580 | 10 % (gaură 2mm) | 1 | 27,5 | 14,7 |
| 227 | 15,4 | 20,1 | 4810 | | 5 | 34,2 | 15,5 |
| 228 | 15,3 | 20,0 | 5020 | | 10 | 46,4 | 16,4 |
| 229 | 15,5 | 20,1 | 5750 | | 25 | 54,1 | 18,5 |
| 230 | 15,4 | 20,3 | 5910 | | 50 | 60,3 | 18,9 |
| 231 | 15,5 | 20,0 | 6020 | | 75 | 58,5 | 19,4 |
| 232 | 15,4 | 20,2 | 6180 | | 100 | 61,1 | 19,9 |
| 233 | 15,5 | 20,3 | 6300 | | 125 | 62,9 | 20,0 |
| 234 | 15,6 | 20,0 | 6390 | | 150 | 60,2 | 20,5 |
| 235 | 15,4 | 20,1 | 6950 | | 650 | 64,5 | 22,5 |

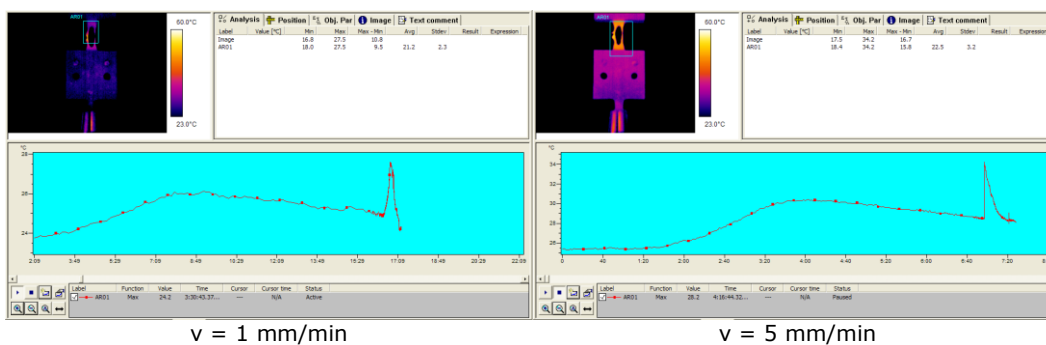


Figura 5.41 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură Ø 2mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

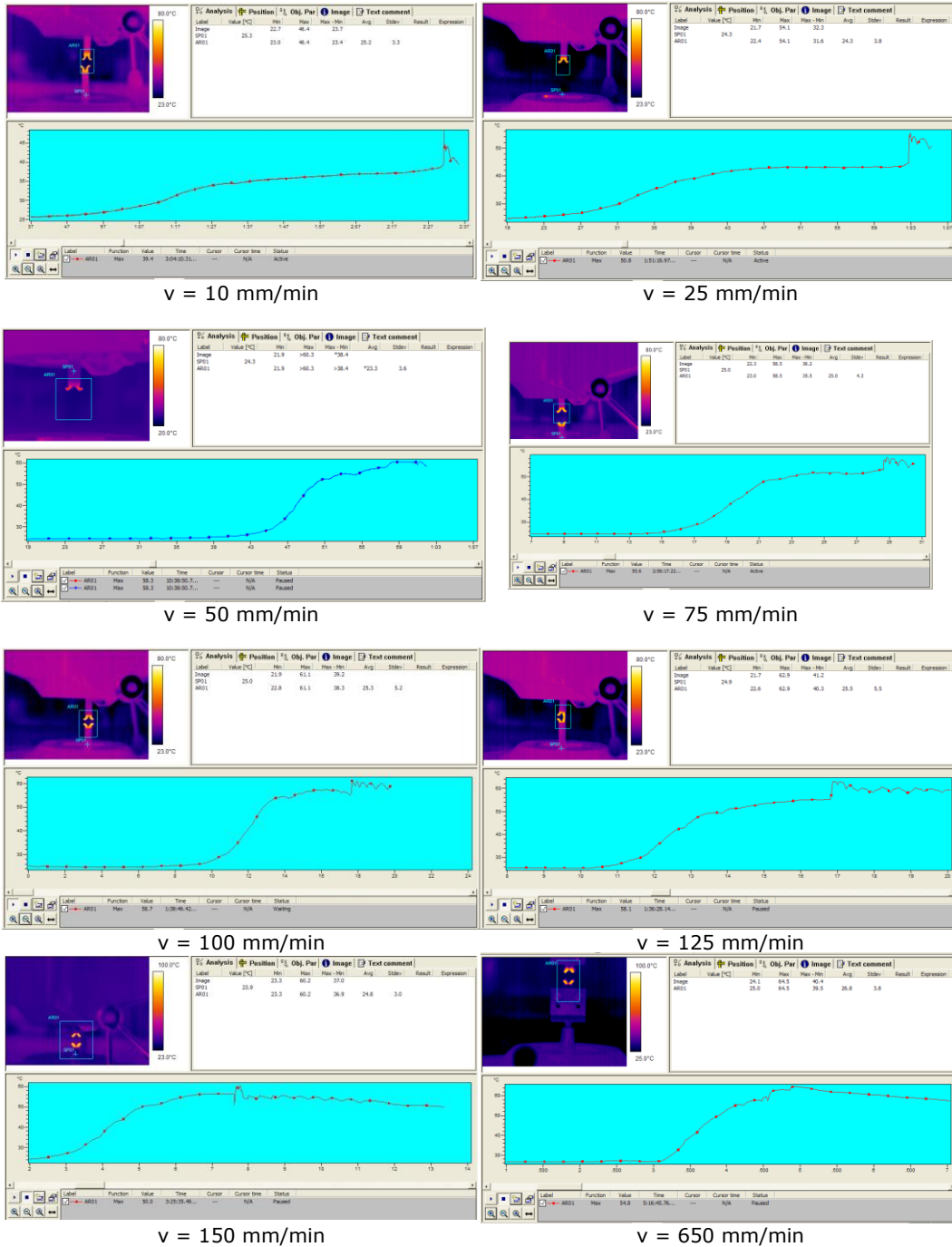
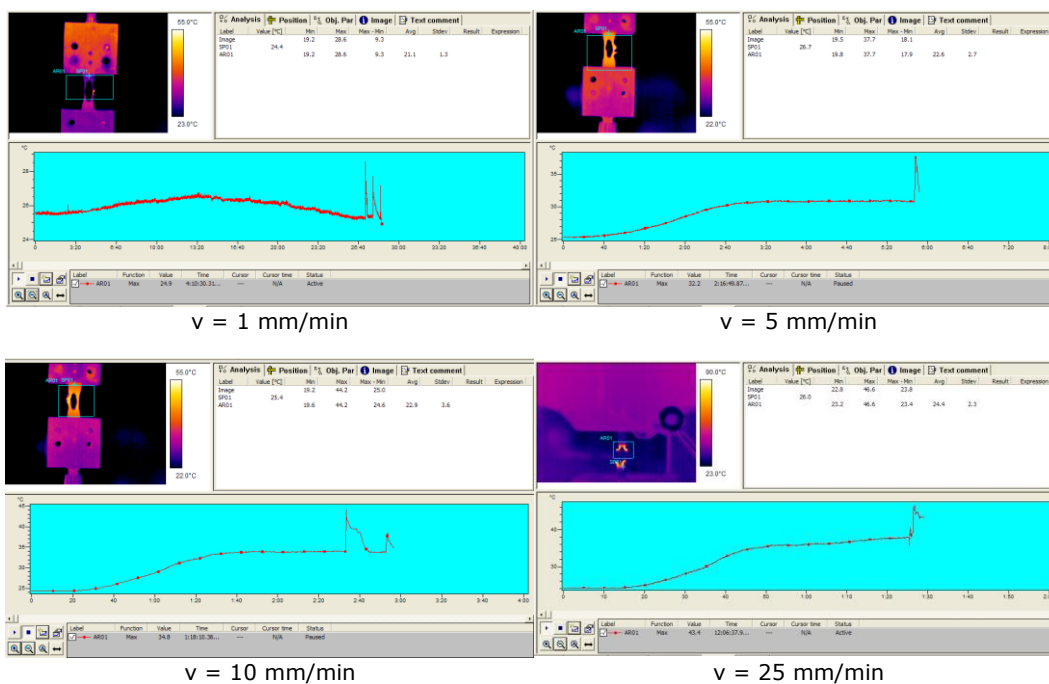


Figura 5.41 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură Ø 2mm, sollicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.9 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C,
pe epruvete cu imperfecțiuni tip gaură Ø 3mm, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F _{max} [N] | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare v[mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T _{max} [°C] | Rezistența la tracțiune R _m [N/mm ²] |
|--------------------|------------------------|-----------------|---|--|-------------------------------------|--|---|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | | |
| 236 | 15,3 | 20,2 | 4530 | 15 % (gaură 3mm) | 1 | 28,6 | 14,7 |
| 237 | 15,5 | 20,3 | 4860 | | 5 | 37,7 | 15,5 |
| 238 | 15,4 | 20,3 | 4810 | | 10 | 44,2 | 15,4 |
| 239 | 15,5 | 20,2 | 5400 | | 25 | 46,6 | 17,2 |
| 240 | 15,8 | 20,2 | 6000 | | 50 | 54,9 | 18,8 |
| 241 | 15,6 | 20,2 | 6090 | 15 % (gaură 3mm) | 75 | 53,8 | 19,3 |
| 242 | 15,7 | 20,1 | 6150 | | 100 | 55,1 | 19,5 |
| 243 | 15,4 | 20,1 | 6150 | | 125 | 57,8 | 19,9 |
| 244 | 15,4 | 20,1 | 6060 | | 150 | 57,9 | 19,6 |
| 245 | 15,7 | 20,0 | 6600 | | 650 | 69,4 | 21,0 |

**Figura 5.42** – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură Ø 3mm,
solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

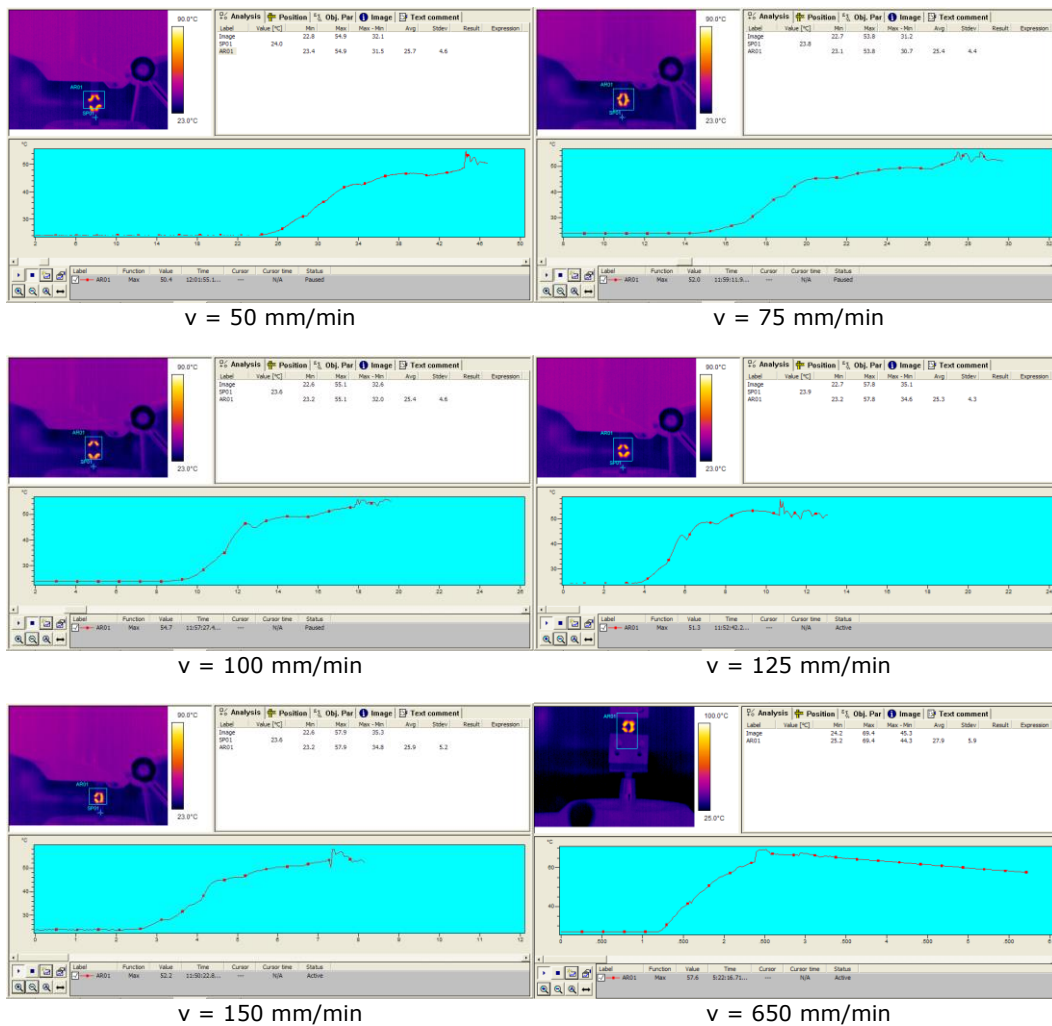


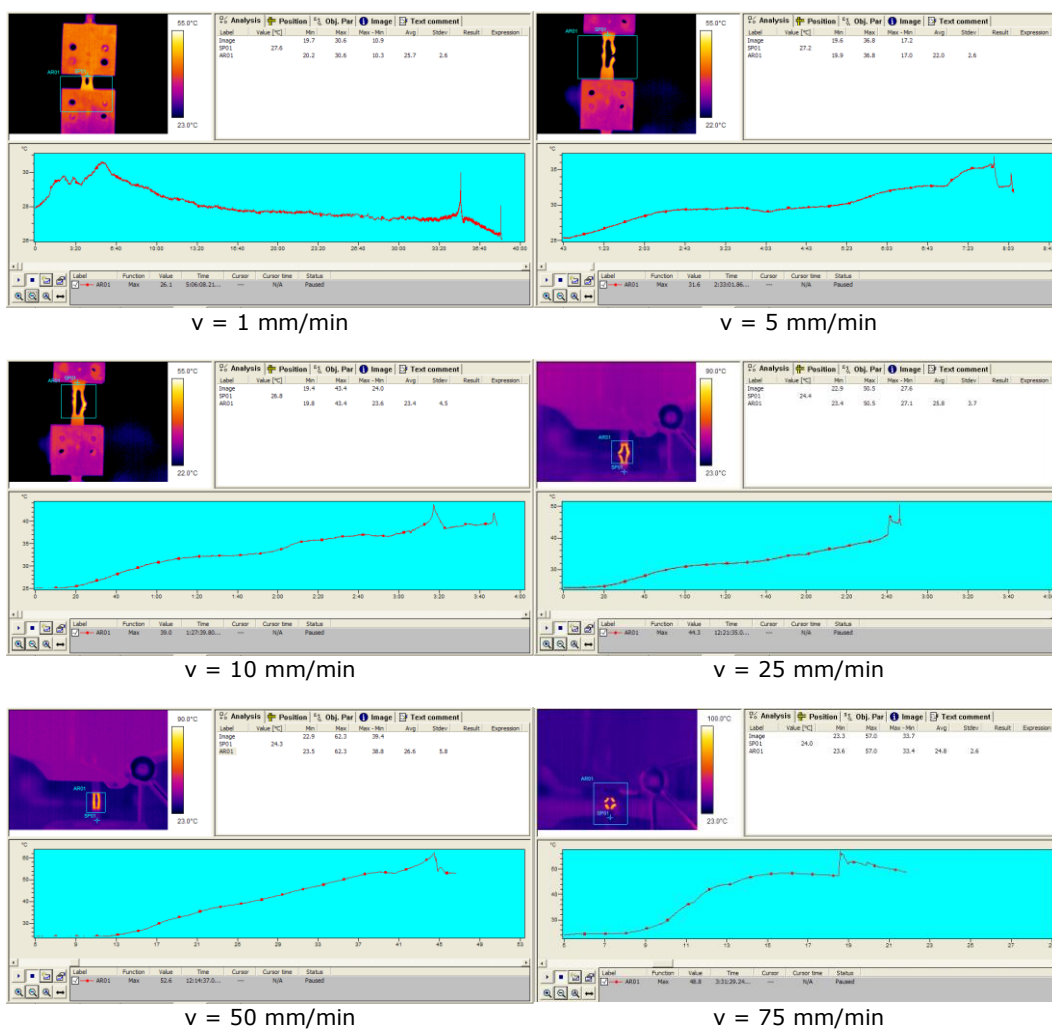
Figura 5.42 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură $\varnothing 3\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.10 – Rezultate experimentale – Încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip gaură $\varnothing 4\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 246 | 15,7 | 20,1 | 4120 | 20 % (gaură 4mm) | 1 | 30,6 | 13,1 |
| 247 | 15,5 | 20,3 | 4670 | | 5 | 36,8 | 14,9 |
| 248 | 15,6 | 20,1 | 4900 | | 10 | 43,4 | 15,6 |
| 249 | 15,7 | 20,1 | 5590 | | 25 | 50,5 | 17,7 |
| 250 | 15,7 | 20,2 | 5640 | | 50 | 62,3 | 17,8 |

Tabel 5.10 – (continuare) Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C, pe epruvete cu imperfecțiuni tip gaură \varnothing 4mm, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{max} [N] | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare v [mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T_{max} [°C] | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|-----------------|---------------------|--------------|----------------------------|---|----------------------------------|--|--|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | | |
| 251 | 15,6 | 20,1 | 5670 | 20 % (gaură 4mm) | 75 | 57,0 | 18,1 |
| 252 | 15,6 | 20,0 | 5780 | | 100 | 60,5 | 18,5 |
| 253 | 15,5 | 20,1 | 5790 | | 125 | 61,7 | 18,6 |
| 254 | 15,6 | 20,0 | 5810 | | 150 | 62,1 | 18,6 |
| 255 | 15,7 | 20,1 | 6500 | | 500 | 71,7 | 20,6 |

**Figura 5.43** – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură \varnothing 4mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

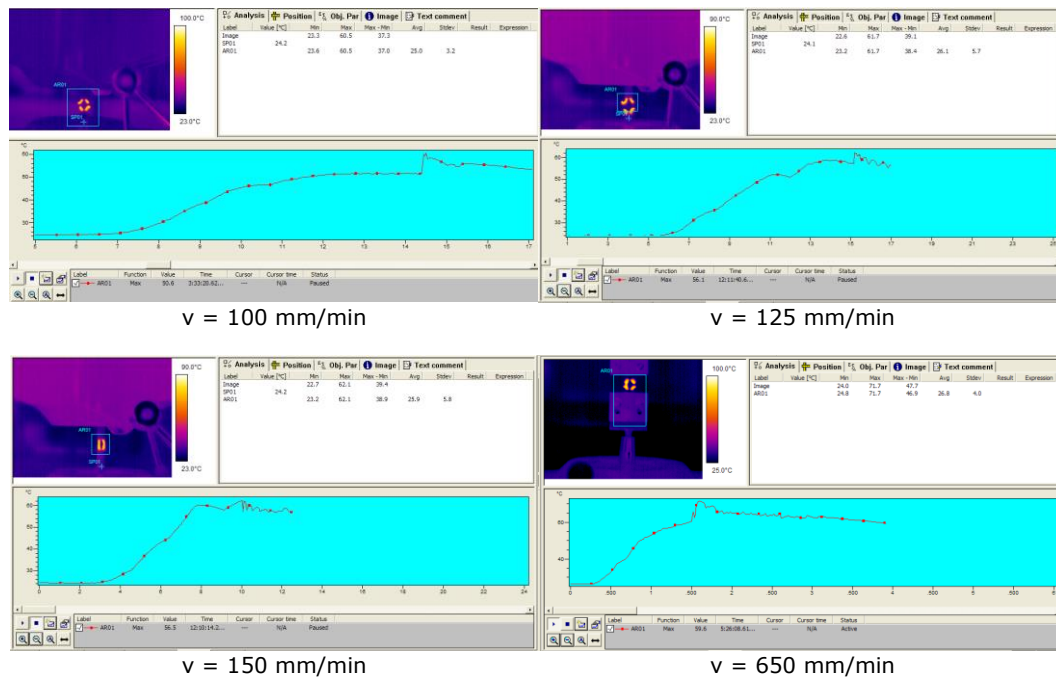


Figura 5.43 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură \varnothing 4mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.11 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^{\circ}\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip gaură \varnothing 5mm, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F_{\max} [N] | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare v [mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T_{\max} [$^{\circ}\text{C}$] | Rezistența la tracțiune R_m [N/mm ²] |
|-----------------|---------------------|-----------------|-----------------------------|---|----------------------------------|---|--|
| | Grosime a [mm] | Lățime b [mm] | | | | | |
| 256 | 15,7 | 20,2 | 3960 | 25 % (gaură 5mm) | 1 | 28,9 | 12,5 |
| 257 | 15,8 | 20,2 | 4480 | | 5 | 37,7 | 14,1 |
| 258 | 15,7 | 20,2 | 4700 | | 10 | 45,2 | 14,8 |
| 259 | 15,6 | 20,1 | 4870 | | 25 | 46,9 | 15,5 |
| 260 | 15,4 | 20,2 | 5280 | | 50 | 64,0 | 17,0 |
| 261 | 15,4 | 20,0 | 5370 | | 75 | 68,2 | 17,4 |
| 262 | 15,5 | 20,2 | 5520 | | 100 | 63,6 | 17,6 |
| 263 | 15,8 | 20,2 | 5640 | | 125 | 61,7 | 17,7 |
| 264 | 15,5 | 20,1 | 5500 | | 150 | 57,8 | 17,7 |
| 265 | 15,8 | 20,2 | 5800 | | 650 | 70,6 | 18,2 |

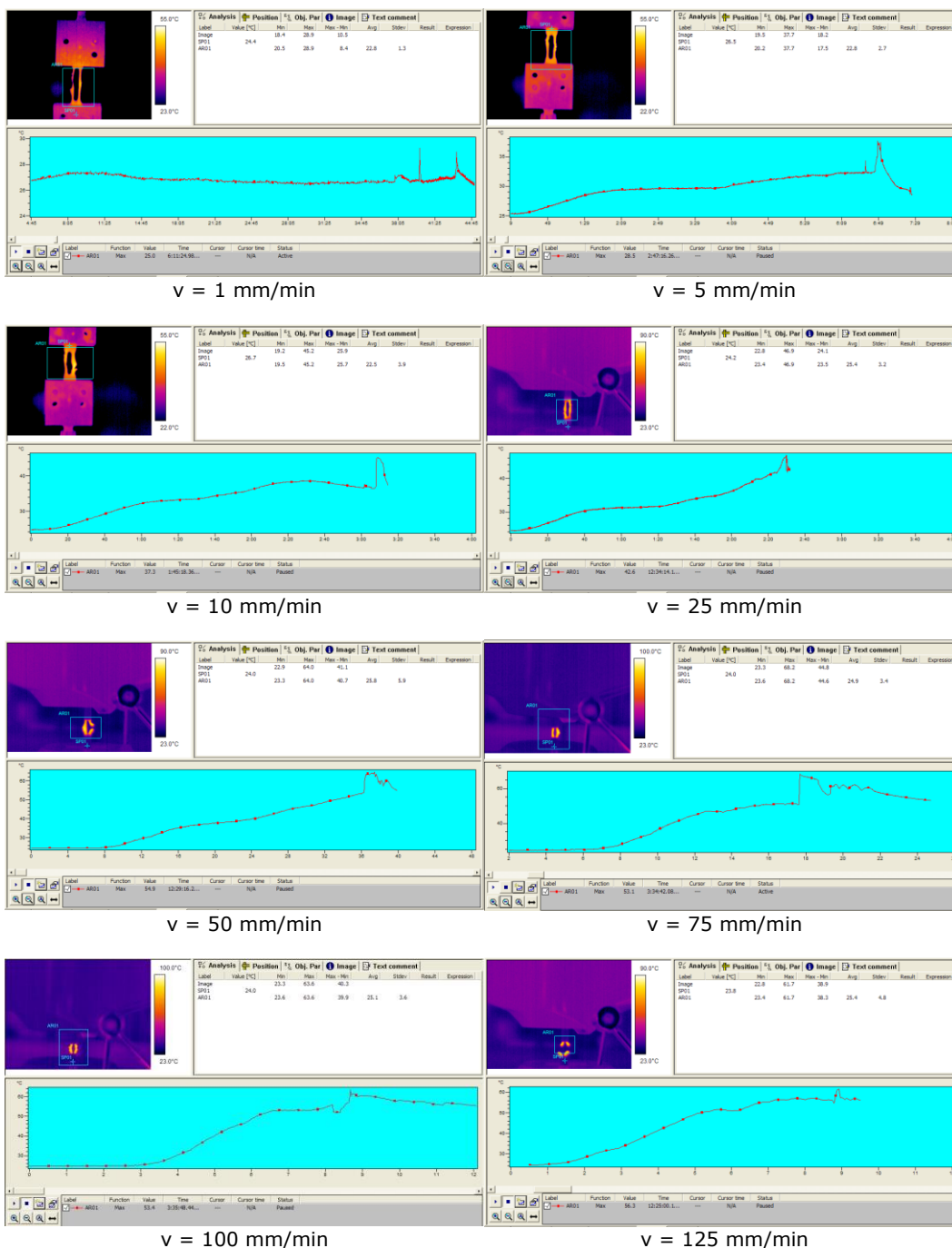


Figura 5.44 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură \varnothing 5 mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

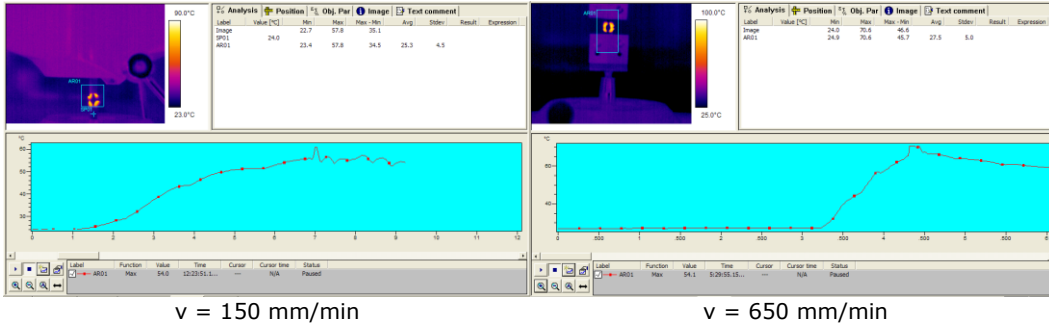


Figura 5.44 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură $\varnothing 5 \text{ mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Table 5.12 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip gaură $\varnothing 6 \text{ mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 266 | 15,3 | 20 | 3660 | 30 % (gaură 6mm) | 1 | 24,7 | 12,0 |
| 267 | 15,4 | 20,1 | 4200 | | 5 | 31,5 | 13,6 |
| 268 | 15,4 | 19,9 | 4310 | | 10 | 38,8 | 14,1 |
| 269 | 15,3 | 19,6 | 4470 | | 25 | 41,3 | 14,9 |
| 270 | 15,5 | 19,8 | 4900 | | 50 | 56,1 | 16,0 |
| 271 | 15,2 | 19,8 | 4920 | | 75 | 63,5 | 16,3 |
| 272 | 15,3 | 19,8 | 5100 | | 100 | 60,2 | 16,8 |
| 273 | 15,4 | 19,8 | 5180 | | 125 | 62,6 | 17,0 |
| 274 | 15,4 | 19,8 | 5250 | | 150 | 59,1 | 17,2 |
| 275 | 15,4 | 19,8 | 5450 | | 650 | 65,5 | 17,8 |

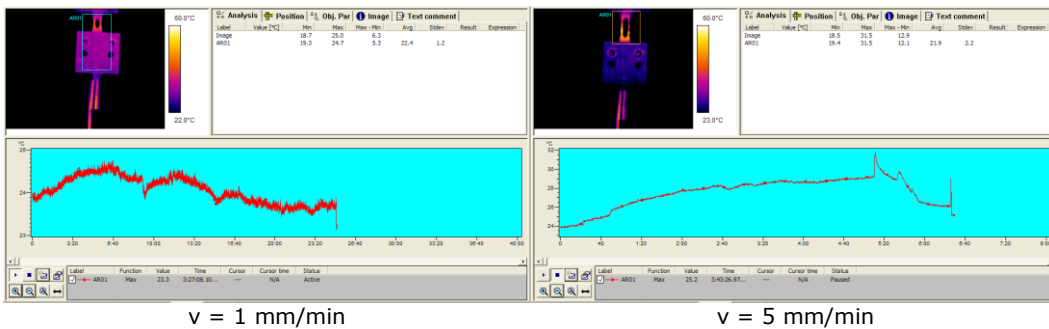


Figura 5.45 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură $\varnothing 6 \text{ mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

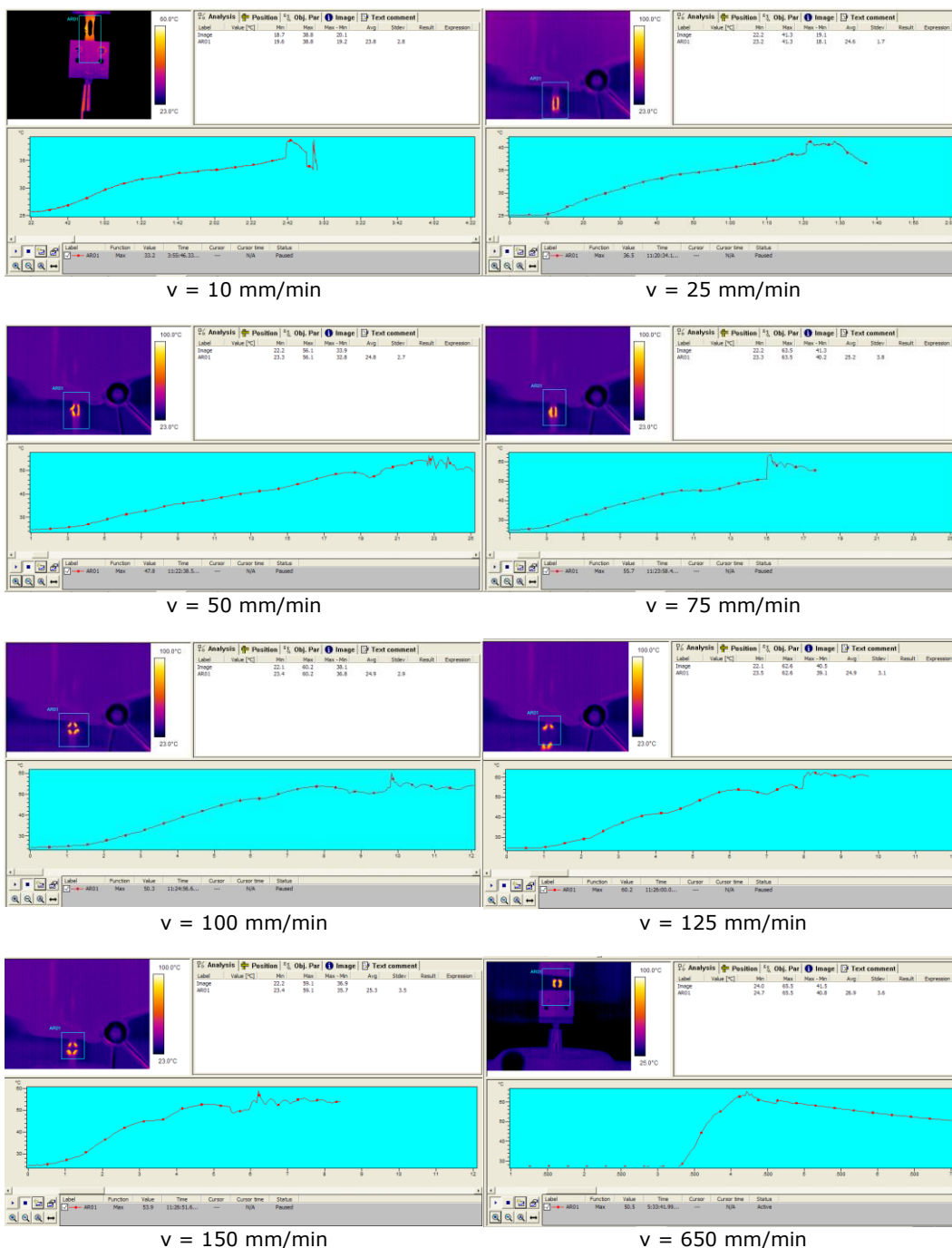


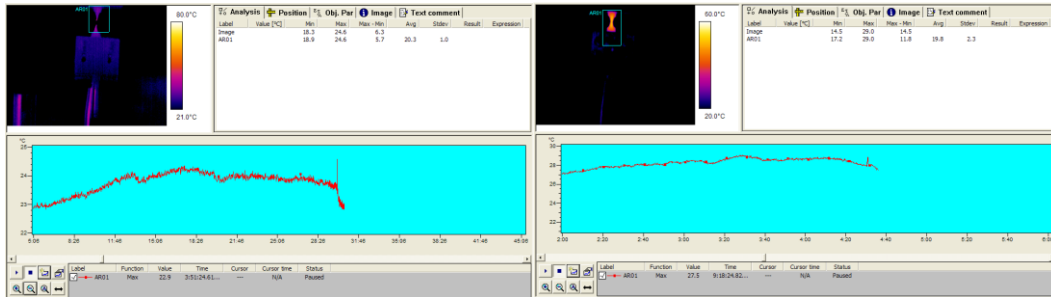
Figura 5.45 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni volumice tip gaură Ø 6mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

5.3.2.5. Influența vitezei de solicitare și a mărimii caracteristice a imperfecțiunilor simulate tip creștătură în V bilaterală, asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

În tabelele 5.13 – 5.17 și figurile 5.46 – 5.50 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice la tracțiune efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni simulate, conform programului experimental de la pct. 5.2.5.4 (pentru imperfecțiuni tip creștătură bilaterală în V).

Tabel 5.13 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C, pe epruvete cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=1\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm}/\text{min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|---|---|---|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 276 | 15,3 | 20,0 | 4560 | 10 % (creștătură V 1,0mm) | 1 | 24,6 | 14,9 |
| 277 | 15,7 | 20,0 | 5420 | | 5 | 29,0 | 17,3 |
| 278 | 15,3 | 19,9 | 5460 | | 10 | 50,6 | 17,9 |
| 279 | 15,5 | 20,0 | 5390 | | 25 | 52,5 | 17,4 |
| 280 | 15,3 | 19,9 | 5810 | | 50 | 63,1 | 19,1 |
| 281 | 15,8 | 19,9 | 6190 | | 75 | 66,8 | 19,7 |
| 282 | 15,7 | 19,9 | 6220 | | 100 | 66,3 | 19,9 |
| 283 | 15,4 | 19,9 | 6240 | | 125 | 67,4 | 20,4 |
| 284 | 15,8 | 19,9 | 6480 | | 150 | 67,1 | 20,6 |
| 285 | 15,4 | 20,0 | 6950 | | 650 | 67,8 | 22,4 |



$v = 1 \text{ mm}/\text{min}$

$v = 5 \text{ mm}/\text{min}$

Figura 5.46 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=1\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

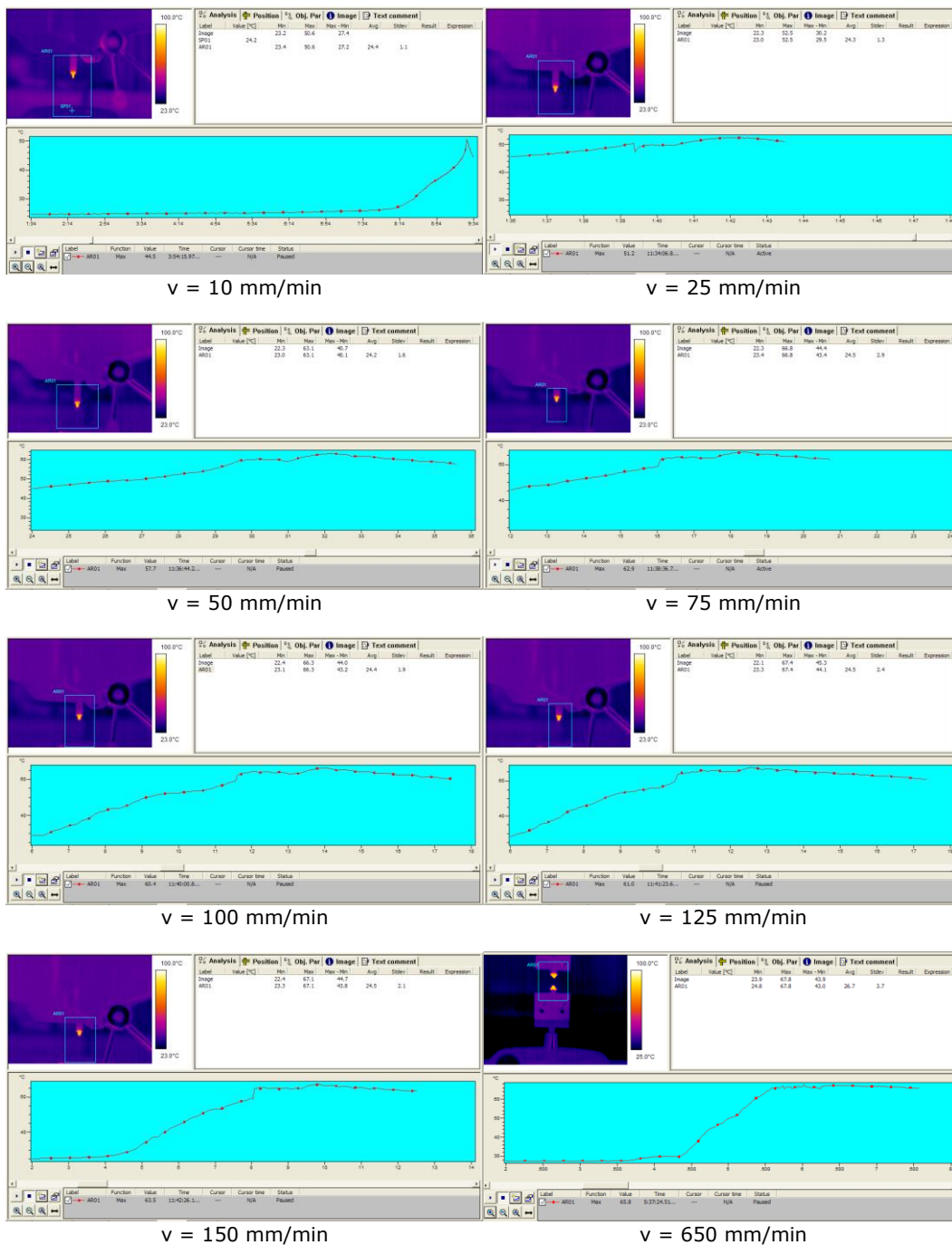


Figura 5.46 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creastă în V cu adâncimea $h=1$ mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.14 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C, pe epruvete cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=1,5\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm}/\text{min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|---------------------|--------------|-----------------------------------|---|---|---|---|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | | |
| 286 | 15,6 | 20,0 | 4750 | 15 % (creștătură V 1,5mm) | 1 | 23,5 | 15,2 |
| 287 | 15,5 | 20,0 | 5350 | | 5 | 28,2 | 17,3 |
| 288 | 15,8 | 19,8 | 5550 | | 10 | 38,4 | 17,7 |
| 289 | 15,3 | 19,8 | 5320 | | 25 | 50,7 | 17,6 |
| 290 | 15,8 | 19,9 | 5970 | | 50 | 59,9 | 19,0 |
| 291 | 15,5 | 19,9 | 6020 | | 75 | 65,1 | 19,5 |
| 292 | 15,4 | 19,9 | 6110 | | 100 | 64,7 | 20,0 |
| 293 | 15,8 | 19,9 | 6350 | | 125 | 66,5 | 20,2 |
| 294 | 15,7 | 20,0 | 6320 | | 150 | 63,1 | 20,1 |
| 295 | 15,5 | 20,0 | 6700 | | 650 | 64,1 | 21,6 |

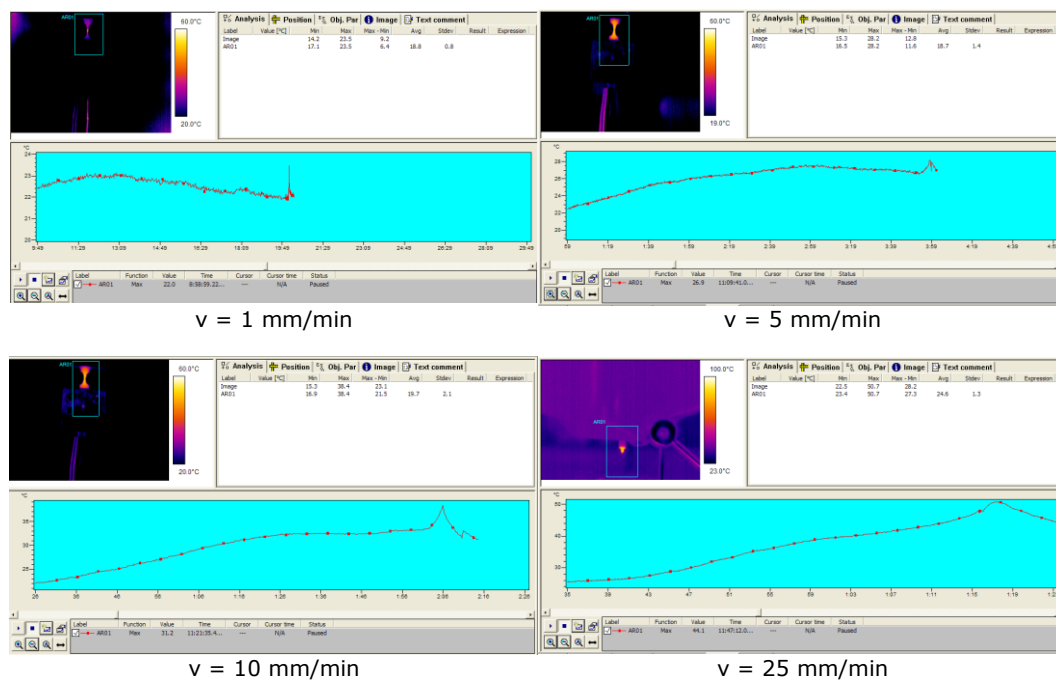


Figura 5.47 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=1,5\text{mm}$, sollicitate la tracțiune cu o viteză de sollicitare v constantă

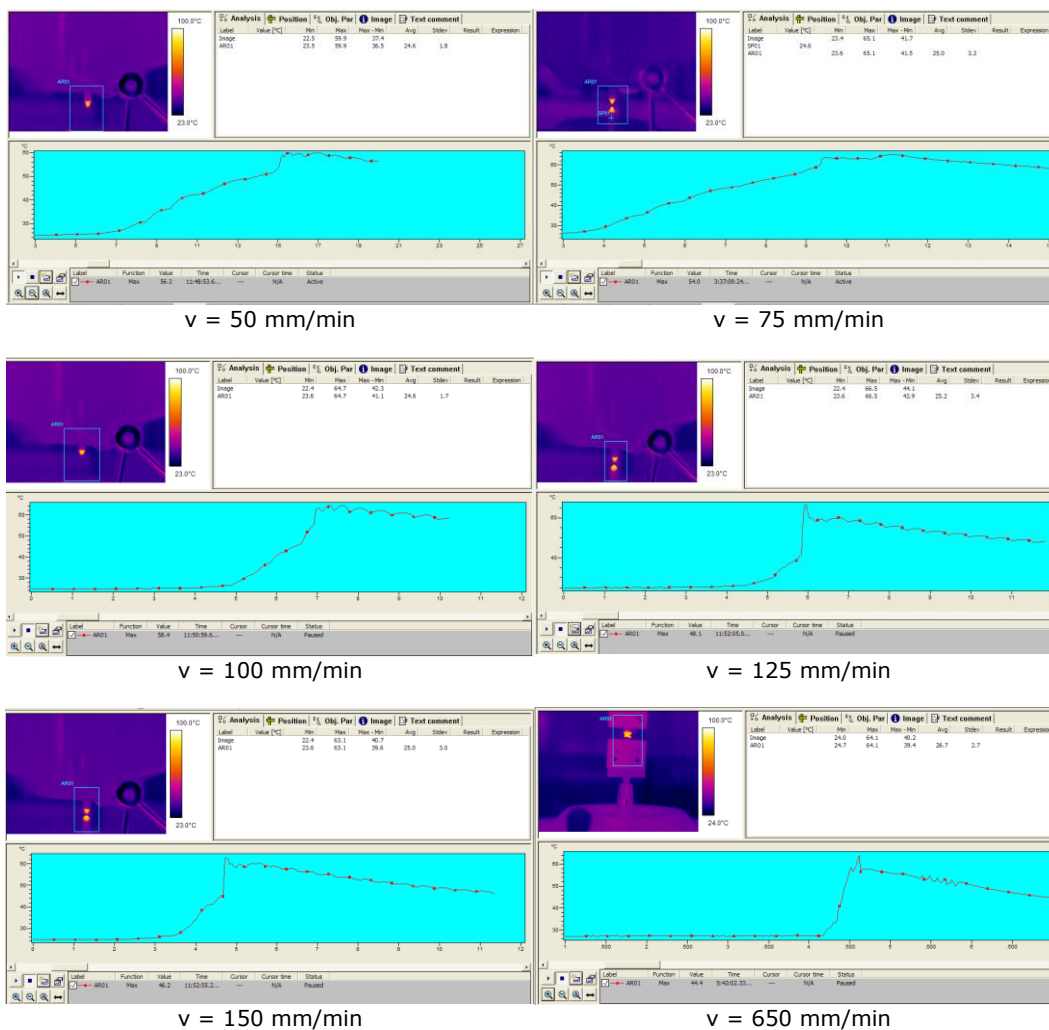


Figura 5.47 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=1,5\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tablel 5.15 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 296 | 15,7 | 19,9 | 4720 | 20 % (creștătură V 2,0mm) | 1 | 22,5 | 15,1 |
| 297 | 15,4 | 19,9 | 5160 | | 5 | 29,6 | 16,8 |
| 298 | 15,5 | 20,0 | 5310 | | 10 | 36,9 | 17,1 |
| 299 | 15,6 | 19,9 | 5410 | | 25 | 57,7 | 17,4 |
| 300 | 15,6 | 19,8 | 5810 | | 50 | 65,2 | 18,8 |

Tabel 5.15 – (continuare) - Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C, pe epruvete cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm}/\text{min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|---|---|---|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 301 | 15,6 | 19,8 | 5940 | 20 % (creștătură V 2,0mm) | 75 | 68,3 | 19,2 |
| 302 | 15,6 | 19,8 | 5960 | | 100 | 72,0 | 19,3 |
| 303 | 15,2 | 20,0 | 6000 | | 125 | 71,8 | 19,7 |
| 304 | 15,4 | 19,9 | 6040 | | 150 | 69,7 | 19,7 |
| 305 | 15,4 | 19,9 | 6450 | | 650 | 58,2 | 21,0 |

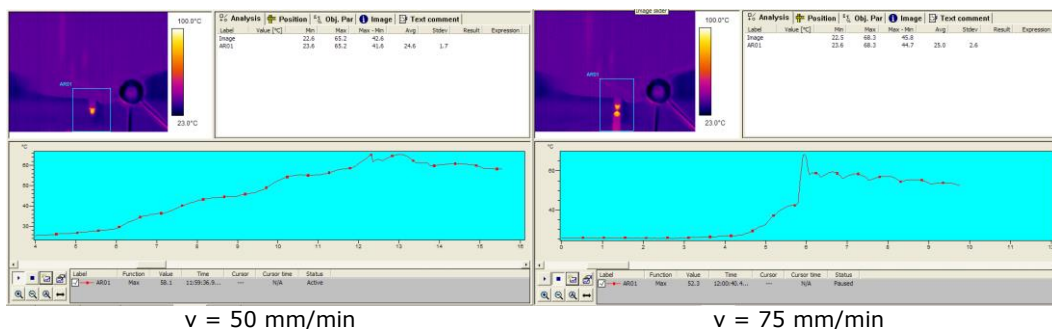
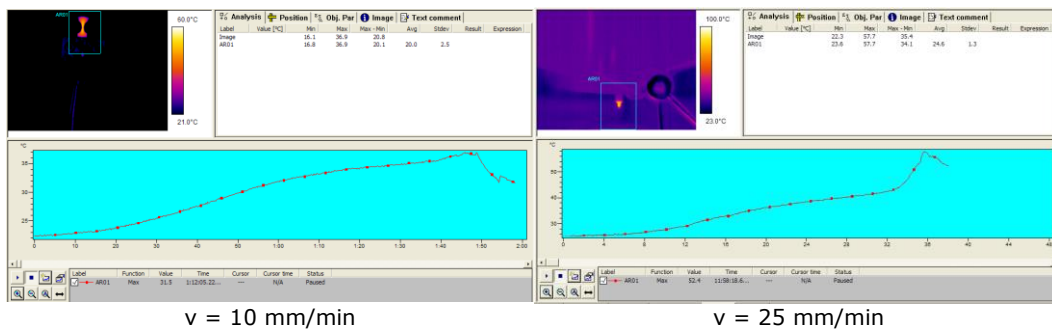
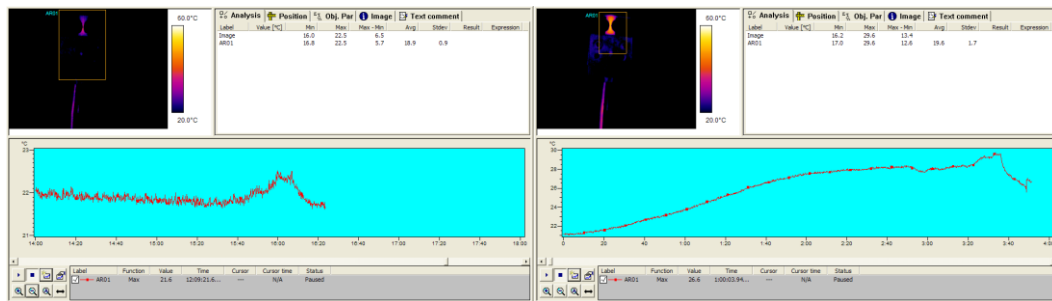


Figura 5.48 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

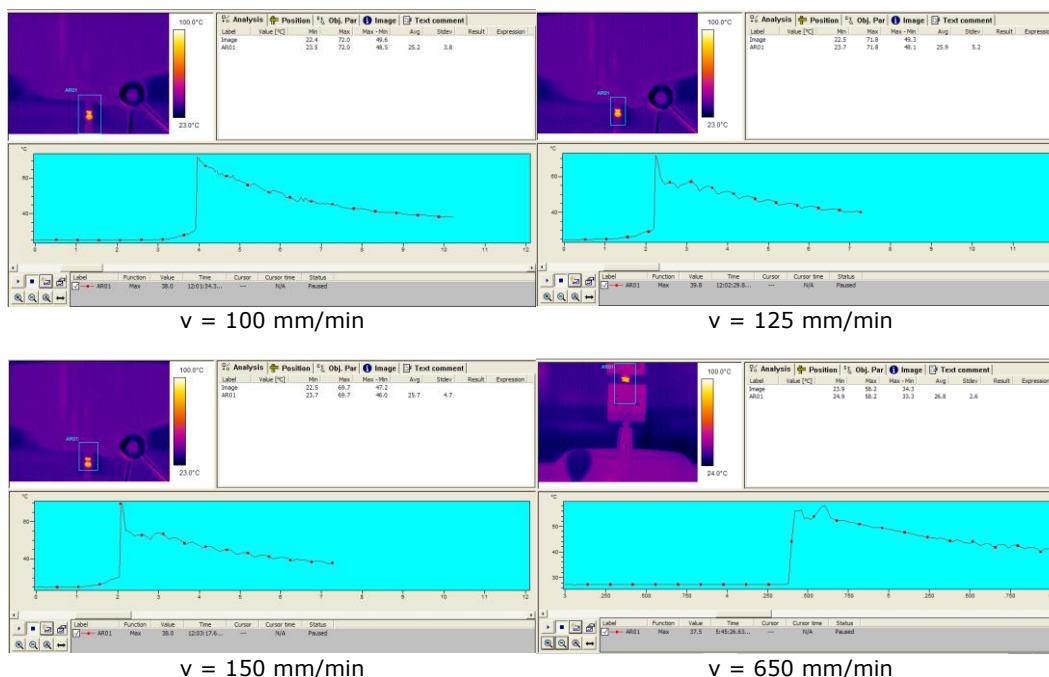


Figura 5.48 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.16 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2,5\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm}/\text{min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|---|---|---|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 306 | 15,5 | 20,0 | 4110 | 25 % (creștătură V 2,5mm) | 1 | 25,4 | 13,3 |
| 307 | 15,5 | 19,9 | 4810 | | 5 | 30,8 | 15,6 |
| 308 | 15,6 | 20,1 | 4940 | | 10 | 37,0 | 15,7 |
| 309 | 15,4 | 19,7 | 5070 | | 25 | 54,3 | 16,7 |
| 310 | 15,3 | 19,7 | 5500 | | 50 | 70,0 | 18,2 |
| 311 | 15,6 | 19,8 | 5680 | | 75 | 71,1 | 18,4 |
| 312 | 15,5 | 20,0 | 5800 | | 100 | 72,9 | 18,7 |
| 313 | 15,7 | 20,0 | 6000 | | 125 | 66,7 | 19,1 |
| 314 | 15,4 | 19,9 | 5900 | | 150 | 70,1 | 19,2 |
| 315 | 15,4 | 19,9 | 5780 | | 650 | 57,6 | 19,3 |

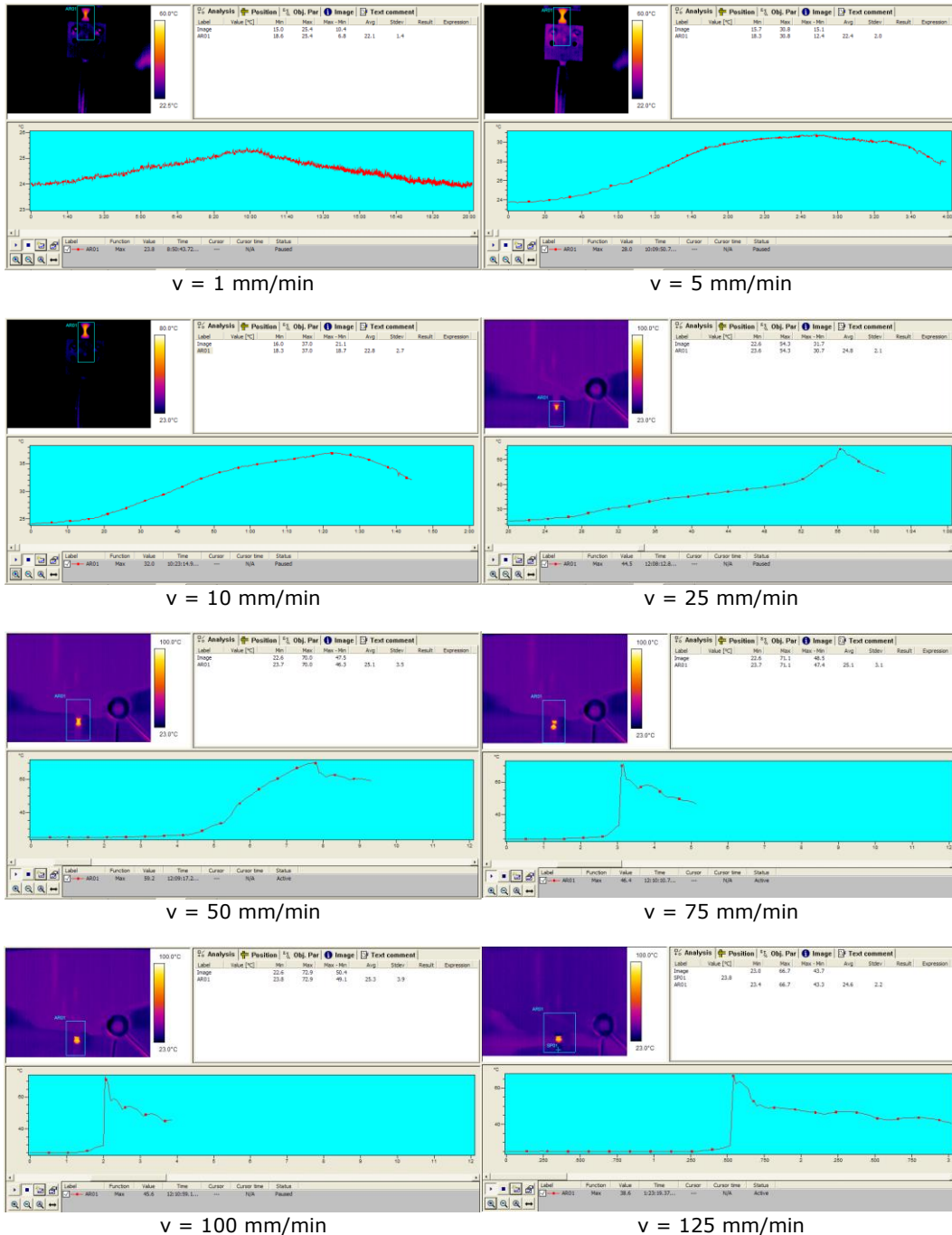


Figura 5.49 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2,5\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

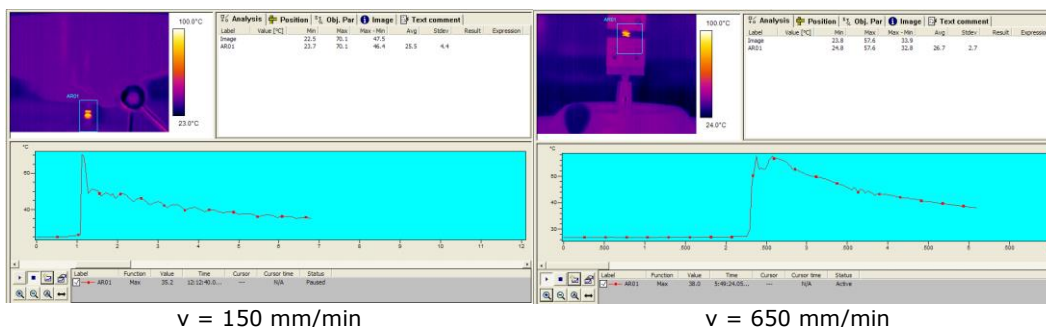


Figura 5.49 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=2,5\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.17 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=3\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 316 | 15,4 | 20,0 | 4420 | 30 % (creștătură V 3,0mm) | 1 | 26,7 | 14,4 |
| 317 | 15,6 | 20,0 | 4520 | | 5 | 38,8 | 14,5 |
| 318 | 15,5 | 20,0 | 4720 | | 10 | 44,9 | 15,2 |
| 319 | 15,7 | 20,0 | 4900 | | 25 | 49,9 | 15,6 |
| 320 | 15,7 | 20,0 | 5340 | | 50 | 72,5 | 17,0 |
| 321 | 15,7 | 20,0 | 5480 | | 75 | 63,9 | 17,5 |
| 322 | 15,5 | 19,9 | 5420 | | 100 | 65,5 | 17,6 |
| 323 | 15,4 | 20,0 | 5560 | | 125 | 66,2 | 18,1 |
| 324 | 15,7 | 20,0 | 5580 | | 150 | 65,9 | 17,8 |
| 325 | 15,6 | 20,0 | 5950 | | 650 | 63,0 | 19,1 |

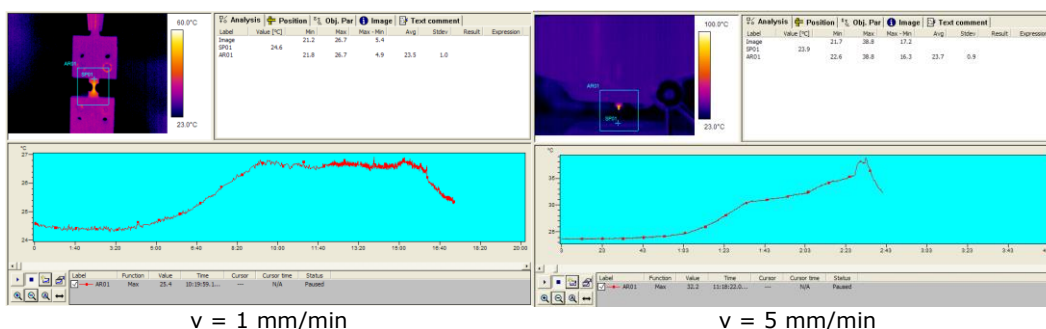


Figura 5.50 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V cu adâncimea $h=3\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

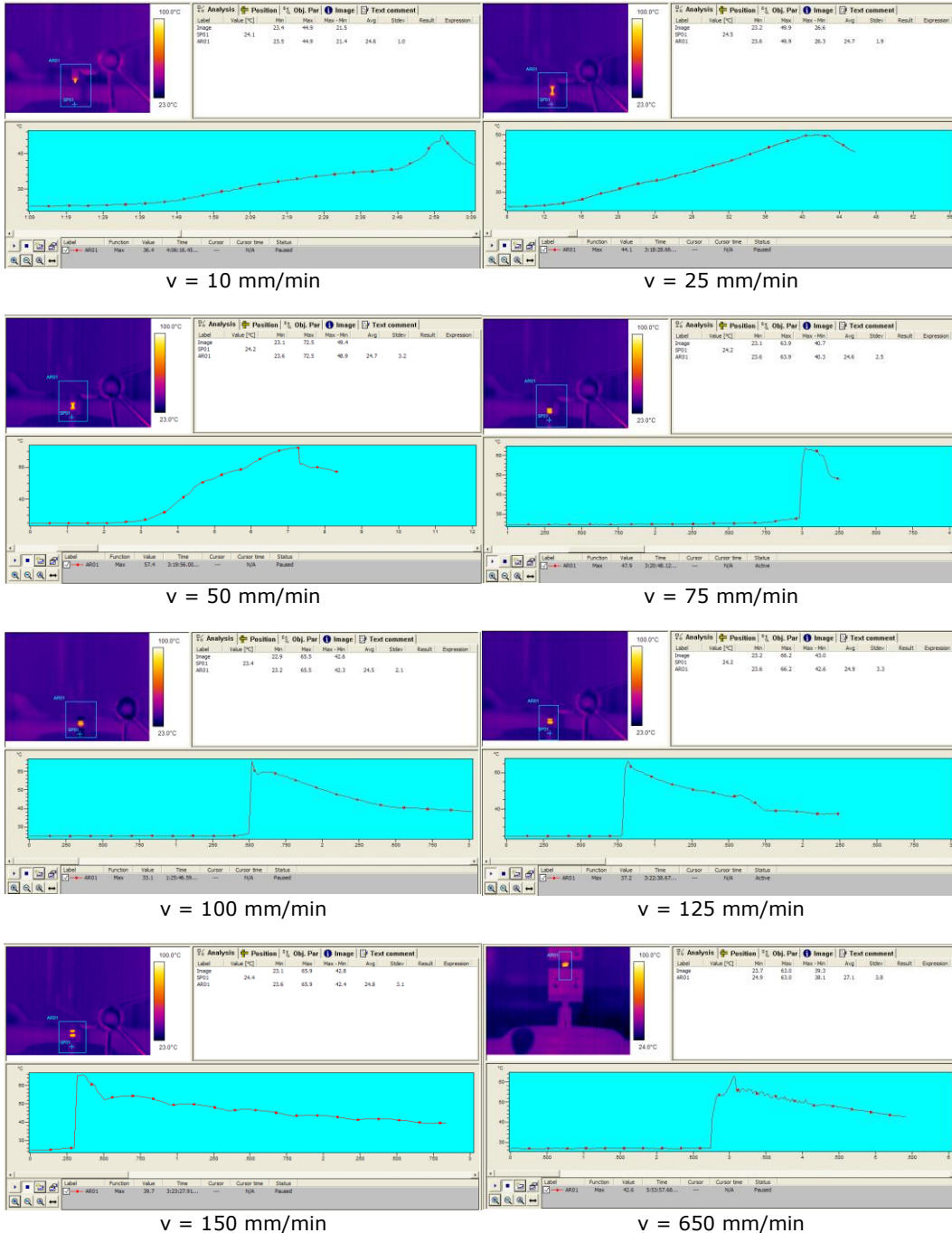


Figura 5.50 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip creastă în V cu adâncimea h=3mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

5.3.2.6. Influența vitezei de solicitare și a mărimii caracteristice a imperfecțiunilor simulate tip riz bilateral, asupra comportării la rupere a polietilenei PE 80

În tabelele 5.18– 5.22 și figurile 5.51 – 5.55 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor mecanice la tracțiune efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni simulate, conform programului experimental de la pct. 5.2.5.4 (pentru imperfecțiuni tip riz bilateral).

Tabel 5.18 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C, pe epruvete cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=1\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm}/\text{min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^{\circ}\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N}/\text{mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|---|---|---|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 326 | 15,7 | 20,1 | 5030 | 10 % (riz 1,0mm) | 1 | 43,0 | 15,9 |
| 327 | 15,5 | 20,1 | 5150 | | 5 | 48,1 | 16,5 |
| 328 | 15,4 | 20,0 | 5230 | | 10 | 54,2 | 17,0 |
| 329 | 15,5 | 20,1 | 5550 | | 25 | 58,5 | 17,8 |
| 330 | 15,3 | 20,1 | 5840 | | 50 | 73,4 | 19,0 |
| 331 | 15,5 | 20,0 | 6050 | | 75 | 66,5 | 19,5 |
| 332 | 15,5 | 20,0 | 6180 | | 100 | 67,3 | 19,8 |
| 333 | 15,4 | 19,9 | 6200 | | 125 | 68,4 | 20,1 |
| 334 | 15,3 | 20,1 | 6290 | | 150 | 75,4 | 20,5 |
| 335 | 15,7 | 19,9 | 6950 | | 650 | 75,3 | 22,2 |

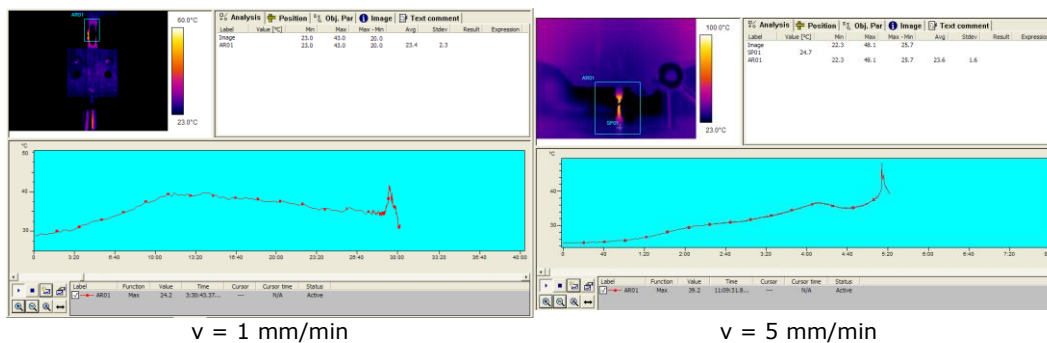


Figura 5.51 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=1\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

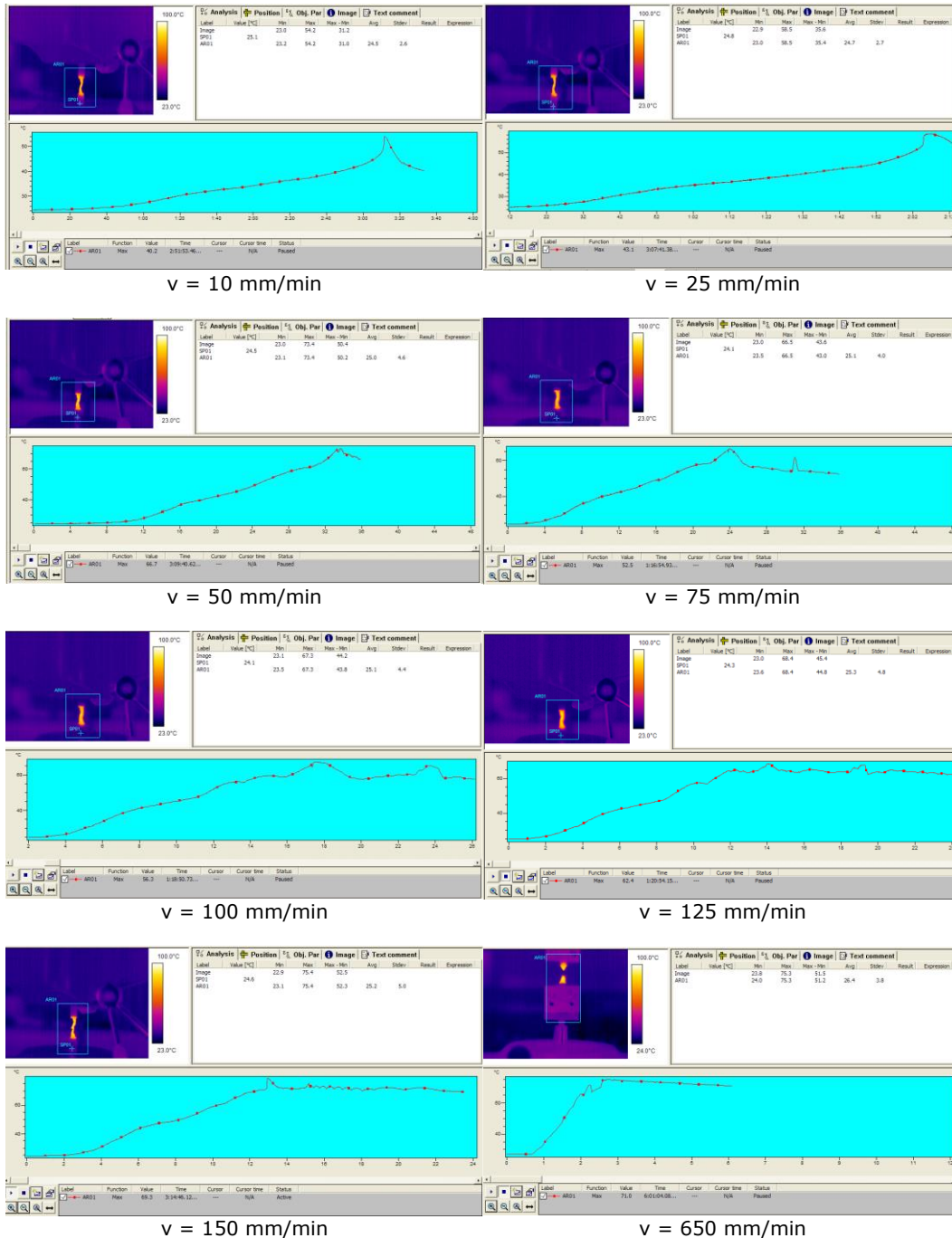
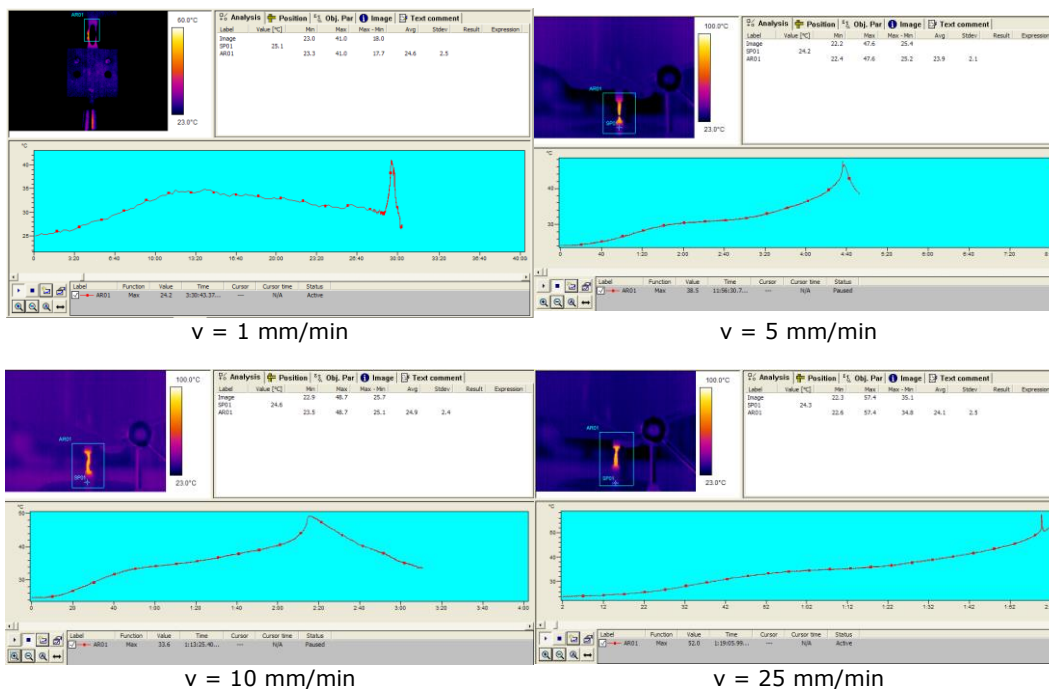


Figura 5.51 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=1\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.19 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C,
pe epruvete cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea h=1,5mm, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă F _{max} [N] | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare v[mm/min] | Temperatura maximă înregistrată T _{max} [°C] | Rezistența la tracțiune R _m [N/mm ²] |
|--------------------|------------------------|-----------------|---|--|-------------------------------------|--|---|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | | |
| 336 | 15,5 | 20,0 | 4750 | 15 % (riz 1,5mm) | 1 | 41,0 | 15,3 |
| 337 | 15,4 | 20,1 | 4850 | | 5 | 47,6 | 15,7 |
| 338 | 15,5 | 19,9 | 5080 | | 10 | 48,7 | 16,5 |
| 339 | 15,3 | 20,1 | 5300 | | 25 | 57,4 | 17,2 |
| 340 | 15,4 | 19,9 | 5790 | | 50 | 71,3 | 18,9 |
| 341 | 15,4 | 20,1 | 5980 | | 75 | 66,2 | 19,3 |
| 342 | 15,7 | 20,0 | 6170 | | 100 | 67,1 | 19,6 |
| 343 | 15,5 | 19,9 | 6150 | | 125 | 69,8 | 19,9 |
| 344 | 15,5 | 19,9 | 6220 | | 150 | 70,3 | 20,2 |
| 345 | 15,5 | 19,9 | 6500 | | 650 | 77,6 | 21,1 |

**Figura 5.52** – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea h=1,5mm,
solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

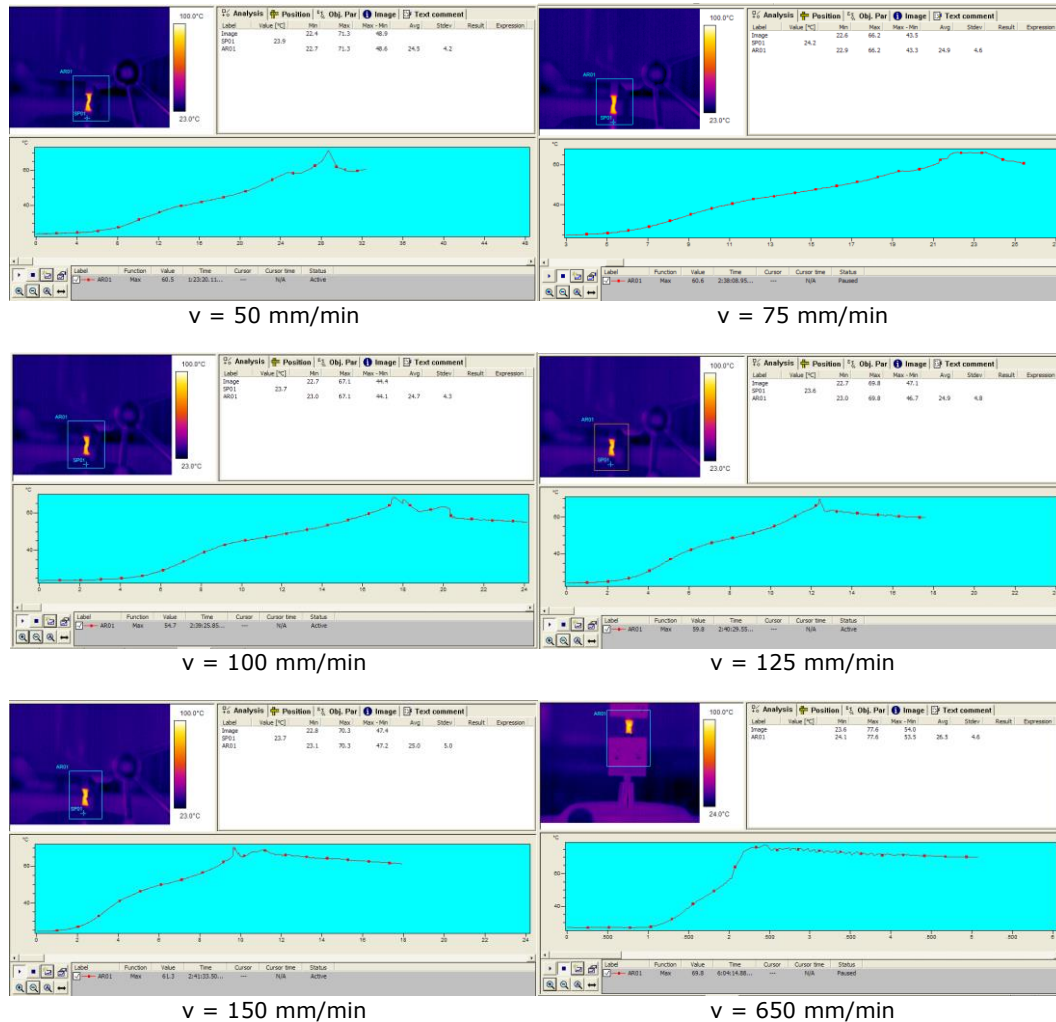


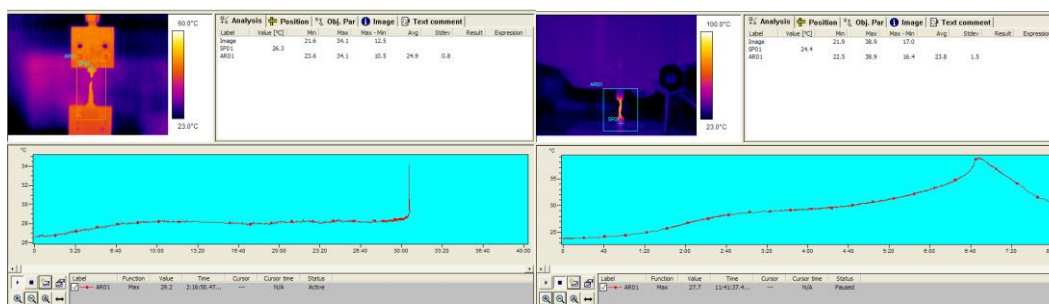
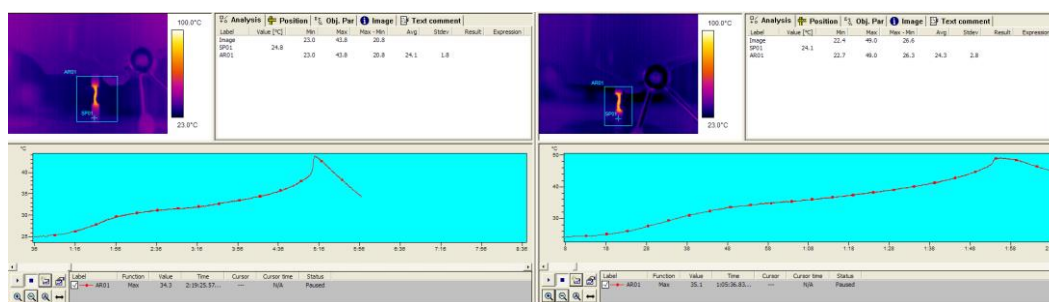
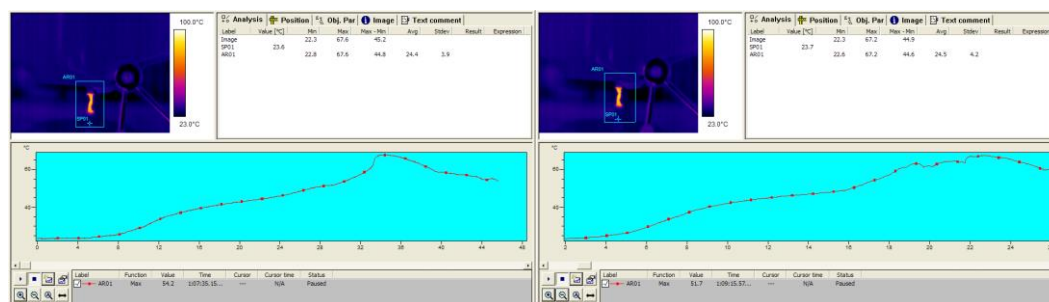
Figura 5.52 (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=1,5\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tablel 5.20 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=2\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 346 | 15,4 | 20,1 | 4650 | 20 % (riz 2,0mm) | 1 | 34,1 | 15,0 |
| 347 | 15,5 | 20,1 | 4680 | | 5 | 38,9 | 15,0 |
| 348 | 15,5 | 20,0 | 4800 | | 10 | 43,8 | 15,5 |
| 349 | 15,4 | 20,1 | 5250 | | 25 | 49,0 | 17,0 |
| 350 | 15,4 | 19,9 | 5680 | | 50 | 67,6 | 18,5 |

Tabel 5.20 –(continuare) - Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la +23°C,
pe epruvete cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea h=2mm, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{max}[N]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[mm/min]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{max} [^{\circ}C]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[N/mm^2]$ |
|-----------------|---------------------|--------------|---------------------------|---|---------------------------------|---|---------------------------------------|
| | Grosime a[mm] | Lățime b[mm] | | | | | |
| 351 | 15,6 | 20,0 | 5880 | 20 % (riz 2,0mm) | 75 | 67,2 | 18,8 |
| 352 | 15,7 | 20,0 | 6030 | | 100 | 68,7 | 19,2 |
| 353 | 15,2 | 19,9 | 5890 | | 125 | 65,1 | 19,5 |
| 354 | 15,5 | 20,0 | 6090 | | 150 | 71,3 | 19,6 |
| 355 | 15,5 | 20,0 | | | 650 | | |

 $v = 1 \text{ mm/min}$ $v = 5 \text{ mm/min}$  $v = 10 \text{ mm/min}$ $v = 25 \text{ mm/min}$  $v = 50 \text{ mm/min}$ $v = 75 \text{ mm/min}$ **Figura 5.53** – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea h=2mm,
solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

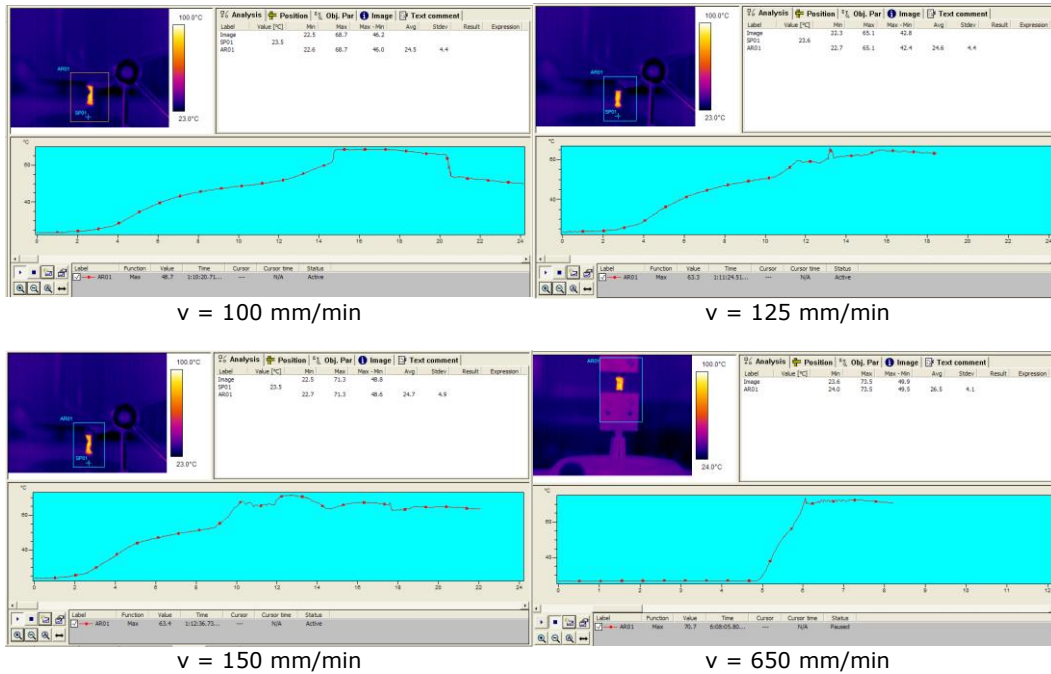


Figura 5.53 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=2\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

Tabel 5.21 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=2,5\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\max}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\max} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 356 | 15,3 | 20,0 | 4400 | 25 % (riz 2,5mm) | 1 | 40,1 | 14,4 |
| 357 | 15,7 | 20,1 | 4600 | | 5 | 41,3 | 14,6 |
| 358 | 15,7 | 20,1 | 4830 | | 10 | 46,5 | 15,3 |
| 359 | 15,7 | 20,0 | 5230 | | 25 | 49,5 | 16,7 |
| 360 | 15,5 | 20,1 | 5470 | | 50 | 64,5 | 17,6 |
| 361 | 15,7 | 20,0 | 5780 | | 75 | 76,2 | 18,4 |
| 362 | 15,5 | 20,0 | 5740 | | 100 | 67,0 | 18,5 |
| 363 | 15,4 | 20,1 | 5780 | | 125 | 75,1 | 18,7 |
| 364 | 15,7 | 20,0 | 5950 | | 150 | 85,2 | 18,9 |
| 365 | 15,5 | 20,0 | 6000 | | 650 | 73,1 | 19,4 |

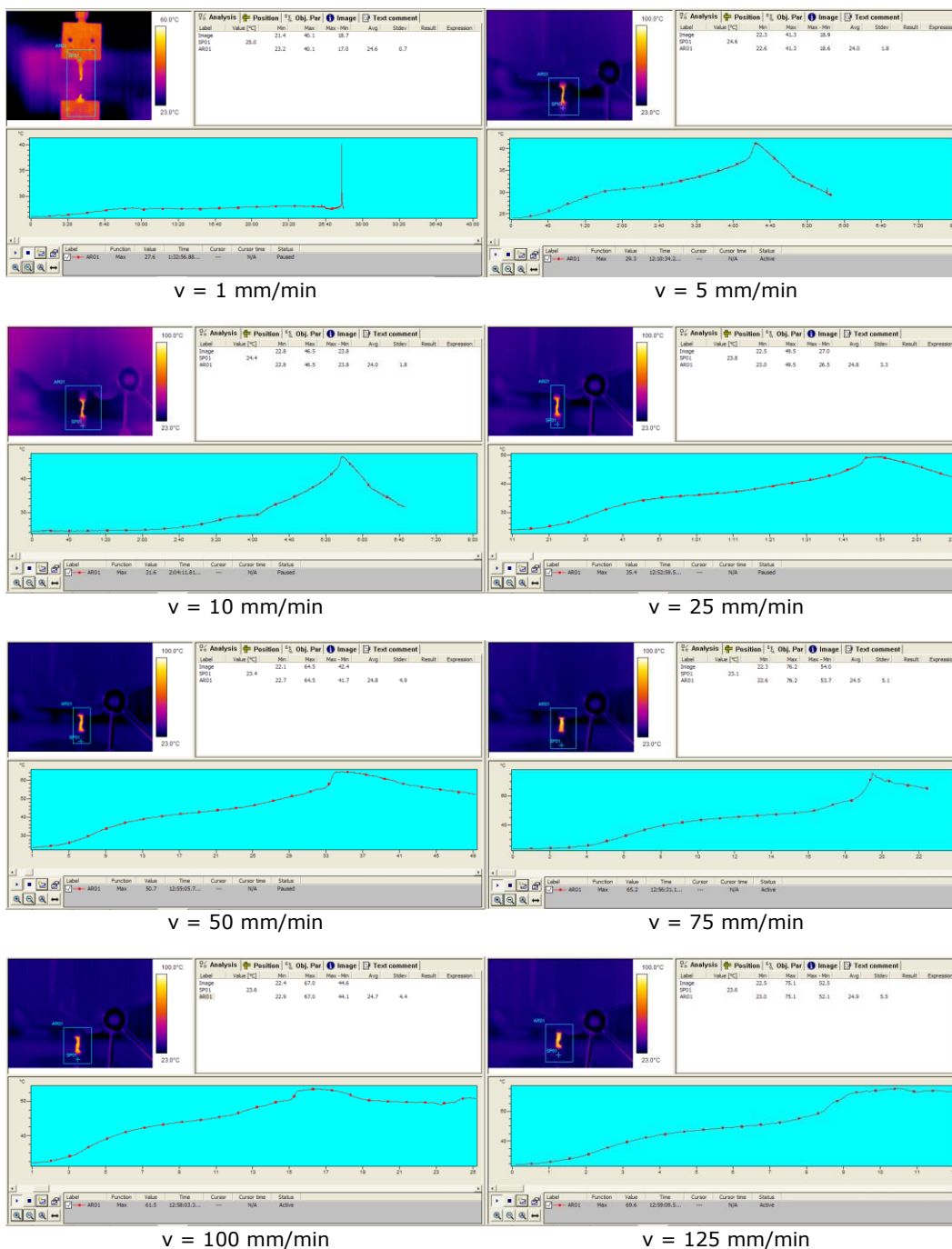


Figura 5.54 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=2,5\text{mm}$, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

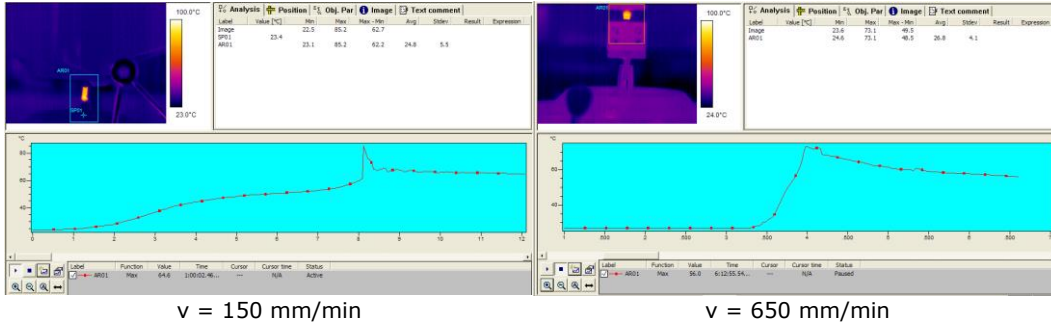


Figura 5.54 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=2,5\text{mm}$, solícitate la tracțiune cu o viteză de solícitare v constantă

Tabel 5.22 – Rezultate experimentale – încercări la tracțiune în aer la $+23^\circ\text{C}$, pe epruvete cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=3\text{mm}$, conform 5.2.5.4

| Marcaj epruvetă | Dimensiuni epruvetă | | Forța maximă $F_{\text{max}}[\text{N}]$ | Procent defect din secțiunea transversală a epruvetei [%] | Viteza de încercare $v[\text{mm/min}]$ | Temperatura maximă înregistrată $T_{\text{max}} [^\circ\text{C}]$ | Rezistența la tracțiune $R_m[\text{N/mm}^2]$ |
|-----------------|------------------------|-----------------------|---|---|--|---|--|
| | Grosime $a[\text{mm}]$ | Lățime $b[\text{mm}]$ | | | | | |
| 366 | 15,4 | 20,0 | 4190 | 30 % (riz 3,0mm) | 1 | 30,2 | 13,6 |
| 367 | 15,4 | 19,9 | 4400 | | 5 | 38,6 | 14,4 |
| 368 | 15,3 | 20,1 | 4630 | | 10 | 42,1 | 15,1 |
| 369 | 15,2 | 20,1 | 4870 | | 25 | 49,2 | 15,9 |
| 370 | 15,4 | 19,9 | 5080 | | 50 | 64,3 | 16,6 |
| 371 | 15,4 | 20,1 | 5350 | | 75 | 71,9 | 17,3 |
| 372 | 15,7 | 20,1 | 5480 | | 100 | 67,2 | 17,4 |
| 373 | 15,4 | 20,1 | 5470 | | 125 | 79,7 | 17,7 |
| 374 | 15,4 | 20,0 | 5520 | | 150 | 75,6 | 17,9 |
| 375 | 15,6 | 20,0 | 5700 | | 650 | 72,3 | 18,3 |

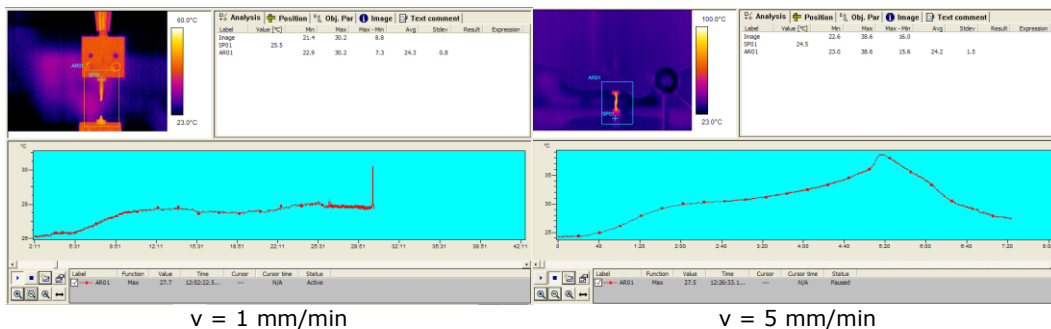


Figura 5.55 – Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea $h=3\text{mm}$, solícitate la tracțiune cu o viteză de solícitare v constantă

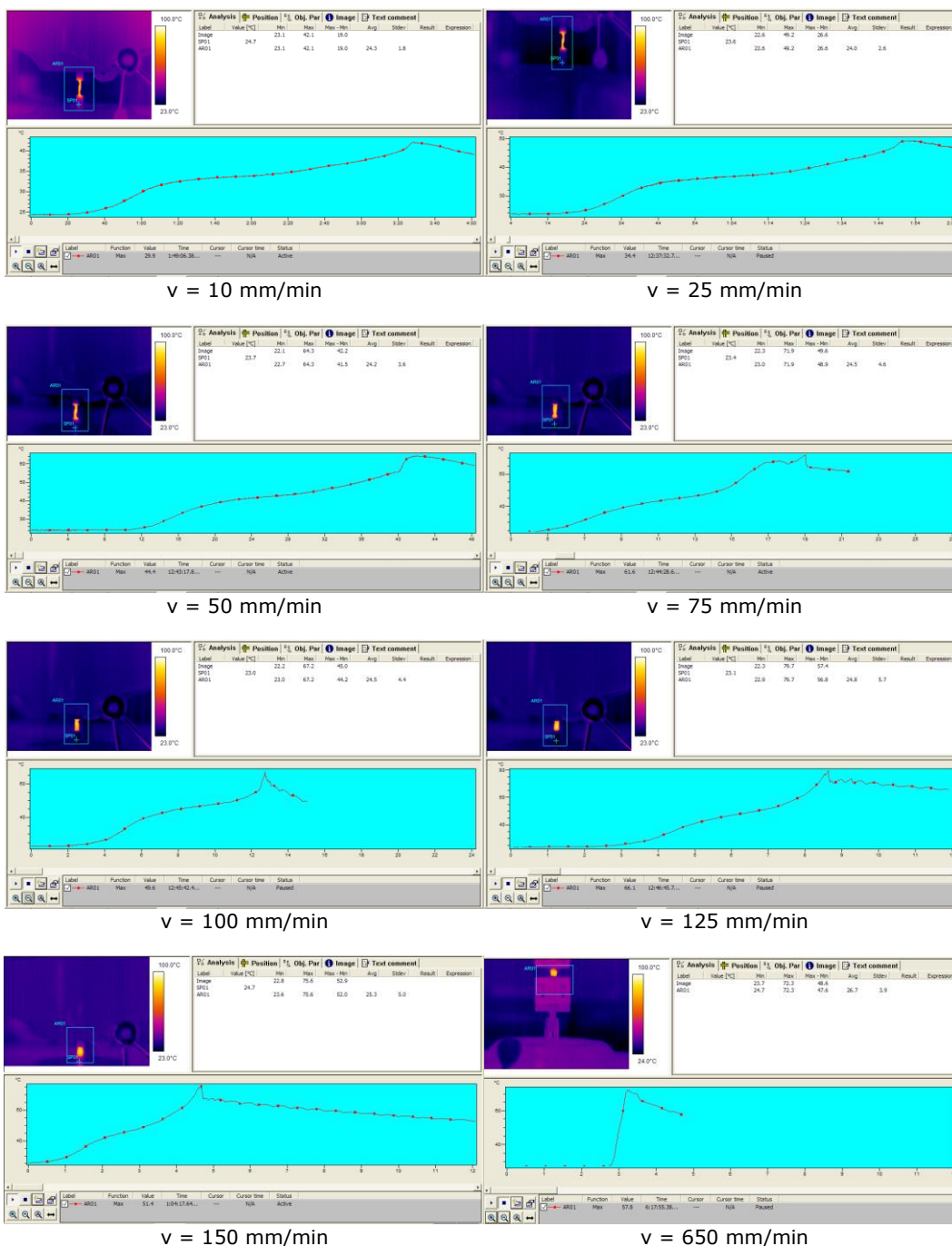


Figura 5.55 – (continuare) - Imagini termice ale epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz cu adâncimea h=3mm, solicitate la tracțiune cu o viteză de solicitare v constantă

5.3.3. Analiza rezultatelor experimentale

Pentru a analiza modul în care imperfecțiunile influențează comportamentul la rupere a materialului analizat (PE 80), în condiții de solicitare cu viteze diferite, rezultatele obținute la încercarea materialului cu și fără imperfecțiuni, se prezintă comparativ, sub formă grafică. Astfel, în figurile 5.56 – 5.64, se prezintă comparativ rezultatele programului experimental efectuat conform 5.2.4.2 și rezultatele obținute în cadrul programelor efectuate conform 5.2.5.1 – 5.2.5.4.

5.3.3.1. Influența vitezei de solicitare asupra temperaturii maxime înregistrate în timpul încercării, pentru diferite tipuri de imperfecțiuni simulate

În figurile 5.56 – 5.59 se prezintă variația temperaturii maxime a epruvetelor încercate în funcție de viteza de solicitare (viteza relativă de deplasare a bacurilor de fixare a epruvetelor), pentru diferite tipuri de epruvete cu imperfecțiuni simulate și pentru epruvete prelevate din materialul de bază.

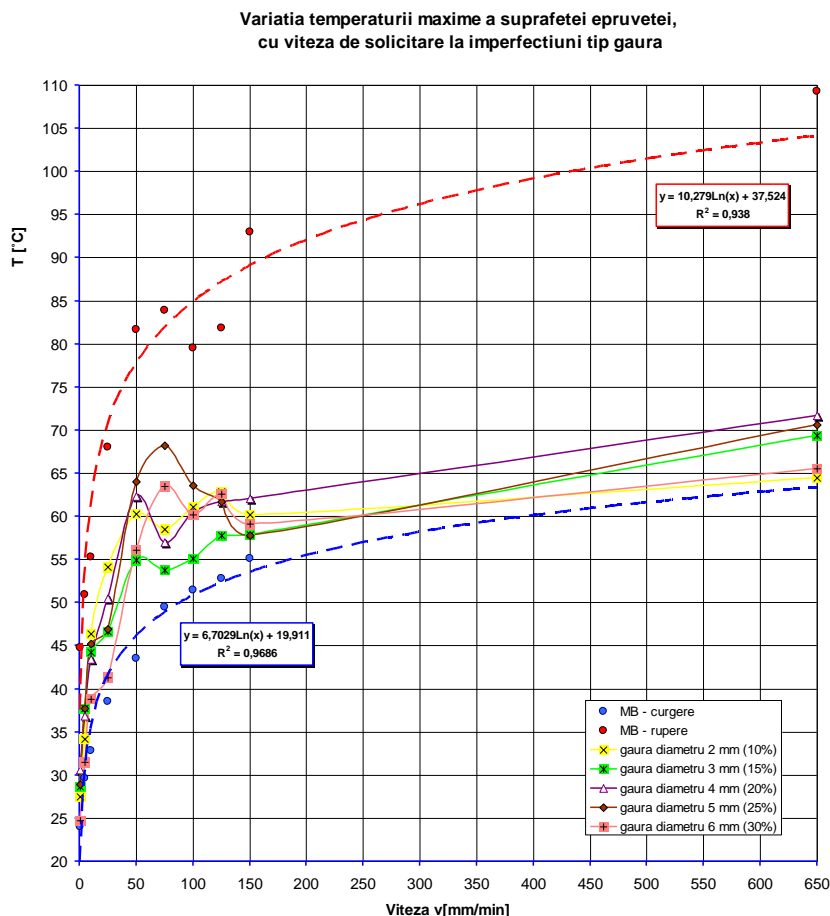


Figura 5.56 – Variația temperaturii maxime a suprafeței epruvetei în funcție de viteza de solicitare, la imperfecțiuni volumice simulate tip gaură

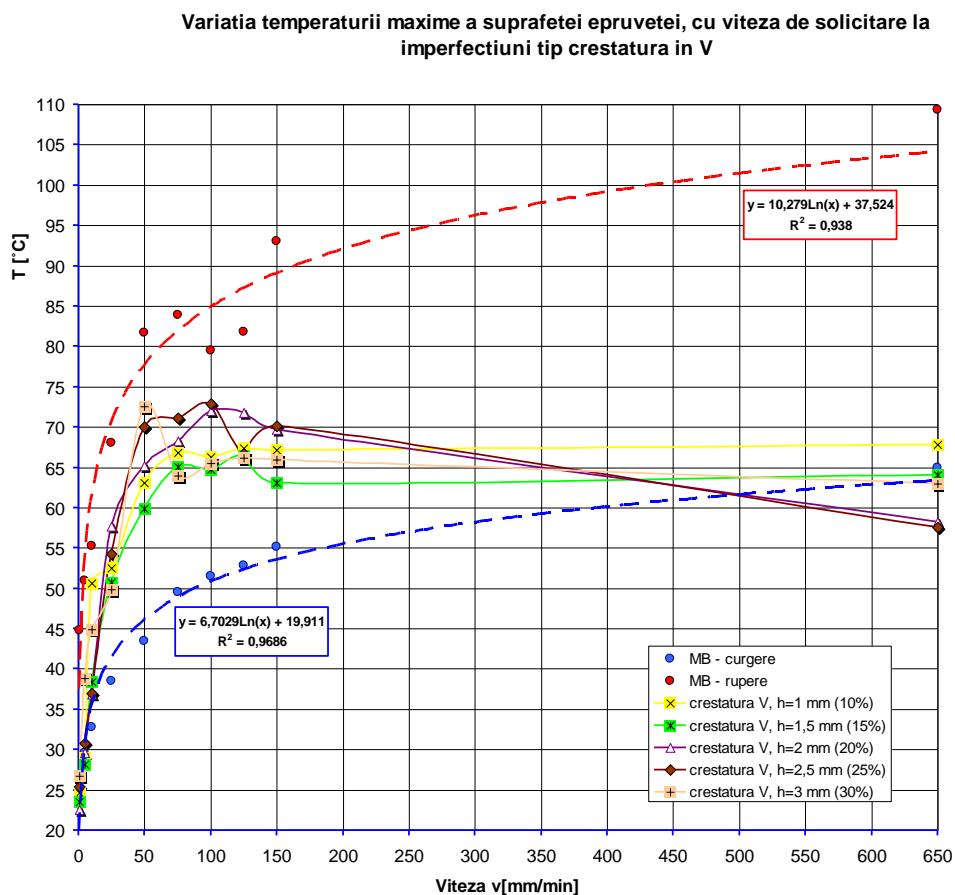


Figura 5.57 – Variația temperaturii maxime a suprafeței epruvetei în funcție de viteza de solicitare, la imperfecțiuni plane simulate tip creștătură în V

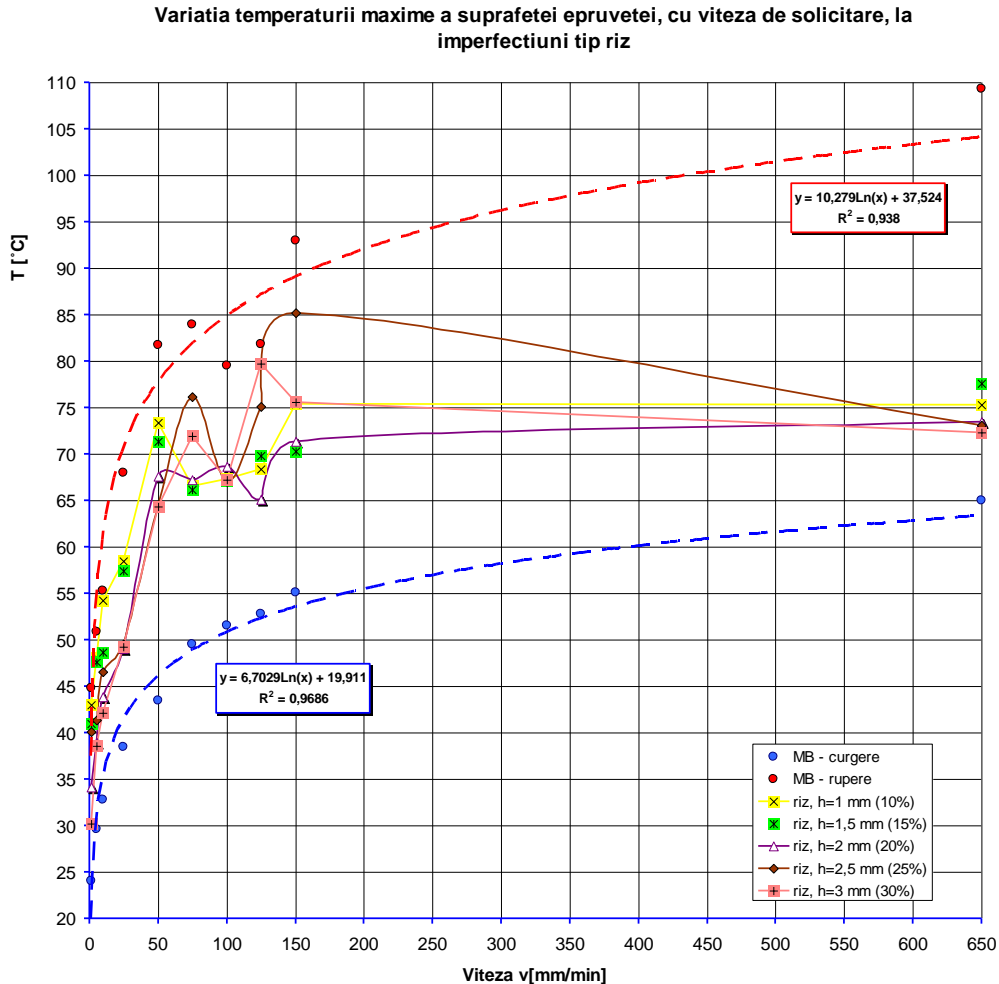


Figura 5.58 – Variația temperaturii maxime a suprafeței epruvetei în funcție de viteza de solicitare, la imperfecțiuni plane simulate tip riz

Se observă că la încercarea la tracțiune a epruvetelor cu imperfecțiuni, indiferent de tipul și mărimea caracteristică a acestora, la o viteză de solicitare dată, temperatura maximă înregistrată în timpul încercării este cuprinsă între temperatura la curgere și temperatura la rupere obținută la încercarea în aceleași condiții a unei epruvete confecționate din materialul de bază.

De asemenea, se observă că alura curbelor de variație a temperaturii maxime înregistrate pe parcursul încercării în funcție de viteza de încercare, diferă în funcție de tipul imperfecțiunii simulate (vezi figurile 5.56 – 5.58), fapt ce sugerează existența unor mecanisme diferite de rupere prin tracțiune. Analiza etapelor ruperii epruvetelor cu diferite tipuri de imperfecțiuni se prezintă detaliat în capitolul 7.

5.3.3.2. Influența mărimii caracteristice a imperfecțiunii asupra temperaturii maxime înregistrate în timpul încercării, pentru diferite tipuri de imperfecțiuni

În figurile 5.59 – 5.61 se prezintă influența mărimii caracteristice a imperfecțiunii (mărimă ce reprezintă procentul ocupat de imperfecțiune din aria secțiunii transversale a epruvetei), asupra temperaturii maxime înregistrate în timpul încercării la tracțiune a epruvetelor cu imperfecțiuni simulate, pentru diferite viteze de solicitare.

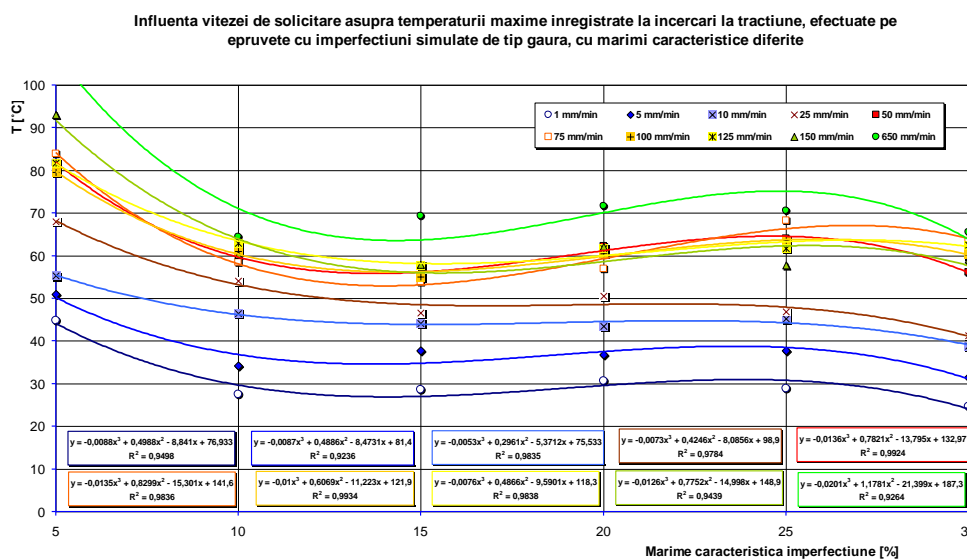


Figura 5.59 – Variația temperaturii maxime a suprafeței epruvetelor cu imperfecțiuni tip gaură, în funcție de procentul ocupat de imperfecțiune, la diferite viteze de solicitare

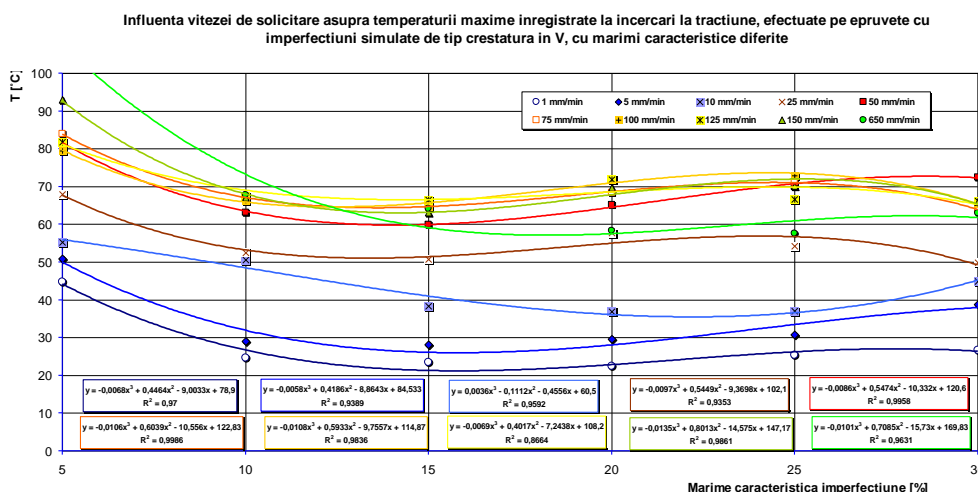


Figura 5.60 – Variația temperaturii maxime a suprafeței epruvetelor cu imperfecțiuni tip creștătură în V, în funcție de procentul ocupat de imperfecțiune, la diferite viteze de solicitare

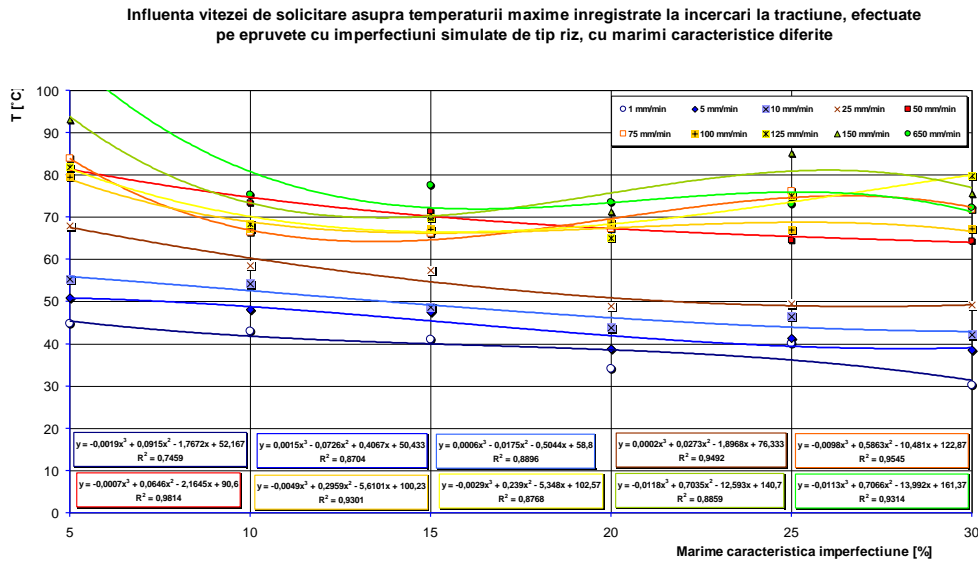


Figura 5.61 – Variația temperaturii maxime a suprafeței epruvetelor cu imperfecțiuni tip riz, în funcție de procentul ocupat de imperfecțiune, la diferite viteze de solicitare

Se observă că epruvetele cu imperfecțiuni a căror dimensiune caracteristică este sub 10% din secțiunea de rupere, în timpul încercării la tracțiune dezvoltă o temperatură semnificativ mai ridicată în raport cu cele cu dimensiuni caracteristice mai ridicate, indiferent de tipul imperfecțiunii preexistente în epruveta încercată (vezi figurile 5.59 – 5.61).

De asemenea, viteza de solicitare influențează decisiv temperatura înregistrată în timpul încercării. Astfel, creșterea vitezei de încercare de la 1mm/min. (specifică încercării materialelor metalice) la 50mm/min (recomandată pentru materialele termoplastice de tip polietilenă), conduce aproape la dublarea temperaturii epruvetei.

Întrucât în cazul materialelor termoplastice caracteristicile mecanice scad semnificativ cu creșterea temperaturii (vezi figura 5.7), viteza de încercare joacă un rol hotărâtor, calitatea rezultatelor obținute fiind corelată cu precizia de reglare a parametrilor de încercare.

5.3.3.3. Influența vitezei de solicitare asupra rezistenței la tracțiune a epruvetelor cu imperfecțiuni simulate

În figurile 5.62 – 5.64 se prezintă influența vitezei de încercare asupra rezistenței la tracțiune a epruvetelor cu imperfecțiuni simulate.

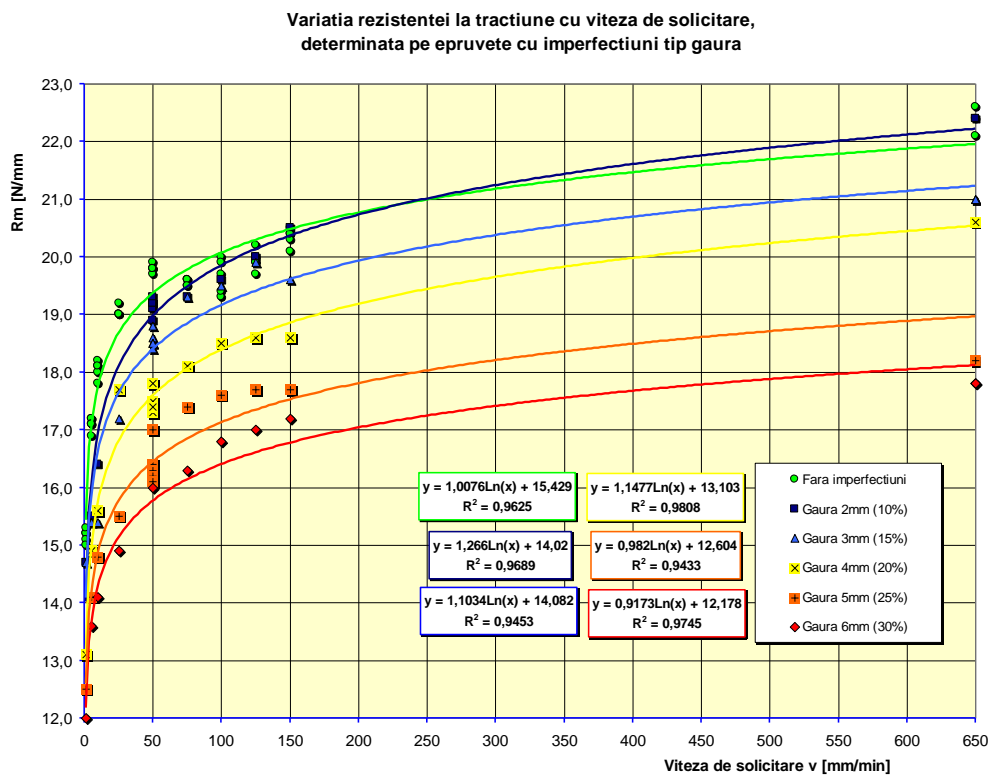


Figura 5.62 – Variația rezistenței la tracțiune în funcție de viteza de solicitare la imperfecțiuni volumice simulate tip gaură

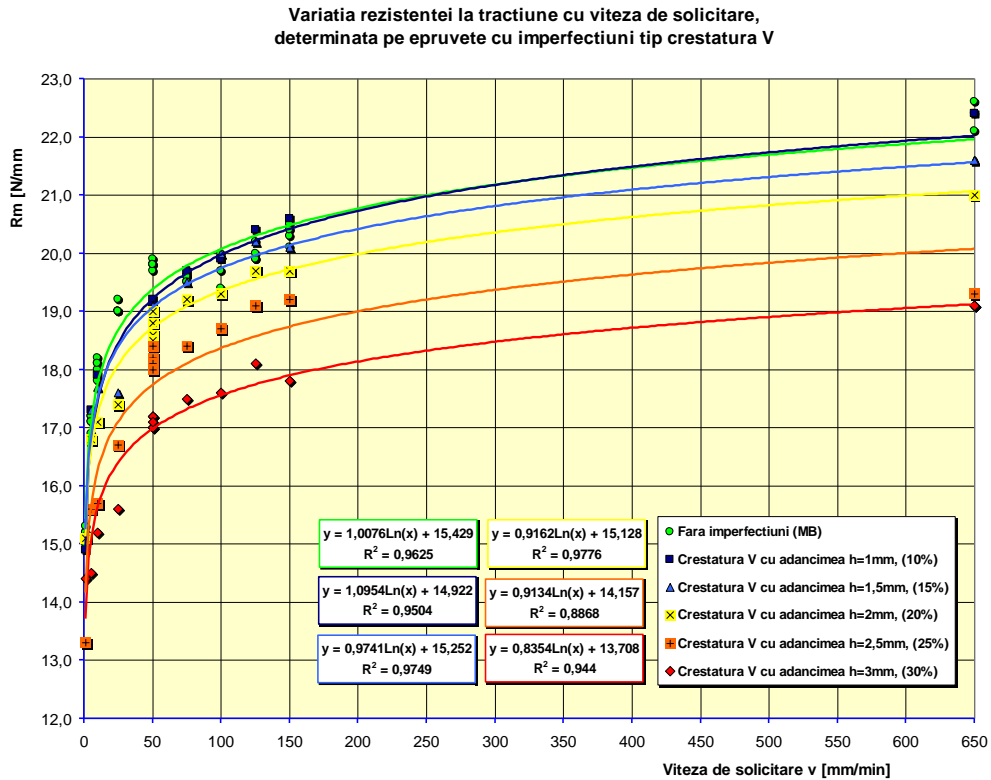


Figura 5.63 – Variația rezistenței la tracțiune în funcție de viteza de solictare la imperfecțiuni plane simulate tip crestătură în V

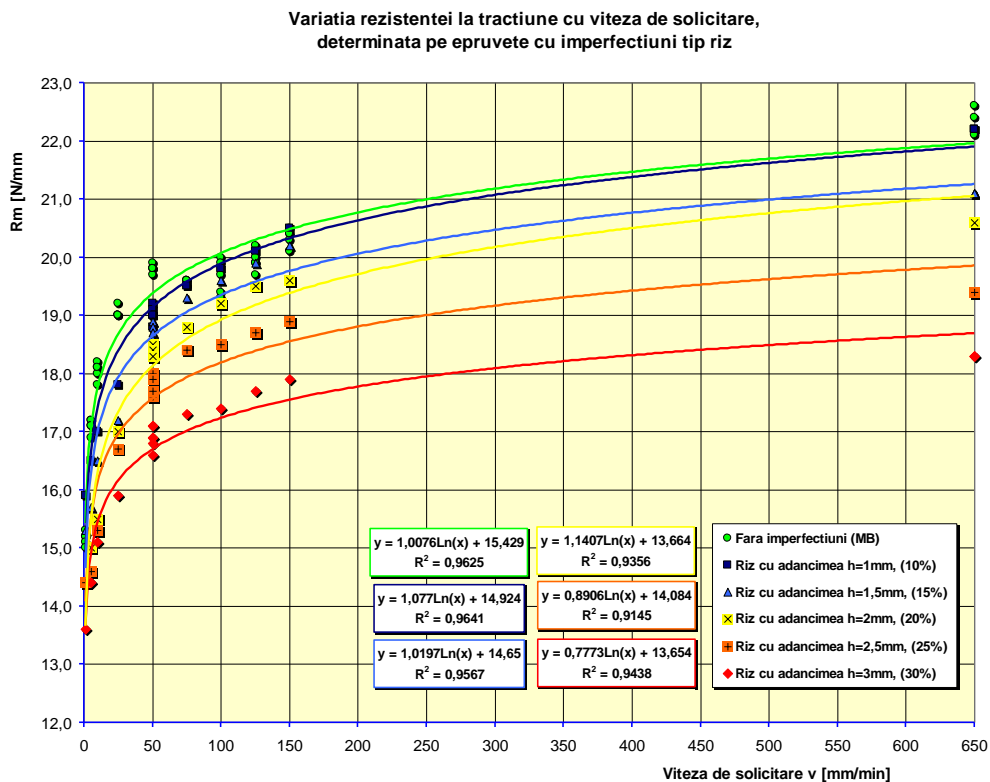


Figura 5.64 – Variația rezistenței la tracțiune în funcție de viteza de solicitare la imperfecțiuni plane simulate tip riz

Din figurile 5.62 – 5.64 se observă că indiferent de tipul imperfecțiunii prezente în materialul încercat, rezistența la tracțiune variază după o lege logaritmică cu viteza de solicitare.

De asemenea se observă că epruvetele cu imperfecțiuni a căror mărime caracteristică nu depășește 10% se comportă similar cu cele prelevate din materialul de bază (indiferent de viteza de încercare). Pe de altă parte, imperfecțiunile a căror mărime caracteristică depășesc 20%, afectează semnificativ rezistența la tracțiune.

5.3.3.4. Influența mărimii caracteristice a imperfecțiunilor asupra rezistenței la tracțiune, pentru diferite tipuri de imperfecțiuni simulate

În figurile 5.65 – 5.67 se prezintă influența mărimii caracteristice a imperfecțiunilor asupra rezistenței la tracțiune, pentru diverse tipuri de imperfecțiuni. Astfel, în figura 5.65 sunt prezentate rezultatele încercărilor efectuate pe epruvetele cu imperfecțiuni simulate tip gaură (asimilate cu defectele înglobate), defecte ce pot fi prezente în îmbinările sudate cap la cap cu element încălzitor.

În cazul îmbinărilor sudate valoarea rezistenței la rupere admisă este dată de relația (5.32). Dacă în relația (5.32) introducem valoarea medie a rezistenței la tracțiune determinată experimental în condiții standard de temperatură și viteză de sollicitare, pentru materialul de bază analizat, respectiv: $R_m = 19,8 \text{ N/mm}^2$, pentru materialul de bază analizat, avem:

$$(R_m)_{IS} \geq 0,9 \cdot 19,8 = 17,8 \text{ N/mm}^2, \text{ deci } (R_m)_{IS \text{ min.}} = 17,8 \text{ N/mm}^2 \quad (5.34)$$

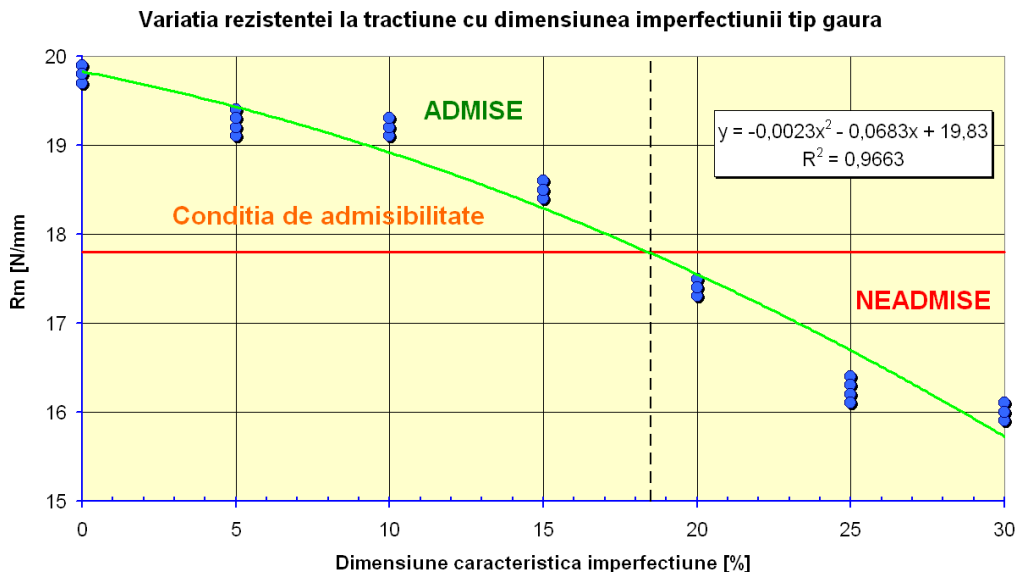


Figura 5.65 – Influența imperfecțiilor simulate de tip gaură (volumice), asupra rezistenței la tracțiune, la solicitări în aer ($v=50\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

Din figura 5.65 observăm că această condiție este satisfăcută pentru imperfecțiunile ce nu depășesc 18,5 % din suprafața transversală a epruvetei.

Rezultatele încercărilor efectuate pe epruvete conținând imperfecțiuni de suprafață simulate de tip riz, sunt prezentate grafic în funcție de mărimea caracteristică a acestora, în figura 5.66.

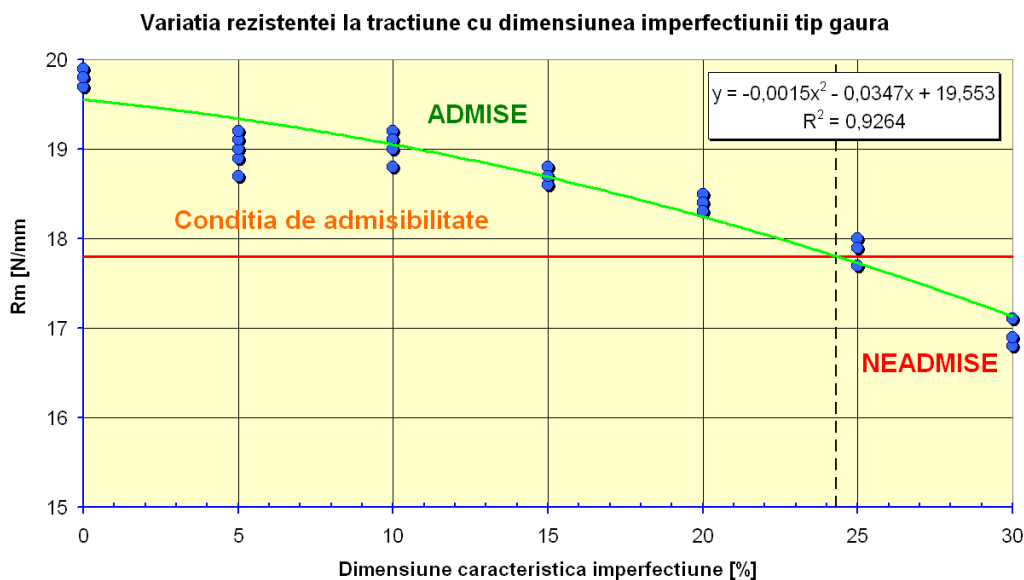


Figura 5.66 – Influența imperfecțiunilor simulate tip riz (plane) asupra rezistenței la tracțiune, la solicitări în aer ($v=50\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

Luând în considerare relația (5.32) și rezistența la tracțiune medie obținută experimental, $R_m = 19,8 \text{ N/mm}^2$, defectul critic de acest tip este acela la care suprafața ocupată atinge 24,3 % din aria secțiunii transversale a epruvetei.

Rezultatele încercărilor efectuate pe epruvete cu imperfecțiuni de suprafață simulate de tip creștătură, sunt prezentate grafic în funcție de mărimea caracteristică a imperfecțiunii, în figura 5.67. Defectul critic în acest caz se plasează la 26,3 % din aria secțiunii transversale a epruvetei.

Se observă că imperfecțiunile simulate tip gaură conduc la diminuarea mai accentuată a rezistenței la tracțiune în raport cu cele tip riz sau tip creștătură în V, iar alura curbelor rezistenței la tracțiune în funcție de dimensiunea caracteristică a defectului simulat este similară.

Acest program experimental s-a bazat pe epruvete solicitate static la tracțiune. Întrucât în exploatare pot apărea ocazional și alte tipuri de solicitări sau solicitări compuse, dimensiunea caracteristică a defectului critic se corectează cu un coeficient de siguranță c_s . Mărimea caracteristică a defectului critic de referință devine:

$$S_{cr} = \frac{(S_{ref})_{static}}{c_s} \quad (5.35)$$

unde: S_{cr} - Mărimea caracteristică a defectului critic [%]
 $(S_{ref})_{static}$ - Mărimea caracteristică a defectului critic de referință determinată în regim de solicitare statică [%]
 c_s - coeficient de siguranță, $c_s = c_1 \cdot c_2 \cdot c_3$

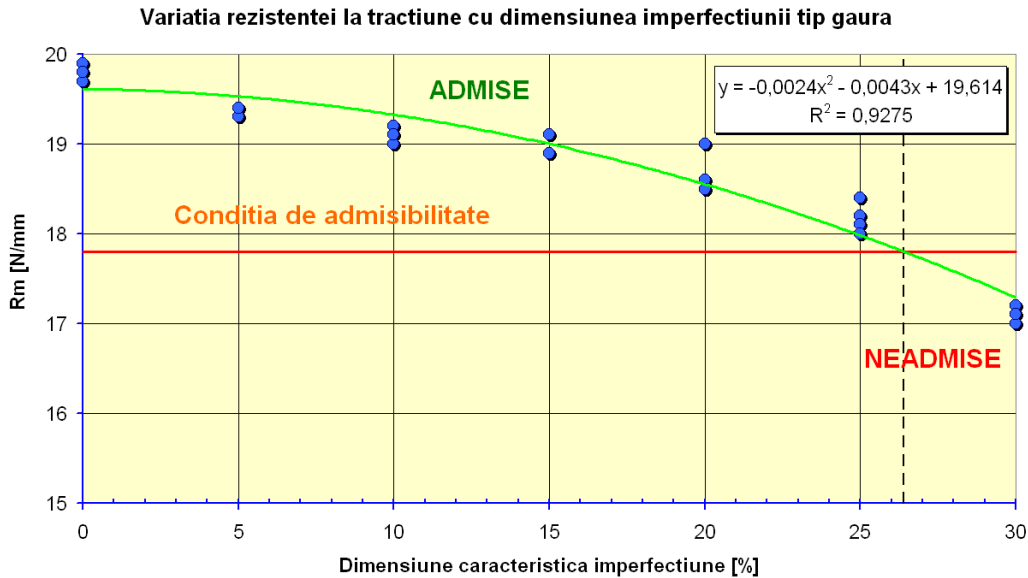


Figura 5.67 – Influența imperfecțiunilor simulate tip creștătură în V (plane) asupra rezistenței la tracțiune, la solicitări în aer ($v=50\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

$(S_{\text{ref}})_{\text{static}}$ se poate considera ca fiind 18,5 %, corespunzător defectului care afectează cel mai nefavorabil rezistența materialului de bază sau a unei îmbinări sudate cu imperfecțiuni (vezi figura 5.65).

Coeficienții c_1 , c_2 , c_3 au fost aproximați din alura curbelor experimentale, astfel:

- Pentru temperaturi cuprinse între 15 și 35°C, din figura 5.7, se obține:
 $c_1 = 1,36$ – coeficientul de influență a temperaturii;
- Pentru viteze de solicitare ce variază între 1 și 150 mm/min., din figura 5.19 se obține:
 $c_2 = 1,02$ – coeficientul de influență a vitezei de solicitare;
- Pentru viteza de solicitare standard de 50 mm/min. din figura 5.20, se obține: $c_3 = 1,3$ – coeficientul de influență a mediului;

Astfel, coeficientul de siguranță devine: $c_s = 1,8$. Aplicând coeficientul de siguranță în relația (5.35), se determină mărimea caracteristică a defectului critic, aceasta fiind $S_{\text{cr}} \approx 10\%$ din aria secțiunii transversale.

5.4. Concluzii privind comportarea polietilenei la solicitări mecanice statice de scurtă durată, în prezența imperfecțiunilor simulate

- În acest capitol s-a analizat comportarea polietilenei la solicitări statice în prezența imperfecțiunilor simulate prin prelucrări mecanice. Programul experimental s-a efectuat pe epruvete extrase din țevi de polietilenă tip PE 80 destinate distribuției gazelor naturale;
- Ca element de noutate, în cadrul programului experimental s-a utilizat o tehnică hibridă de încercare monitorizată TT-IRT (Tensile Test – Infrared Test) [81], ce a permis culegerea datelor în timp real privind evoluția temperaturii epruvetei, pe toată durata încercării. Performanțele metodei nu constau doar în aprecierea severității tipului de imperfecțiune simulată, ci și în faptul că permite urmărirea propagării acesteia, concomitent cu reacția la solicitare a materialului adiacent;
- În lucrare s-a arătat că temperatura mediului de lucru are o influență majoră asupra caracteristicii de rezistență a materialului, rezistența la tracțiune scăzând liniar cu temperatura (figura 5.2);
- S-a evidențiat faptul că datorită caracterului vâsco-elsatic al materialului polimer, aceasta răspunde în mod specific la solicitări mecanice cu viteze de deformare diferite. S-a arătat că la o temperatură de încercare dată, rezistența la tracțiune variază după o lege logaritmică cu viteza de deformare, indiferent de mediul de încercare / lucru (apă sau aer);
- Experimentele au evidențiat modul în care acționează mediul exterior asupra comportării la rupere a polietilenei. S-a arătat că, în special la viteze mari de deformare, rezistența la tracțiune este influențată de mediul de lucru. Astfel, la o viteză de deformare dată, valorile cele mai mari ale rezistenței la tracțiune se obțin pentru mediul care permite cel mai bun schimb termic cu componenta solicitată (figura 5.15);
- Cu ajutorul camerei termografice și a unui soft specializat, s-au trasat curbele de evoluție a temperaturii epruvetelor în timpul încercărilor. Pe baza datelor obținute s-au ridicat curbele de variație a temperaturii maxime în funcție de viteza de deformare, pentru diferite tipuri de imperfecțiuni cu diverse mărimi caracteristice;
- Pe baza rezultatelor obținute la încercarea epruvetelor cu imperfecțiuni se poate concluziona faptul că, la o viteză de solicitare dată, temperatura maximă înregistrată este cuprinsă între temperatura la rupere și temperatura la curgere a materialului, indiferent de tipul imperfecțiunii sau de mărimea caracteristică a acesteia;
- S-a arătat că, pentru materialul fără imperfecțiuni, atât temperatura maximă din timpul încercării, cât și temperatura maximă din timpul curgerii, variază cu viteza de solicitare după o funcție logaritmică;
- Imperfecțiunile alterează variația logaritmică a temperaturii maxime cu viteza de solicitare, în domeniul de viteze: 50-150 mm/min, alura curbelor obținute fiind specifică în funcție de tipul imperfecțiunii, fapt ce demonstrează o reacție diferită a materialului la un anumit tip de imperfecțiune și implică existența unei dinamici de rupere diferite în funcție de tipul imperfecțiunii;
- S-a evidențiat faptul că dependența logaritmică între rezistența la rupere și viteza de solicitare se păstrează și în cazul în care materialul conține

- imperfecțiuni. Imperfecțiunile relativ mici, a căror mărime caracteristică nu depășește valoarea de 10%, au o comportare similară cu cea a materialului fără imperfecțiuni, curba viteză de deformare – rezistență la tracțiune fiind aproape suprapusă peste cea obținută la încercarea unui material fără imperfecțiuni. Pe de altă parte, imperfecțiunile cu mărimi caracteristice peste 20%, conduc la o diminuare accentuată a rezistenței la tracțiune a materialului. În acest caz curba viteză de deformare – rezistență la tracțiune își păstrează alura și implicit dependența logaritmică, dar valorile rezistenței la tracțiune sunt mult diminuate;
- Pe baza criteriului de acceptabilitate privind rezistența unei îmbinări sudate, pentru imperfecțiunile simulate avute în vedere, s-a determinat mărimea defectului critic la solicitări statice de scurtă durată. Conform acestui criteriu, defectele specifice procedurii de sudare cap la cap cu element încălzitor drept, devin neadmise în cazul în care ocupă mai mult de 10 % din secțiune. În capitolul următor se va analiza comportarea la solicitări hidrostatice de lungă durată a țevilor din polietilenă, în prezența imperfecțiunilor simulate;
 - În lucrare se prezintă un exemplu de aplicare a tehnicii hibride TT-IRT pentru evaluarea comportării polietilenei tip PE 80 în prezența imperfecțiunilor. Metoda TT-IRT poate fi aplicată la evaluarea sensibilității la creștere și a altor materiale / produse, atât în faza de elaborare / fabricație, cât și după o perioadă de exploatare.

6. COMPORTAREA ȚEVILOR DIN POLIETILENĂ LA PRESIUNE HIDROSTATICĂ INTERIOARĂ, ÎN PREZENȚA IMPERECȚIUNILOR SIMULATE

6.1. Condiții de efectuare a programului experimental

În vederea evaluării caracteristicilor mecanice de lungă durată la țevi din polietilenă, în prezența imperfecțiunilor simulate, s-a conceput un program experimental [84] care cuprinde atât încercări mecanice distructive de lungă durată, cât și analize structurale și fractografice.

Pentru experimentări s-au utilizat tronsoane de țevă din PE 80 Ø32×3mm, SDR 11, GAZ. Din aceste tronsoane de țevă s-au prelevat epruvetele destinate încercărilor.

6.1.1. Metodele de examinare / încercare

Programul experimental cuprinde atât încercări la presiune interioară la temperatură constantă [147], cât și analize macroscopice [148] și fractografice [149], efectuate pe epruvetele rupte.

Încercarea la presiune interioară la temperatură constantă s-a efectuat în scopul determinării timpului până la rupere a epruvetei, în condiții de încercare date (presiune, temperatură, mediu), identificarea caracterului și a poziției ruperii.

Examinările macroscopice și măsurătorile dimensionale au ca scop studiul evoluției imperfecțiunilor simulate prin măsurarea dimensiunilor geometrice ale acestora înainte și după cedarea țevii, evidențierea caracterului ruperii, orientarea defectelor generate în cursul încercării și dimensionarea acestora în secțiuni transversală și longitudinală.

6.1.2. Luarea probelor. Volumul încercărilor

Probele s-au prelevat în mod aleatoriu dintr-un tronson de țevă cu lungime suficientă, unele după altele. Extremitățile acestora au fost pregătite, astfel încât suprafața frontală a acestora să fie netedă și perpendiculară pe axa țevii, pentru a se putea realiza o etanșare perfectă. Epruvetele au fost marcate în vederea identificării.

S-au utilizat două categorii de epruvete:

- epruvete tip tronson, fără imperfecțiuni
- epruvete tip tronson, cu defecte simulate având adâncimea cuprinsă între 0,15 și 1,65 mm, respectiv o adâncime caracteristică A între 5 și 55 %, unde A se definește prin relația (6.1):

$$A = \frac{a}{e} \cdot 100 [\%] \quad (6.1)$$

unde: a – adâncimea imperfecțiunii; e – grosimea peretelui țevii.

6.1.2.1. Încercări mecanice la presiune hidrostatică interioară la epruvete tronson prelevate din țevi de PE

S-au utilizat epruvete fără imperfecțiuni pentru stabilirea caracteristicilor mecanice de referință ale materialului de bază și a modului de variație a acestora în funcție de condițiile de solicitare (temperatură, presiune, mediu). Astfel, într-o primă etapă s-au efectuat încercări mecanice la presiune și temperatură constantă (80°C), pe epruvete fără imperfecțiuni extrase din tronsoane de țevă de PE 80 cu diametrul nominal $\varnothing 32$ mm, grosimea peretelui $a=3$ mm și lungime tronson $l = 300$ mm. Mediul de încercare a fost apa, încercarea fiind de tip „apă în apă”.

Pentru stabilirea influenței mediului asupra rezistenței la presiune interioară a țevilor din PE, s-a repetat programul experimental, utilizând ca mediu de încercare aerul cald, încercarea fiind de tip „apă în aer” [85].

6.1.2.2. Încercări mecanice la presiune hidrostatică interioară la epruvete cu imperfecțiuni simulate prin metoda LSI

În etapa a doua a programului experimental s-au efectuat încercări în vederea stabilirii comportării la solicitări de presiune interioară la temperatură constantă a țevilor din PE în prezența unor defecte simulate. Simularea defectelor s-a realizat prin tăiere cu fascicul LASER (metoda LSI), imperfecțiunile rezultate fiind asimilate ca defecte plane [85].

6.1.3. Aparatură

Încercările la presiune interioară s-au realizat pe o instalație de încercare informatizată ce asigură menținerea automată a parametrilor de încercare prescriși (presiune și temperatură).

Instalația utilizată (figura 6.1), permite realizarea încercărilor în două variante: „apă în aer” și „apă în apă”, având în componență:

- Dispozitive de asigurare a etanșeității epruvetelor de încercare și racorduri flexibile de legătură la modulul de presurizare.
- Modul de realizare și monitorizare a presiunii de încercare ce asigură o abatere maximă de $\pm 2\%$ pe durata încercării
- Baie termostată și cuptor de încercare, ce permite menținerea temperaturii constante, cu o abatere maximă de ± 1 °C.



Figura 6.1 – Instalație de încercare la presiune la temperatură constantă [80]
a) Cuptor de încercare; b) Modul de presurizare; c) Baie termostată

6.2. Evaluarea rezultatelor încercărilor mecanice la presiune interioară la temperatură constantă

6.2.1. Comportarea la presiune hidrostatică interioară a țevilor din PE 80

În tabelele 6.1 și 6.2 se prezintă detaliat rezultatele încercărilor la presiune hidrostatică interioară la temperatură constantă, obținute pe epruvete tronson cu sau fără imperfecțiuni simulate, iar în figurile 6.2 și 6.3 se prezintă rezistența tehnică de durată a probelor cu imperfecțiuni simulate, în cele două medii de lucru (apă și aer).

Tabel 6.1 – Rezultate experimentale – încercări tip „apă în apă”, la $t=80^{\circ}\text{C}$

| Marcaj | Dimensiune caracteristică imperfecțiune A [%] | Presiunea de încercare p [bar] | Durata încercărilor t [h] | Caracterul ruperii | Observații |
|--------|---|--------------------------------|---------------------------|--------------------|--------------------------|
| MB 1 | fără crestătură (M.B.) | 10 | 23722 | fragil | por fin pe dunga galbena |
| MB 2 | | 10 | 25048 | fragil | fisură fină |
| MB 7 | | 11 | 578 | ductil | dungă galbenă |
| MB 8 | | 11 | 9850 | ductil | dungă galbenă |
| MB 9 | | 11 | 13614 | ductil | dungă galbenă |
| MB 10 | | 11 | 898 | ductil | dungă galbenă |
| MB 6 | | 12 | 18 | ductil | dungă galbenă |
| MB 3 | | 13 | 1 | ductil | dungă galbenă |

Tabel 6.1 – (continuare) - Rezultate experimentale – încercări tip „apă în apă”, la $t=80^{\circ}\text{C}$

| Marcaj | Dimensiune caracteristică imperfecțiune A [%] | Presiunea de încercare p [bar] | Durata încercărilor t [h] | Caracterul ruperii | Observații |
|--------|---|--------------------------------|---------------------------|--------------------|---------------|
| 5.1 | 5 | 10 | 26000 | - | neruptă |
| 5.2 | | 10 | 22677 | fragil | fisură fină |
| 5.4 | | 11 | 26000 | - | neruptă |
| 4.1 | 10 | 10 | 26000 | - | neruptă |
| 4.4 | | 11 | 9730 | fragil | dungă galbenă |
| 3.2 | 15 | 10 | 22120 | fragil | dungă galbenă |
| 3.4 | | 11 | 9620 | fragil | - |
| 2.3 | 20 | 10 | 26000 | - | neruptă |
| 2.4 | | 11 | 1174 | fragil | - |
| 2.9 | | 11 | 1349 | fragil | - |
| 1.7 | 25 | 9 | 26000 | - | neruptă |
| 1.1 | | 10 | 12647 | fragil | - |
| 1.2 | | 10 | 9984 | fragil | - |
| 1.9 | | 11 | 10 | ductil | - |
| 6.4 | 30 | 8 | 26000 | - | neruptă |
| 6.6 | | 9 | 7321 | fragil | - |
| 6.7 | | 10 | 221 | ductil | - |
| 6.8 | | 10 | 149 | ductil | - |
| 7.4 | 35 | 8 | 26000 | - | neruptă |
| 7.6 | | 9 | 317 | ductil | - |
| 7.8 | | 9 | 1387 | ductil | - |
| 7.7 | | 10 | 2 | ductil | dungă galbenă |
| 8.4 | 40 | 8 | 5730 | fragil | - |
| 8.6 | | 9 | 45 | ductil | dungă galbenă |
| 8.7 | | 10 | 0,5 | ductil | dungă galbenă |
| 9.8 | 55 | 8 | 23 | ductil | dungă galbenă |
| 9.9 | | 9 | 1 | ductil | dungă galbenă |
| 9.6 | | 10 | 0,5 | ductil | dungă galbenă |

Tabel 6.2 – Rezultate experimentale – încercări tip „apă în aer”, la $t=80^{\circ}\text{C}$

| Marcaj | Dimensiune caracteristică imperfecțiune A [%] | Presiunea de încercare p [bar] | Durata încercărilor t [h] | Caracterul ruperii | Observații |
|--------|---|--------------------------------|---------------------------|--------------------|---------------|
| 5.3 | 5 | 10 | 26000 | - | neruptă |
| 5.5 | | 11 | 19575 | fragil | dungă galbenă |
| 4.3 | 10 | 10 | 26000 | - | neruptă |
| 4.5 | | 11 | 12690 | - | - |
| 3.3 | 15 | 10 | 26000 | - | neruptă |
| 3.5 | | 11 | 7840 | fragil | - |
| 2.3 | 20 | 10 | 12324 | fragil | - |
| 2.8 | | 11 | 610 | ductil | - |
| 2.5 | | 11 | 1077 | fragil | - |
| 1.6 | 25 | 9 | 26000 | - | neruptă |
| 1.3 | | 10 | 4687 | fragil | - |
| 1.5 | | 11 | 21 | ductil | dungă galbenă |
| 1.8 | | 11 | 3,5 | ductil | dungă galbenă |
| 6.3 | 30 | 8 | 17646 | fragil | dungă galbenă |
| 6.5 | | 9 | 13971 | fragil | - |
| 6.1 | | 10 | 1649 | fragil | - |
| 6.9 | | 10 | 455 | ductil | - |
| 6.2 | | 11 | 1 | ductil | dungă galbenă |
| 7.3 | 35 | 8 | 26000 | - | neruptă |
| 7.5 | | 9 | 533 | ductil | - |
| 7.9 | | 9 | 1116 | fragil | - |
| 7.1 | | 10 | 1 | ductil | dungă galbenă |
| 8.3 | 40 | 8 | 15852 | fragil | - |
| 8.2 | | 9 | 133 | ductil | - |
| 8.1 | | 10 | 0,5 | ductil | - |
| 9.7 | 55 | 8 | 73 | ductil | - |
| 9.3 | | 8 | 305 | ductil | - |
| 9.5 | | 9 | 0,5 | ductil | - |
| 9.1 | | 10 | 0,1 | ductil | - |

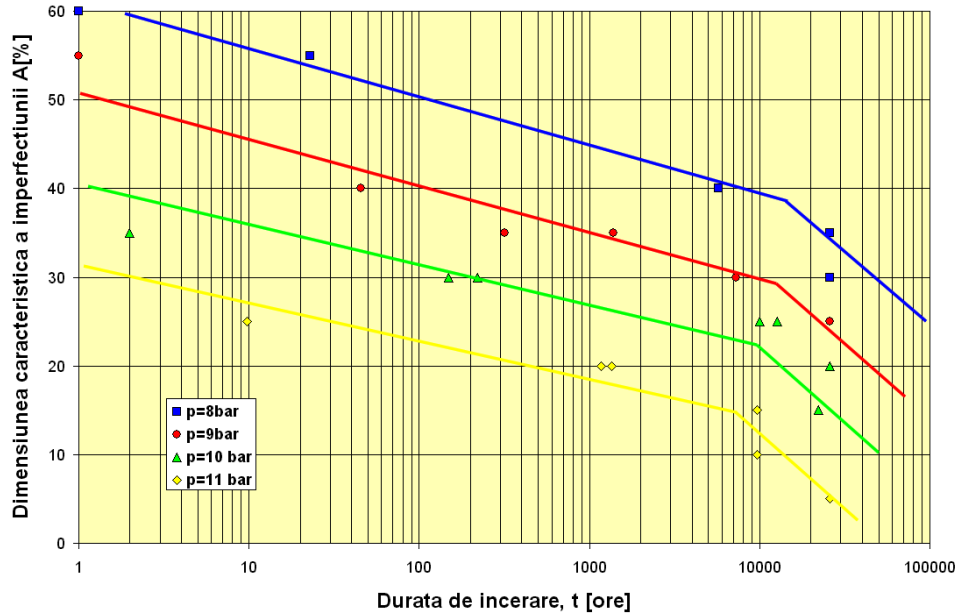


Figura 6.2 – Rezistența tehnică de durată la probe cu imperfecțiuni simulate (T=80°C) (mediu de lucru apă)

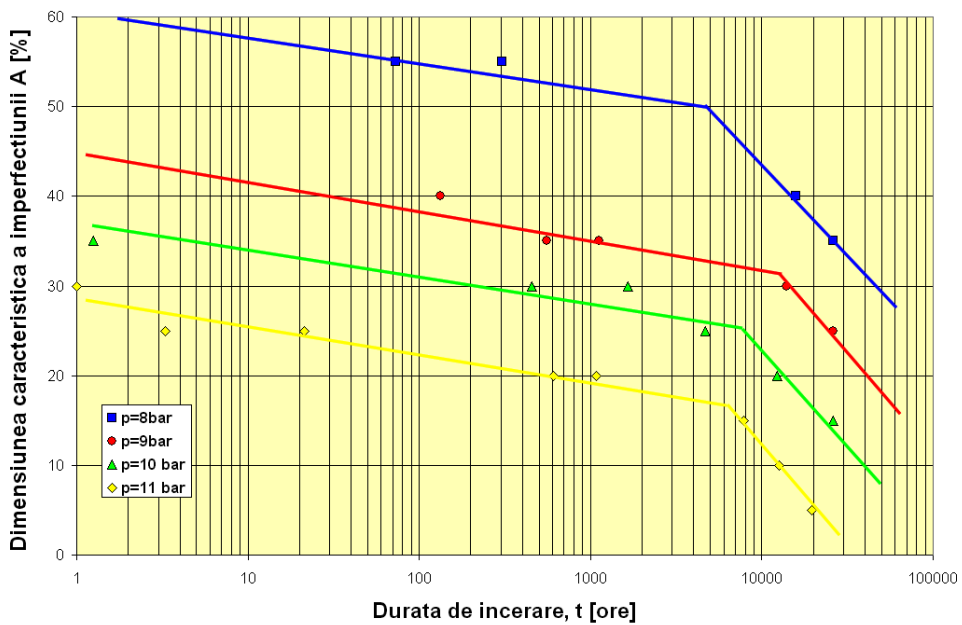


Figura 6.3 – Rezistența tehnică de durată la probe cu imperfecțiuni simulate (T=80°C) (mediu de lucru aer)

După cum se observă din figurile 6.2 și 6.3, pe curbele ridicate experimental există puncte de inflexiune ceea ce corespunde modificării caracterului de rupere. Examinarea probelor sparte la încercarea la presiune a evidențiat două tipuri de ruperi: fragilă și ductilă.

6.2.1.1. Ruperea ductilă a țevilor din PE

Ruperea ductilă apare la presiuni mari după perioade scurte de solicitare. În acest caz ruperea se produce prin umflarea țevii concomitent cu subțierea peretelui acesteia până la cedare. Fisura produsă are o direcție perpendiculară pe axa țevii (figura 6.4).

Se remarcă faptul că atât în cazul ruperilor ductile, cât și al celor fragile, materialul de bază al țevii a cedat întotdeauna în zona marcajelor cu pigment galben ale țevilor (ce indică tipul acestora – GAZ), fapt ce ne duce la concluzia că marcarea prin această metodă afectează calitatea țevilor de gaz, afirmație valabilă pentru lotul de țevi încercat.



Figura 6.4 – Rupere ductilă – Material de bază [80]

6.2.1.2. Ruperea fragilă a țevilor din PE

Ruperea fragilă apare după durate mari de încercare, cedarea țevii se produce fără o deformare importantă a acesteia, prin dezvoltarea de fisuri ce au o direcție longitudinală în raport cu axa țevii. Aceste fisuri sunt foarte fine și se închid după eliberarea presiunii din țeavă (figura 6.5).

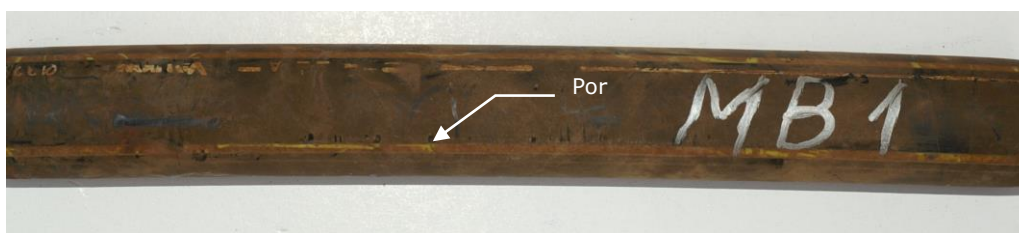


Figura 6.5 – Rupere fragilă – Material de bază [80]

6.2.2. Comportarea la presiune hidrostatică interioară a țevilor cu defecte simulate prin metoda LSI

În cazul epruvetelor cu defecte simulate prin metoda LSI au fost evidențiate două tipuri de ruperi ce corespund unor mecanisme specifice de cedare: ruperi ductile și ruperi fragile.

6.2.2.1. Ruperea ductilă a țevilor din PE în prezența defectelor simulate

Ruperea ductilă (figura 6.6) s-a produs la intervale scurte de solicitare, materialul din dreptul creștăturii fiind puternic deformat, în cazul imperfecțiunilor cu dimensiuni caracteristice „A” reduse (figura 6.6a), sau expulzat spre exterior, în cazul imperfecțiunilor cu dimensiuni caracteristice „A” mari (figura 6.6b). Deformarea țevii prin umflare în zona centrală este cu atât mai mare cu cât adâncimea defectului simulat este mai mică.

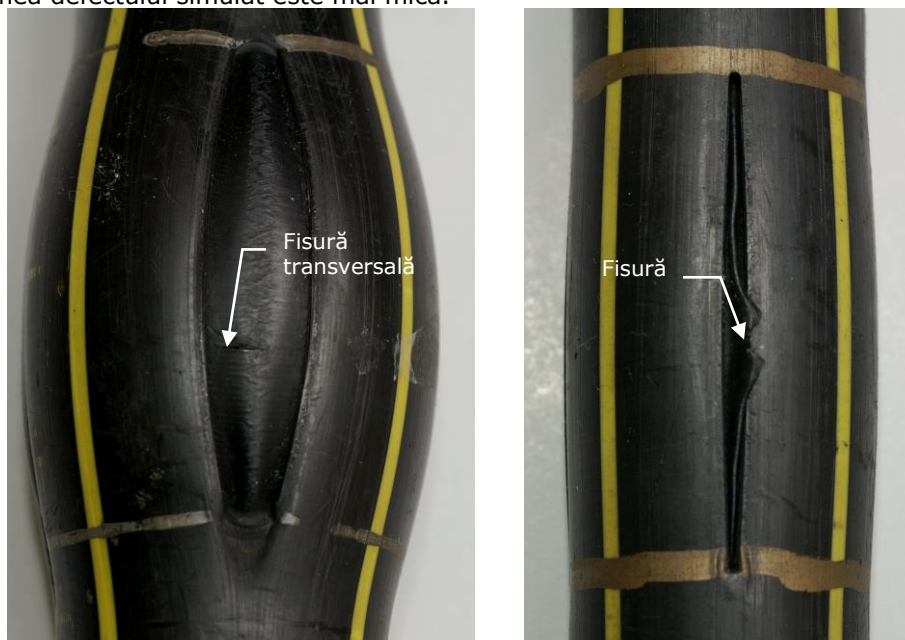


Figura 6.6 – Ruperi ductile - epruvete cu imperfecțiuni simulate prin metoda LSI [80, 85]
a) Imperfecțiune simulată, A=5% b) Imperfecțiune simulată, A=50%
„A” reprezintă raportul procentual dintre adâncimea creștăturii și grosimea peretelui țevii.

6.2.2.2. Ruperea fragilă a țevilor din PE în prezența defectelor simulate

Ruperea fragilă (figura 6.7) apare la durate mari de încercare și se caracterizează prin apariția unor fisuri transversale în raport cu axa țevii dezvoltate de la baza rădăcina fisurii preexistente. Mecanismul de cedare este determinat de dimensiunea caracteristică „A” a imperfecțiunii simulate și de parametrii de încercare: presiune, temperatură.

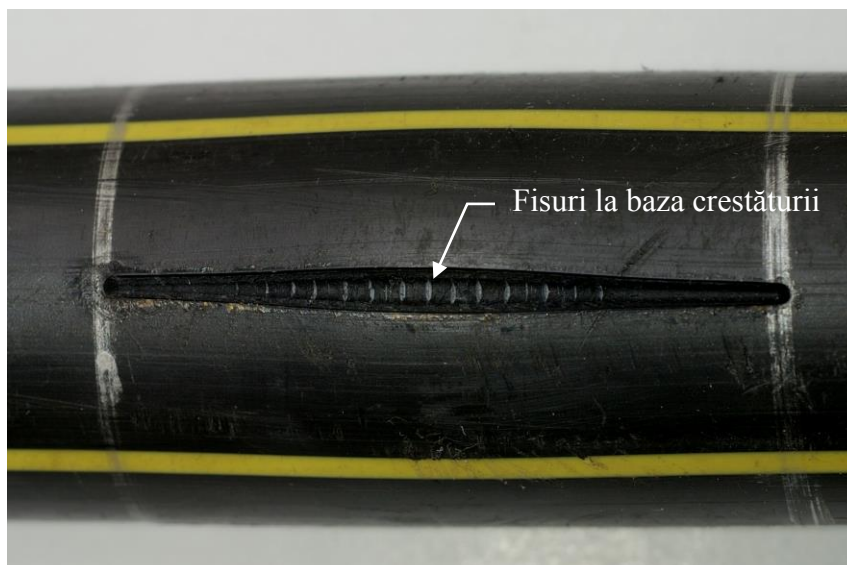


Figura 6.7 – Rupere fragilă - Epruvetă cu imperfecțiune simulată prin metoda LSI [80, 85]

Analiza microfractografică prin microscopie electronică SEM a zonelor cu fisuri, a evidențiat o textură fibroasă a materialului (figura 6.8), cu fibre paralele cu axa țevii. Fisurile dezvoltate simetric în raport cu axa creștăturii inițiale, au o formă eliptică cu două vârfuri ce constituie concentratori locali de tensiune.

S-au evidențiat atât deformații plastice ale fibrelor (zona A – de inițiere) plasată în vecinătatea celor două vârfuri ale fisurii, cât și ruperi de fibrele (zona B – centrală, figurile 6.9 și 6.10).

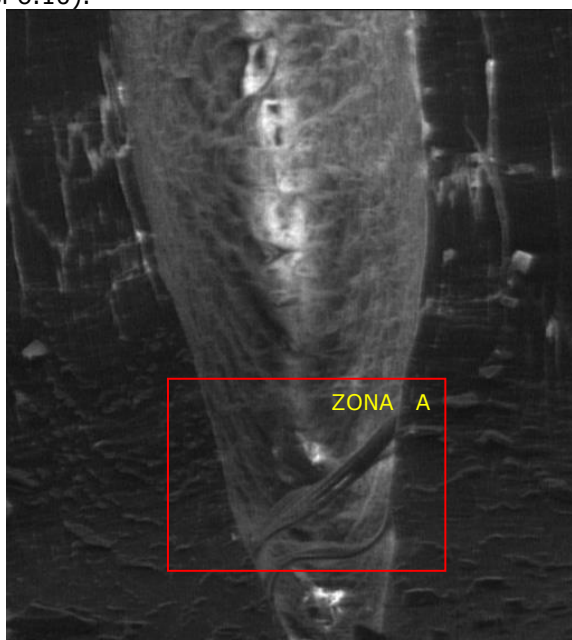


Figura 6.8 – Analiză microfractografică SEM a fisurii, mărire 120x [80, 85]

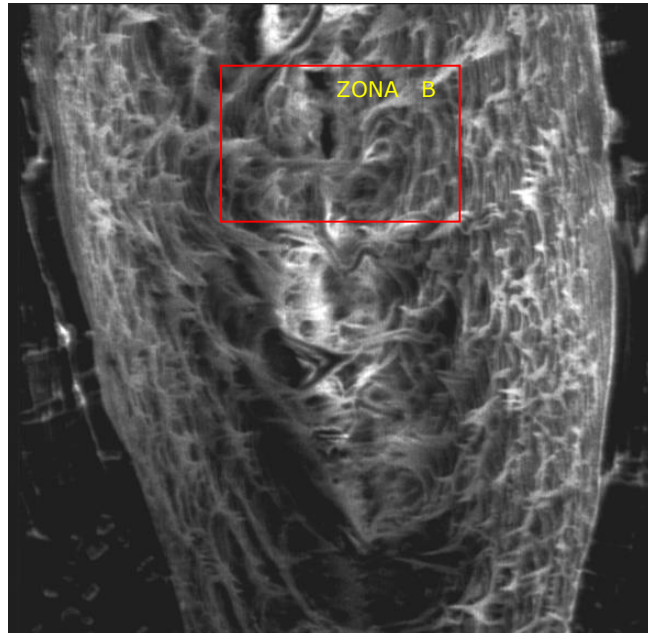


Figura 6.9 – Analiză microfractografică SEM a fisurii, mărire 240x [80]

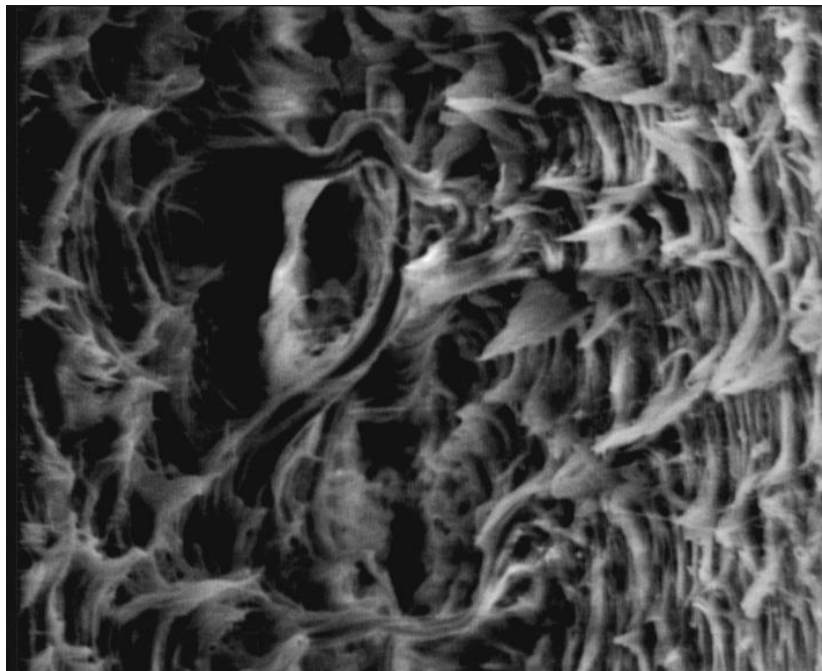


Figura 6.10 – Analiză microfractografică SEM a fisurii, detaliu zona B, mărire 480x [80]

6.2.2.3. Analiza macroscopică și măsurătorile dimensionale

La măsurătorile dimensionale și la examinarea macroscopică în secțiune longitudinală și transversală a epruvetelor încercate s-au constatat următoarele:

- Subțierea ligamentelor inițiale până la fisurarea peretelui țevii.
- Fisura simulată se dezvoltă atât pe direcție longitudinală cât și transversală, producând o lățire a zonei fisurate, concomitent cu subțierea ligamentului inițial;
- Evoluția fisurii în raport cu adâncimea inițială se prezintă în figura 6.11. Dezvoltarea fisurilor este mai accentuată pe direcție transversală în raport cu cea longitudinală, fapt ce conduce la cedarea după această direcție.
- În cazurile studiate ruperea are un caracter ductil. În acest caz, fisurile care au produs străpungerea sunt perpendiculare pe generatoarea țevii; zona fisurii simulate se alungește concomitent cu reducerea grosimii peretelui țevii.

Dezvoltarea imperfecțiunii simulate

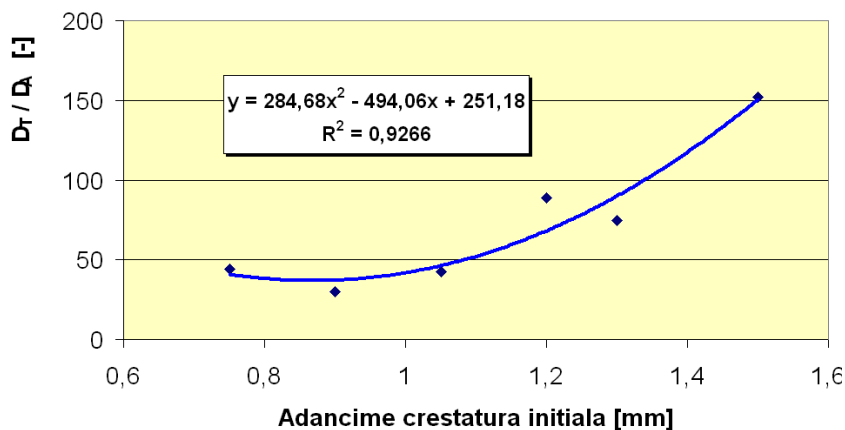


Figura 6.11– Evoluția defectelor tip crestătură simulate, la încercarea la presiune [80, 85]

6.2.2.4. Tranziția ductil – fragil. Influența mediului de încercare

În figura 6.12 se prezintă două curbe de tranziție obținute pe cale experimentală, care delimitează comportarea la rupere a țevilor cu imperfecțiuni simulate în două zone caracteristice: zonă cu ruperi fragile și zonă cu ruperi ductile.

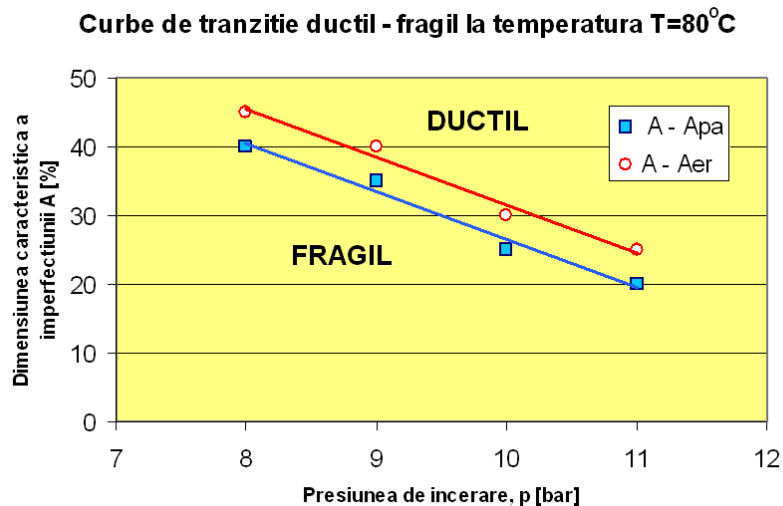


Figura 6.12 – Curbe de tranziție ductil – fragil la temperatura T=80°C [80, 85]

6.3. Concluzii privind comportarea țevilor din polietilenă la solicitări hidrostatice interioare de lungă durată, în prezența imperfecțiunilor simulate

- Din punctul de vedere al caracterului ruperii, experimental prin încercarea la presiune s-a pus în evidență două tipuri de ruperi: fragile și ductile;
- Ruperea ductilă apare la presiuni mari după perioade scurte de solicitare. Ruperea se produce prin umflarea țevii concomitent cu subțierea peretelui acesteia până la cedare. Fisura produsă are o direcție perpendiculară pe axa țevii;
- Ruperea fragilă apare la durate mari de încercare, cedarea țevii se produce fără o deformare importantă a acesteia, prin dezvoltarea de defecte pe direcție longitudinală în raport cu axa țevii. Aceste defecte sunt foarte fine și se închid după eliberarea presiunii din țeavă;
- Cele două tipuri de ruperi s-au evidențiat și în cazul probelor cu imperfecțiuni simulate. Ruperea ductilă a țăvilor cu defecte simulate s-a produs la intervale scurte de solicitare, materialul din dreptul creștăturii fiind puternic deformat și expulzat în exterior. Deformarea țevii (umflarea în zona centrală) este cu atât mai mare cu cât adâncimea defectului simulat este mai mică;
- Ruperea fragilă a țăvilor cu defecte simulate s-a produs după durate mari de încercare. Cedarea s-a produs datorită fisurilor transversale în raport cu axa țevii, fisuri dezvoltate de la baza rădăcinii creștăturii preexistente.
- Cu creșterea presiunii de încercare domeniul de rupere fragilă se restrânge, ruperea ductilă producându-se începând cu dimensiuni caracteristice A mai mici ale defectelor;
- În cazul polietilenei mediul de încercare / exploatare influențează comportamentul la exploatarea de lungă durată a materialului. Încercarea

tip „apă în apă” este mai severă, mediul de încercare apă conducând la restrângerea domeniului de rupere ductilă. Pentru un defect cu o dimensiune caracteristică dată, în apă ruperea fragilă apare la presiuni de încercare mai mici decât în cazul încercării în aer;

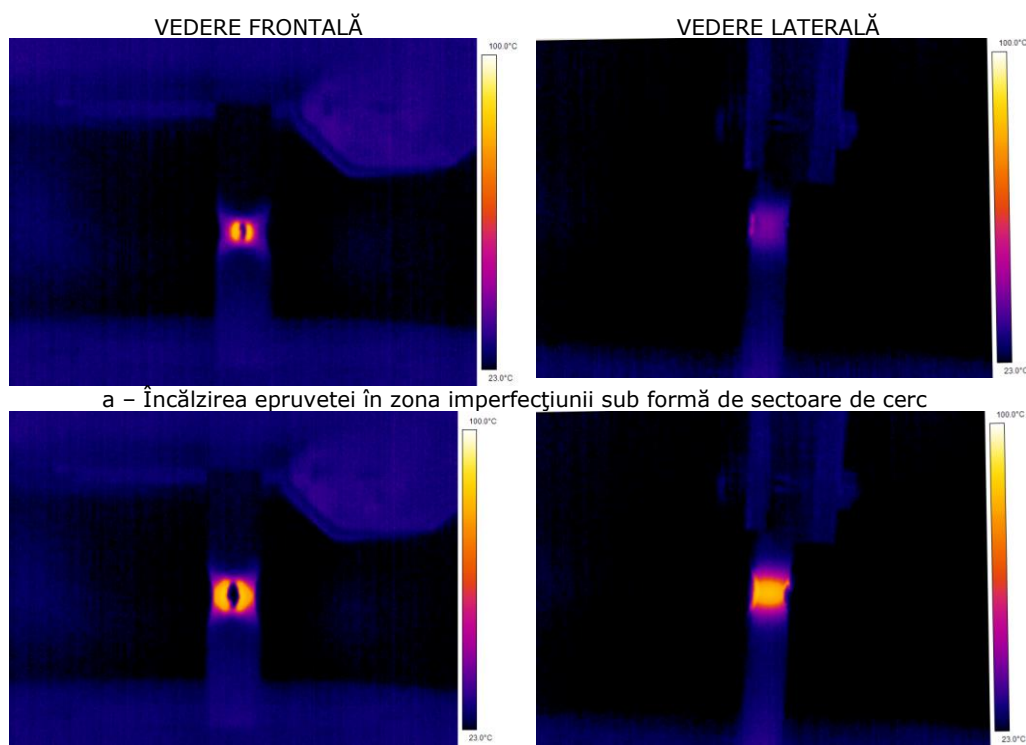
- Mărirea caracteristică A [%] a imperfecțiunilor afectează comportamentul de durată a materialului țevilor din polietilenă prin reducerea rezistenței tehnice de durată MRS, respectiv durata de exploatare în condiții de siguranță;
- Întrucât la lotul de țevi utilizat în cadrul programului experimental spargerile țevilor fără defecte simulate s-a produs în zona cu marcaj galben (țevi pentru gaz), se apreciază că pigmentul utilizat pentru marcarea acestora afectează caracteristicile de rezistență de lungă durată a materialului;
- În scopul verificării unor procedee de sudare, aprecierea calității îmbinărilor sudate de țevi cap la cap cu element încălzitor drept SD poate fi operativ efectuată prin încercări la presiune pe epruvete cu imperfecțiuni simulate. De asemenea poate fi realizată optimizarea parametrilor procedeeului de sudare prin încercarea simultană a diferitelor variante de tehnologii, luând ca referință rezultatele obținute pe epruvetele cu defecte simulate prelevate din materialul de bază al țevilor. Pentru o apreciere corectă a calității îmbinărilor sudate, alegerea dimensiunii critice de defect și a parametrilor de încercare trebuie să fie făcută astfel încât cedările să se producă în vecinătatea curbei de tranziție ductil – fragil.

7. ANALIZA DINAMICII RUPERII EPRUVETELOR CU IMPERFEȚIUNI SIMULATE, PRIN TERMOGRAFIE ÎN INFRAROȘU

7.1. Ruperea epruvetelor cu gaură centrală

Dinamica ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate a fost analizată utilizând termografia pasivă IRT (Infrared Thermography). Această metodă de examinare nedistructivă s-a utilizat pentru monitorizarea distribuției temperaturii epruvetei, în timpul încercării la tracțiune.

În figurile 7.1.a – 7.1.g se prezintă imaginile termice ale unei epruvete cu gaură centrală, înregistrate în diferite etape ale încercării la tracțiune.



a – Încălzirea epruvetei în zona imperfecțiunii sub formă de sectoare de cerc

b – Propagarea căldurii până la suprafața exterioară a epruvetei
Figura 7.1 – Dinamica ruperii unei epruvete cu gaură centrală

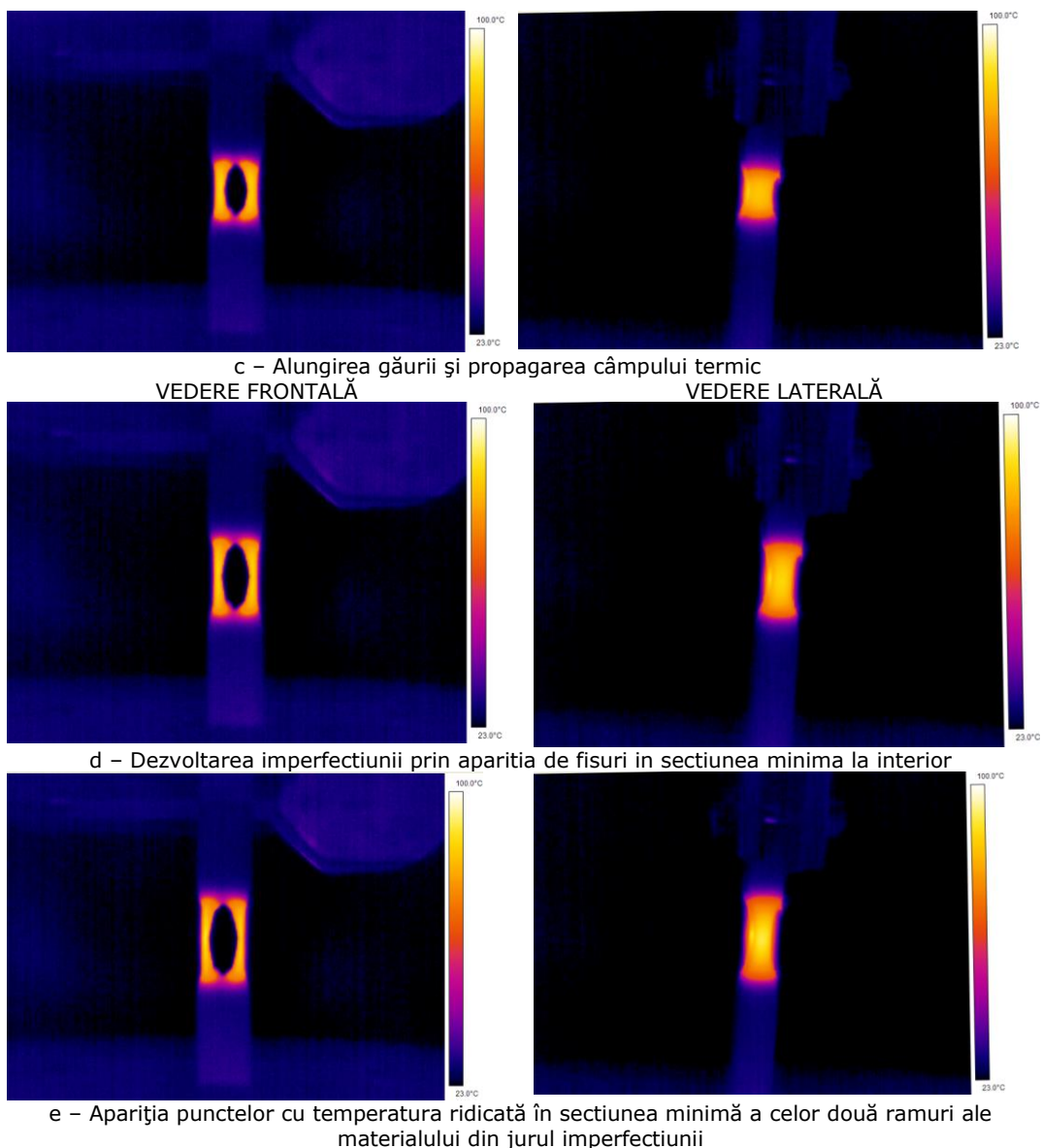


Figura 7.1 - (continuare) - Dinamica ruperii unei epruvete cu gaură centrală

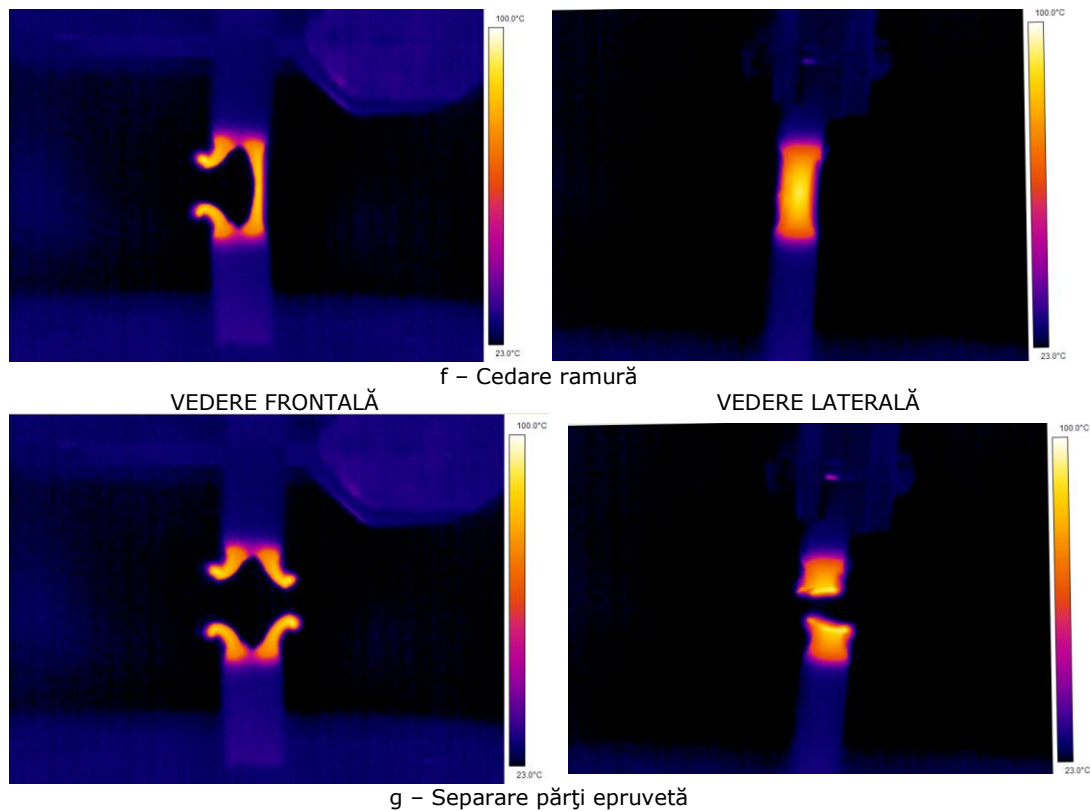


Figura 7.1 – (continuare) - Dinamica ruperii unei epruvete cu gaură centrală

Analizând imaginile termografice observăm că în timpul încercării la tracțiune distribuția temperaturii epruvetei se modifică continuu. Într-o primă etapă (figura 7.1.a), temperatura maximă se obține la suprafața interioară a găurii, zona încălzită formând două sectoare de cerc. Prin factorul de concentrare al tensiunii introdus de imperfecțiunea simulată de tip gaură, epruveta este suprasolicitată local, efectul obținut fiind creșterea locală a căldurii degajate în epruvetă.

Datorită căilor diferite de eliminare a căldurii din epruvetă (prin conducție în interiorul materialului, respectiv prin conducție și convecție în cazul suprafețelor exterioare), căldura tinde să se acumuleze în interiorul secțiunii minime a epruvetei. Întrucât factorul de intensitate al tensiunii diferă la suprafețele exterioare față de cele interioare (suprafețele marcate cu 1, respectiv 2 din figura 7.2), iar condițiile de răcire sunt aceleași, temperatura maximă nu se înregistrează în centrul secțiunii minime, ci în apropierea suprafețelor interioare.

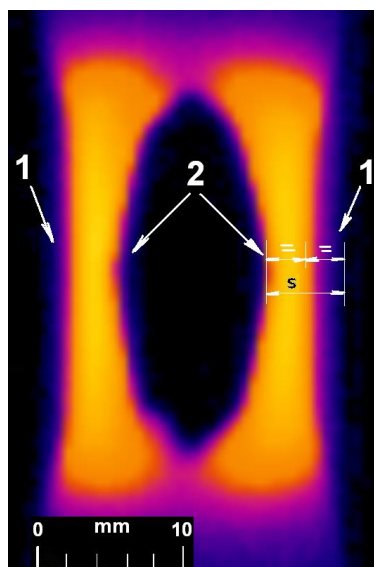


Figura 7.2 – Imaginea termografică a epruvetei cu gaură centrală, în timpul încercării la tracțiune

În aceste condiții, acumularea căldurii ca urmare a procesului descris anterior, are ca efect crearea unor „puncte slabe” sau fisuri situate la interiorul secțiunii minime, care conduc în final la ruperea materialului (figura 7.1 f și g) pe fondul diminuării rezistenței la rupere locale, odată cu creșterea temperaturii.

În continuare, pentru a evidenția modul în care modificările locale ale temperaturii epruvetei în timpul încercării influențează caracterul ruperii, se analizează aspectul suprafețelor de rupere a unor epruvete cu imperfecțiuni simulate de tip gaură, ce ocupă între 10 și 30% din secțiunea transversală a epruvetei.

În figura 7.3 se prezintă aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete încercate la tracțiune axială cu viteza de 650 mm/min. Încercarea s-a efectuat în aer în condiții controlate de temperatură, $T=23^{\circ}\text{C}$. Epruveta încercată prezintă o gaură centrală cu diametrul $d=2\text{ mm}$ ce ocupă 10% din aria secțiunii transversale.

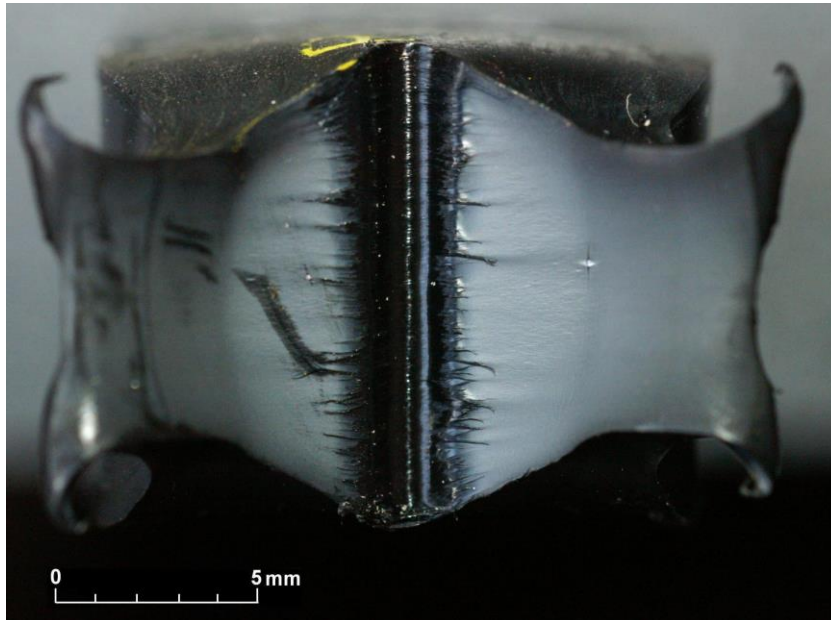


Figura 7.3 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=2$ mm, ce ocupă 10% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

Figura 7.3 prezintă o rupere ductilă, în zona din vecinătatea creștăturii evidențindu-se numeroase fibre rupte de material. De asemenea se observă un plan de alunecare inițiat de la o imperfecțiune de material (detaliul din figura 7.4).

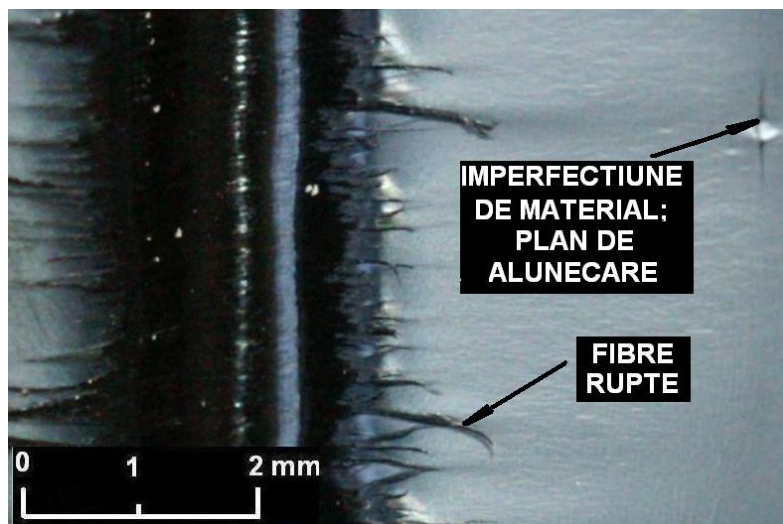


Figura 7.4 – Detaliu: epruvetă ruptă cu gaură centrală ($d=2$ mm)

În figura 7.5 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=3$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$).

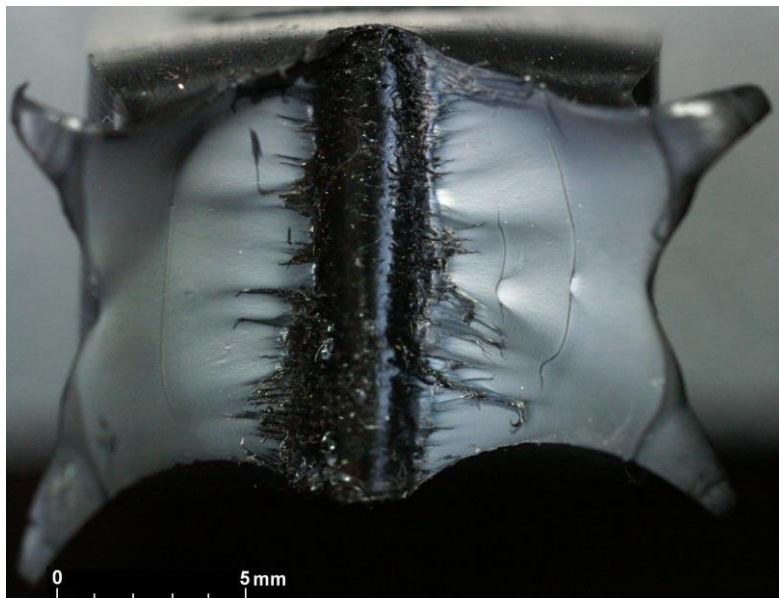


Figura 7.5 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=3$ mm, ce ocupă 15% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

Ruperea are un caracter ductil cu deformarea materialului în plane de alunecare ce sunt inițiate din imperfecțiuni de material (a se vedea detaliul din figura 7.6). De asemenea se observă fibre rupte de material în vecinătatea imperfecțiunii tip gaură.

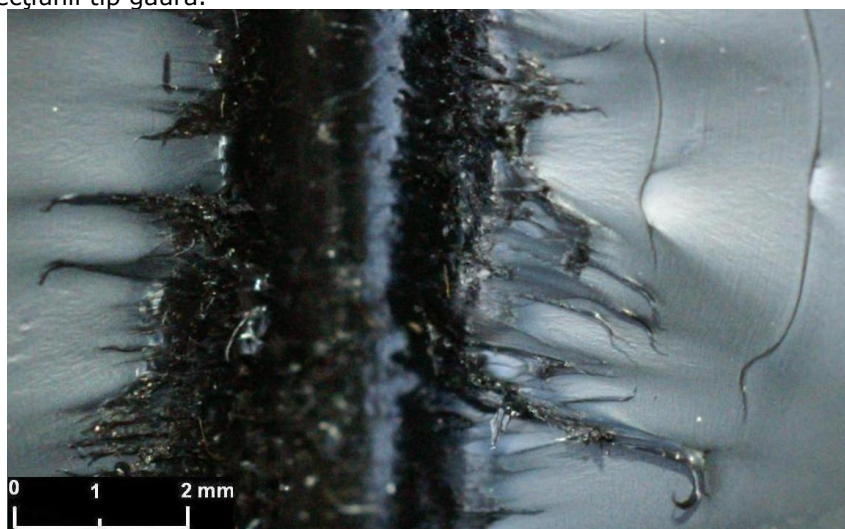


Figura 7.6 – Detaliu: epruvetă ruptă cu gaură centrală ($d=3$ mm)

În figura 7.7 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=4$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare. În

acest caz se constată apariția centrelor de inițiere a ruperii în vecinătatea găurii centrale și plane de alunecare bine conturate (detaliul din figura 7.8).

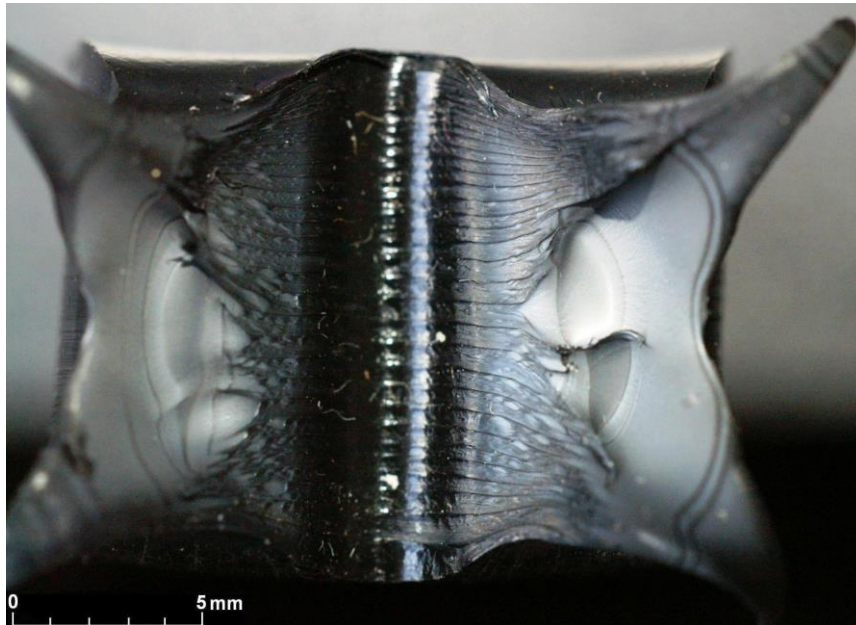


Figura 7.7 - Suprafața de rupere a unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=4$ mm, ce ocupă 20% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

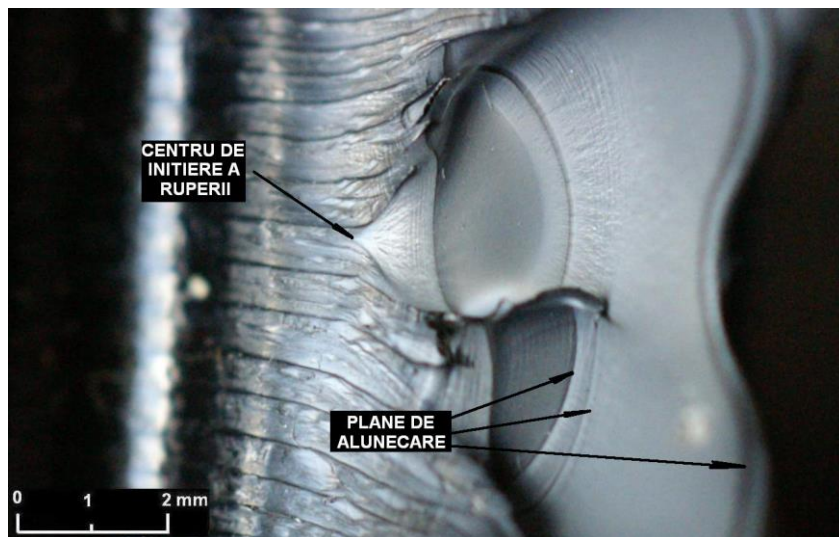


Figura 7.8 - Detaliu: epruvetă ruptă cu gaură centrală ($d=4$ mm)

În figura 7.9 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=5$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare.

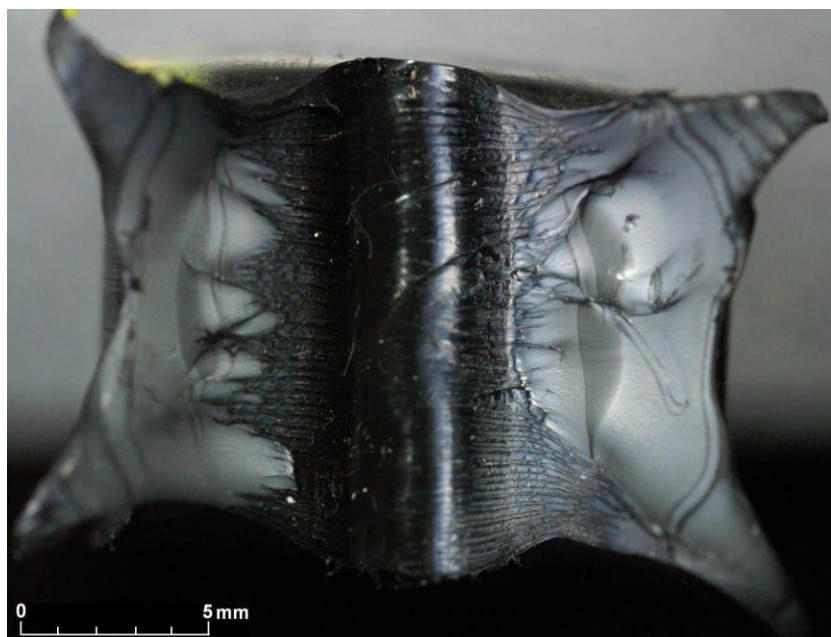


Figura 7.9 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=5$ mm, ce ocupă 25% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

Ruperea are un caracter ductil, cu plane de alunecare foarte bine conturate. Ruperea finală este ductilă și s-a produs cu o deformare importantă a materialului (figura 7.10).

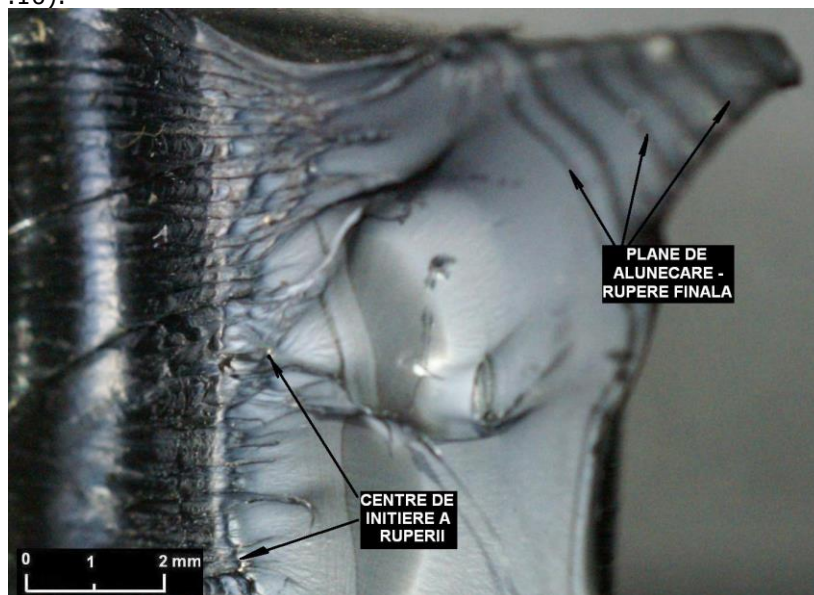


Figura 7.10 – Detaliu: epruvetă ruptă cu gaură centrală ($d=5$ mm)

În figura 7.11 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=6$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare.

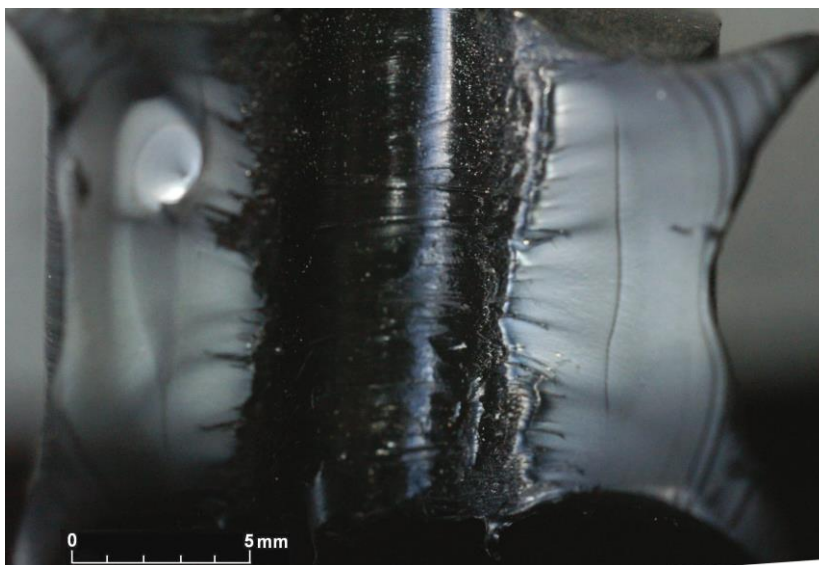


Figura 7.11 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu o gaură centrală cu diametrul $d=6$ mm, ce ocupă 30% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

În acest caz se constată prezența unor centre de inițiere a ruperii cu plane de alunecare proprii care delimitează secțiunea de rupere în zone distincte. Ruperea are un caracter ductil, zonele de alunecare fiind bine conturate.

7.2. Ruperea epruvetelor cu creștături în V bilaterale

În figurile 7.12.a – 7.12.g se prezintă imaginile termice înregistrate în etape succesive ale încercării la tracțiune ale unei epruvete cu creștături în V bilaterale. Analizând imaginile termografice se observă evoluția continuă a temperaturii măsurată în aceeași zonă, în timpul încercării la tracțiune.

Într-o primă etapă (figura 7.12.a, b), temperatura maximă se obține la suprafața epruvetei, în zona creștăturilor în V care, datorită factorului de concentrare al tensiunii ce acționează local în sensul intensificării căldurii degajate în epruvetă.

În etapa următoare, cu creșterea sollicitării de întindere, când creștătura se deformează plastic iar temperatură crește, influența factorului de intensificare al tensiunii scade, dar nu se anulează. Datorită căilor diferite de eliminare a căldurii din epruvetă (prin conducție în interiorul materialului, respectiv prin conducție și convecție în cazul suprafețelor exterioare), căldura tinde să se acumuleze în centrul secțiunii minime a epruvetei. Astfel, la un moment dat (figura 7.12.c), se realizează un echilibru între temperatura centrului epruvetei cu temperatura de la nivelul concentratorilor geometrici. Ulterior temperatura continuă să crească, iar valoarea maximă urmând să se înregistreze în centrul secțiunii minime plasate în dreptul creștăturii în V. Întrucât rezistența la rupere a polietilenei scade odată cu creșterea temperaturii, în etapa a treia, în zona centrală se depășește valoarea rezistenței la rupere a materialului și acesta cedează local formând un gol (figura 7.12.d).

În etapa patru, temperatura continuă să crească în continuare în secțiunea minimă a epruvetei, fapt ce favorizează inițierea unor fisuri (figura 7.12.e) care conduc în final, la ruperea epruvetei (figura 7.12.f și g).

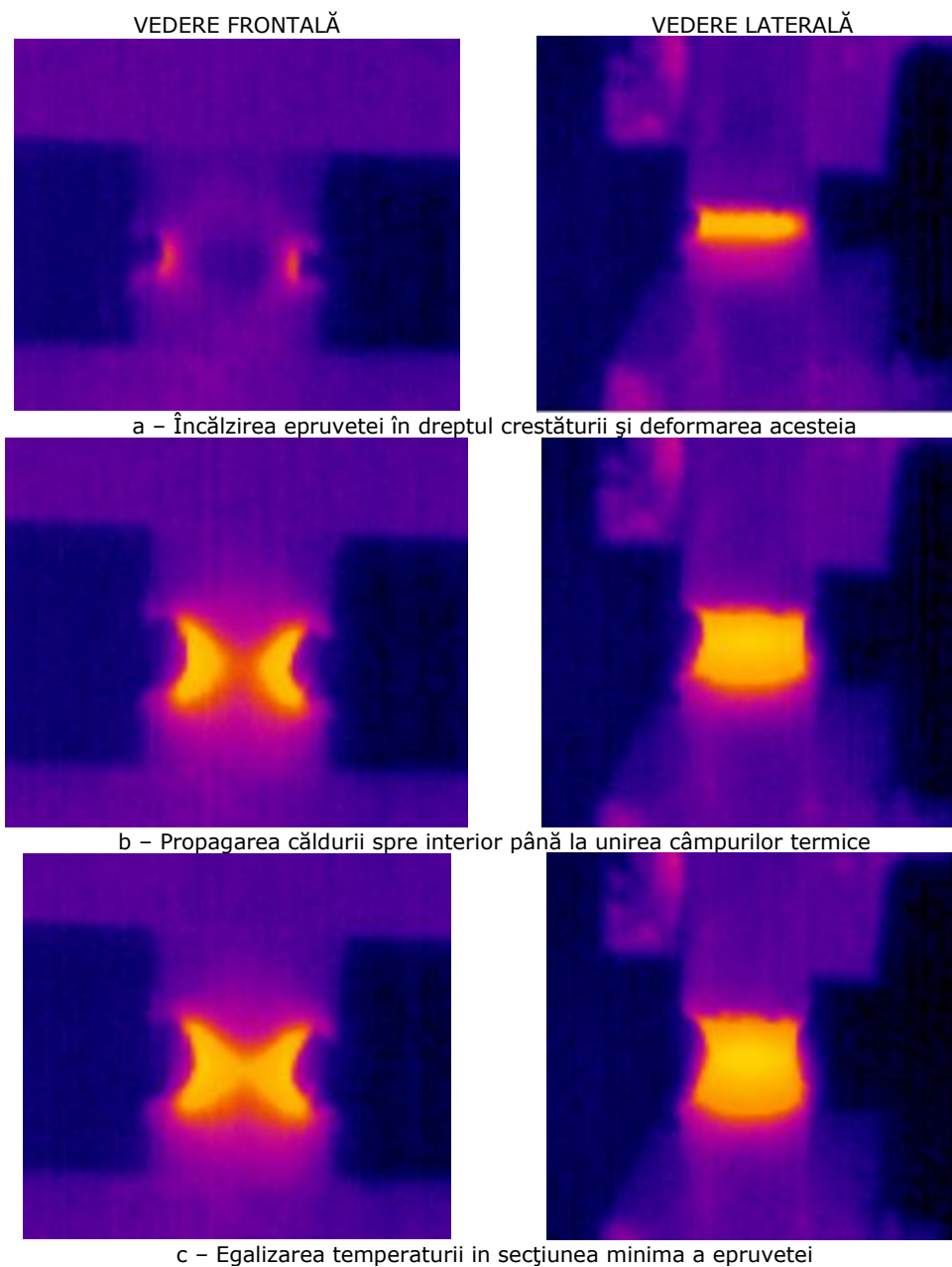
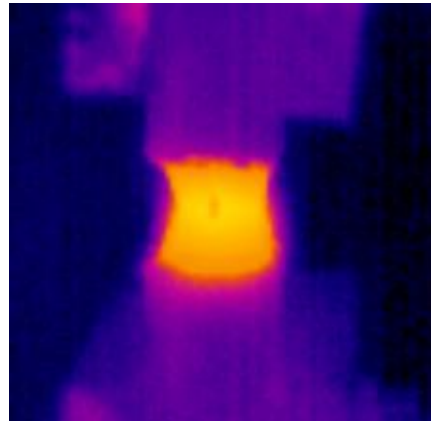
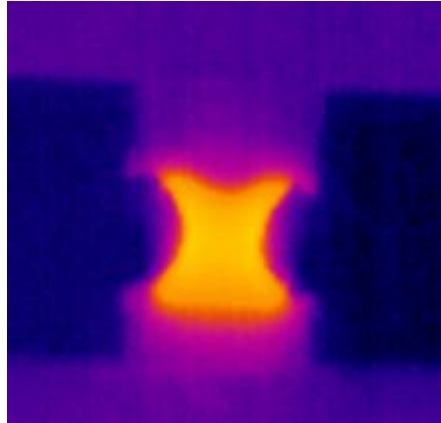
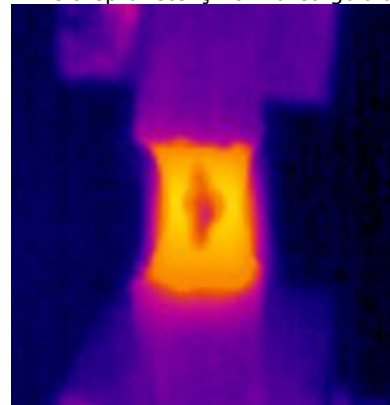
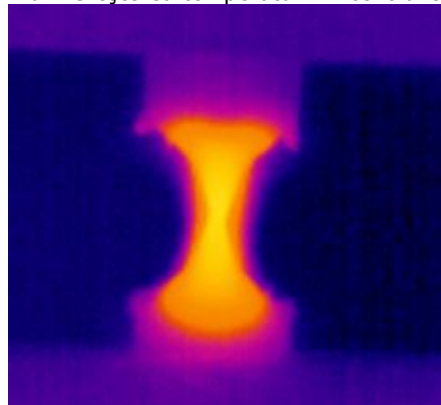


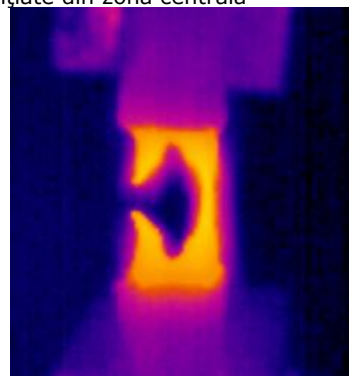
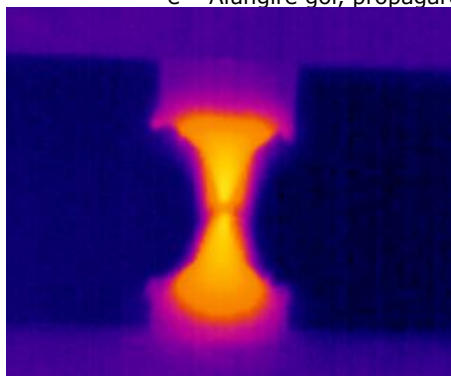
Figura 7.12 - Dinamica ruperii unei epruvete cu creștături în V bilaterale [78]



d - Creșterea temperaturii în centrul secțiunii minime a epruvetei și formarea golului

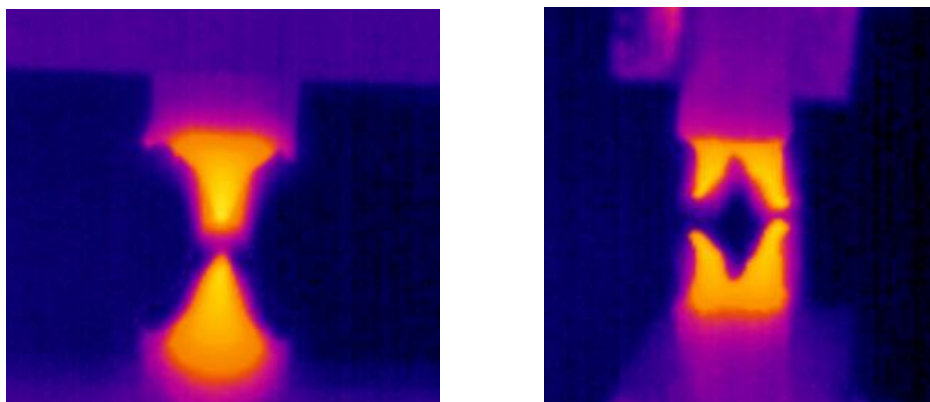


e - Alungire gol, propagarea fisurii inițiate din zona centrală



f - Propagare fisură până la exterior și cedare epruvetă

Figura 7.12 - (continuare) - Dinamica ruperii unei epruvete cu creștături în V bilaterale [78]



g - Separare componente

Figura 7.12 – (continuare) - Dinamica ruperii unei epruvete cu creștături în V bilaterale [78]

În continuare, pentru a evidenția modul în care modificările locale ale temperaturii epruvetei în timpul încercării influențează caracterul ruperii, s-a analizat aspectul suprafețelor de rupere a unor epruvete cu creștături ce ocupă între 10% și 30% din secțiunea transversală a epruvetei.

În figura 7.13 se prezintă aspectul suprafeței unei epruvete rupte prin solicitare axială la tracțiune cu viteza de 650 mm/min. Epruveta prezintă două creștături în V simetrice, cu adâncimea $h=1,0$ mm, ce ocupă 10% din aria secțiunii transversale. Încercarea s-a efectuat în aer, în condiții de temperatură controlate, $T=23^{\circ}\text{C}$.

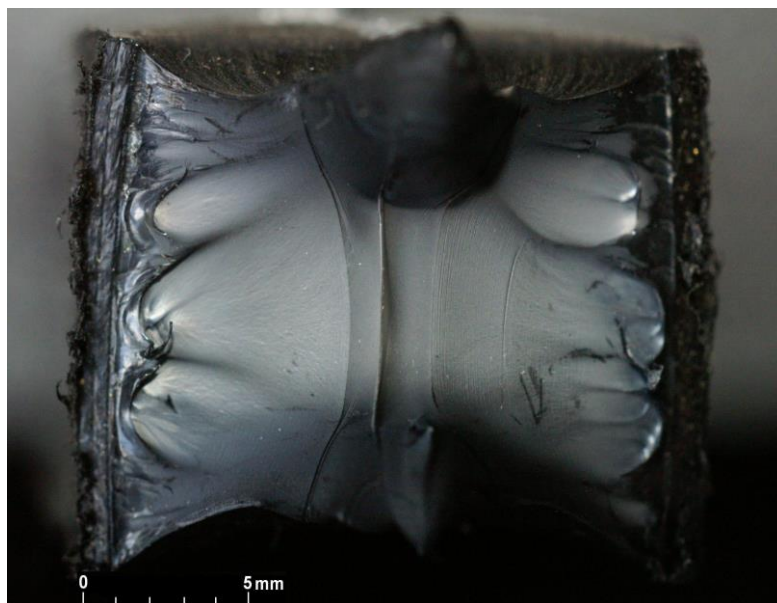


Figura 7.13 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=1,0$ mm, ce ocupă 10% din secțiunea transversală a epruvetei, $v=650\text{mm/min}$; $T=23^{\circ}\text{C}$ [78]

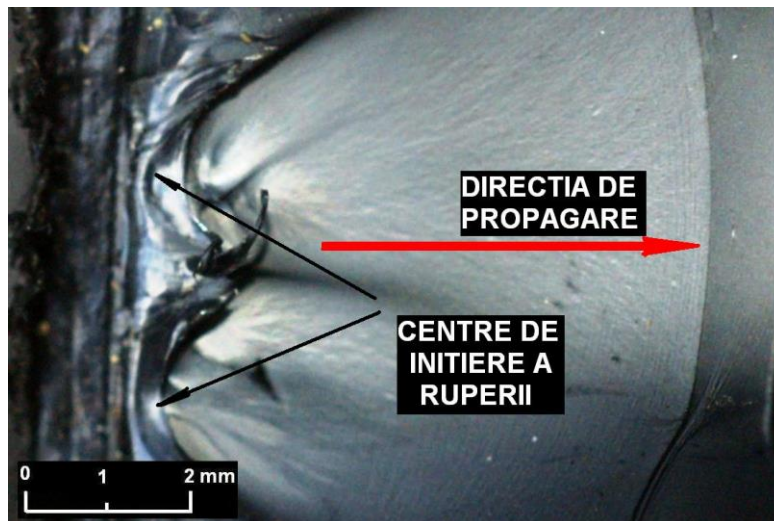


Figura 7.14 – Detaliu: aspectul zonei de inițiere a ruperii, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=1,0$ mm) [78]

La baza creștăturilor (figura 7.14) se remarcă centre de inițiere a ruperii, care sunt mai numeroase în zona centrală a epruvetei, acolo unde temperatura a fost mai ridicată. Direcția de propagare a ruperii este de la creștături spre centrul epruvetei, fapt confirmat prin alura planelor de alunecare.

În figura 7.15 se prezintă aspectul suprafeței epruvetei rupte, în vecinătatea ruperii finale. Ruperea epruvetei are un caracter ductil, cu deformații importante preponderent în zona de rupere finală (vezi și figura 7.12.g), dar și alunecări în trepte în secțiunea de rupere. Prin solicitarea la tracțiune s-a evidențiat fibrajul materialului.

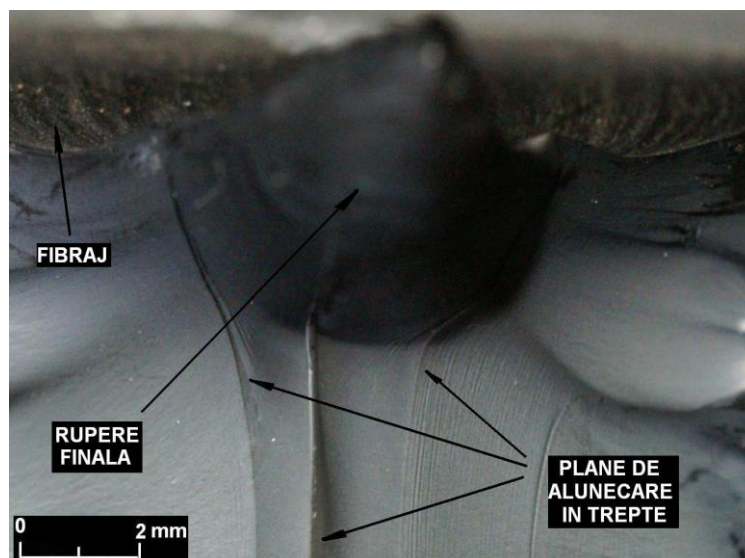


Figura 7.15 – Detaliu: aspectul zonei ruperii finale, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=1,0$ mm) [78]

În figura 7.16 se prezintă aspectul suprafeței de rupere a epruvetei cu creștături bilaterale, cu adâncimea $h=1,5$ mm, ce reprezintă 15% din aria secțiunii transversale. Viteza de încercare (de deplasare a bacurilor de fixare a epruvetei) a fost de 650 mm/min.

Analizând figurile 5.13 și 5.16 se observă că pe măsură ce adâncimea creștăturii crește, crește și numărul centrelor de inițiere a ruperii (vezi detaliul din figura 7.17). De asemenea se observă că odată cu creșterea adâncimii creștăturii, scade gradul de deformare a zonei de rupere finală (figura 7.18), caracterizată prin structuri de alunecare în trepte.

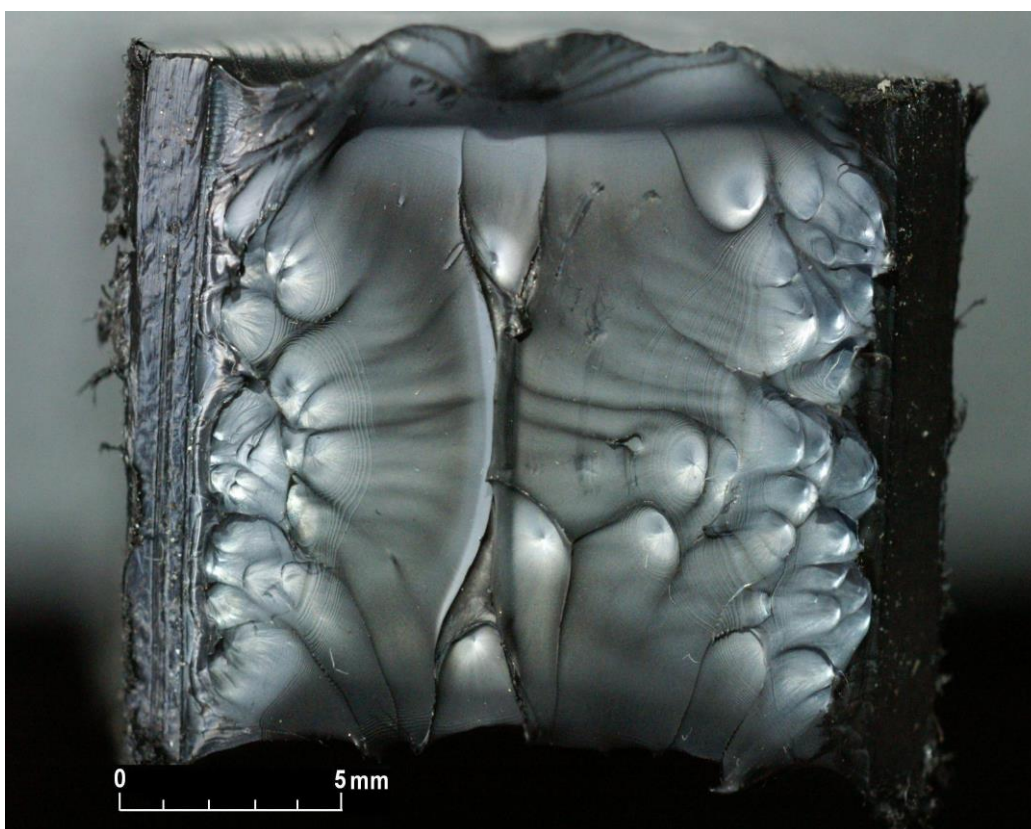


Figura 7.16 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=1,5$ mm, ce ocupă 15% din secțiunea transversală a epruvetei, $v=650$ mm/min; $T=23^{\circ}\text{C}$ [78]

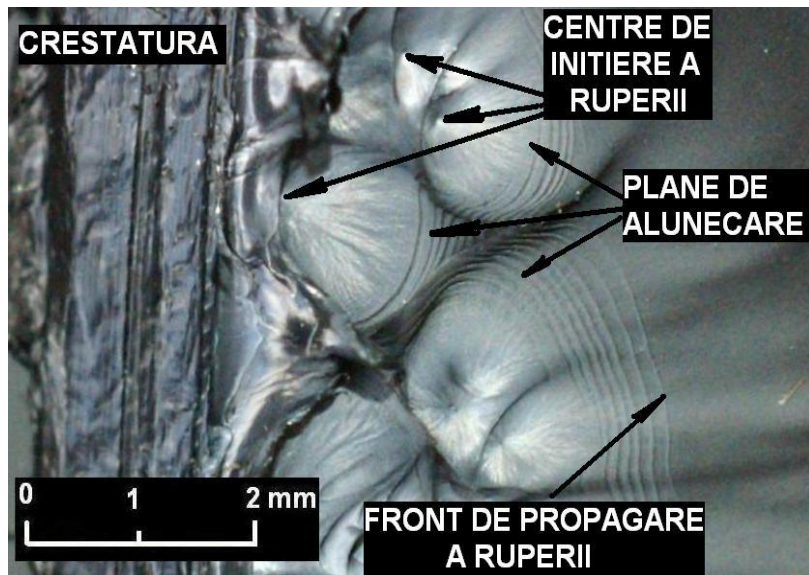


Figura 7.17 – Detaliu: aspectul zonei de inițiere a ruperii, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=1,5$ mm) [78]

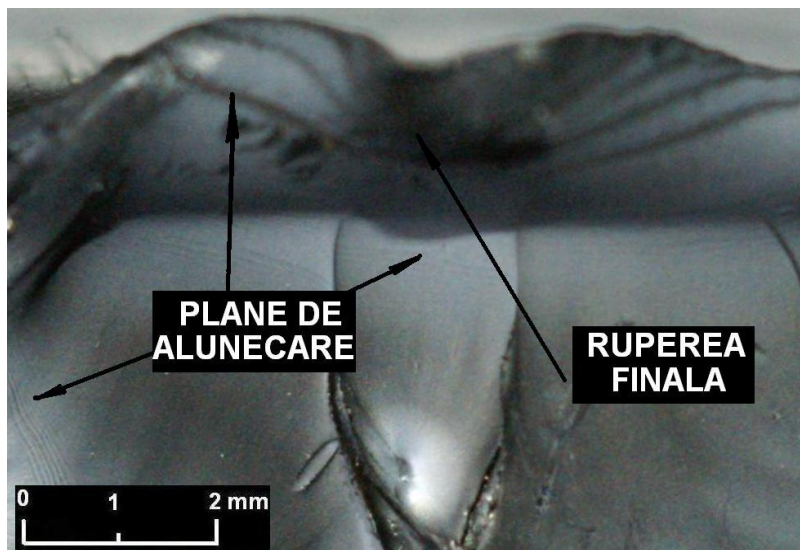


Figura 7.18 – Detaliu: aspectul zonei ruperii finale, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=1,5$ mm) [78]

În figura 7.19 se prezintă aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=2,0$ mm, ce ocupă 20% din aria secțiunii transversale. Viteza de încercare utilizată a fost de 650 mm/min. Față de situațiile anterioare, în acest caz crește mai mult numărul centrelor de inițiere a ruperii, iar în zona centrală ruperea materialului are un caracter mixt ductil – fragil (figura 7.20).



Figura 7.19 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=2,0$ mm, ce ocupă 20% din secțiunea transversală a epruvetei, $v=650$ mm/min; $T=23^{\circ}\text{C}$ [78]

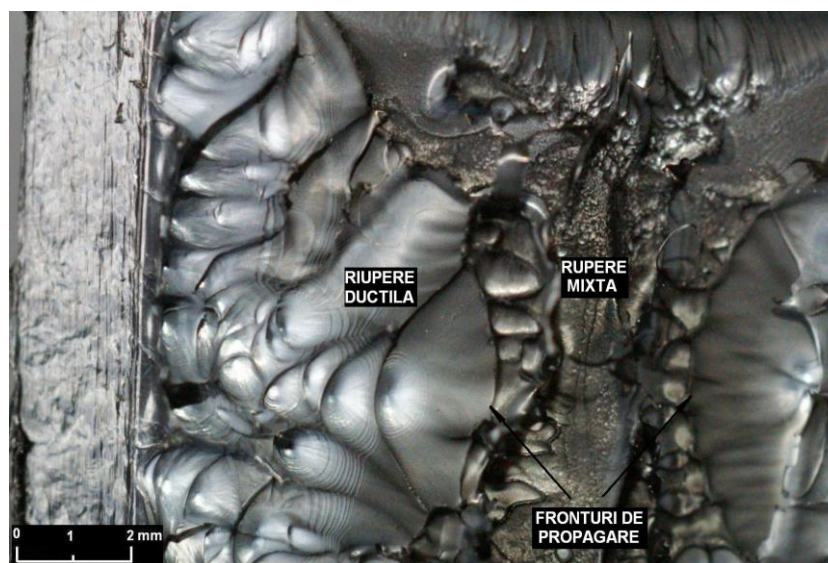


Figura 7.20 – Detaliu: modificarea caracterului ruperii în zona centrală a epruvetei cu creștături în V bilaterale, ($h=2,0$ mm) [78]

În figura 7.21 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=2,5$ mm, ce reprezintă 25% din aria secțiunii transversale. Condițiile de încercare au fost similare încercărilor prezentate anterior. În acest caz se disting trei zone cu comportări la rupere diferite (figura 7.22).



Figura 7.21 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=2,5$ mm, ce ocupă 25% din secțiunea transversală a epruvetei, $v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$ [78]

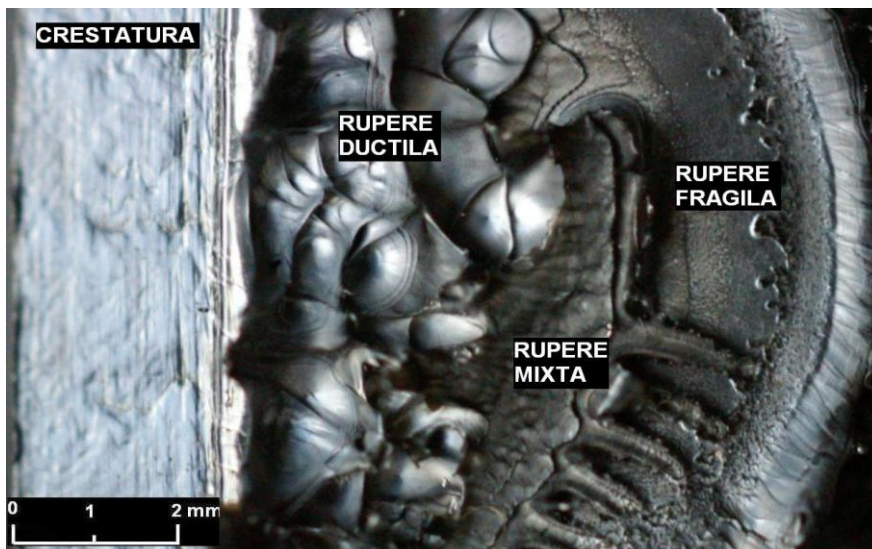


Figura 7.22 – Detaliu: zone cu caractere de rupere diferite, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=2,5$ mm) [78]

În figura 7.23, se prezintă aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h = 3,0$ mm, ce reprezintă 30% din aria secțiunii transversale a epruvetei. Condițiile de încercare au fost similare celor

anterioare. Se constată că în funcție de caracterul ruperii, epruveta prezintă o simetrie biaxială.

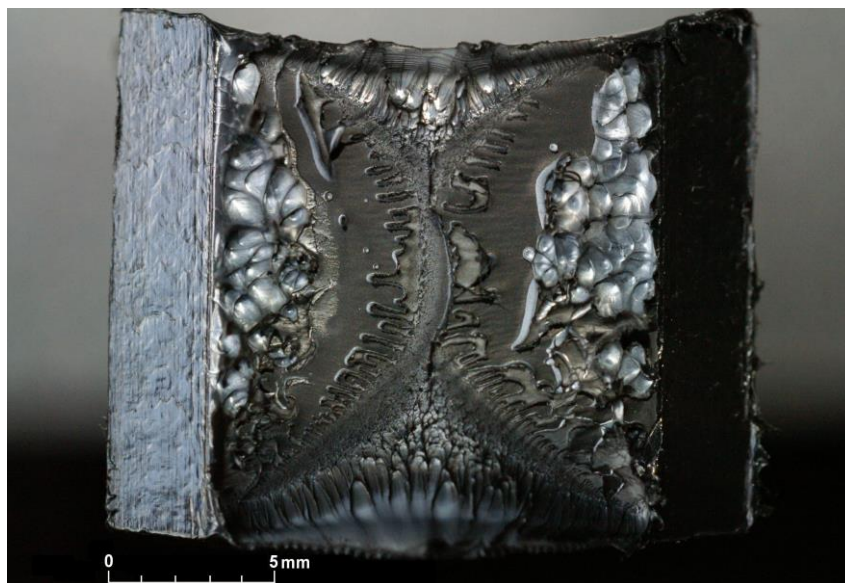


Figura 7.23 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături în V bilaterale cu adâncimea $h=3,0$ mm, ce ocupă 30% din secțiunea transversală a epruvetei, $v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$ [78]

La nivelul suprafeței transversale a epruvetei rupte se observă multiple centre de inițiere a ruperii (figura 7.24) ce au o formă sferoidală atunci când sunt singulare, sau sunt alungite, în cazul celor grupate.

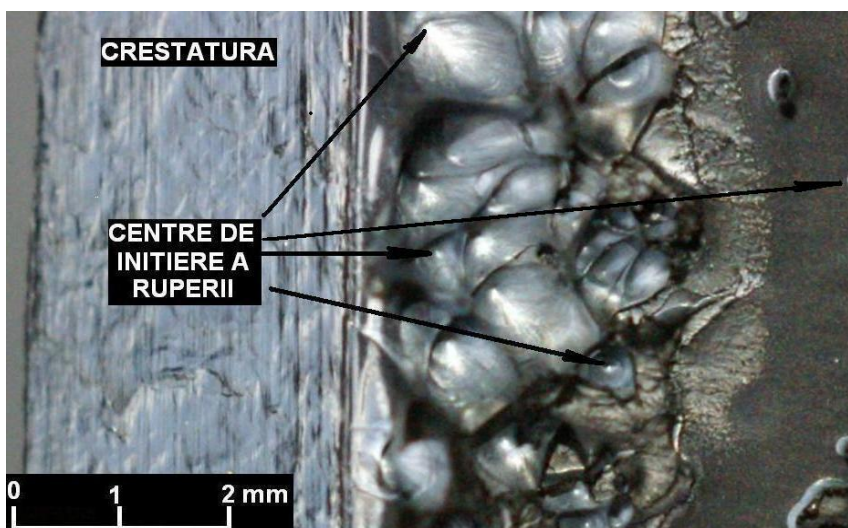


Figura 7.24 – Detaliu: centre de inițiere a ruperii, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=3,0$ mm) [78]

În suprafața de rupere sunt prezente atât zone cu ruperi ductile, cu deformații semnificative și alunecări în trepte plasate în vecinătatea centrelor de inițiere a ruperii, cât și zone rupte fragil, fără deformații importante (figura 7.25).

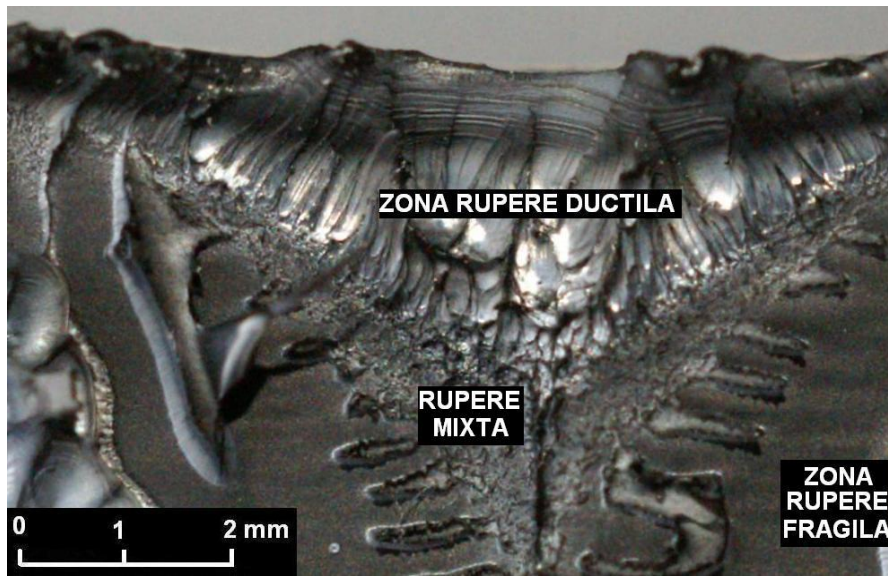


Figura 7.25 – Detaliu: zone cu caractere de rupere diferite, epruvetă cu creștături în V bilaterale, ($h=3,0$ mm) [78]

Modificarea caracterului ruperii se explică prin temperatura diferită a epruvetei în secțiunea transversală, în timpul încercării la tracțiune. Astfel, temperatura epruvetei este mai ridicată în zona creștăturilor în V ce constituie concentratori de tensiuni și în centrul suprafețelor laterale, fapt confirmat prin termografie.

Apariția ruperii fragile se explică prin faptul că încercarea s-a efectuat cu viteză ridicată ($v=650$ mm/min) în condițiile diminuării cu 30% a secțiunii de rupere. Întrucât timpul a fost insuficient pentru uniformizarea temperaturii în secțiunea transversală, ruperea epruvetei s-a efectuat prin mecanisme de cedare diferite, caracterul ruperii fiind influențat de starea de tensiune locală și de temperatură.

7.3. Ruperea epruvetelor cu creștături tip riz, bilaterale

În figura 7.26.a - 7.26.g se prezintă dinamica ruperii unei epruvete cu imperfecțiuni bilaterale tip riz. Imaginile termice ale epruvetei au fost înregistrate în diferite etape ale încercării la tracțiune.

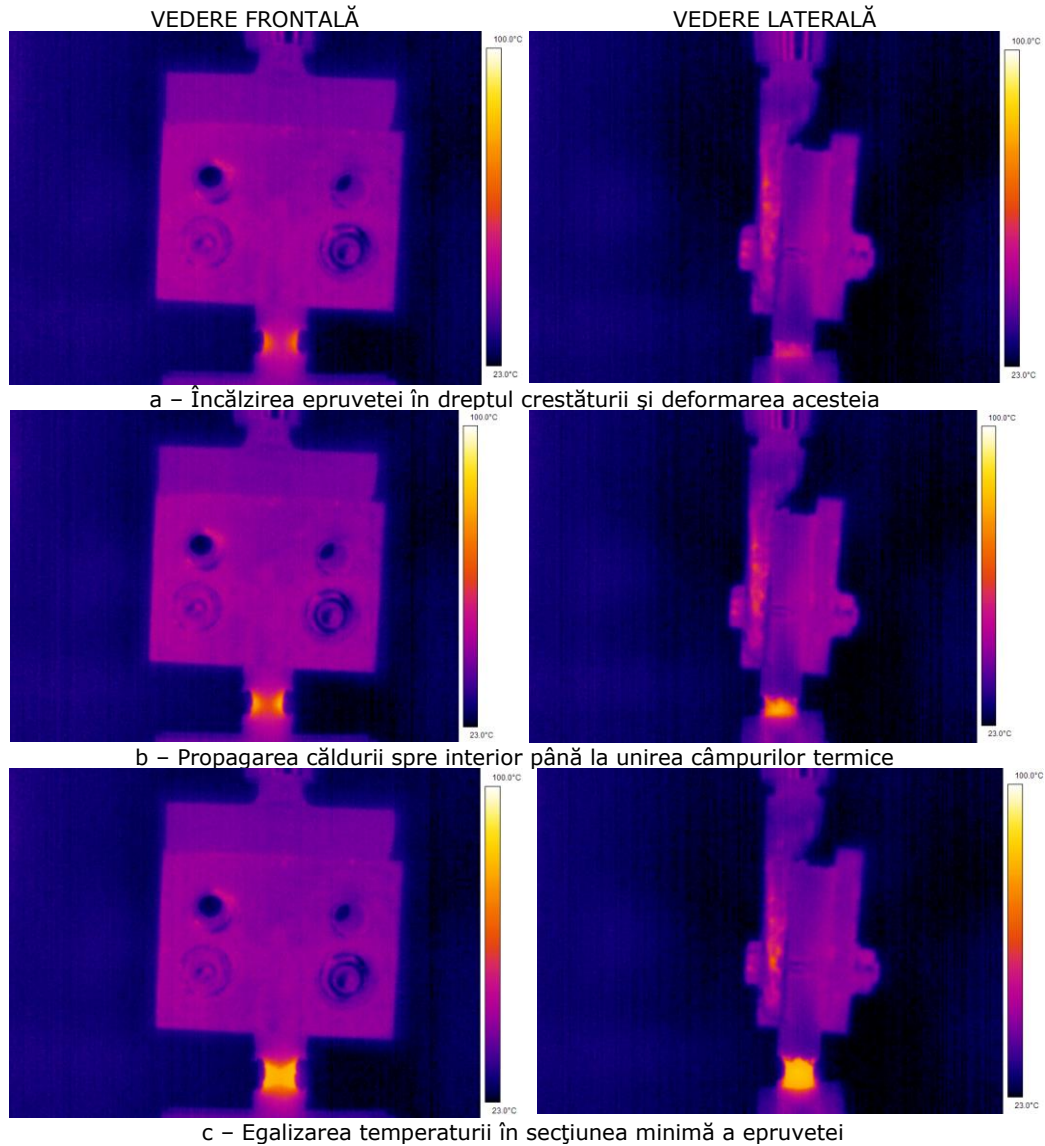
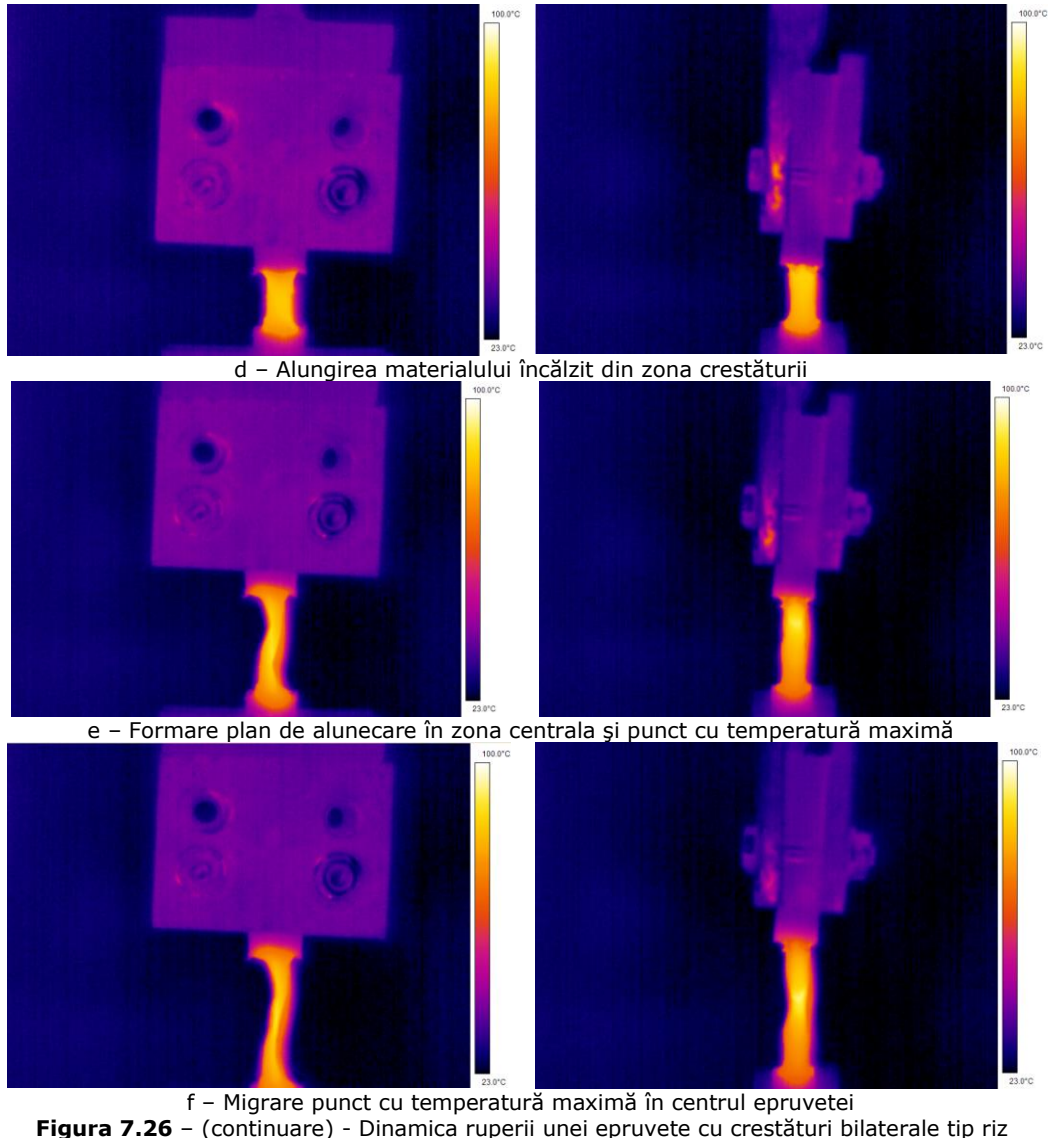
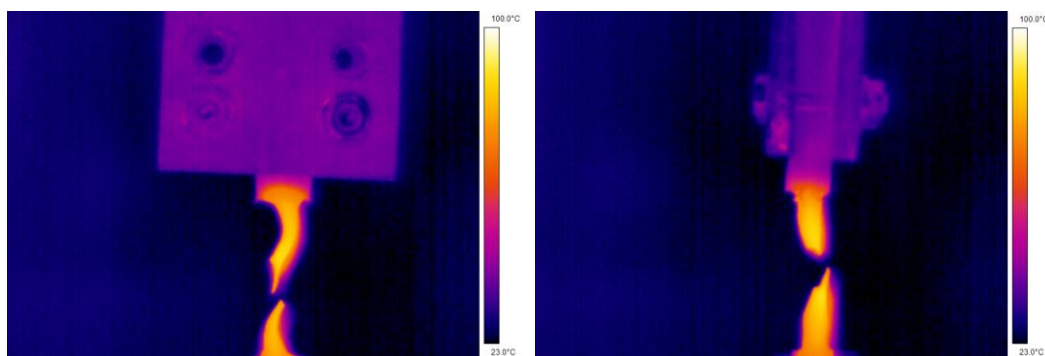


Figura 7.26 - Dinamica ruperii unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz





g - Separare prin cedarea epruvetei în zona centrală, în planul de alunecare

Figura 7.26 – (continuare) - Dinamica ruperii unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz

Analizând imaginile termografice observăm că în timpul încercării la tracțiune distribuția temperaturii epruvetei se modifică continuu. Într-o primă etapă (figura 7.26.a și 7.26.b), temperatura maximă se obține la suprafața exterioară a epruvetei, în zona creștăturilor tip riz care, prin factorul de concentrare a tensiunii, acționează local în sensul intensificării căldurii degajate în epruvetă.

Datorită căilor diferite de eliminare a căldurii din epruvetă căldura tinde să se acumuleze în centrul secțiunii minime a epruvetei. Astfel, la un moment dat (figura 7.26.c), temperatura în centrul epruvetei egalează temperatura existentă la nivelul concentratorilor.

Ca urmare a încălzirii volumului de material din dreptul creștăturilor, acesta se deformează (figura 7.26.d). Întrucât în acest caz deformarea materialului este semnificativă, influența factorului de intensificare a tensiunii devine practic nul. În aceste condiții, acumularea căldurii în centrul epruvetei are ca efect crearea unui plan de temperatură maximă ce împarte epruveta în două jumătăți mai „reci” (figura 7.26.e). Prin scăderea rezistenței materialului cu temperatura, acest plan devine plan de alunecare, în raport cu care se produce ruperea epruvetei (figura 7.26.f și 7.26.g).

În continuare, pentru a evidenția modul în care modificările de temperatură din timpul încercării influențează caracterul ruperii, se analizează aspectul suprafețelor de rupere a unor epruvete cu creștături ce ocupă între 10 și 30% din secțiunea transversală a epruvetei.

În figura 7.27 se prezintă aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete rupte prin solicitare axială la tracțiune cu viteza de 650 mm/min. Epruveta prezintă două rizuri simetrice (creștături bilaterale), cu adâncimea $h=1,0$ mm ce ocupă 10% din aria secțiunii transversale. Încercarea s-a efectuat în aer, în condiții controlate de temperatură $T=+23^{\circ}\text{C}$.

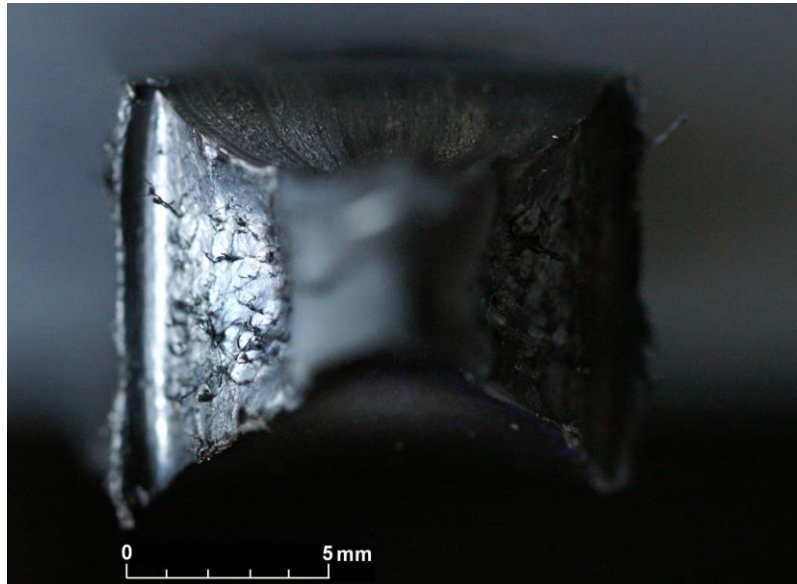


Figura 7.27 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=1,0$ mm, ce ocupă 10% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650\text{mm/min}$; $T=23^\circ\text{C}$)

Se observă că ruperea s-a produs ductil, pe suprafețele laterale ale epruvetei evidențiindu-se foarte bine fibrajul materialului, iar pe suprafețele crestate fibre rupte de material (figura 7.28).

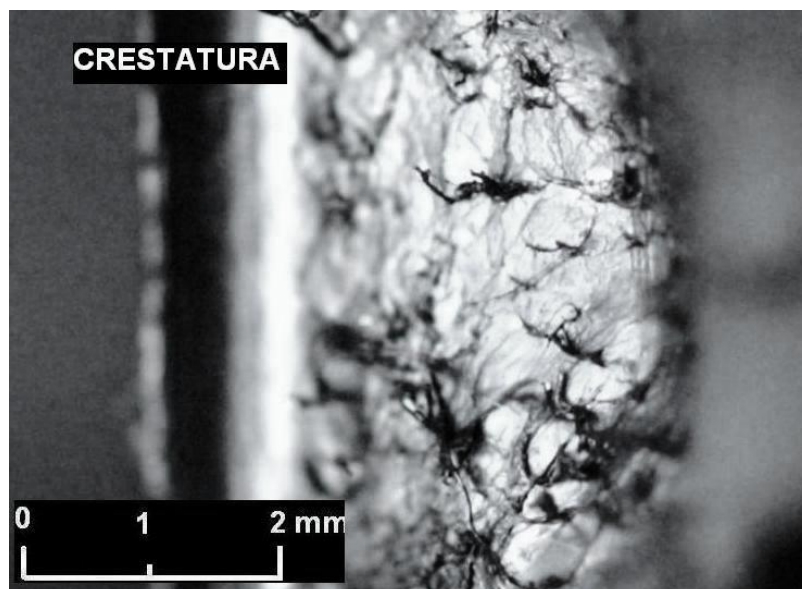


Figura 7.28 – Detaliu: rupere ductilă cu fibre de material rupte, epruvetă cu creștături bilaterale tip riz, ($h=1,0$ mm)

În figura 7.29 se prezintă aspectul suprafeței de rupere finale. Ruperea are un caracter ductil, cu deformații importante ce pun în evidență fibrajul materialului.

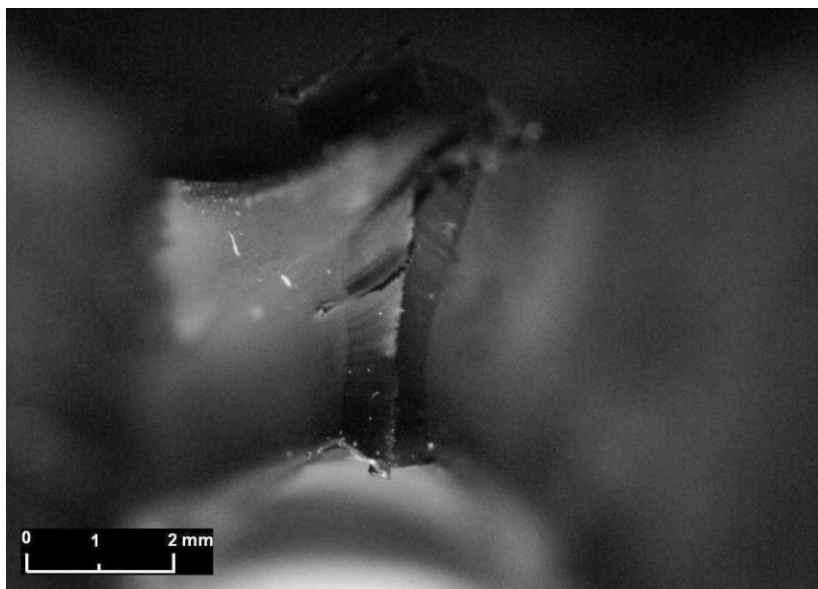


Figura 7.29 – Detaliu: rupere finală ductilă, epruvetă cu creștături bilaterale tip riz, ($h=1,0$ mm)

În figura 7.30 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz, cu adâncimea $h=1,5$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare.

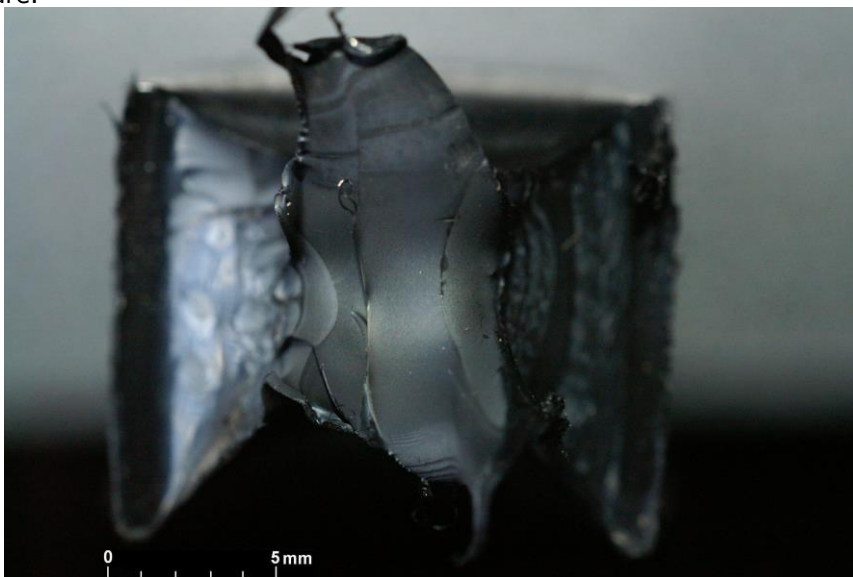


Figura 7.30 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=1,5$ mm, ce ocupă 15% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650$ mm/min; $T=23^{\circ}$ C)

Detaliul din figura 7.31 prezintă zona de rupere finală în care este evidențiat fibrajul materialului și tipul ruperii. Ruperea are un caracter ductil cu deformarea materialului în plane de alunecare.

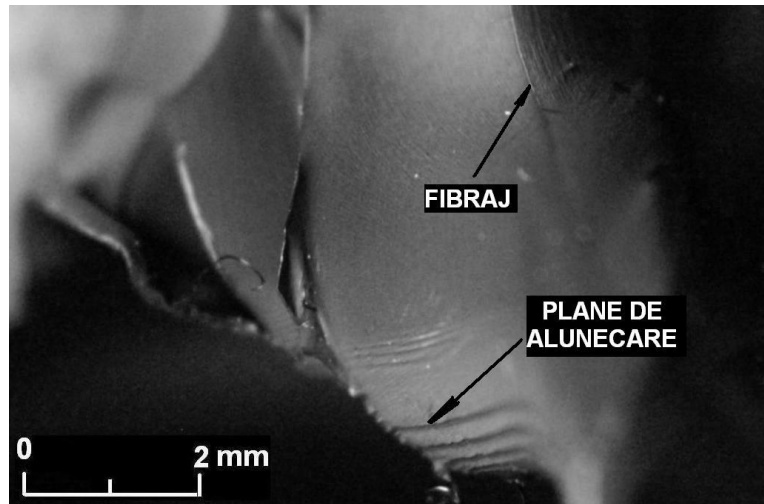


Figura 7.31 – Detaliu: rupere finală ductilă, epruvetă cu creștături bilaterale tip riz, ($h=1,5$ mm)

În figura 7.32 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=2,0$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare. În acest caz se constată apariția centrelor de inițiere a ruperii în zona creștăturilor și în zona centrală (figura 7.33).

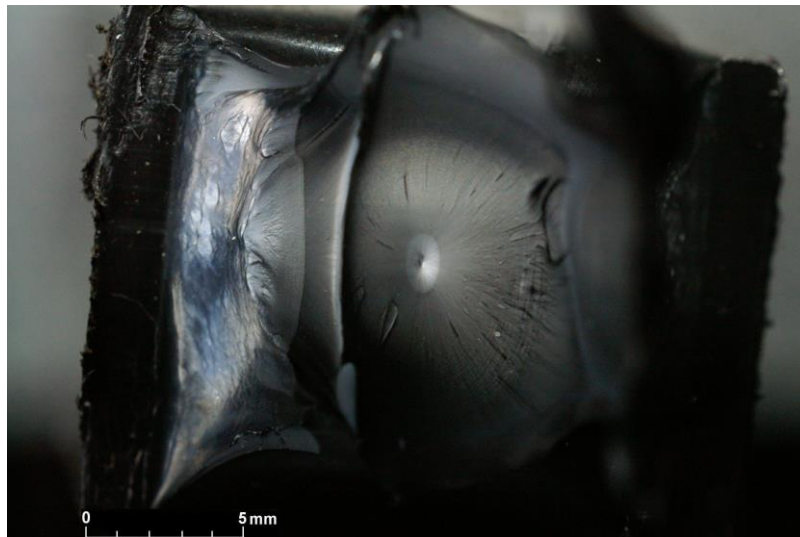


Figura 7.32 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=2,0$ mm, ce ocupă 20% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650$ mm/min; $T=23^{\circ}$ C)

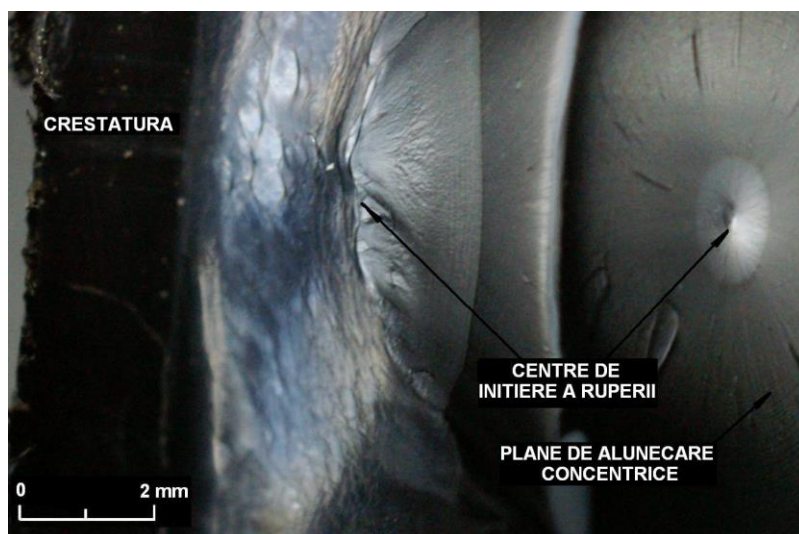


Figura 7.33 – Detaliu: centre de inițiere a ruperii, epruvetă cu creștături bilaterale tip riz, ($h=2,0$ mm)

În figura 7.34 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=2,5$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare. În acest caz în zona centrală se disting două centre de inițiere a ruperii, cel mai important fiind în zona centrală. Ruperea are un caracter ductil, cu plane de alunecare concentrice foarte bine conturate. Ruperea finală este ductilă și s-a produs cu o deformare importantă a materialului (figura 7.35).

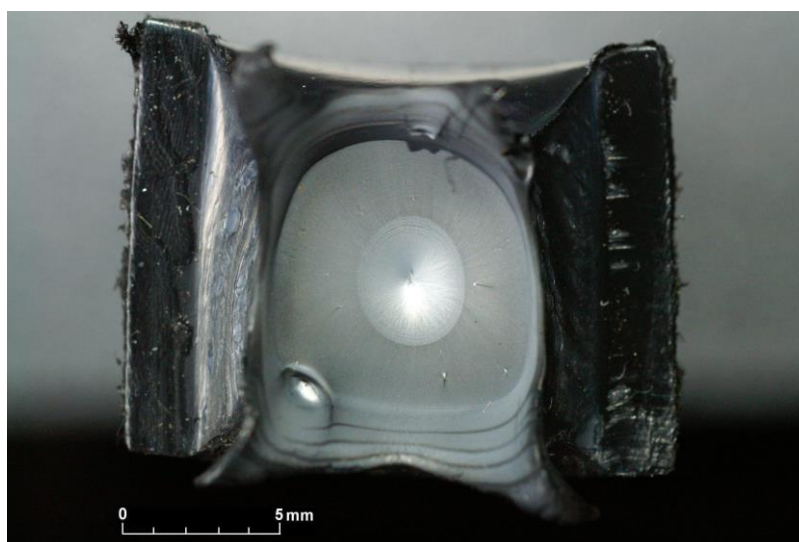


Figura 7.34 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=2,5$ mm, ce ocupă 25% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650$ mm/min; $T=23^{\circ}\text{C}$)

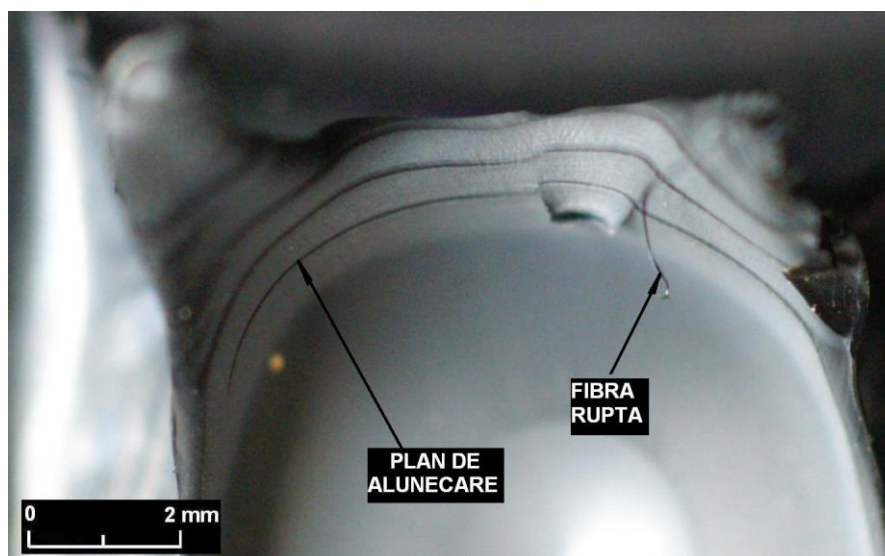


Figura 7.35 – Detaliu: zone cu caractere de rupere diferite epruvetă cu creștături bilaterale tip riz, ($h=2,5$ mm)

În figura 7.36 se prezintă aspectul suprafeței de rupere al unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=3,0$ mm, ruptă în aceleași condiții de încercare. Se constată că în zona centrală a epruvetei sunt prezente mai multe centre de inițiere a ruperii cu plane de alunecare proprii care delimitează secțiunea de rupere în zone distincte. Ruperea are un caracter ductil, zonele de alunecare fiind bine conturate.

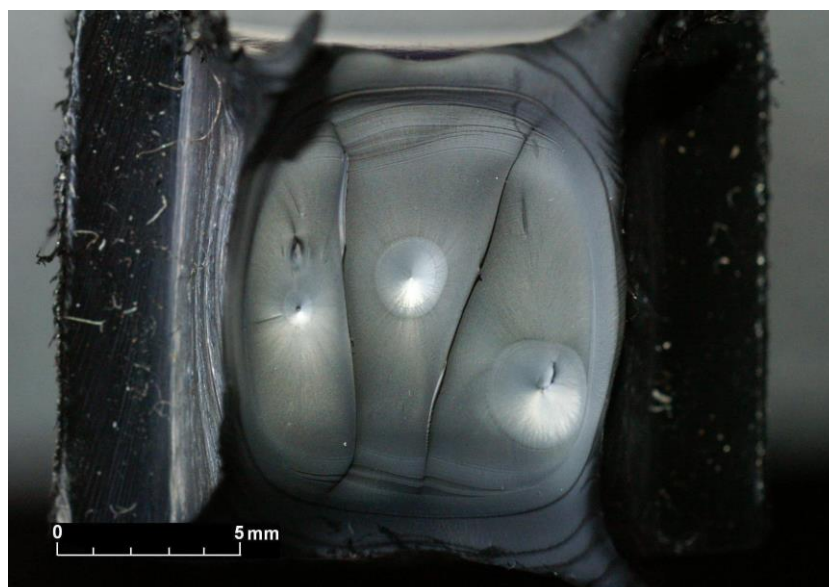


Figura 7.36 – Suprafața de rupere a unei epruvete cu creștături bilaterale tip riz cu adâncimea $h=3,0$ mm, ce ocupă 30% din secțiunea transversală a epruvetei ($v=650$ mm/min; $T=23^{\circ}\text{C}$)

Modificările comportamentului la rupere a materialului se reflectă în caracteristicile mecanice obținute (vezi figurile 5.57 – 5.59, unde se prezintă variația rezistenței la tracțiune cu viteza de solicitare, pentru concentratorii geometrici de severitate diferită, anterior detaliați).

7.4. Concluzii privind dinamica ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate

- Analiza dinamicii ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate s-a efectuat prin intermediul metodei nedistructive de termografie în infraroșu IRT, utilizând un sistem performant alcătuit dintr-o cameră termografică și un software specializat în achiziția, prelucrarea și interpretarea imaginilor termice;
- Temperaturile înregistrate în timpul încercării la tracțiune sunt corelate cu starea de tensiuni locală indusă prin solicitarea epruvetei cu imperfecțiuni (discontinuități geometrice obținute prin prelucrări mecanice);
- S-a constatat că modul în care se produce ruperea este corelat cu tipul imperfecțiunii simulate, dinamica ruperii și aspectul suprafeței de rupere fiind diferite în funcție de tipul imperfecțiunii. Explicația fenomenului este simplă și derivă din solicitarea diferențiată a secțiunii minime a epruvetei în funcție de coeficientul de concentrare locală a tensiunii. S-a arătat în capitolul 5 că rezistența la tracțiune a polietilenei este liniar dependentă de temperatură. Întrucât materialul se încălzește neuniform ca urmare a solicitării locale neuniforme induse de concentratorii de tensiune, la nivel local materialul cedează în zonele încălzite. Această cedare este urmată de o redistribuire a sarcinii în secțiunea minimă, fapt ce determină apariția altor puncte „calde” favorizează ruperea epruvetei. Poziția acestor puncte calde a fost evidențiată experimental prin termografie pasivă IRT. S-a constatat că acestea sunt specifice fiecărui tip de imperfecțiune în parte și determină dinamica ruperii epruvetei;
- S-a pus în evidență că la viteze mici de deformare (sub 50 mm/min.) ruperea materialului se produce ductil, indiferent de volumul ocupat de discontinuitățile geometrice. Explicația se găsește în caracterul vâsco-elastic al materialului termoplast (polietilena);
- La viteze mari de deformare (650 mm/min.) fibrele de material termoplast nu au timpul necesar să curgă și cedează. Caracterul ruperii este influențat de adâncimea crestăturii prelucrate, în speță de valoarea coeficientului de concentrare a tensiunii. Discontinuitățile geometrice ce ocupă mai mult de 15% din aria secțiunii transversale favorizează apariția zonelor cu rupere fragilă;
- S-a evidențiat aspectul microscopic al suprafețelor de rupere și s-a explicat caracterul ruperii pentru epruvetele cu imperfecțiuni simulate rupte prin solicitări axiale cu viteză mare de deformare (650 mm/min.).

8. CONTRIBUȚII PERSONALE

Capitolele 3, 4, 5, 6 și 7 ale tezei au un pronunțat caracter de cercetare experimentală. Rezultatele obținute în cadrul acestor programe experimentale reprezintă contribuții personale ale autorului. În continuare se prezintă contribuțiile personale, în ordinea în care acestea s-au descris în cadrul tezei.

1. Evaluarea caracteristicilor acustice ale polietilenei:

- Evidențierea comportamentului izotrop al polietilenei PE 80 la acțiunea undelor ultrasonice;
- Diferențierea clară a comportării materialului în funcție de tipul de undă utilizat (unde longitudinale sau transversale);
- Evidențierea proporționalității atenuării cu frecvența în intervalul 1-4 MHz și calculul coeficientului de atenuare în funcție de lungimea și tipul de undă;
- Stabilirea tehnicilor și parametrilor de examinare a țevilor sudate prin topire cap la cap cu element încălzitor în funcție de tipodimensiunea acestora (diametrul nominal și grosime).

2. Dezvoltarea tehnicilor de simulare a imperfecțiunilor și introducerea / adoptarea unor noi tehnici de simulare:

- Stabilirea regimurilor de sudare, în vederea obținerii imperfecțiunilor naturale;
- Simularea imperfecțiunilor prin tehnica implanturilor, la sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor a țevilor din polietilenă;
- Metoda LSI de simulare a imperfecțiunilor cu fascicul LASER. În raport cu varianta clasică de prelucrare prin frezare a imperfecțiunilor, metoda LSI propusă de autor nu este restrictivă, putând fi aplicată atât în cazul țevilor cu pereți groși cât și în cazul țevilor cu pereți sub 5 mm sau la tuburi capilare. Pentru practicarea imperfecțiunilor, la metoda LSI se utilizează un fascicul LASER concentrat, defectele obținute putând avea dimensiuni sub 1 μ m. Această metodă a permis studierea comportării reale a materialului afectat de ciclul termic de la sudare;

3. Analiza fenomenului de rupere a polietilenei în prezența imperfecțiunilor simulate la solicitări de scurtă durată:

- Elaborarea unei noi metode de evaluare a comportării materialelor la solicitări mecanice, utilizând o tehnică hibridă tracțiune – termografie TT-IRT (Tensile Test – Infrared Test), pe epruvete cu imperfecțiuni simulate;
- Metoda constă în interpretarea datelor culese în timp real pe parcursul întregului ciclu de încercare, prin intermediul unui sistem computerizat conectat la o cameră termografică. Performanțele metodei constau în capacitatea aprecierii severității imperfecțiunii simulate, prin monitorizarea propagării acesteia concomitent cu analiza răspunsului termic la solicitare al materialului adiacent;

- Stabilirea corelației dintre temperatura mediului și rezistența la tracțiune a polietilenei. S-a evidențiat faptul că rezistența la tracțiune scade liniar cu temperatura;
 - Stabilirea corelației dintre viteza de solicitare și rezistența la tracțiune a polietilenei. S-a evidențiat faptul că datorită caracterului vâsco-elastic al materialului polimer, aceasta răspunde în mod specific la solicitări mecanice cu viteze de deformare diferite. S-a arătat că la o temperatură de încercare dată, rezistența la tracțiune variază după o lege logaritmică cu viteza de deformare, indiferent de mediul în care se află materialul;
 - Stabilirea influenței mediului asupra comportării la rupere a polietilenei. S-a arătat că, în special la viteze mari de deformare, rezistența la tracțiune este influențată de mediul de lucru. Astfel, la o viteză de deformare dată, valorile cele mai mari ale rezistenței la tracțiune se obțin pentru mediul care permite cel mai bun schimb termic cu componenta solicitată;
 - S-a arătat că, pentru materialul fără imperfecțiuni, atât temperatura maximă din timpul încercării, cât și temperatura maximă din timpul curgerii, variază cu viteza de solicitare după o funcție logaritmică;
 - Stabilirea modulului în care imperfecțiunile alterează variația logaritmică a temperaturii maxime cu viteza de solicitare. Astfel, autorul a arătat că în domeniul de viteze: 50-150 mm/min, alura curbelor se modifică, materialul având reacții diferite în funcție de tipul imperfecțiunii, fapt ce demonstrează existența unei dinamici de rupere diferite în funcție de tipul imperfecțiunii;
 - S-a arătat că dependența logaritmică între rezistența la rupere și viteza de solicitare se păstrează și în cazul în care materialul conține imperfecțiuni. Imperfecțiunile relativ mici, a căror mărime caracteristică nu depășește valoarea de 10%, au o comportare similară cu cea a materialului fără imperfecțiuni, curba viteză de deformare – rezistență la tracțiune fiind aproape suprapusă peste cea obținută la încercarea unui material fără imperfecțiuni. Pe de altă parte, imperfecțiunile cu mărimi caracteristice peste 20%, conduc la o diminuare accentuată a rezistenței la tracțiune a materialului. În acest caz curba viteză de deformare – rezistență la tracțiune își păstrează alura și implicit dependența logaritmică, dar valorile rezistenței la tracțiune sunt mult diminuate;
 - Pe baza criteriului de acceptabilitate privind rezistența unei îmbinări sudate, pentru imperfecțiunile simulate avute în vedere, s-a determinat mărimea defectului critic la solicitări statice de scurtă durată. Conform acestui criteriu, defectele specifice procedurii de sudare cap la cap cu element încălzitor drept, devin neadmise în cazul în care ocupă mai mult de 10 % din secțiune;
4. Analiza fenomenului de rupere a țevilor din polietilenă în prezența imperfecțiunilor simulate la solicitări hidrostatice de lungă durată la temperatură constantă:
- Stabilirea caracterului de rupere în prezența imperfecțiunilor simulate. Autorul a evidențiat două tipuri de ruperi: fragile și ductile. Ruperea ductilă apare la presiuni mari după perioade scurte de solicitare. Ruperea fragilă apare la durate mari de încercare prin propagarea de defecte pe direcție longitudinală în raport cu axa țevii.
 - Experimental s-a demonstrat că odată cu creșterea presiunii de încercare domeniul de rupere fragilă se restrânge, ruperea ductilă producându-se începând cu dimensiuni caracteristice A mai mici ale defectelor.

- În cazul polietilenei mediul de încercare / exploatare influențează comportamentul la exploatarea de lungă durată a materialului. Încercarea tip „apă în apă” este mai severă, mediul de încercare apă conducând la restrângerea domeniului de rupere ductilă. Pentru un defect cu o dimensiune caracteristică dată, în apă ruperea fragilă apare la presiuni de încercare mai mici decât în cazul încercării în aer. Mărimea caracteristică a imperfecțiunilor A [%] definită în cadrul tezei, afectează comportamentul de durată a materialului țevilor din polietilenă prin reducerea rezistenței tehnice de durată MRS, respectiv durata de exploatare în condiții de siguranță.

5. Analiza fenomenului de rupere a polietilenei, în prezența imperfecțiunilor simulate:

- Autorul a utilizat în premieră metoda de examinare prin termografie în infraroșu pentru explicarea fenomenelor termo - mecanice care influențează dinamica ruperii epruvetelor cu imperfecțiuni simulate. S-a constatat că temperaturile înregistrate în timpul încercării la tracțiune sunt corelate cu starea de tensiuni locală indusă prin solicitarea epruvetei cu imperfecțiuni (discontinuități geometrice obținute prin prelucrări mecanice). S-a arătat că cedarea epruvetelor cu imperfecțiuni este determinată de apariția unor puncte „calde” în secțiunea de rupere. Acestea sunt specifice fiecărui tip de imperfecțiune în parte și determină dinamica ruperii epruvetei. S-a pus în evidență că la viteze mici de deformare (sub 50 mm/min.) ruperea materialului se produce ductil, indiferent de volumul ocupat de discontinuitățile geometrice. Explicația este dată de caracterul vâsco-elastic al materialului termoplastic. S-a evidențiat faptul că la viteze mari de deformare (de aprox. 650 mm/min.) fibrele de material termoplastic nu au timpul necesar să curgă și cedează. Caracterul ruperii este influențat de adâncimea creștăturii, în speță de valoarea coeficientului de concentrare a tensiunii. Discontinuitățile geometrice ce ocupă mai mult de 15% din aria secțiunii transversale favorizează apariția zonelor cu rupere fragilă;
- S-a evidențiat aspectul microscopic al suprafețelor de rupere și s-a explicat caracterul ruperii pentru epruvetele cu imperfecțiuni simulate rupte prin solicitări axiale cu viteză mare de deformare (650 mm/min.).

Concluzii privind continuarea cercetărilor în domeniul vizat:

Prezenta teză de doctorat conține și rezultate obținute în cadrul unor proiecte de cercetare la care autorul a participat [17, 83-85, 132]. Prin rezultatele obținute, teza deschide noi oportunități de cercetare în domeniul vizat, astfel că în viitor cercetările ar putea continua prin aprofundarea următoarelor direcții:

- Analiza câmpului termic la ruperea epruvetelor în prezența imperfecțiunilor și studiul dinamicii ruperii altor sortimente de polietilenă (reticulate, fibre), precum și generalizarea rezultatelor la materiale termoplastice și compozite;
- Model matematic pentru explicarea fenomenelor de inițiere a ruperii la nivel micromolecular și a mecanismelor de cedare;
- Modelarea cu element finit a fenomenului de spargere a țevilor supuse la presiune hidrostatică de lungă durată, în prezența și absența imperfecțiunilor;
- Generalizarea aplicării metodei LSI în scopul evaluării comportării la solicitări de lungă durată a materialelor polimerice și compozite;
- Generalizarea aplicării termografiei și dezvoltarea de noi tehnici hibride de încercare-examinare destinate monitorizării încercărilor dinamice (încovoire prin șoc și oboseală), pentru studiul propagării imperfecțiunilor.

BIBLIOGRAFIE

- [1] Alizadeh, A; a.o: Influence of structural and topological constraints on the crystallization and melting behavior of polymers. 1. Ethylene/1-Octene copolymers, *Macromolecules*, vol.32 no.19, pag. 6221-6235, 1999.
- [2] Anderson,T,L: Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications. Department of Mechanical Engineering Texas A&M University College Station, Texas, 1991.
- [3] Balageas, D,L; Levesque, P; Brunet, P; Cluzel, C; Déom, A; Blanchard, L.: Thermography as a routine diagnostic for mechanical testing of composites In: Quantitative Infrared Thermography –The 8th QIRT Padova (Italy) June 27-30, 2006.
- [4] Bassett, D, C and Hodge, A, M: Morphology of melt-crystallized polyethylene. III. Spherulitic organization, *Proceedings of the Royal Society of London, Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 377(1768), pag. 61-71, 1981.
- [5] Berthold, J a.o: Advanced polymerization process for tailor made pipe resins, *Plastics, rubber and composites processing and applications*, 25(8), pag. 368-372, 1996.
- [6] Binsberger, F, L: Heterogeneous nucleation in the crystallization of polyolefins. III-Theory and mechanism, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 11, p. 117-135, 1973.
- [7] Brown, N and Lu, X: A quality control test for predicting the lifetime of polyethylene pipes, fittings and resins, *Journal of materials science*, 26, pag. 617-623, 1991.
- [8] Brown, N and Ward, I, M: The influence of morphology and molecular weight on ductile-brittle transitions in linear polyethylene, *Journal of materials science*, 18, p. 1405-1420, 1983.
- [9] Buidoş, T; Lucaciu, I: Tehnologii moderne de îmbinare a conductelor din PEHD. Conferința anuală a ASR, Cluj-Napoca 26-28 sept. 2001.
- [10] Bunn, C,W: Crystal structure of long-chain normal paraffin hydrocarbons. "Shape" of the methylene group., *Transactions of the Faraday Society*, 35, p. 482-491, 1939.
- [11] Bustos, F: Cristallisation sous cisaillement du polyéthylène : Effets de l'architecture moléculaire, Thèse de doctorat, Lyon : Université Claude Bernard Lyon 1, 2004.
- [12] Butler, M, F; Donald, A, M and Ryan, A, J: Time resolved simultaneous small- and wide-angle Xray scattering during polyethylene deformation: 1. Cold drawing of ethylene-alpha-olefin copolymers, *Polymer*, 38(22), pag. 5521-5538, 1997.

- [13] Capaccio, G and Ward, I, M: Preparation of ultra-high modulus linear polyethylenes; effects of molecular weight and molecular weight distribution on drawing behavior and mechanical properties, *Polymer*, 15, pag. 233-238, 1974.
- [14] Capaccio, G; Crompton, T, A and Ward, I, M: The drawing behavior of linear polyethylene. I. Rate of drawing as a function of polymer molecular weight and initial thermal treatment, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 14(9), p. 1641-1658, 1976.
- [15] Cazenave, J : Sur le compromise rigidite / durabilite du Polyethylene de Haute Densite en relation avec la structure de chaine, la microstructure et la topologie moleculaire issue de la cristallisation, Thèse de doctorat, Lyon, pag. 6-40, 2005.
- [16] Clutton,, E,Q; Rose,L,J and Capaccio, G: Slow crack growth and impact mechanisms in polyethylene, *Plastics, rubber and composites processing and applications*, 27(10), pag. 478-482, 1998,
- [17] Cocard, M, Murariu, A: Faza III: Elaborarea tehnologiilor de sudare. Experimentări de sudare pe cupluri de materiale similare și disimilare. Proiect CALIST 5145:Dezvoltarea unei metodologii de estimare a duratei restante de viață la îmbinări sudate de țevi din polietilenă de înaltă densitate din rețelele de transport și distribuție fluide sub presiune, ISIM Timișoara, 2005.
- [18] Cocard, M: Sudarea materialelor termoplastice. Revista „Sudura ASR” nr. 2/2001.
- [19] Crawford, J,R: *Plastics Engineering - Third Edition*, Butterworth-Heinemann, ISBN 0 7506 3764 1, 1998, pag. 121-137
- [20] Darras, O and Séguéla, R: Surface free energy of the chain-folding crystal faces of ethylene-butene random copolymers, *Polymer*, 34(14), pag. 2946-2950, 1993.
- [21] David, L and Etienne, S : *Introduction à la physique des polymères*, Dunod Ed, Lyon, 312 p., 2002.
- [22] Dupuy, J : *Synthèse de nouveaux catalyseurs pour la polymérisation de l'éthylène*, Thèse de doctorat, Université Lyon 1, 171 p., 1994.
- [23] Elkoun, S; Gaucher-Miri, V and Séguéla, R: Tensile yield and strain hardening of homogeneous ethylene copolymers compared with heterogeneous copolymers, *Materials science and engineering A*, 234-236, pag. 50-82, 1997.
- [24] Elkoun, S; Gaucher-Miri, V and Séguéla, R: Tensile yield and strain hardening of homogeneous ethylene copolymers compared with heterogeneous copolymers, *Materials science and engineering A*, 234-236, pag. 83-86, 1997.
- [25] Ewen, J, A: Metalloce polymerization catalysts: past, present and future, extrait de "Metallocenebased polyolefins: preparation, properties and technologies; volume 1", Ed. J. Scheirs and W. Kamminsky, UK: Wiley, pag. 526, 2000.

- [26] Flory, P, J: Theory of crystallisation in copolymers, Transactions of the Faraday Society, 51, pag. 848-857, 1955.
- [27] Friedrich, K: Crazes and shear bands in semi-crystalline thermoplastics, Advances in polymer science, 52/53, pag. 225-274, 1983.
- [28] Fu, Q; Men, Y and Strobl, G: A molar mass induced transition in the yielding properties of linear polyethylene, Polymer, 44(6), pag. 1941-1947, 2003.
- [29] Gennes, P, G: Reptation of a Polymer Chain in the Presence of Fixed Obstacles, Journal of chemical physics, 55, pag. 572, 1971.
- [30] Grellmann, Wolfgang; Bierögel, Christian; Langer, Beate: Modern mechanical methods of technical polymer diagnostics In: Vorträge des 10. [i.e. 11.] Amsler Symposiums "World of Dynamic Testing". - Aachen : Mainz. - 2003, pag. 117-125.
- [31] Grellmann, Wolfgang; Seidler, Sabine (Eds.): Deformation and Fracture Behaviour of Polymers, Series: Engineering Materials, Springer, ISBN: 978-3-540-41247-2, 2001.
- [32] Griniuk, V, D ș.a.: Mecanismul molecular de formare a îmbinărilor sudate din materiale termoplastice, AVTOMATICESKAIA SVARKA, no. 7/8, 1992.
- [33] Hamouda, H, B, H: Endommagement et fissuration en fluage de polyéthylène extrudés: approche locale approche globale, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, pag.267, 2000.
- [34] Hannon, M, J: Microscopic aspects of brittle failure of polyethylene at stress below the yield stress, Journal of applied polymer science, 18(12), pag. 3761-3767, 1974.
- [35] Haudin, J, M and G'Sell, C : Mécanismes microscopiques de déformation des polymères semi-cristallins, extrait de "Introduction à la mécanique des polymères", Ed. C. G'Sell and J.M. Haudin, 1995.
- [36] Haudin, J, M: Plastic deformation of semi-crystalline polymers, extrait de "Plastic deformation of amorphous and semi-crystalline materials", Ed. B. Escaig and C. G'Sell, 1982.
- [37] Hoffman, J, D and Miller, R, L: Kinetics of cristallization from the melt and chain folding in polyethylene fractions revisited : theory and experiment, Polymer, 38(13), pag. 3151-3212, 1997.
- [38] Hoffman, J, D: Role of reptation in the rate of crystallization of polyethylene fractions from the melt, Polymer, 23(5), pag. 656-670, 1982.
- [39] Hosoda, S; a.o.: Degree of comonomer inclusion into lamella crystal for propylene/olefin copolymers, Polymer, 43(26), pag. 7451-7460, 2002.
- [40] Huang, Y-L and Brown, N: Dependence of slow crack growth in polyethylene on butyl branch density: morphology and theory, Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics, 29(1), pag. 129-137, 1991.
- [41] Huang, Y-L and Brown, N: The dependence of butyl branch density on slow crack growth in polyethylene: kinetics, Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics, 28(11), pag. 2007-2021, 1990.

- [42] Huang, Y-L and Brown, N: The effect of molecular weight on slow crack growth in linear polyethylene homopolymers, *Journal of materials science*, 23, pag. 3648-3655, 1988,
- [43] Hubert, L : Propriétés physiques et mécaniques du polyéthylène pour application tube en relation avec l'architecture moléculaire., Thèse de doctorat, Ecole doctorale matériaux de Lyon, Villeurbanne :INSA de Lyon, 143 pag., 2001.
- [44] Ishikawa, K; Miyasaka, K and Maeda, M: Drawing of single-crystal mats of linear polyethylene, *Journal of polymer science, polymer physics edition*, 7(12), pag. 2029-2041, 1969.
- [45] Ishikawa, M; Ushui, K and Kondo, Y: Effect of tie molecules on the craze strength of polypropylene, *Polymer*, 37(24), pag. 5375-5379, 1996.
- [46] Janimak, J, J and Stevens, G, C: Comparative crystallisation and exploratory microstructure studies of novel polyethylenes with tailored molecular characteristics, *Polymer*, 41(11), p. 4233-4248, 2000.
- [47] Janimak, J, J and Stevens, G, C: Structure correlated properties of metallocene catalysed polyethylenes by modulated temperature differential scanning calorimetry, *Thermodynamica Acta*, 332(2), p. 125-142, 1999.
- [48] Jansen, N; Bresser, R: *Rohrsysteme aus PE100 / Heiner Brömstrup (Hrsg.)-Essen, Vulkan-Verl, 1998.*
- [49] Jaziri, M; Kallel, T, K; Mbarek, S; Elleuch, B: Morphology development in polyethylene / polystyrene blends: the influence of processing conditions and interfacial modification. In: *Polymer International*, Vol. 54, Issue 10, pag. 1384-1391, 2005.
- [50] Kamenova, L; Alexiev, K; Korab, G; Bezruk, L; Esaulenko, G: A study of relations between the welding parameters, the morphology and mechanical characteristics of polypropylene welded joints, *Welding in the World*, vol. 26, no. 7/8, Great Britain, 1988.
- [51] Kamminsky, W and Laban, A: Metallocene catalysis, *Applied catalysis A: General*, 222(1-2), p. 47-61, 2001.
- [52] Kausch, H, H and Plummer, C, J, G: The role of individual chains in polymer deformation, *Polymer*, 35(18), p. 3848-3857, 1994.
- [53] Kausch, H, H; a.o.: crazing in semicrystalline thermoplastics, *Journal of macromolecular science, part B-Physics*, B38 (5-6), p. 803-815, 1999.
- [54] Keith, H, D and Padden, F, J, J: Deformation mechanisms in crystalline polymers, *Journal of polymer science*, 41, p. 525-528, 1959.
- [55] Keith, H, D and Padden, F, J: The optical behavior of spherulites in crystalline polymers. I. Calculation of theoretical extinction patterns in spherulites with twisting crystalline orientation, *Journal of polymer science*, 39, p. 101-122, 1959.
- [56] Keith, H, D; Padden Jr., F, J: Spherulitic morphology in polyethylene and isotactic polystyrene: Influence of diffusion of segregated species. In: *Journal*

- of Polymer Science Part B: Polymer Physics, Vol. 25, Issue 11, pag. 2371 – 2392, 2003.
- [57] Khalid, A: The Development and Validation of Non-Destructive Testing Techniques for Butt Fusion Joints in Polyethylene (PE) Pipes, *Insight*, no. 3, Vol. 44, 2002.
- [58] Knight, A: Butt welding of plastics. *TWI Connect*, May/June, U.K., 2002.
- [59] Knuutila, H; Lehtinen, A and Salminen, H: Metallocene based polyolefins: preparation, properties and technology, extrait de "Metallocene catalyst technology in a bimodal polymerization process", Ed. J.Schiers and W. Keminsky, J. Wiley London, pag. 571, 1999.
- [60] Kurosaki, Y; Matayoshi, T; Satom K: Heat transfer controlled CO₂ LASER Welding of Plastics without Causing Surface Thermal Damage by Using a Transparent Heatsink. *Doc. IIW*, XVI-820-03.
- [61] Langlouis, W: Sudarea conductelor și a altor piese fabricate din polietilenă de înaltă densitate (PE – HD). *Revista „Sudura ASR”* nr. 4/2000.
- [62] Lauritzen, J, I and Hoffman, J, D: Journal of research of the national bureau of standarts - A: Physics and chemistry, 64A, p. 73-102, 1960.
- [63] Lauritzen, J, I; Hoffman, J, D and Davis, G, T: The rate of crystallization of linear polymers with chain folding, extrait de "Treatise on solid state chemistry", Ed. N.B. Hannay, Plenum-Press, New York, p. 497-614, 1976.
- [64] Lotz, B and Wittmann, J, C: Structure of polymer single crystals, *Materials Science and Technology*, "Structure and Properties of Polymers", Vol.12, pp79-151, 1993.
- [65] Lu, X and Brown, N: The ductile-brittle transition in a polyethylene copolymer, *Journal of materials science*, 25, pag. 29-34, 1990,
- [66] Lu, X; McGhie, A and Brown, N: The dependence of slow crack growth in a polyethylene copolymer on test temperature and morphology, *Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics*, 30(11), pag. 1207-1214, 1992.
- [67] Lustiger, A and Corneliussen, R, D: The role of crazes in the crack growth of polyethylene, *Journal of materials science*, 22(7), pag. 2470-2476, 1987.
- [68] Lustiger, A and Ishikawa, N: An analytical technique for measuring relative tie-molecule concentration in polyethylene, *Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics*, 29(9), pag. 1047-1055, 1991.
- [69] Lustiger, A and Markham, R, L: Importance of tie molecules in preventing polyethylene fracture under longterm loading conditions, *Polymer*, 24, pag. 1647-1654, 1983.
- [70] Mandelkern, L and Peacock, A, L: The structure of linear polyethylene crystals formed in dilute solution, *Polymer Bulletin*, 16(6), pag. 329-336, 1986.
- [71] Mandelkern, L; a.o.: Sizes and interfacial free energies of crystallites formed from fractionated linear polyethylene, *Journal of Polymer Science, Polymer Physics Edition*, 4(3), pag. 385-400, 1966.

- [72] Manovicu, I: Chimia compușilor macromoleculari, vol. I, II, I. P. „Traian Vuia”, Fac. de Tehnologie Chimică, Timișoara, 1979.
- [73] Meinel, G and Peterlin, A: Plastic deformation of polyethylene. II. Change of mechanical properties during drawing, *Journal of Polymer Science, Polymer Physics Edition*, 9(1), pag. 67-83, 1971.
- [74] Meinel, G; Morosoff, N and Peterlin, A: Plastic deformation of polyethylene. I. Change of morphology during drawing of polyethylene of high density, *Journal of Polymer Science, Polymer Physics Edition*, 8(10), pag. 1723-1740, 1970.
- [75] Men, Y; Rieger, J and Strobl, G: Role of the entangled amorphous network in tensile deformation of semicrystalline polymers, *Physical review letters*, 91(9), pag. 095502/1-4, 2003.
- [76] Mineev, E,A ș.a.: Defects of Polyethylene pipe, produced by butt welding with a heated tool, *AVTOMATICESKAIA SVARKA*, no. 10, 1993.
- [77] Monasse, B and Haudin, J, M: Thermodynamic characterization of polyolefins by DSC. Effect of the crystallization temperature and of the heating rate, *Calorimétrie et analyse thermique*, 18, pag. 61-65, 1987.
- [78] Murariu, A,C; Safta, V, I; Fleșer, T: Investigations regarding the thermoplastic resistance evaluation with simulated imperfections, *Key Engineering Materials*, Vol. 299, ISBN 0-87849-351-4, Trans Tech Publications, Switzerland, pag. 131-138, 2009.
- [79] Murariu, A.: Simularea imperfecțiunilor la sudarea prin topire cap la cap cu element încălzitor plan a țevilor din PEHD, *BID-ISIM*, nr. 1 / 2005.
- [80] Murariu, A: „Modern Methods to assess the quality of thermoplastic pipelines”, *The 1st South-East European Welding Congress*, Vol. 3: Welding and joining technologies for a sustainable development and environment, Section Quality management & environment”, ISBN (10) 973-8359-40-6; ISBN (13) 978-973-8359-40-6, pag. 368-374, Timisoara, 2006.
- [81] Murariu, A: Metoda hibridă de încercare TT-IRT aplicată la studierea comportării polietilenei PE 80, în prezența imperfecțiunilor simulate, *A V-a Conferință Internațională “Integritatea Structurală a Construcțiilor Sudate”*, 20-21 Noi., Timișoara, 2007.
- [82] Murariu, A; Bîrdeanu, V.: Experimental Method (LSI) for Planar Simulated Imperfections for Remaining Life Assessment of the Thermoplastic Pipe Networks, *At: The International Conference On Structural Analysis Of Advanced Materials - ICSAM 2007*, Patras, Grece, 2-6 sept. 2007.
- [83] Murariu, A; Cocard, M, Dinca, I: Faza I: Studiul privind însușirile fizico – chimice ale polietilenei și influența acestora asupra proprietăților mecanice Proiect CALIST 5145: Dezvoltarea unei metodologii de estimare a duratei restante de viață la îmbinări sudate de țevi din polietilenă de înaltă densitate din rețelele de transport și distribuție fluide sub presiune, *ISIM Timișoara*, 2004.



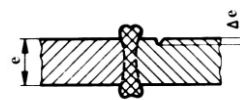

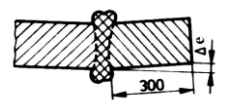
- [84] Murariu, A; Cocard, M, s.a.: Faza II: Concepere program experimental în vederea estimării duratei restante de viață la îmbinări sudate de țevi din polietilenă de înaltă densitate din rețelele de transport și distribuție fluide sub presiune. Proiect CALIST 5145:Dezvoltarea unei metodologii de estimare a duratei restante de viață la îmbinări sudate de țevi din polietilenă de înaltă densitate din rețelele de transport și distribuție fluide sub presiune, ISIM Timișoara, 2005.
- [85] Murariu, A; Cocard, M,: Faza IV: Determinări experimentale în vederea evaluării degradării materialelor termoplastice de tip PEHD. Elaborare metodologie de estimare a duratei restante de viață la îmbinări sudate de țevi din polietilenă de înaltă densitate, din rețelele de transport și distribuție fluide sub presiune. Proiect CALIST 5145:Dezvoltarea unei metodologii de estimare a duratei restante de viață la îmbinări sudate de țevi din polietilenă de înaltă densitate din rețelele de transport și distribuție fluide sub presiune, ISIM Timișoara, 2005.
- [86] Murariu, A; Unguru I: Evaluarea rezistenței polietilenei de înaltă densitate (PEHD) în prezența defectelor, BID-ISIM, nr. 3 / 2002.
- [87] Oates, W,R: Welding Handbook. Materials and Applications. Part 1, vol. 3, A.W.S., U.S.A., 1996.
- [88] Peacock, A.J: Handbook of Polyethylene : Structure, Properties, and Applications, New York : Marcel Dekker, 534 pag. 2001.
- [89] Peterlin, A and Meinel, G: Small angle X ray diffractin studies of plastically deformed PE. III- Small draw ratios, Makromolekulare Chemie, 142, pag. 227-240, 1971.
- [90] Peterlin, A: Drawing and extrusion of semi-crystalline polymers, Colloid and polymer science, 265(5), pag. 357-382, 1987.
- [91] Peterlin, A: Fracture Mechanism of drawn oriented crystalline polymers, Journal of macromolecular science, part B-Physics, 7(4), pag. 705-727, 1973.
- [92] Peterlin, A: Molecular mechanism of plastic deformation of polyethylene, Journal of Polymer Science, Polymer Symposia, 18, pag. 123-132, 1967.
- [93] Peterlin, A: Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene, Journal of materials science, 6(6), pag. 490-508, 1971.
- [94] Peterlin, A: Plastic deformation of polymers with fibrous structure, Colloid and polymer science, 253(10), pag. 809-823, 1975.
- [95] Peterlin, A: Structural model of mechanical properties and failure of crystalline polymer solids with fibrous structure, International journal of fracture, 11(5), pag. 761-780, 1975.
- [96] Plummer, C, J, G and Donald, A, M: Disentanglement and crazing in glassy polymers, Macromolecules, 23(17), pag. 3929-3937, 1990.
- [97] Plummer, C, J, G; Cudré-Mauroux, N and Kaush, H, H: Deformation and entanglement in semi-cristalline polymers, Polymer Engineering and Science, 34, pag. 318-329, 1994.


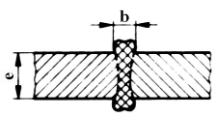
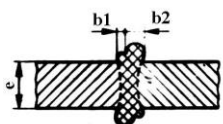
- [98] Plummer, C, J, G; Goldberg, A and Ghanem, A: Micromechanisms of slow crack growth in polyethylene under constant tensile loading, *Polymer*, 42(23), pag. 9551-9564, 2001.
- [99] Prabhakaran, R; Somasekharan Nair, E, M; Sinha, P, K: Notch sensitivity of polymers. In: *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 22, Issue 10, pag. 3011-3020, 2003.
- [100] Prasad, A; a.o: Morphological study of HDPE blown films by SAXS, SEM and TEM: a relationship between the melt elasticity parameter and lamellae orientation, *Polymer*, 42(7), pag. 3103-3113, 2001.
- [101] Pritchard, R.; Dunn, T; Kelly, P: Effects of morphology and molecular structure on tensile impact behaviour of linear polyethylene. In: *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 8, Issue 4, pag. 1751-1762.
- [102] Pugh, H, LI, D; Chandler, E.F.; Holliday, L; Mann, J.: The effect of hydrostatic pressure on the tensile properties of plastics. In: *Polymer Engineering and Science*, Vol. 11, Issue 6, pag. 463-473, 2004.
- [103] Quackenbos, M: Thermal and oxidative effects in polyethylenes above 200°C. In: *Polymer Engineering and Science*, Vol. 6, Issue 2, pag. 117 – 123, 2004.
- [104] Rajic, N.: Modelling of thermal line scanning for the rapid inspection of delamination in composites and cracking in metals, DSTO Platforms Sciences Laboratory, Victoria, Australia, 2004.
- [105] Rastogi, S; Kurelec, L and Lemstra, P, J: Chain mobility in polymer systems: on the borderline between solid and melt. 2. Crystal size influence in phase transition and sintering of ultrahigh molecular weight polyethylene via the mobile hexagonal phase, *Macromolecules*, 31(15), pag. 5022-5031, 1998.
- [106] Safta, V.I: Defectoscopie nedistructivă industrială. Ed. Sudura, 2001.
- [107] Safta, V: Controlul îmbinărilor și produselor sudate, vol. 1, Ed. Facla, Timișoara, 1984.
- [108] Safta, V: Controlul îmbinărilor și produselor sudate, vol. 2, Ed. Facla, Timișoara, 1986.
- [109] Safta, V; Bernath, AI: Un nou criteriu de determinare a comportării tenacofragile a metalelor, Tom 12, Nr. 1, Ed. Academiei RSR, pag. 165-177, 1967.
- [110] Sănger, R: Sudarea conductelor din materiale termoplastice. *Revista „Sudura ASR”* nr. 3/2001.
- [111] Sasaki, S; a.o.: Microscopic lamellar organization in high-density polyethylene banded spherulites studied by scanning probe microscopy, *Polymer*, 43(12), pag. 3441-3446, 2002.
- [112] Scheirs, J and Kamminsky, W: *Metallocene-based polyolefins*, volume 1, UK : Wiley, 526 p., 2000.




- [113] Scheirs, J; Bigger, S. W; Billingham, N.C: Effect of chromium residues on the stability of gas-phase high-density polyethylene produced by supported catalysts. In: *Journal of Polymer Science Part A: Polymer Chemistry*, Vol. 30, Issue 9, pag. 1873 – 1889, 2003.
- [114] Schirrer, R : Les craquelures dans les polymères, extrait de "Introduction à la mécanique des polymères", Ed. C. G'Sell and J.M. Haudin, 1995.
- [115] Schmachtenberg, E; Tüchert, C: Long-Term Properties of Butt-Welded Polypropylene. In: *Macromolecular Materials and Engineering*, Vol. 288, Issue 4, pag. 291-300, 2003.
- [116] Schultz, J, M: Microstructural aspects of failure in semicrystalline polymers, *Polymer engineering and science*, 24(10), paf. 770-785, 1984.
- [117] Séguéla, R and Rietsch, F: Double yield point in polyethylene under tensile loading, *Journal of Materials Science Letters*, 9(1), pag. 46-47, 1990.
- [118] Séguéla, R and Rietsch, F: Molecular topology in ethylene copolymers studied by means of mechanical testing, *Journal of Materials Science*, 23(2), pag. 415-421, 1988.
- [119] Shen, C; a.o.: Structural studies of crystalline linear polyethylenes as revealed by factor analysis of their Raman spectra, *Applied Spectroscopy*, 46(8), pag. 1226-1230, 1992.
- [120] Sherman, E, S; Porter, R, S and Thomas, E, L: Microstructure of high modulus solid state extruded polyethylene: 1. Electron microscopy studies of 12, 24 and 36 x EDR, *Polymer*, 23(7), pag. 1069-1076, 1982.
- [121] Sholten, F, L and Rijpkema, H,J,M: Field failures in polyethylene gas pipes: analysis versus lifetime prediction, *Proceeding of plastics pipes VIII conference*, The Plastic and Rubber Institute, Koningshof, The Netherlands, C2/4, pag. 1-10, 1992.
- [122] Simionescu, C; Oprea, C,L; Bulacovschi, V; s.a.: *Chimie Macromoleculară*, E.D.P. București, 1985.
- [123] Simionescu, C; Negulescu, I: *Tratat de chimia compușilor macromoleculari*, Editura Academiei Românei 1993.
- [124] Simon, X; Zhang, W; Harmon, R: Modeling of imperfect mixing and its effects on polymer properties. In: *AIChE Journal*, Vol. 43, Issue 5, pag. 1265-1277, 2004.
- [125] Takayanagi, M and Nitta, K, H: Application of a tie molecule model to the postyielding deformation of crystalline polymers, *Macromol. Theory simul.*, 6(1), pag. 181-195, 1997.
- [126] Takemori, M, T: Competition between crazing and shear flow during fatigue, *Advances in polymer science*, 91/92 (crazing polym., vol.2), pag. 263-300, 1990.
- [127] Tarin, P, M and Thomas, E, L: The role of inter and intra links in the transformation of folded chain lamellae into microfibrils, *Polymer engineering and science*, 19(14), pag. 1017-1022, 1979.

- [128] Tavichai, O; Feng, L; Kamal, M, R: Crystalline spherulitic growth kinetics during shear for linear low-density polyethylene. In: Polymer Engineering & Science, Vol. 46, Issue 10, pag. 1468 – 1475, 2006.
- [129] Teoh, S, H and Ong, E, H: Tensile and pressure rupture behavior of flow-formed high density polyethylene pipes, Polymer, 36(1), pag. 101-107, 1995.
- [130] Troughton, M, J and Booth, G, S: Structural integrity of butt fusion welded polyethylene pipes, 2001.
- [131] Unguru, I, Murariu, A; Safta, V.: Studiu privind caracteristicile acustice ale polietilenei de înaltă densitate (PEHD), Vol. Simpozionului. Național al ARoEND Ediția a IX-a, Constanța 2002.
- [132] Unguru, I.; Murariu, A. ș.a.: Metodologie de evaluare a rezistenței îmbinărilor cap la cap cu element încălzitor la țevile din polietilenă de înaltă densitate, Proiect CALIST 2167/2, faza 2/2002.
- [133] Voigt-Martin, I, G; Alamo, R and Mandelkern, L: A quantitative electron microscopic study of the crystalline structure of ethylene copolymers, Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics, 24(6), pag. 1283-1302, 1986.
- [134] Wu C-Y; Rhew, M; Mokhtarzadeh, A; Benatar, A: Heated Tool Welding Of Thermoplastic Polyolefins (TPO). Doc. XVI-817-03.
- [135] Wunderlich, B: Macromolecular Physics vol.1: crystal structure, morphology, defects, New York, Academic Press, 388 pag., 1973.
- [136] Wunderlich, B: Macromolecular Physics, vol.3: crystal melting, New York, Academic Press, 250 pag., 1980.
- [137] Yeh, J, T and Runt, J: Fatigue crack propagation in high-density polyethylene, Journal of polymer science: Part B: Polymer Physics, 29(3), pag. 371-388, 1991.
- [138] Zhou, Z and Brown, N: Slow crack growth of blends of high density and linear low density polyethylenes as influenced by morphology, Polymer, 35(17), pag. 3619-3623, 1994.
- [139] Zhurkov, S, N and Kuksenko, V, S: The micromechanics of polymer fracture, International journal of fracture, 11(4), pag. 629-639, 1975.
- [140] * * * MatWeb - Material Property Data, 2008.
- [141] * * * DIN 8074:1999 Polyethylene (PE) pipes - Dimensions - PE 63, PE 80, PE 100, PE-HD.
- [142] * * * DVS 2206 Merkblatt Prüfung von Bauteilen und Konstruktionen aus thermoplastischen Kunststoffen.
- [143] * * * SR EN ISO 13479: 2000: Țevi de poliolefine pentru transportul fluidelor. Determinarea rezistenței la propagarea fisurii. Metoda de încercare a propagării lente a fisurii într-o țeavă crestată (încercarea cu crestătură).
- [144] * * * SR EN ISO 291 :1999 : Materiale plastice. Atmosfere standard pentru condiționare și încercare.
- [145] * * * SR EN ISO 527-1 : Materiale plastice. Determinarea proprietăților de tracțiune. Partea 1: Principii generale.

- [146] * * * SR EN 638: 1996 Sisteme de canalizare și de tuburi de protecție de materiale plastice. Tevi din materiale termoplastice. Determinarea proprietăților la tracțiune.
- [147] * * * SR EN 921+AC :1997 : Sisteme de canalizare de materiale plastice. Tevi din materiale termoplastice. Determinarea rezistenței la presiune interioară la temperatură constantă.
- [148] * * * SR EN 12814-5:2005: Încercarea elementelor de legătură sudate a produselor semifinite din materiale termoplastice. Partea 5: Examinarea macroscopică.
- [149] * * * SR EN 13100-1 :2001 : Examinarea nedistructivă a elementelor de legătură sudate a produselor semifinite de materiale termoplastice. Examinarea vizuală.
- [150] * * * SR EN 13100-3 :2003 : Examinări nedistructive a îmbinărilor sudate pe semifabricat de materiale termoplastice. Partea 3: Examinarea cu ultrasunete.

| Nr. crt. | Defect | Definiție / Cauze | Grupa de evaluare | | |
|----------|--|---|--|---|--|
| | | | I | II | III |
| 1 | <p>Fisuri</p>  | <p>Discontinuitate bidimensională care se produce în timpul răcirii sau ulterior acesteia (transversal, longitudinal). Se pot afla:</p> <ul style="list-style-type: none"> - în cusătura sudată - în materialul de bază - în zona influențată termic | neadmis | neadmis | neadmis |
| 2 | <p>Crestături ale bavurii</p>  | <p>Crestături locale sau generale longitudinal pe cusătura sudată. Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - presiune de îmbinare prea mică - timp de încălzire prea scurt - timp de răcire sub presiune prea scurt | neadmis | neadmis | neadmis |
| 3 | <p>Crestături și caneluri</p>  | <p>Crestături în materialul de bază, longitudinal și transversal pe direcția cusăturii sudate. Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - transport, manevrare, depozitare incorecte - greșeli de pregătire a sudării | admis local dacă sunt plane și $\Delta e \leq 0,1e$ dar max 0,5mm | admis local dacă sunt plane și $\Delta e \leq 0,1e$ dar max 1 mm | admis local dacă sunt plane și $\Delta e \leq 0,15e$ dar max 2 mm |
| 4 | <p>Defect de aliniere</p>  | <p>Deplasarea cu o distanță Δe a suprafeței unei componente în raport cu poziția corectă.</p> | admis când $\Delta e \leq 0,1e$ dar max 2 m | admis când $\Delta e \leq 0,15e$ dar max 4 mm | admis când $\Delta e \leq 0,2e$ dar max 5 mm |
| 5 | <p>Defect unghiular</p>  | <p>Nerespectarea coliniarității componentelor sudate. Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - poziționare incorectă a componentelor - echipament de sudare cu grad ridicat de uzură | admis când $\Delta e \leq 1mm$ | admis când $\Delta e \leq 2mm$ | admis când $\Delta e \leq 4mm$ |

| | | | | | |
|---|---|---|--|--|--|
| 6 | <p>Bavură ascuțită</p>  | <p>Bavură formată necorespunzător (pe întreaga circumferință sau parțial) cu înălțime prea mare și muchii ascuțite.</p> <p>Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - materialul componentelor necorespunzător - parametrii de sudare necorespunzători (presiune de sudare prea mare, etc.) | neadmis | neadmis | neadmis |
| 7 | <p>Bavură cu lățime necorespunzătoare</p>  | <p>Bavură formată necorespunzător (pe întreaga circumferință sau parțial) cu lățime prea mare sau prea mică.</p> <p>Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - parametrii de sudare necorespunzători (presiune, temperatură, timp) | Figura 1 domeniul de valori A | Figura 1 domeniul de valori B | Figura 1 domeniul de valori C |
| 8 | <p>Sudură asimetrică</p>  | <p>Lipsă de simetrie a sudurii față de planul de separație, cu cele două semibavuri cu lățimi diferite și neuniforme pe întreaga circumferință sau parțial.</p> <p>Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - pregătirea necorespunzătoare a capetelor componentelor - materialele componentelor cu valori diferite ale MFR - echipament de sudare cu grad ridicat de uzură | admis când $b_1 \geq 0,7 \cdot b_2$ | admis când $b_1 \geq 0,6 \cdot b_2$ | admis când $b_1 \geq 0,5 \cdot b_2$ |

| | | | | | |
|----|--|--|--|--|--|
| 9 | <p>Lipsă de topire</p>  | <p>Sudare incompletă a celor două componente, pe întreaga circumferință sau parțial.</p> <p>Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - suprafețele componentelor de sudat murdare - temperatură prea mică - timp de manevră, creștere a presiunii de sudare prea mare | neadmis | neadmis | neadmis |
| 10 | <p>Arsură</p> | <p>Suprafață strălucitoare a bavurii, cu sufluri și formă necorespunzătoare</p> | neadmis | neadmis | neadmis |
| 11 | <p>Retasură</p>  | <p>Cavitate produsă în cusătură în urma contracției materialului topit la solidificare.</p> <p>Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - presiunea de sudare prea mică - timp de sudare sub presiune prea mic | neadmis | neadmis | neadmis |
| 12 | <p>Sufluri, incluziuni de corpuri străine</p>  | <p>Cavitate în cusătură produsă prin degajarea de gaze, respectiv incluziuni distribuite grupat sau neuniform.</p> <p>Cauze:</p> <ul style="list-style-type: none"> - suprafețele componentelor insuficient uscate (apă, agent de curățare) - element încălzitor murdar - protecția necorespunzătoare a locului sudării | admis sufluri, incluziuni mici și izolate cu $\Delta e \leq 0,05e$ | admis sufluri, incluziuni mici și izolate cu $\Delta e \leq 0,10e$ | admis sufluri, incluziuni mici și izolate cu $\Delta e \leq 0,15e$ |

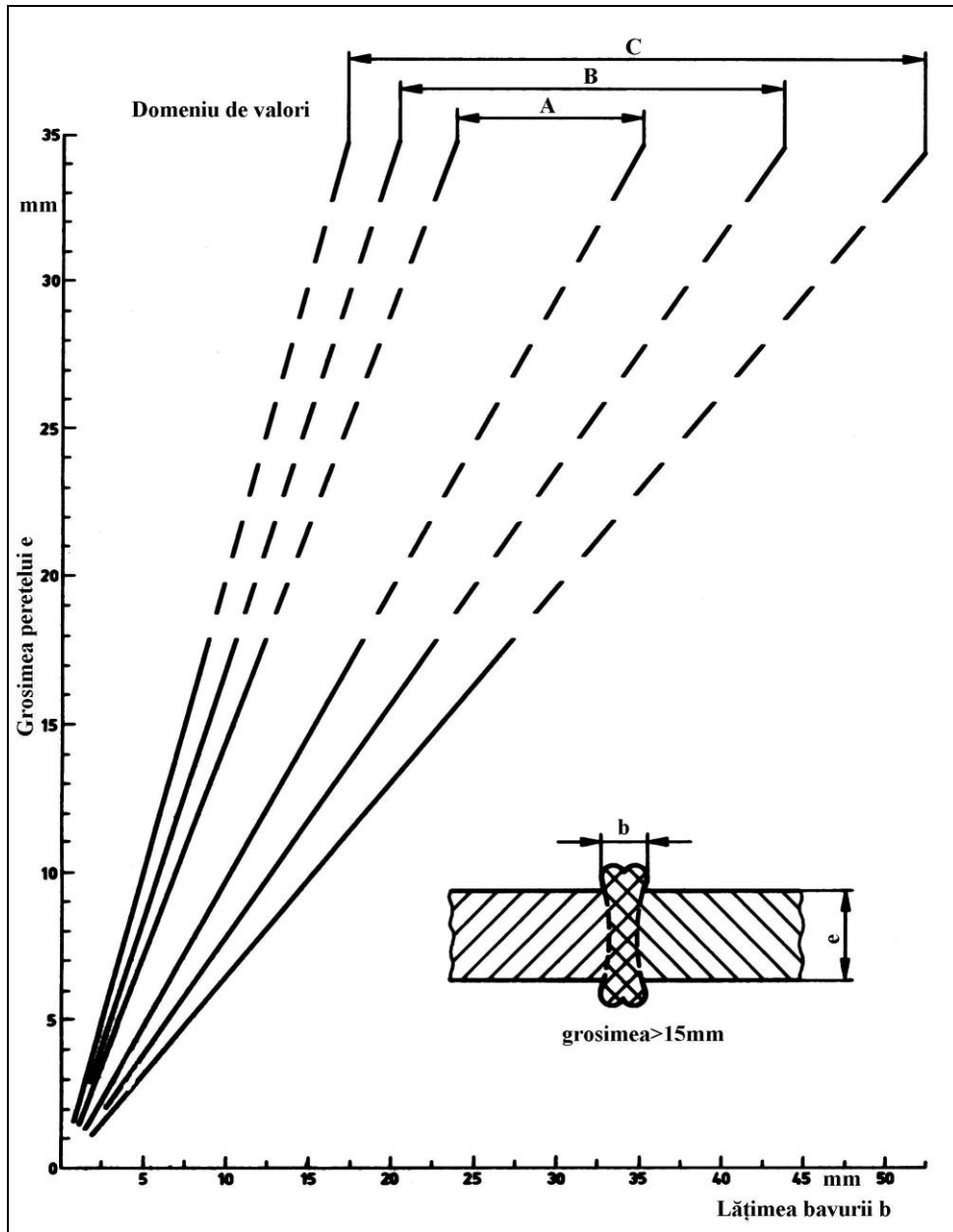


Figura 1