

Influența eterogenității rezistenței sudurii asupra ruperii epruvetelor fisurate în zona influențată termic

Influence of the weldstrength mis-match on HAZ cracked specimens fracture

G. Adziev¹, T. Adziev¹, A. Sedmak²

¹Faculty of Mechanical Engineering, Skopje, Macedonia

²Mechanical Engineering Faculty, Belgrade, Serbia & Montenegro

Cuvinte cheie

Fisură, vârf fisură, ZIT, metal depus, potrivire excesivă/suprapotrivire, propagare, deformare

Keywords

Crack; crack tip; HAZ; weld metal; overmatch; propagation; deformation.

1. Introducere

Complexitatea îmbinării sudate privind înțelegerea acesteia ca sistem de material cu eterogenitate semnificativă în microstructură și proprietăți mecanice este mai mult decât evidentă. Și mai mult, comportarea acesteia la rupere depinde de diferiți factori, în special de proprietățile zonelor ce înconjoară vârful fisurii. Efectul protector al rezistenței mai mari a sudurii față de metalul de bază este bine cunoscut [4, 5], dar pentru o îmbinare sudată anumită este încă necesară o analiză și investigație detaliată.

În scopul evaluării integrității structurii sudate, fisurate, descrisă în altă parte [1], se efectuează investigația experimentală și numerică a îmbinărilor sudate cu rezistență excesivă a sudurii având o fisură în subzona de granulație fină a zonei influențate termic (FG HAZ) respectiv în subzona de granulație mai mare a zonei influențate termic (CG HAZ). Investigația experimentală a inclus analiza chimică și metalografică a metalului de bază și a îmbinării sudate, încercările de duritate și reziliență, încercările de mecanica ruperii pe epruvete standard SENB pentru evaluarea rezilienței la rupere și măsurarea directă a integralei J pe epruvetele la tracțiune. Investigația numerică a inclus și analiza tridimensională cu element finit a îmbinărilor sudate. Un extras al acestei investigații privind analiza metalografică și numerică este prezentat în această lucrare împreună cu analiza comportării îmbinării sudate. Investigația experimentală și numerică a cuprins două cazuri: cazul 1 epruvetă de tracțiune sudată cu fisură artificială localizată în zona microgranulară a ZIT-ului, și cazul 2 epruvetă la tracțiune sudată cu fisura artificială localizată în zona macrogranulară a ZIT-ului.

2. Descrierea materialului

S-a utilizat oțel microaliat de înaltă rezistență din clasa T StE 420 conform DIN ca material de bază, durificat prin mecanismul de finisare a granulației, cu conținut special de C și Ti, așa cum arată tabelul 2, unde conținutul ușor mai mare de C (0, 2%) influențează creșterea rezistenței, în timp ce finisarea grăunților este cauzată de conținutul de Ti (0, 12%). Subiectul investigației este îmbinarea sudată în X, de grosime 25mm, efectuată prin

1. Introduction

The complexity of the welded joint regarding its understanding as material system with significant heterogeneity in the microstructure and mechanical properties is more than evident. Furthermore, its fracture behaviour depends on different factors, especially on the properties of the regions surrounding the crack tip, too. The shielding effect of overmatching is well known [4, 5], but for a determined welded joint there is still need for detailed analysis and investigation.

In the scope of assessment of the integrity of cracked welded structure, described elsewhere [1], the experimental and numerical investigation of the overmatched welded joints with a crack in Fine-Grain Heat-Affected-Zone (FG HAZ), and Coarse-Grain Heat-Affected-Zone (CG HAZ) is performed. The experimental investigation encompassed chemical and metallographical analysis of the base metal and welded joint, hardness and toughness testing, fracture mechanics testing on standard SENB specimens for fracture toughness evaluation and direct measurement of J integral on tensile specimens. Numerical investigation included three-dimensional finite element analysis of the investigated welded joints, too. An extract of this investigation regarding the metallographical and numerical analysis is shown in this paper, together with an analysis of the welded joint behaviour. The experimental and the numerical investigation encompassed two cases: case 1 welded tensile specimen with artificial crack located in the fine-grained (FG) HAZ, and case 2 welded tensile specimen with artificial crack located in the coarse-grained (CG) HAZ.

2. Description of the material

Microalloyed highstrength steel of the T StE 420 class acc. DIN as base material was considered, hardened by mechanism of refinement of the grain, with particular content of C and Ti, as shown in Table 2, whereas the slightly higher C content (0.2 %) effects the strength increasment, while the grain refinement is basically caused by the Ti content (0.12 %). The subject of the investigation is doublesided X welded joint, 25 mm thick, performed by MMA technique in several passes. The

tehnica MMA cu mai multe treceri. Metalul de adaos este electrod bazic învelit E 46 5 B42 H5, cu compoziția chimică obișnuită, așa cum se vede în tabelul 1.

Măsurătorile de duritate se efectuează pe straturile de sub suprafață (H1-1, H1-2, H3-2, H3-2, figura 1), unde prezența structurii cu granulație mărită este evidentă datorită stratului final realizat printr-o singură trecere fără alt tratament termic, respectiv în mijlocul sudurii (H2-1, H2-2, Figura 1) și lângă zona de rădăcină, la adâncimea ce corespunde așezării vârfului fisurii.

Ținând cont de rezistența superioară a metalului de adaos, era de așteptat o diferențiere semnificativă în cadrul îmbinării.

Tabelul 2. Compoziția chimică a materialului de bază și a materialului de adaos/
Table 2. Chemical composition of the base metal and the filler material

	Compoziția chimică/ Chemical composition [%]												
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Cr	Al	Cu	Ni	V	Mo	Nb
MB/ BM	0,2	0,44	1,35	0,012	0,01	0,12	0,15	0,06	0,05	0,1	0,008	0,015 - 0,001	
MA/ FM	0,05	0,51	1,56	0,011	0,008	-	0,04	-	0,1	0,02	0,03	0,1	0,01

Totuși, măsurătorile de duritate au demonstrat diferențe mici pentru diferite valori ale metalului depus, măsurate de-a lungul liniei V1 (figura 3 - valori medii adoptate: $HV1_{\text{răd}} = 212$, $HV1_{\text{umplere}} = 205$, $HV1_{\text{ultimul rând}} = 215$) și metal de bază ($HV1_{\text{BM}} = 185$), care indică o eterogenitate moderată a îmbinării sudate. Această stare este rezultatul amestecului dintre metalul de bază și metalul de adaos în fază lichidă cât și influențele ciclurilor termice asupra zonelor solidificate. Lățimea ZIT-ului este de aproximativ 3mm și nivelul tipic de duritate de lângă suprafață pentru structura „reală” de granulație mare este de circa $HV1 = 350$, în timp ce în adâncime, în apropierea vârfului fisurii, care a fost relevant pentru determinarea curbelor $\sigma-\varepsilon$, duritatea a variat între $HV1 = 281$ pentru zona „cvasi” macrogranulară a ZIT-ului și $HV1 = 221$ pentru zona microgranulară a ZIT-ului, figura 4. Aceste rezultate sunt utilizate pentru determinarea curbelor $\sigma-\varepsilon$ și, de asemenea, pentru analiza cu element finit a îmbinării sudate.

3. Analiza metalografică

3.1. Structura îmbinării sudate

Structura metalului de bază este ferito-perlitică, tipică pentru tablele subțiri laminate. În zona de tranziție de la metalul de bază la ZIT, se poate observa structură ferito-perlitică degradată, figura 5, cu grăunți mai mici, ca urmare a recristalizării parțiale.

Structura ZIT-ului este, în principal, ferito-perlitică de granulație fină în apropierea metalului de bază. Spre linia de topire se observă creșterea grăunților, cu prezența mică (10-15%), dar semnificativă a bainitei superioare de-a lungul liniei de topire, pe lângă ferită și perlită. În general, la acest tip de oțel, în apropierea liniei de topire, în așa numita subzonă de supraîncălzire, apare structură bainitică, în timp ce la viteze mai mari de răcire poate apare și martensita [2]. Totuși, în acest caz (grosime > 10 mm) posibilitatea apariției martensitei este neglijabilă, de unde rezultă că zonele luminoase din figura 6 și 7 sunt ferită și nu martensită, [2].

3.2. Analiza fractografică

Figurile 8÷13 arată structurile macro și micro ale anumitor faze de propagare a fisurii în timpul încercărilor la tracțiune atât pentru cazul 1 cât și pentru cazul 2.

filler metal is coated basic electrode E 46 5 B42 H5, with typical chemical composition as shown in Table 1.

Tabelul 1. Proprietățile mecanice ale materialului de bază și ale materialului de adaos/
Table 1. Mechanical properties of the base metal and the filler material

Table 1. Mechanical properties of the base metal and the filler material

	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A5 (%)
MB/ BM	420	604	25
MA/ FM	460	640	22

The microhardness measurement is performed on the sub-surface layers (H1-1, H1-2, H3-1, H3-2, Figure 1), where the presence of coarsegrained structure is evident due the final singlepass layer having no further heat treatment, as well in the middle of the weld (H2-1, H2-2, Figure 1) near the root area at the depth corresponding to the crack tip location.

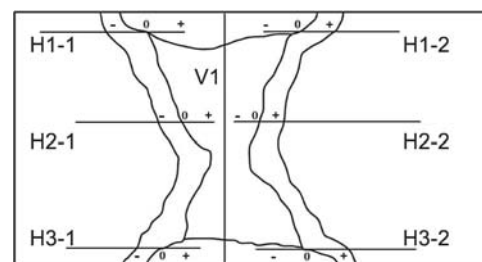


Figura 1. Pozițiile pentru măsurarea microdurtății/
Figure 1. Micro-hardness measuring positions

Having in mind the higher strength of the filler material, significant overmatch was expected. However, the micro-hardness measurement exhibited small differences for different weld metal values, measured along V1 line (Figure 3 -adopted average values: $HV1_{\text{root}}=212$, $HV1_{\text{fill}}=205$, $HV1_{\text{surface pass}}=215$) and the base metal ($HV1_{\text{BM}}=185$), indicating moderate overmatch of welded joint. This state is a result of the mix up between the base and the filler metal in liquid phase, as well the influences of the thermal cycles on the solidified regions. The width of HAZ is approximately 3 mm and typical hardness level near the surface for „true” coarse-grained structure is about $HV1=350$, whereas at depth near the crack tip, which was relevant for the $\sigma-\varepsilon$ curves determination, the hardness varied between $HV1=281$ for the „quasi” CG HAZ and $HV1=221$ for the FG HAZ, Figure 4. These results are used for $\sigma-\varepsilon$ curve determination, and also for the FEM analysis of the welded joint.

3. Metallographical analysis

3.1. Structure of the welded joint

The structure of the base metal is ferritic-perlitic, typical for rolled sheets. At the transition zone from the base metal into

Atât cazul 1 cât și cazul 2 prezintă propagarea fisurii spre metalul de bază, figura 8 și 9. În cazul 1, fisura a fost localizată în zona de granulație fină a ZIT-ului. Pe suprafețele libere fisura a început propagarea direct spre metalul de bază, figura 10 (a) și 11 (a) sau a pornit de-a lungul direcției zonei de granulație fină

the HAZ, degenerative ferritic-perlitic structure could be noticed, Figure 5, with grain of smaller size in regard of the base metal, as a result of partial recrystallisation.

The HAZ's structure is, basically, fine-grained ferritic-perlitic near the fusion line. Towards the fusion line increasing of the

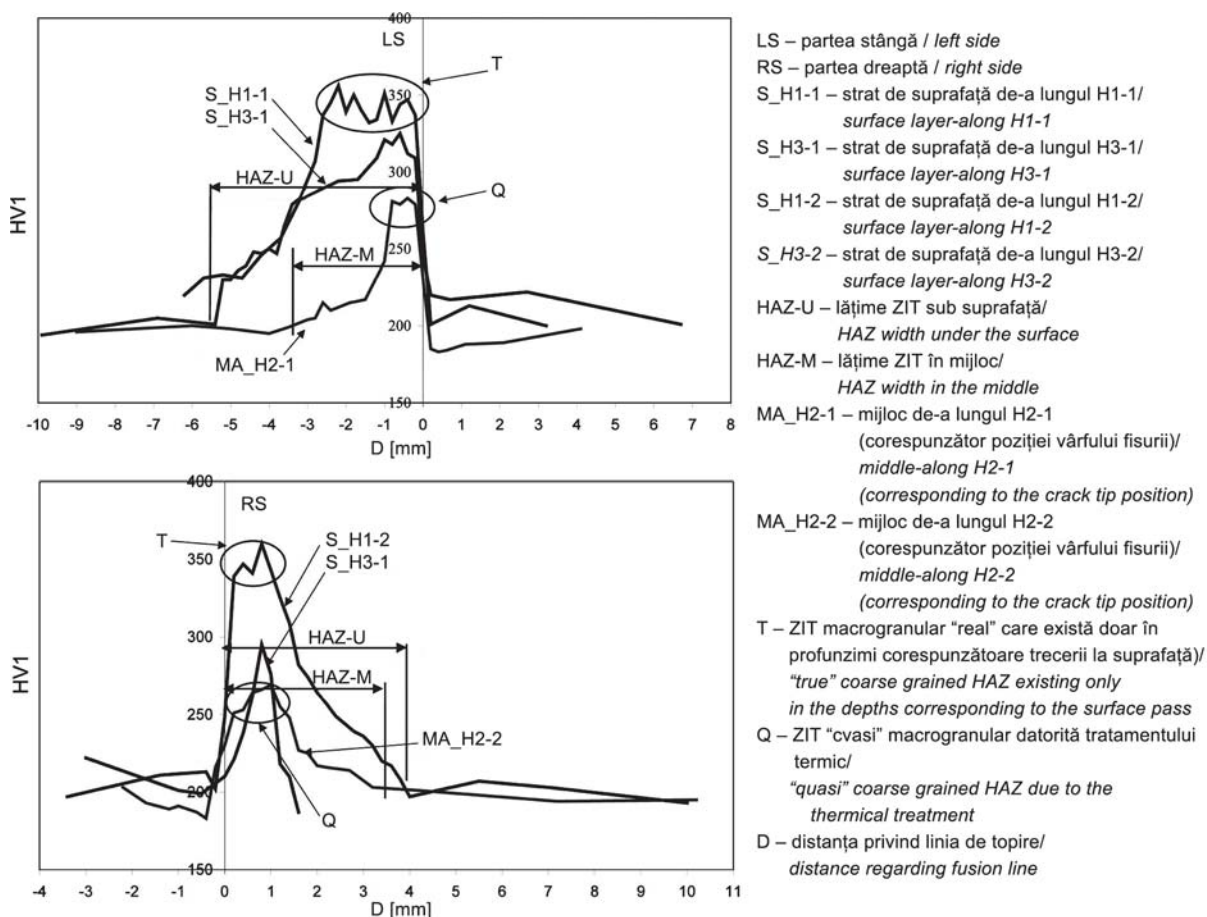


Figura 2. Distribuția microdurității măsurate în jurul liniei de topire („punctele zero” figura 1)/

Figure 2. Distribution of the measured micro-hardness around the fusion line („the zero points” in Figure 1)

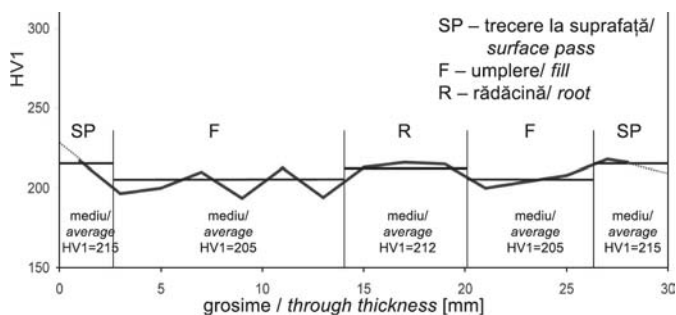


Figura 3. Distribuția microdurității măsurate HV1 pe direcția V1 (vezi figura 1)/

Figure 3. Distribution of the measured micro-hardness HV1 along V1 (see Figure 1)

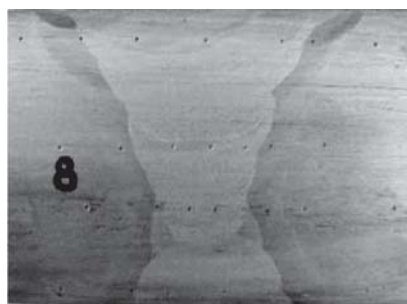


Figura 4. Profilul sudurii / Figure 4. Profile of the weld

a ZIT-ului și că după o scurtă propagare se deplasează cu un unghi mare de 140° spre metalul de bază, figura 11 (c). După aceea, își menține aceeași direcție de propagare ca rezultat al contracției libere. În mijloc, se poate observa o mică deviație a traiectoriei fisurii spre metalul de bază, și că propagarea s-a îndreptat în linie întreruptă, direct pe toată grosimea, figurile 10 (b) și 11 (b). Această comportare rezultă din starea de triaxialitate

grain is noticed, with particularly small (10-15 %), but significant presence of upper bainite along the fusion line, besides the ferrite and the perlite. In general, in this steel type near the fusion line, in the so-called coarse-grained region, the bainite structure occurs, while at higher cooling rates martensite could occur [2], too. However, in this case (thickness >10 mm) the possibility for martensite occurrence is negligible, hence, the light spots on the Figures 6 and 7 are ferrite, and not martensite [2].

ridicată în mijlocul epruvetei datorită constrângerii materialului înconjurător care conduce la scăderea rezistenței la rupere a materialului în care se propagă fisura. Oricum, în acest caz materialul de bază a absorbit o anumită cantitate de deformare și a contribuit la prevenirea rupei fragile.

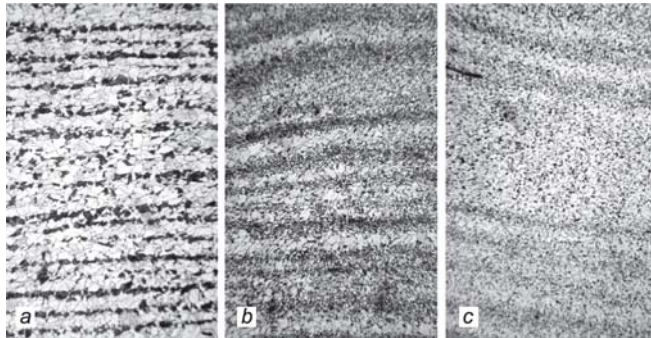


Figura 5. Transformarea structurii în zona de tranziție MB/ZIT a) structură a MB în șiruri ; b) micșorarea grăunților și dispariția structurii în șiruri; c) dispariția completă a structurii în șiruri/
 Figure 5. Transformation of the structure at the transition region BM/HAZ : a) significant striping steered structure in the BM; b) decrementation of the grain and disappearing of the striping structure; c) complete disappearing of the striping structure

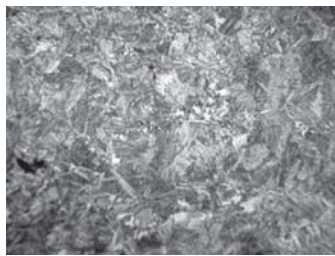


Figura 7. Bainită cu ferită în rețea (×300)/
 Figure 7. Bainite with ferritic grid (×300)

De asemenea, în cazul 2 fisura s-a propagat spre metalul de bază, cu excepția traseului mai lung de propagare al fisurii până la intrarea în structura metalului de bază, întrucât vârful inițial a fost localizat în subzona de granulație mare a ZIT-ului. În acest

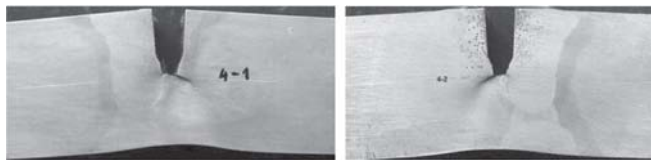


Figura 9. Propagarea fisurii caracteristică pentru cazul 2 (vârful fisurii în zona de granulație mare a ZIT-ului)/
 Figure 9. Characteristic crack propagation for the case 2 (crack tip in the CGHAZ)

caz, fisura a fost localizată în subzona de granulație mare a ZIT-ului, figurile 12 și 13 și, în anumite puncte de-a lungul îmbinării sudate, direct pe linia de topire, figura 13 (b). La suprafețele libere, figurile 13 (a) și 13 (c), propagarea fisurii se deplasează direct prin subzona de supraîncălzire a ZIT-ului, și apoi se îndreaptă spre metalul de bază. Suplimentar, figura 13 (a) arată multipla direcționare a propagării fisurii, care se deplasează ușor spre metalul de bază, apoi deodată brusc spre metalul de

3.2. Fracture analysis

Figures 8÷13 show macro- and micro-figures of certain states of the fracture propagation during the tensile tests of, both case 1 and case 2.

Both, case 1 and case 2 exhibited crack propagation towards the base metal, Figures 8 and 9. In the case 1, the crack was located in the finegrained region of the HAZ. On the free surfaces the crack has started its propagation straight towards the base metal, Figures 10(a) and 11(a), or has started along the FG HAZ direction and then after short propagation shifts with

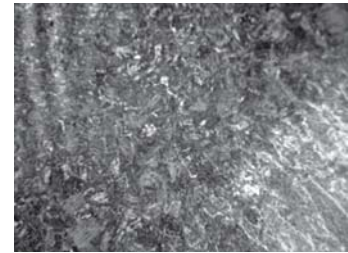


Figura 6. Zona de tranziție metal de bază/ZIT în apropierea stratului de acoperire (×300)/
 Figure 6. Transition region base metal/HAZ near the covering layer (×300)

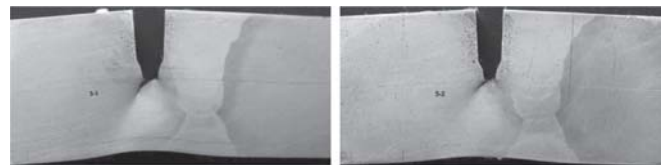


Figura 8. Propagarea fisurii caracteristică pentru cazul 1 (vârful fisurii în zona de granulație fină a ZIT-ului)/
 Figure 8. Characteristic crack propagation for the case 1 (crack tip in the FGHAZ)

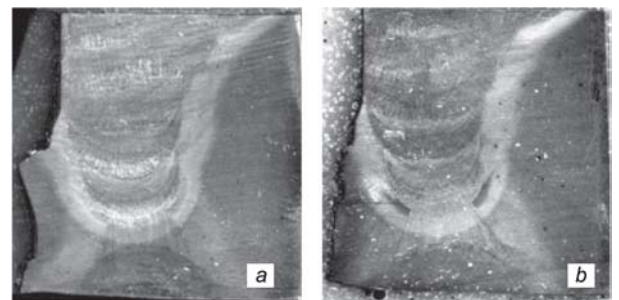


Figura 10. Macrostructuri cu propagarea fisurii pentru cazul 1: a) la suprafață –stare de deformare plană; b) în mijlocul epruvetei –stare de tensiune plană/
 Figure 10. Macrofigures of the crack propagation for the case 1: a) at the free surface-plane strain state; b) in the middle of the specimen-plane stress state

great angle of app. 140° towards the base metal, Figure 11(c). After that, it keeps the same direction of propagation as result of free contraction. In the middle, small deviation of the crack path towards the base metal could be noticed, and then the propagation has directed in broken line directly through-thickness, Figures 10(b) and 11(b). Such behaviour is resulting from the high tri-axial state in the middle of the specimen due to constraining of the surrounding material leading to decreasing of the fracture resistance of the material of crack propagation.

din nou deodată brusc spre metalul de bază, de fiecare dată la un unghi de 180°. Astfel de manevre bruște ale traiectoriei de propagare rezultă din natura în subzona de granulație mare a

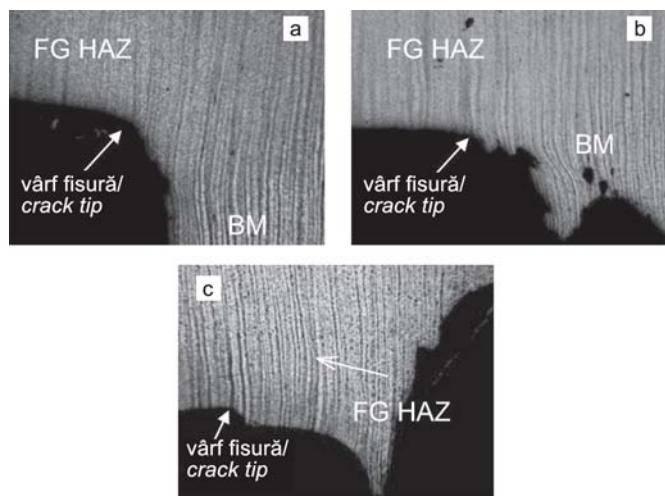


Figura 11. Microstructuri ($\times 75$) cu propagarea fisurii pentru cazul 1: a, c) la suprafață; b) în mijloc/
Figure 11. Microfigures ($\times 75$) of the crack propagation for case 1: a, c) at the surface; b) in the middle

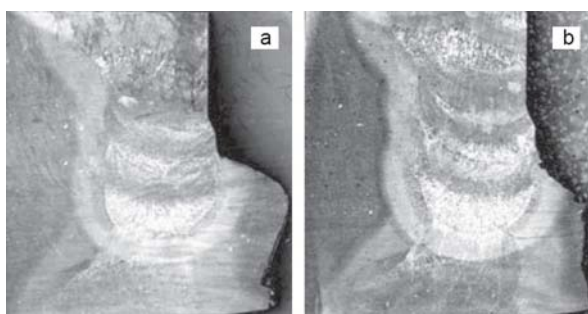


Figura 12. Macrostructuri cu propagarea fisurii pentru cazul 2: a) la suprafață - stare de deformare plană; b) în mijlocul epruvetei - stare de tensiune plană/
Figure 12. Macrofigures of the crack propagation for the case 2: a) at the surface - plane strain state; b) in the middle of the specimen - plane stress state

ZIT-ului și linia de topire, cât și ingredientele concentrate în jurul limitelor grăunților. Propagarea fisurii în mijloc a prezentat anumită comportare fragilă datorită stării plane de deformare explicată mai sus.

4. Analiza cu element finit (FEM)

4.1. Modelarea epruvetei

Proprietățile mecanice și curbele σ - ε ale îmbinărilor sudate eterogene (MD, în subzona de granulație mare a ZIT-ului și în subzona de granulație fină a ZIT-ului, figura 14) sunt evaluate prin combinația valorilor durității și a legii Ramberg-Osgood, [4, 5]. Parametrii de intrare au fost duritatea HV1 cât și ciclurile de sudare simulate care au permis estimarea raportului $\Delta t_{8/5}$ prin comparație între valorile HV1 ale zonelor îmbinate prin sudare și structurile simulate, care, de asemenea, au permis evaluarea exponentului de ecrusare, așa cum se arată în [1].

Programul ANSYS pentru analiza structurală cu element finit a fost utilizat pentru pre-procesare, procesare și post procesare.

Such stress state could result with brittle fracture if the crack is surrounded by material of higher strength. Anyhow, in this case the base material has absorbed certain amount of the deformation and has prevented the brittle fracture.

Likewise, in the case 2 the crack has propagated towards the base metal, with exception of the longer way of crack propagation till the entrance in the base metal structure, since the initial tip was located in the CG HAZ. In this case, the crack was located in CG HAZ, Figures 12 and 13, and, in certain points along the welded joint, is directly by the fusion line, Figure 13(b). At the free surfaces, Figure 13(a) and 13(c), the crack propagation moves directly through the CG HAZ, and then shifts towards the base metal. Furthermore, Figure 13(a) shows multiple directioning of the crack propagation, lightly shifting towards the base metal, than sudden sharp shunt towards the weld metal, and again sudden sharp shunt towards the base metal, each time in angle of app. 180°. Such sharp shuntings of the propagation path are resulting from the nature of the CG

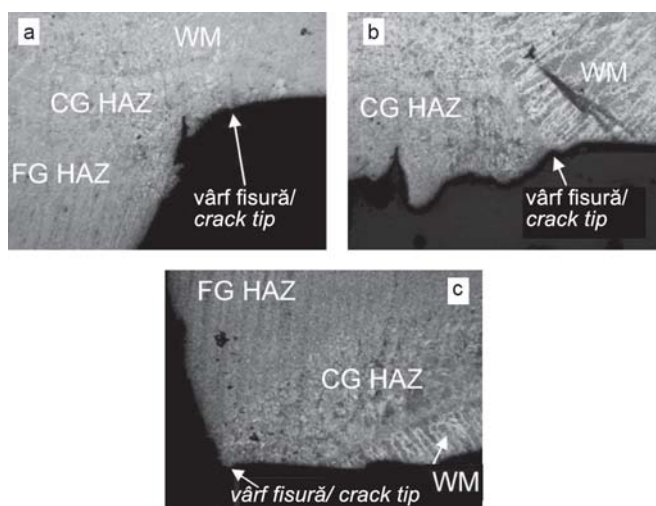


Figura 13. Microstructuri ($\times 75$) cu propagarea fisurii pentru cazul 2: a, c) la suprafață; b) în mijloc/
Figure 13. Microfigures ($\times 75$) of the crack propagation for case 2: a, c) at the surface; b) in the middle

HAZ and the fusion line, as well the ingredients concentrated around the grain boundaries. The crack propagation in the middle has exhibited certain brittle behaviour due to the plane strain state explained above.

4. FEM analysis

4.1. Specimen modelling

The mechanical properties and σ - ε curves of the heterogeneous welded joint (WM, CGHAZ and FGHAZ, Figure 14) are assessed through combination of micro-hardness values and Ramberg-Osgood law, [4, 5]. Input parameters were the micro-hardness, measured by HV1, as well simulated welding cycles enabling estimation of the $\Delta t_{8/5}$ by comparison between the values of HV1 of the welded joint regions and the simulated structures, which, also, enabled strain hardening exponent evaluation, as shown in [1].

ANSYS package for FEM structural analysis was used for pre-processing, processing and postprocessing. The welded joint is modelled with it's characteristic regions with different mechanical properties, approximated as multiregion material

Îmbinarea sudată a fost modelată cu zonele sale caracteristice având diferite proprietăți mecanice, approximate ca un sistem de materiale eterogen cu zone diferite care constă din rădăcină, straturi de umplere și de suprafață și ZIT-ul alcătuit ca un sistem bi-metal care conține cele două subzone cu aproximativ 1,5 mm lățime fiecare și în final, materialul de bază, figurile 15 și 16.

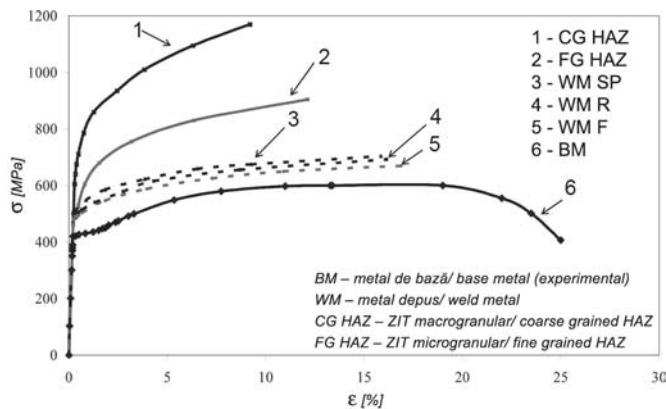


Figura 14. Curbele tensiune - deformație determinate ale zonelor îmbinărilor sudate/

Figure 14. Determined stress-strain curves of the welded joint's regions

Vârful fisurii cu raza de 0,05 mm, adică vârful fisurii în analiza tri - dimensională este modelat cu o finisare mare a rețelei, necesitând astfel un număr mare de noduri 2D cu 8 elemente adică noduri 3D cu 20 elemente. Aceasta conferă singularitatea tensiunii și deformației în jurul micii zone din fața vârfului fisurii. Fiecare element de la vârf are 3 noduri independente ceea ce este un postulat pentru comportarea elasto-plastică a

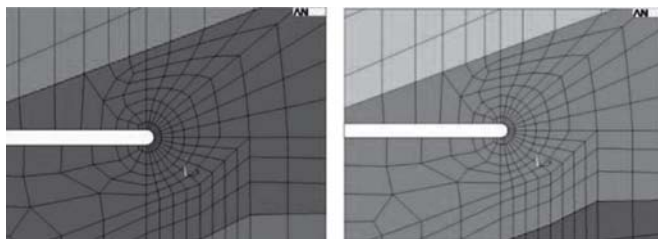


Figura 16. Finisarea rețelei din jurul vârfului fisurii - zonă de vârf a fisurii mult mărită/

Figure 16. Refinement of the mesh around the crack tip - enlarged crack tip region

materialului în zona tensiunilor și deformațiilor mărite, conform cu recomandările ESIS [3, 7]. Comportarea materialului în fișierul de introduce ANSYS a fost modelată cu ajutorul curbei tensiune-deformație, suplimentar cu modulul de elasticitate și coeficientul Poisson.

Condițiile la limită sunt definite astfel încât modelul AEF este pe o parte complet constrâns și parțial permițând translarea liberă într-o direcție. Solicitarea este aplicată ca forță distribuită egal pe suprafața perpendiculară pe direcția forței. Deoarece se cere analiza elasto-plastică, valoarea forței este aplicată incremental în câțiva pași cuprinzând un număr mare de subpași la fiecare pas, cu un număr maxim de 50 de iterații. Îndeplinirea toleranțelor riguroase în timpul rezolvării problemelor neliniare a fost lăsată pe seama programului, ceea ce a condus la rezultate bune.

system consisting the root, fill and surface layers, and the HAZ region determined as bimaterial system consisting the two subzones with approximate width of 1.5 mm each, and, finally, the base metal, Figures. 15 and 16.

The tip with radius of 0.05 mm i.e. the front of the crack in the threedimensional analysis is modelled with big refinement of

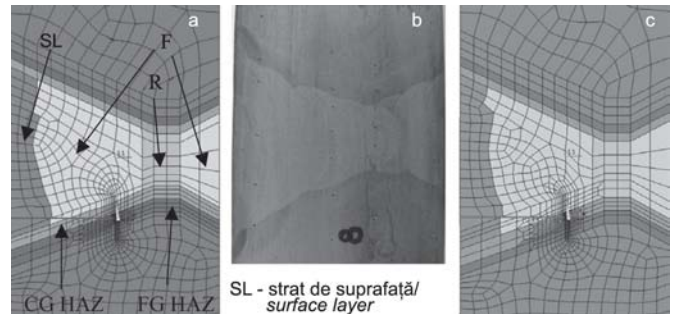


Figura 15. Modelul simplificat de analiza a elementului finit a îmbinării sudate: caz 1 - fisură în subzona de normalizare cu granulație fină; b) vedere îmbinare sudată; c) caz 2 - fisură în subzona de supraîncălzire a ZIT-ului /

Figure 15. The simplified FEM model of the welded joint: a) case 1 - crack in FG HAZ; b) welded joint sight; c) case 2 - crack in CG HAZ

the mesh, thus requiring large number of 2D 8-node i.e. 3D 20 node elements. This provides singularity of the stress and the strain around the small zone in front of the crack tip. Each element at the tip, has 3 independent nodes which is a postulate for elastic-plastic behaviour of the material in the zone of increased stresses and strains, according to the ESIS recommendations [3, 7]. Material behaviour in the ANSYS input file was modelled by multi-linear stress-strain curve, in addition with the Elastic modulus and the Poisson's ratio.

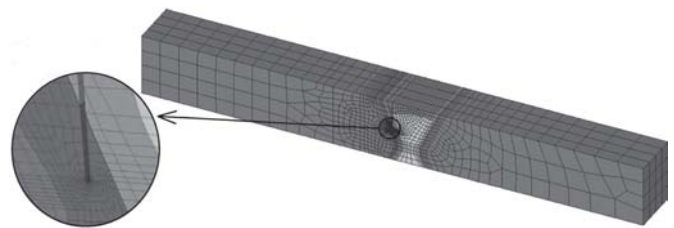


Figura 17. Modelul 3D cu zona vârfului fisurii mărită/

Figure 17. The 3D model with enlarged crack tip region

The boundary conditions are defined in such manner so the FEM model is one sided completely constrained and partially (free translation in one direction). The loading is applied as force distributed evenly on the surface perpendicular to the force direction. Since elastic-plastic analysis is required, the value of the force is incrementally applied within several steps and a large number of substeps in each step, with maximal number of 50 iterations. The accomplishing of the rigorous tolerances during the solution of non-linear problems was left to the program itself, which revealed good results.

4.2. Analysis of the obtained results

The essential scope of this investigation was to analyse the reasons of the fracture behaviour exhibited by the experimental investigation [1] by adoption of proper numerical models, for

4.2. Analiza rezultatelor obținute

Scopul esențial al investigației a fost analizarea motivelor comportării la rupere demonstrate de investigația experimentală [1] prin adoptarea modelelor numerice adecvate, scopului analizei stării de tensiune și deformație în jurul vârfului fisurii. Analiza numerică a constat din modelarea 3D și 2D. În general,

the purposes of the analysis of the stress-strain state around the crack tip. Numerical analysis consisted of 3D and 2D modelling. In general, the behaviour of a specimen is 3D, but 2D analysis is also beneficial since the plane stress and plane strain conditions are the two thresholds limiting the structure behaviour. The first one, plane stress state, is dominant on the free surface i.e. it is typical for structures of small width, and the

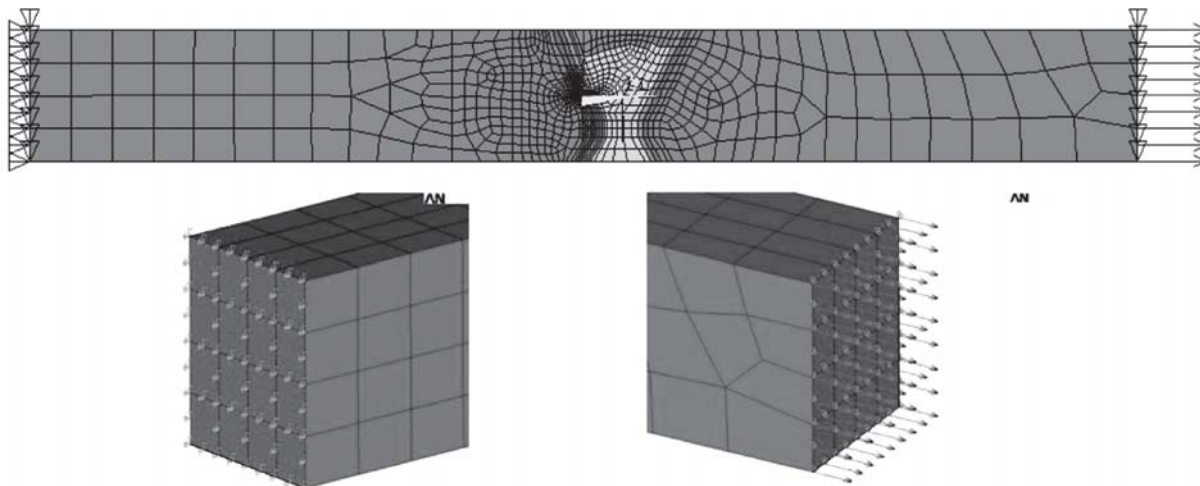


Figura 18. Condiții la limită / Figure 18. Boundary conditions

comportarea unei epruvete este în 3D, dar analiza 2D este de asemenea benefică atât timp cât condițiile privind planul tensiunii și al deformației sunt aplicate pe marginile structurii. Prima, starea plană de tensiune, este dominantă pe suprafața liberă, adică este tipică pentru structurile cu lățime mică și a doua, starea plană de deformației, este dominantă în mijlocul epruvetei adică este tipică pentru structurile cu lățimi mai mari. Condiția tridimensională este între aceste două condiții extreme, deoarece lățimea epruvetelor încercate este între definiția lățimii mici și a celei mari. Trei modele pentru fiecare caz au fost utilizate în analiza numerică: 2D – tensiune plană și deformație plană și 3D. Rezultatele numerice pentru forța aplicată F funcție de CMOD și pentru J funcție de CMOD sunt prezentate în figura 19 și respectiv 20.

Ambele perechi de curbe, F funcție de CMOD și J funcție de CMOD au demonstrat o bună corelare între rezultatele experimentale și cele numerice 3D, figurile 19 și 20. Prin comparație cu analiza 2D curbele experimentale s-au situat între cele două condiții extreme, așa cum era de așteptat. Lipsa de corelare parțială între rezultatele numerice și experimentale se poate explica prin următoarele motive: a) simplificarea geometrică a îmbinării sudate, inclusiv forma, dimensiunile și compoziția acesteia care este aproximată fiind construită din rădăcină, rânduri de umplere, și treceri la suprafață deși conține zone structurale mult mai diferite cu diferite proprietăți mecanice; b) simplificarea comportării materialelor, considerând determinarea analitică – evaluarea curbelor σ - ϵ pentru zonele îmbinate prin sudare utilizând legea Ramberg-Osgood; și c) analiza elementului finit utilizată aici nu include propagarea fisurii.

Buna corelare între experiment și simularea numerică este evidentă, aceasta permițând considerarea în continuare a rezultatelor relevate, în special a distribuirii tensiunii și deformației. Pentru a evalua comportarea îmbinării, în cele ce urmează se prezintă distribuția deformației și tensiunii în mijlocul

second one, the plane strain state, is dominant in the middle of the specimen i.e. it is typical for structures of greater width. The three-dimensional condition is between these two extreme conditions, since the width of the tested specimens is between the definition of small and great width. Three models for each case are taken into the numerical analysis: 2D - plane stress and plane strain, and 3D. Numerical results for remote force F vs. CMOD and for J vs. CMOD are shown in Figures 19 and 20 respectively.

Both pairs of curves, F vs. CMOD and J vs. CMOD exhibited good agreement between the experimental and 3D numerical results, Figs. 19 and 20. Comparing with the 2D analysis, the experimental curves were between the two extreme conditions, as expected. The partial mis-agreement between the numerical and experimental results can be explained by following reasoning: a) geometrical simplification of the welded joint, including its shape, dimensions, and its composition which is approximated as being built of root, fill, and surface passes, although it contains much more different microstructural regions with different mechanical properties; b) material behaviour simplification, having in mind the analytical determination - assessment of the σ - ϵ curves for the welded joint regions using the Ramberg-Osgood law; and c) the finite element analysis used here did not include crack extension.

The good agreement between the experiment and numerical simulation is obvious, thus allowing further consideration of the revealed results, particularly of the stress and strain distribution. In order to assess the joint's behaviour, in the following, the distribution of the strain and the stress in the middle of the specimen's thickness is shown for different loading levels. The contour displays are set to represent the typical strain values: 0.2% - corresponding to the Yield strength, and the elongation A [%] - corresponding to the rupture stage. The equivalent von Mises strain and stress are analysed.

As shown, in the both cases the weld strength mismatch has

grosimii epruvetei pentru diferite nivele de încărcare. Dispunerea conturului este astfel aleasă încât să reprezinte valori tipice ale deformației: 0,2% - corespunzător rezistenței la curgere și alungirea A [5] – corespunzătoare fazei de rupere. Se analizează tensiunile și deformațiile echivalente von Mises.

significant role in the strain distribution. The strain distribution for the case 1 (crack tip located in fine-grained HAZ), as presented in Figures 21a, shows strong influence of the surrounding regions with different properties and size, pushing the deformation in the direction of the base metal. This effect is

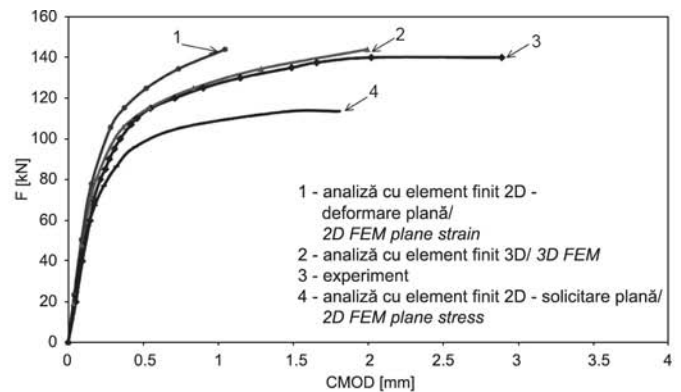
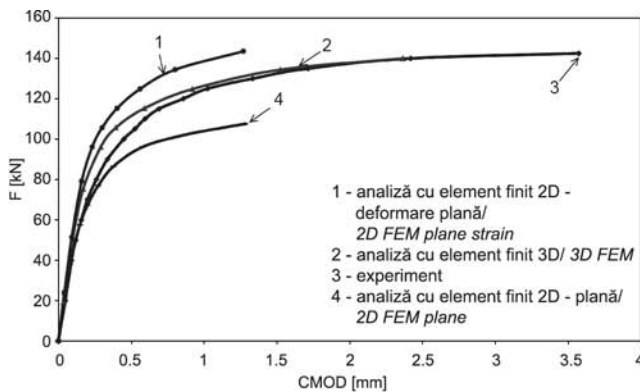


Figura 19. Curbele F funcție de CMOD: a) Epruvetă cu vârful fisurii în ZIT zona microgranulară;
b) Epruvetă cu vârful fisurii în ZIT zona macrogranulară/

Figure 19. *F vs. CMOD curves: a) Specimen with crack tip in FG HAZ; b) Specimen with crack tip in CG HAZ*

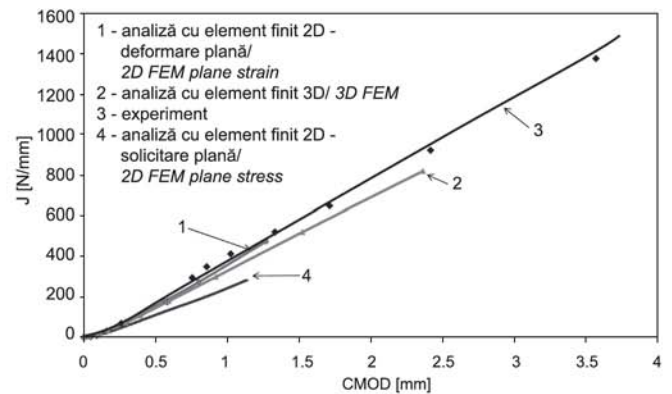
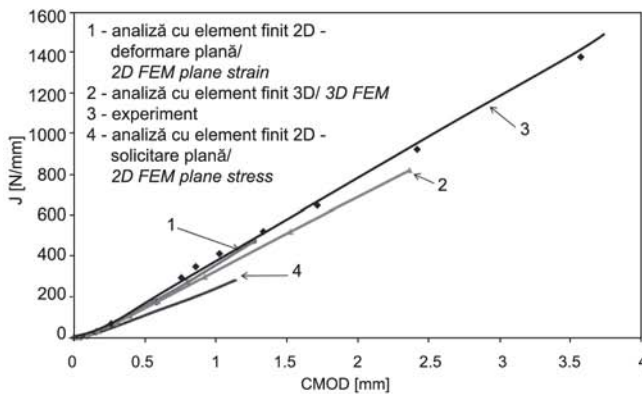


Figura 20. Curbele J funcție de CMOD: a) Epruvetă cu vârful fisurii în ZIT zona microgranulară;
b) Epruvetă cu vârful fisurii în ZIT zona macrogranulară/

Figure 20. *J vs. CMOD curves: a) Specimen with crack tip in FG HAZ; b) Specimen with crack tip in CG HAZ*

După cum se vede, în ambele cazuri, eterogenitatea rezistenței sudurii are un rol semnificativ în distribuția deformației. Distribuția deformației pentru cazul 1 (vârful fisurii localizat în subzona ZIT cu granulație fină), așa cum se prezintă în figura 21a, arată influența puternică a zonelor înconjurătoare cu diferite proprietăți și mărimi, împingând deformația în direcția metalului de bază. Acest efect este consecința câtorva influențe asociate. Adică, fisura este localizată în subzona de granulație fină a ZIT-ului, care este plasată între subzona de granulație mare cu rezistență la curgere mai mare ($R_{p0,2} = 605$ MPa) și metalul de bază cu rezistența la curgere mai mică ($R_{p0,2} = 420$ MPa). Deformația este blocată pe direcția metalului de bază și este direcționată spre metalul de bază pentru încărcări mai mici, dar și pentru încărcări mai mari. Aceasta s-ar putea explica prin următoarele motive: în primul rând, subzona de granulație mare a ZIT-ului, cu rezistență mare, acționează ca o barieră, prevenind propagarea deformației pe direcția structurilor mai puțin ductile, în al doilea rând, datorită acestei constrângeri, și a concentrației mare de tensiune din jurul vârfului fisurii, deformația a fost direcționată spre metalul de bază, și în al treilea rând, deplasarea deformației spre metalul de bază, figura 14, dar mult mai mare în dimensiuni în comparație cu ZIT-ul. În cazul 2,

consequence of several associated influences. Namely, the crack is located in the fine-grained HAZ region, which is placed between coarse-grained region with higher yield strength ($R_{p0,2} = 605$ MPa) and the base metal with lower yield strength ($R_{p0,2} = 420$ MPa). The deformation is blocked in the direction of the weld metal and is directed towards the base metal for lower but also for higher loads. This could be explained by the following reasons: first, the high strength CG HAZ acts like barrier, preventing the propagation of deformation in the direction of less ductile structures, secondary, due to this constraint, and high stress concentration around the crack tip, deformation was directed toward the base metal, and third, the shifting of deformation towards the base metal is supported by the weld metal as well, although having only slightly higher strength than the base metal, Figure 14, but much larger size compared to HAZ. In the case 2, Figures 21b, the crack is located in the material with high yield strength, surrounded by the more ductile fine-grained HAZ region and the weld metal, having similar yield strengths, $R_{p0,2} = 461$ and 478 MPa, respectively. At lower loads, having better ductility, the surrounding fine-grained HAZ, as well the weld metal absorb the deformation, thus relaxing the crack tip region placed in

figurile 21 b, fisură este localizată în materialul cu rezistență mare la curgere, înconjurată de zona ZIT mult mai ductilă microgranulară și metalul de bază, ce are rezistențe la curgere similare, $R_{p0,2} = 461$ și respectiv 478 MPa. La solicitări mai mici, având o ductilitate mai bună, ZIT-ul microgranular înconjurător, cât și metalul depus absorb deformația, astfel relaxând zona vârfului fisurii plasată în ZIT-ul macrogranular. La solicitări mai mari, nu numai din cauza rezistenței la curgere ușor mai mică, dar și din cauza deplasării centrului de rotație, deformație este deplasată spre metalul de bază prin ZIT-ul microgranular, figurile 21b. Datorită acestei absorbții a deformației, zona plastifiată din jurul vârfului fisurii este mai mică prin comparație cu cea de la cazul 1.

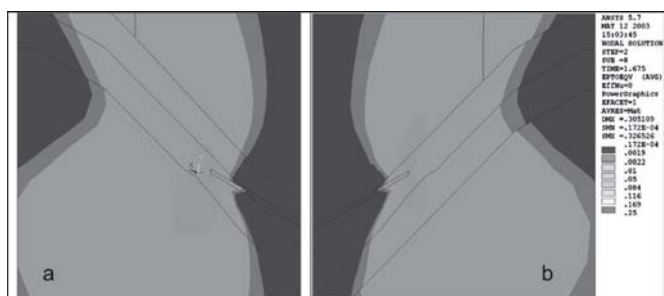
5. Concluzii

Comportarea îmbinării sudate cu fisura plasată în subzona de granulație fină a ZIT-ului este influențată în mod semnificativ de subzona de granulație mare a ZIT-ului adiacentă susținută și de metalul de bază. Prin blocarea deformației libere, acest efect cauzează și o stare de tensiune triaxială ridicată. Deși pe de altă parte metalul de bază mai ductil acceptă deformația, aceasta conduce la deteriorarea comportării la rupere a ZIT-ului microgranular, comparat cu comportarea acestuia într-o stare fără efectul eterogenității [8]. În celălalt caz, există ZIT-ul macrogranular, cu rezistență la rupere mai mică, dar, din moment ce este înconjurat de zonele cu rezistență mai mică și plasticitate mai mare, acest efect conduce la absorbția deformației de către aceste zone mai puțin ductile, cauzând condiții de tensiune mai favorabile pentru ZIT-ul macrogranular, comparat cu comportarea acestuia într-o stare fără efectul eterogenității [8]. Oricum ambele cazuri au demonstrat rezistență mare la rupere datorită efectului de barieră al eterogenității. După propagarea inițială a fisurii în ZIT-ul microgranular sau cel macrogranular, diferențele relativ mici ale rezistenței au schimbat direcția de propagare a fisurii spre metalul de bază mai slab și mai ductil, scăzând astfel viteza de propagare a fisurii. În general se obține o stare de tensiune – deformație mai favorabilă în jurul vârfului fisurii în cazul în care materialul adiacent are rezistență mai mică și plasticitate mai mare (eterogenitate mare), în acest fel materialul absoarbe deformația sub încărcare, reducând astfel tensiunile în zona vârfului fisurii, îmbunătățind rezistența la rupere. Aceasta se referă în special la metalul depus, ca fiind zona cea mai periculoasă pentru apariția fisuri. S-a adoptat abordarea eterogenității rezistenței [4, 5, 6, 7] datorită înțelegerii faptului că pentru o stare mult mai benefică de tensiune – deformație în jurul vârfului fisurii metalul depus ar trebui ca acesta să fie mai ductil și mai rezistent, astfel ca să poată suporta fisurile posibile în condiții de siguranță mărită. Dar, această combinație constrânge deformația în metalul depus, ceea ce ar putea conduce la creșterea nivelului tensiunii la o valoare foarte critică, care conduce la ruperea bruscă.

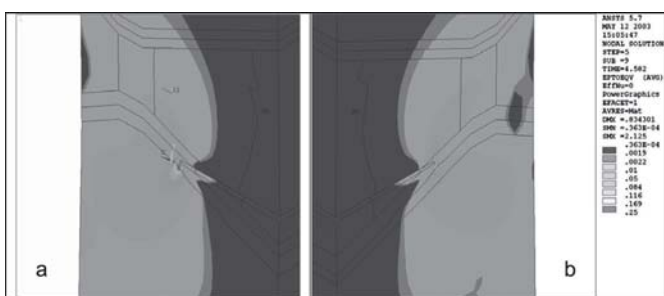
Bibliografie/References

- [1] Adziev G.: Influence of the welded joint mis-match on the integrity of the cracked welded structure, doctoral thesis, Faculty of Mechanical Engineering, Skopje, Macedonia, 2003.
- [2] Dadian M., Granjon H.: Metallographie der Schweißverbindungen, Düsseldorf, 1983.
- [3] Recommendation for the use of finite elements in fracture mechanics, ESIS Newsletter, 1993, no. 15.

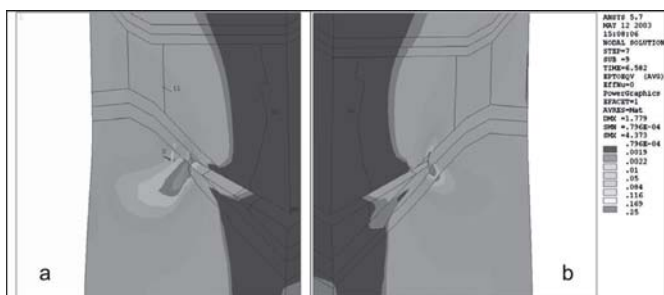
coarse-grained HAZ. At higher loads, not only because of slightly lower yield strength, but also because of the shifted rotation centre, deformation shifted toward the base metal



Deformație echivalentă a tensiunii/
Equivalent strain at remote stress $\sigma = 166.67 \text{ MPa} \equiv F = 8 \text{ t}$



Deformație echivalentă a tensiunii/
Equivalent strain at remote stress $\sigma = 250 \text{ MPa} \equiv F = 12 \text{ t}$



Deformație echivalentă a tensiunii/
Equivalent strain at remote stress $\sigma = 250 \text{ MPa} \equiv F = 12 \text{ t}$

Figura 21. Propagarea deformației la vârful fisurii
a) fisură în FG HAZ; b) fisură în CG HAZ /
Figure 21. Strain propagation at the crack front
a) crack in FG HAZ; b) crack in CG HAZ

through the fine-grained HAZ, Figures 21b. Due to this absorption of the deformation, the plastified zone around the crack tip is smaller comparing to the one in case 1.

5. Conclusions

The behaviour of welded joint with crack placed in fine-grained HAZ is under significant influence of the adjacent coarse-grained HAZ supported by the weld metal as well. By blocking the free deformation, this effect causes high threeaxial stress state and. Although on the other side the more ductile base metal accepts the deformation, this leads to deterioration of the fracture behaviour of the fine-grained HAZ, compared with its behaviour in a state without the effect of mismatch [8]. In the other case, there is coarse-grained HAZ, having smaller fracture toughness, but, since it is surrounded by regions with smaller strength and bigger plasticity, this effect leads to absorption of the deformation by these more ductile regions, causing more favourable stress conditions for the coarse-grained

[4] Lin G., Meng G., Cornec A. and Schwalbe K.H.: The Effect of Strength Mis-Match on Mechanical Performance of Weld Joint”, International Journal of fracture, 1999, p. 37-54.

[5] Hornet P., Eripret C., Kocak M. and Junghans E.: Performance of Strength Mis-Match Welded Joints: Comparison of Experimental and Numerical Results, Proc. the Second Symposium on Mis-Matching of Welds, Edited by Schwalbe K. and Kocak M., GKSS, FRG, p. 771-780, 1997.

[6] Sedmak A.: The role of weldment interfaces in fracture mechanics parameters evaluation, International Conference on Fracture 9, Sydney, 1997.

[7] Sedmak S., Sedmak A. and Vukmanović N.: Theoretical, Numerical and Experimental Analysis of Cracked Welded Tensile Panel, EGF8-Fracture Behavior and Design of Materials and Structures, vol. III, p. 1596-1599, Torino, 1990.

[8] Adziev G., Sedmak A., Gliha V., Vuherer T.: Crack type effect on fracture toughness of HAZ of microalloyed steels, Welding and welded structures, 2003, vol. 48, no. 4, p. 191-196, Belgrade, SCG, 2003.

HAZ, compared with its behaviour in a state without the effect of mismatch [8]. Anyhow, the both cases exhibited high fracture resistance due to the barrier effect of the mismatching. After the initial propagation of the crack in FG HAZ or CG HAZ, relatively small overmatching has changed crack propagating direction toward weaker and more ductile base metal, thus decreasing the speed of the crack propagation. In general, more favourable stress-strain state around the crack tip is being achieved in case when the surrounding adjacent material has lower strength and higher plasticity (overmatching), so this material absorbs the deformation under loading, thus reducing the stresses in the crack tip zone, thus improving the fracture resistance. This mostly relates to the weld metal, as most dangerous zone for crack occurrence. Undermatching approach was adopted [4, 5, 6, 7] due to the understanding that for more beneficial stress-strain state around the crack tip the weld metal should be more ductile and tough, so it can carry the possible cracks with more safety. But, this combination constraints the deformation within the weld metal, which could increase the stress level on very critical value, thus leading to sudden failure.

Lucrare prezentat la „Primul congres IIW sud-est european de sudare”, Timișoara, mai 2006

Paper presented at „The 1st IIW South-East European Welding Congress”, Timișoara, May 2006

A V-a Conferință Internațională



The 5th International Conference

INTEGRITATEA STRUCTURALĂ A CONSTRUCȚIILOR SUDATE

- evaluarea integrității structurale
- mecanica ruperii
- modelare asistată de calculator
- expertizare
- diagnoză
- estimarea rezervei duratei de viață
- mentenanță
- managementul calității materialelor și îmbinărilor sudate

**21 - 22 noiembrie 2007
Timișoara**

STRUCTURAL INTEGRITY OF WELDED STRUCTURES

- structural integrity assessment
- fracture mechanics
- computer added modelling
- expertise
- diagnosis
- residual life estimation
- maintenance
- quality management of materials and welded joints

**21- 22 November 2007
Timișoara – Romania**



SECRETARIAT

**INSTITUTUL NAȚIONAL DE CERCETARE-DEZVOLTARE
ÎN SUDURĂ ȘI ÎNCERCĂRI DE MATERIALE -
ISIM TIMIȘOARA**

**Centrul de Transfer Tehnologic în Sudură
CENTA-ISIM**

Persoană de contact: ing. Carmen Marian

**Bv. Mihai Viteazul 30, 300222 Timișoara, ROMÂNIA
Tel.: 0256 200222; 491828; Fax: 0256 200222; 492797
E-mail: centa@isim.ro; http: //www.isim.ro**

CONFERENCE SECRETARIAT

**NATIONAL R&D INSTITUTE FOR WELDING
AND MATERIAL TESTING -
ISIM TIMIȘOARA**

**Technological Transfer Center in Welging
CENTA-ISIM**

Contact person: eng. Carmen Marian

**Bv. Mihai Viteazul 30, 300222 Timișoara ROMANIA
Tel.: +40 (0) 256 200222; 491828; Fax: +40 (0) 256 492797
E-mail: isim@isim.ro; http: //www.isim.ro**