

СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕН АНАЛИЗ НА РАЗРУШАВАНЕ В ПЛАЗМЕНО ЗАВАРЕНИ СЪЕДИНЕНИЯ ОТ СТОМАНА S235JRE-N

Доц. д-р инж. Ярослав Аргиров

Технически университет - Варна

Инж. Апостол Учърджиев

Технически университет - Варна

Резюме: Извършен е сравнителен структурно-механичен анализ на две плазмено заварени без добавъчен материал съединения от стомана S235JRE-N, едното без видима пукнатина, а другото с развита пукнатина в метала на шева. Приложени са макро- и микроструктурни наблюдения, изпитване на опън, профилно определяне на микротвърдост HV0,05 и измерване на твърдост HV5. Бездефектното съединение се характеризира с непрекъснато сплавяване, относително хомогенна дребнозърнеста структура и ферито-перлитна основа. При напуканото съединение са установени локално затруднено сплавяване, междукристална морфология на разрушаването, структурна нехомогенност и по-едрозърнест основен материал с означени цементитни области по границите на зърната. Якостта на опън и относителното удължение на проба 2 са съответно с 9,51% и 11,76% по-ниски спрямо проба 1, докато средната HV5 твърдост е с около 2,30% по-висока. Съвкупността от резултатите показва, че напукването не следва да се свързва с единичен фактор, а с комбинираното действие на неблагоприятна изходна микроструктура, локално несплавяване и термично-натискови напрежения. Формулирани са ограниченията на наличните данни и необходимите допълнителни изследвания за причинно потвърждение.

Ключови думи: S235JRE-N, плазмено заваряване, зона на термично влияние, междукристално разрушаване, цементит, микротвърдост

STRUCTURAL AND MECHANICAL ANALYSIS OF FRACTURE IN PLASMA-WELDED JOINTS OF S235JRE-N STEEL

Assoc. Prof. Dr. Eng. Yaroslav Argirov

Technical University – Varna

Eng. Apostol Ucherdzhev

Technical University – Varna

Abstract: A comparative structural and mechanical analysis was performed on two autogenous plasma-welded joints of S235JRE-N steel, one without a visible crack and the other containing a developed crack in the weld metal. The investigation included macrostructural and microstructural examinations, tensile testing, HV0.05 microhardness profiling, and HV5 hardness measurements. The sound joint exhibited continuous fusion, a relatively homogeneous fine-grained microstructure, and a ferrite-pearlite matrix. The cracked joint showed localized

lack of fusion, an intergranular fracture morphology, microstructural heterogeneity, and a coarser-grained base metal with areas identified as cementite along the grain boundaries. The tensile strength and elongation of specimen 2 were 9.51% and 11.76% lower, respectively, than those of specimen 1, whereas its mean HV5 hardness was approximately 2.30% higher. The combined results indicate that cracking should not be attributed to a single factor but rather to the combined effects of an unfavorable initial microstructure, localized lack of fusion, and thermal shrinkage stresses. The limitations of the available data are specified, together with the additional investigations required to establish causality.

Keywords: S235JRE-N, plasma welding, heat-affected zone, intergranular fracture, cementite, microhardness

1. Въведение

Нисковъглеродните конструкционни стомани от групата S235 се използват широко в заварени изделия поради благоприятното съчетание между формуемост, технологична заваряемост и достатъчна статична якост. Номиналното съответствие на основния метал със зададен клас обаче не е достатъчно условие за надеждността на съединението, тъй като локалният термичен цикъл изменя размера на зърното, фазовото съотношение и разпределението на твърдостта в метала на шева и зоната на термично влияние (ЗТВ) [1].

Плазменото заваряване концентрира енергията в ограничен обем и позволява получаване на тесен шев при висока производителност. При заваряване без добавъчен материал химичният и структурният принос на основния метал е особено значим. Измененията на плазмения ток, топлинния вход, положението на дъгата и скоростта на охлаждане могат да променят ширината на ЗТВ, едрината на зърното и локалната микротвърдост [4–7]. Поради това оценката на дефектно съединение изисква съвместно разглеждане на геометрията на несъвършенството, микроструктурния градиент и механичния отклик.

Междукристалната морфология на пукнатина може да бъде свързана с намалена кохезия на границите на зърната, локални сегрегации или гранични карбидни области, но сама по себе си не доказва конкретен механизъм. Изследвания върху нисковъглеродни стомани показват, че граничният цементит и обогатяването на фазовите граници могат да улеснят зародишообразуването на микропукнатини при подходящ температурно-напрегнат режим [8, 9]. Пренасянето на тези зависимости към заварено съединение следва да се извършва предпазливо и да се потвърждава чрез фрактография и локален химичен анализ.

Целта на изследването е да се установи връзката между наблюдаваното напукване и структурно-механичните особености на две плазмено заварени съединения от стомана S235JRE-N. Научният акцент е поставен върху съпоставката между бездефектна и напукана проба, количествената оценка на разликите в механичните показатели и критичното разграничаване между експериментално наблюдение и вероятен механизъм на повредата.

2. Материали и методи

2.1. Методи на изследване

Обект на изследването е челно заварено съединение между два листови детайла от конструкционна стомана S235JRE-N с дебелина 2 mm. Детайлите са съединени чрез плазмено заваряване без добавъчен материал. Заваряването е извършено с постоянен ток и права полярност при заваръчен ток 60 A, скорост 350 mm/min и напрежение на дъгата приблизително 19–23 V. Като плазмообразуващ и защитен газ е използван аргон, съответно с дебит 0,9 l/min. Разстоянието между дюзата и повърхността на детайлите е 1,5–2,0 mm, а диаметърът на отвора на плазмената дюза е 1,2–1,5 mm. Проба 1 е от плавка 961469 и не показва видимо напукване на шева; проба 2 е от плавка 769586 и съдържа развита пукнатина в метала на шева. Позициите за металографските шлифове, измерванията на твърдост и опънните образци са означени върху оригиналните обекти на фигура 1.



Фигура 1. Изследвани плазмено заварени обекти и позиции: а) проба 1 без видима пукнатина; б) проба 2 с пукнатина в метала на шева

В предоставения набор са обозначени отделни приложения за химичен анализ, но количествените състави не са налични. Поради това не са изчислявани въглероден еквивалент, склонност към закаляване или термодинамична стабилност на фазите по номинален химичен състав. Това ограничение е съществено при причинното тълкуване на различията между двете плавки.

2.2. Металографски и механични изследвания

Макроструктурата е наблюдавана със стереомикроскоп EUROMEX. Микроструктурните изследвания са проведени с металографски микроскоп КЕРН при увеличения от $\times 50$ до $\times 800$, като за локалните твърдостни измервания е използвана приставка Nanemann 100. Опънните изпитвания са реализирани на универсална машина ZD 20 при стайна температура, а твърдостта е определена по Vickers при натоварвания

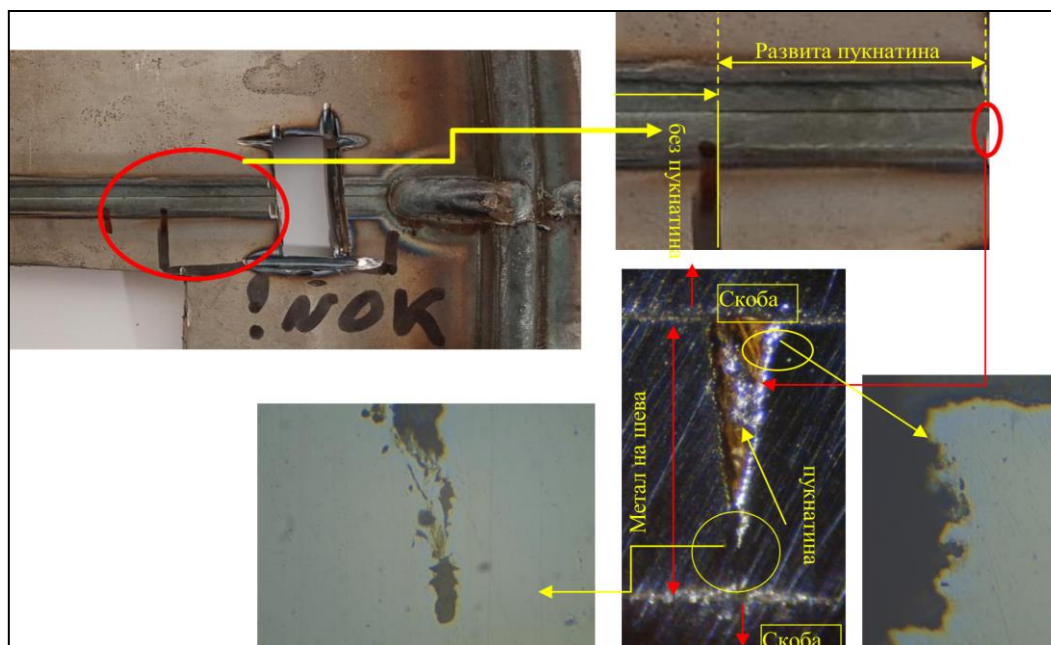
HV0,05 и HV5. Показателите при опън са разгледани съобразно ISO 6892-1:2019, а твърдостните измервания - съобразно ISO 6507-1:2023 [2, 3].

За описателната статистика на HV5 са използвани аритметична средна стойност $\bar{x}$, размах R , извадково стандартно отклонение s и коефициент на вариация CV . Изчисленията са извършени по зависимостите $R = x_{\max} - x_{\min}$, $s = [\sum(x_i - \bar{x})^2 / (n - 1)]^{1/2}$ и $CV = (s/\bar{x}) \cdot 100\%$. При четири измервания тези параметри имат описателен характер и не представляват доказателство за пространствена еднородност на целия детайл.

3. Резултати

3.1. Макроструктурна характеристика на дефектната зона

Макроизображенията на проба 2 показват развита надлъжна пукнатина в метала на шева и локални участъци с дефицит на метал в близост до края на основната пукнатина. Наблюдава се затруднено сплавяване в контактната зона между съединяваните ръбове. Пространствената връзка между основната пукнатина, вторичните дефекти и геометрията на шева е показана на фигура 2.

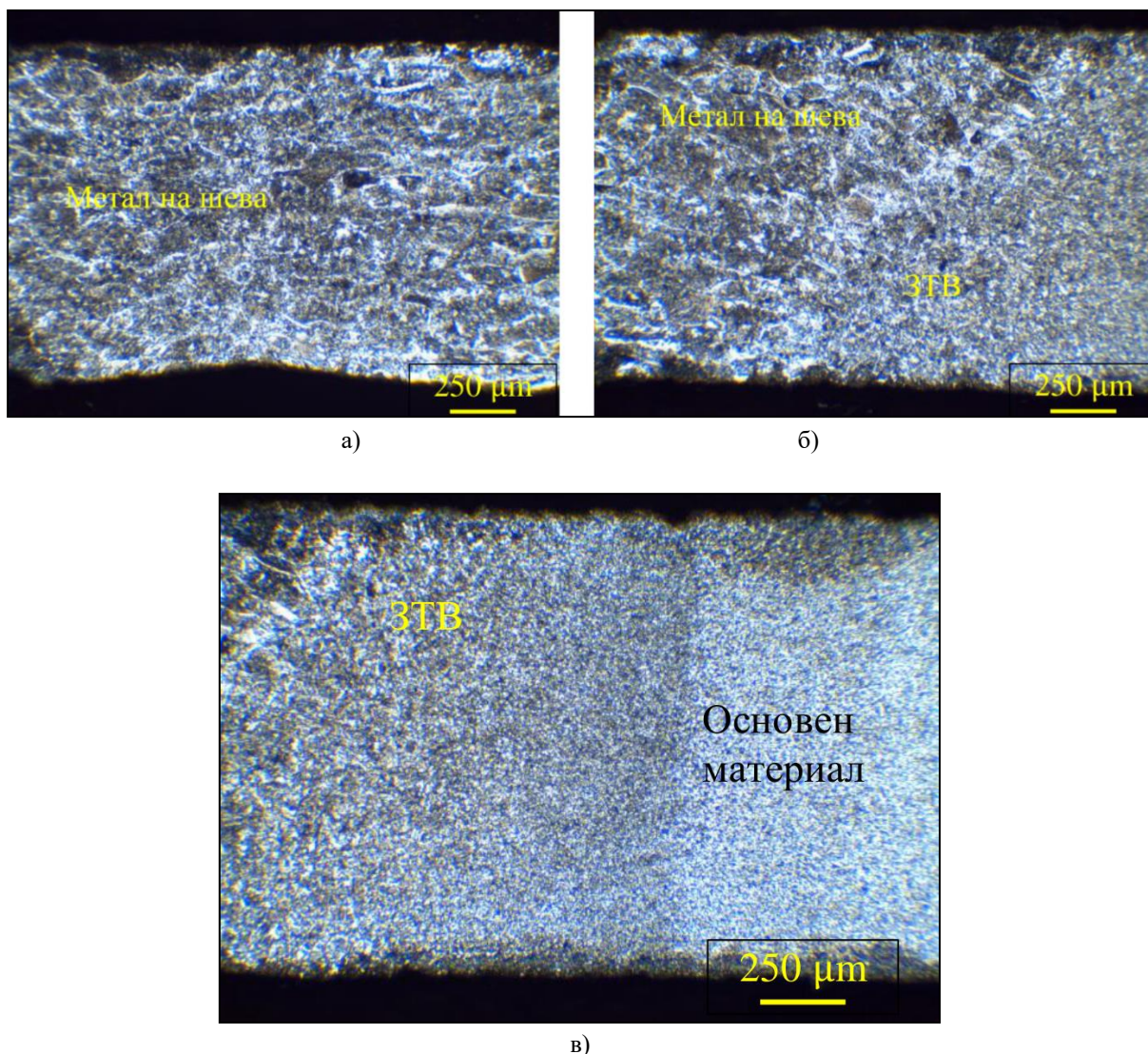


Фигура 2. Макроструктура на дефектната зона в проба 2 с означени развита пукнатина, локални несъвършенства и участъци от метала на шева

Морфологията е съвместима с локално непълно сплавяване и с отваряне на пукнатина под действие на термично-натискови напрежения. Макроанализът обаче не позволява еднозначно разграничаване между пукнатина, възникнала по време на кристализацията, и последващо разпространение през предварително отслабена контактна област. Поради това заключението се основава на съвкупността от макро- и микроструктурни наблюдения.

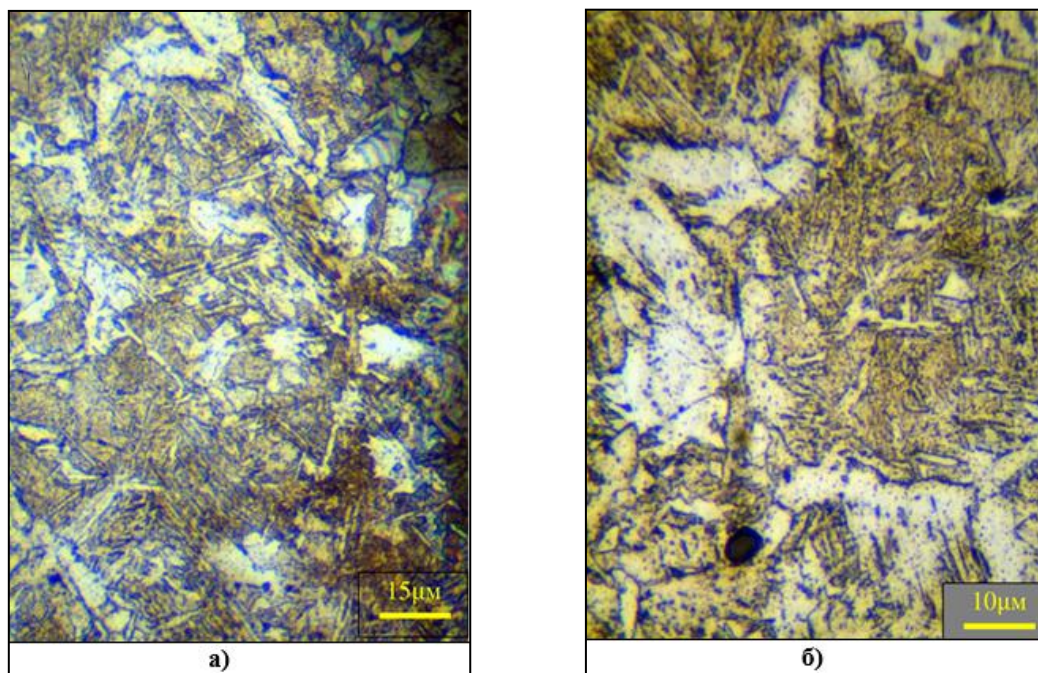
3.2. Микроструктура на бездефектното съединение

При проба 1 преходите метал на шева–ЗТВ и ЗТВ–основен материал са непрекъснати и не показват макроскопично отворени пукнатини. При $\times 50$ се наблюдава сравнително равномерен структурен градиент и издребняване към основния материал. Означените области и мащабните линии са представени без промяна на фигура 3.



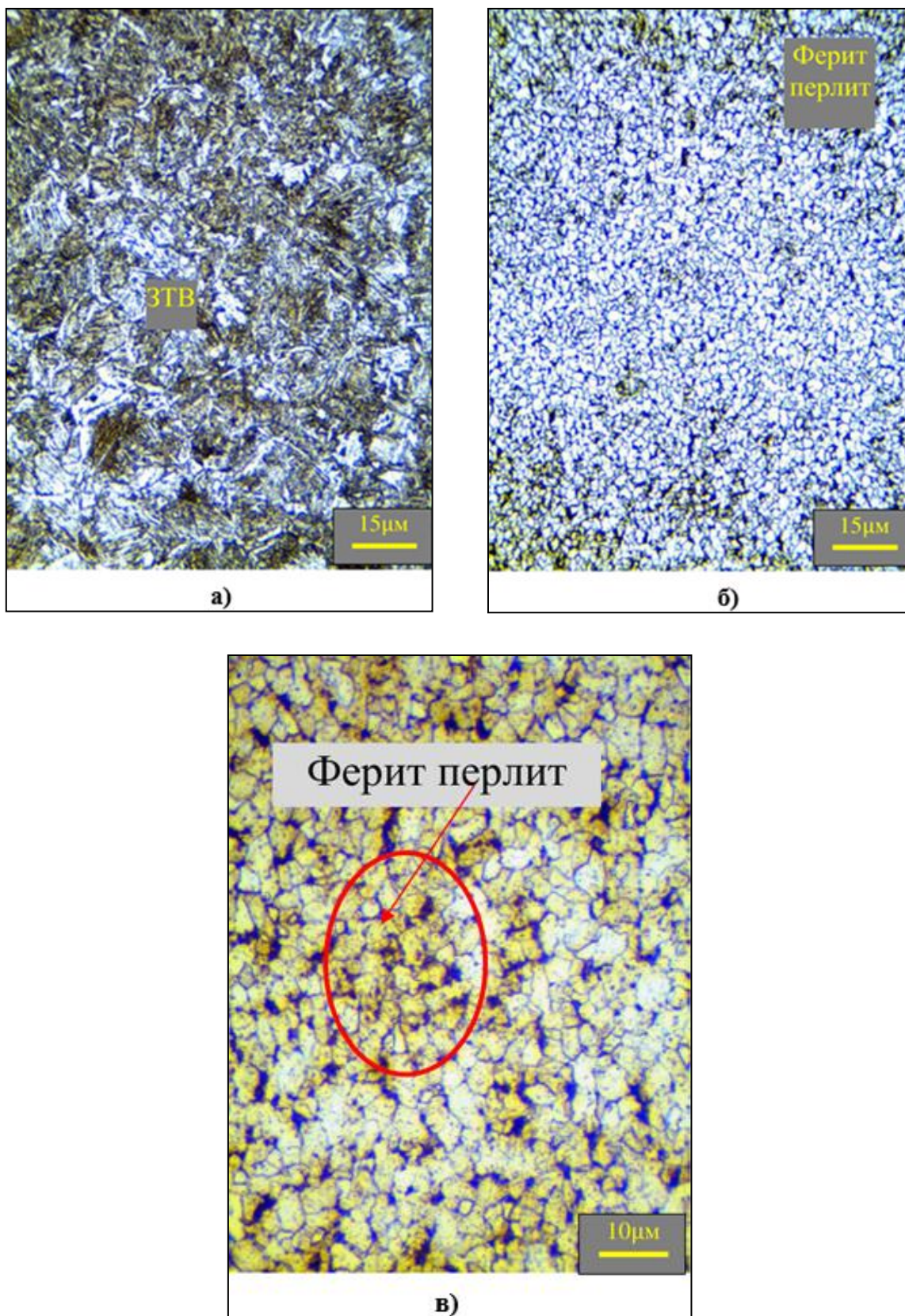
Фигура 3. Микроструктура на проба 1 при увеличение $\times 50$: а) метал на заваръчния шев; б) преход между метала на заваръчния шев и зоната на термично влияние (ЗТВ); в) преход между ЗТВ и основния метал

В метала на шева при $\times 500$ и $\times 800$ се установява структурна еднородност в рамките на наблюдаваните полета, без ясно изразени гранични прекъсвания (фигура 4). Структурата отразява бързото топлоотвеждане и локалната кристализация, характерни за концентриран топлинен източник. Наличните оптични изображения не са достатъчни за количествено определяне на фазовите дялове, поради което оценката остава морфологична.



Фигура 4. Микроструктура на метала на шева в проба 1: а) $\times 500$; б) $\times 800$

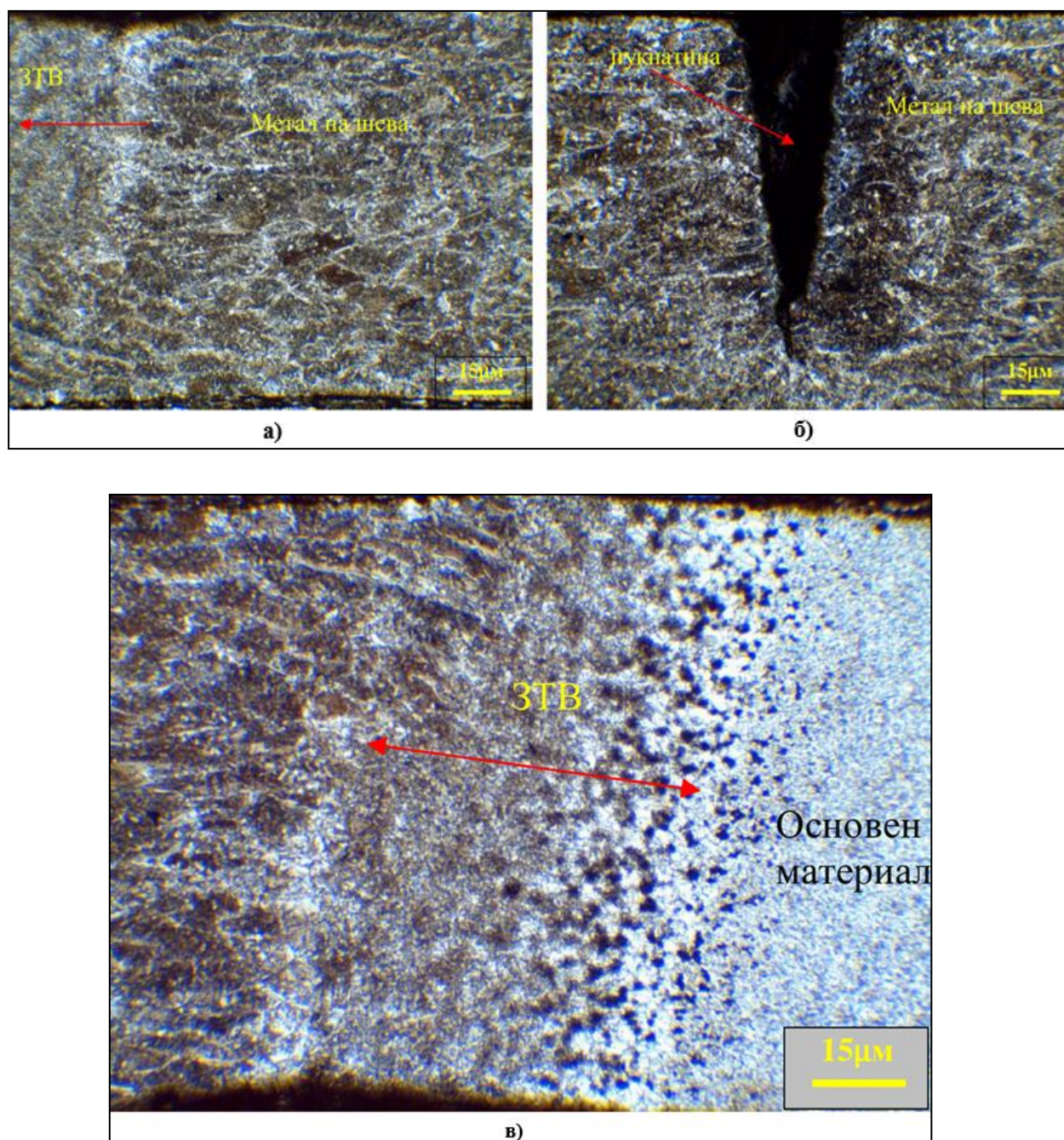
ЗТВ на проба 1 съдържа фино структурирани области, а основният материал е означен като ферито-перлитен (фигура 5). Морфологията е съвместима с нормализирано или нормализиращо валцувано състояние, но точният режим на доставка не може да бъде доказан само чрез оптична металография. Важно е, че не се наблюдава непрекъсната гранична мрежа от вторична фаза, аналогична на означената при проба 2. Отсъствието на непрекъснати гранични слоеве показва сравнително благоприятно локално структурно състояние, което ограничава формирането на предпочитани пътища за разпространение на пукнатини. Фината морфология в ЗТВ предполага повишена плътност на бариерите пред движението на дислокациите и потенциално по-добро съчетание между якост и жилавост. Същевременно установените структурни особености трябва да бъдат проследени по цялата широчина на ЗТВ, тъй като температурният градиент може да предизвика локални изменения в размера на зърната и дисперсността на перлита. Количествената оценка изисква определяне на средния размер на зърната, фазовите дялове и морфометричните характеристики на вторичните структурни съставки. Фазовата идентификация следва да бъде потвърдена чрез сканираща електронна микроскопия и при необходимост рентгенова дифракция. Съпоставянето на микроструктурните данни с профили на микротвърдостта би позволило да се установи връзката между локалния термичен цикъл, структурното състояние и механичния отговор на съединението.



Фигура 5. Микроструктура на проба 1: а) ЗТВ, ×500; б) основен материал, ×500; в) ферито-перлитен основен материал, ×800

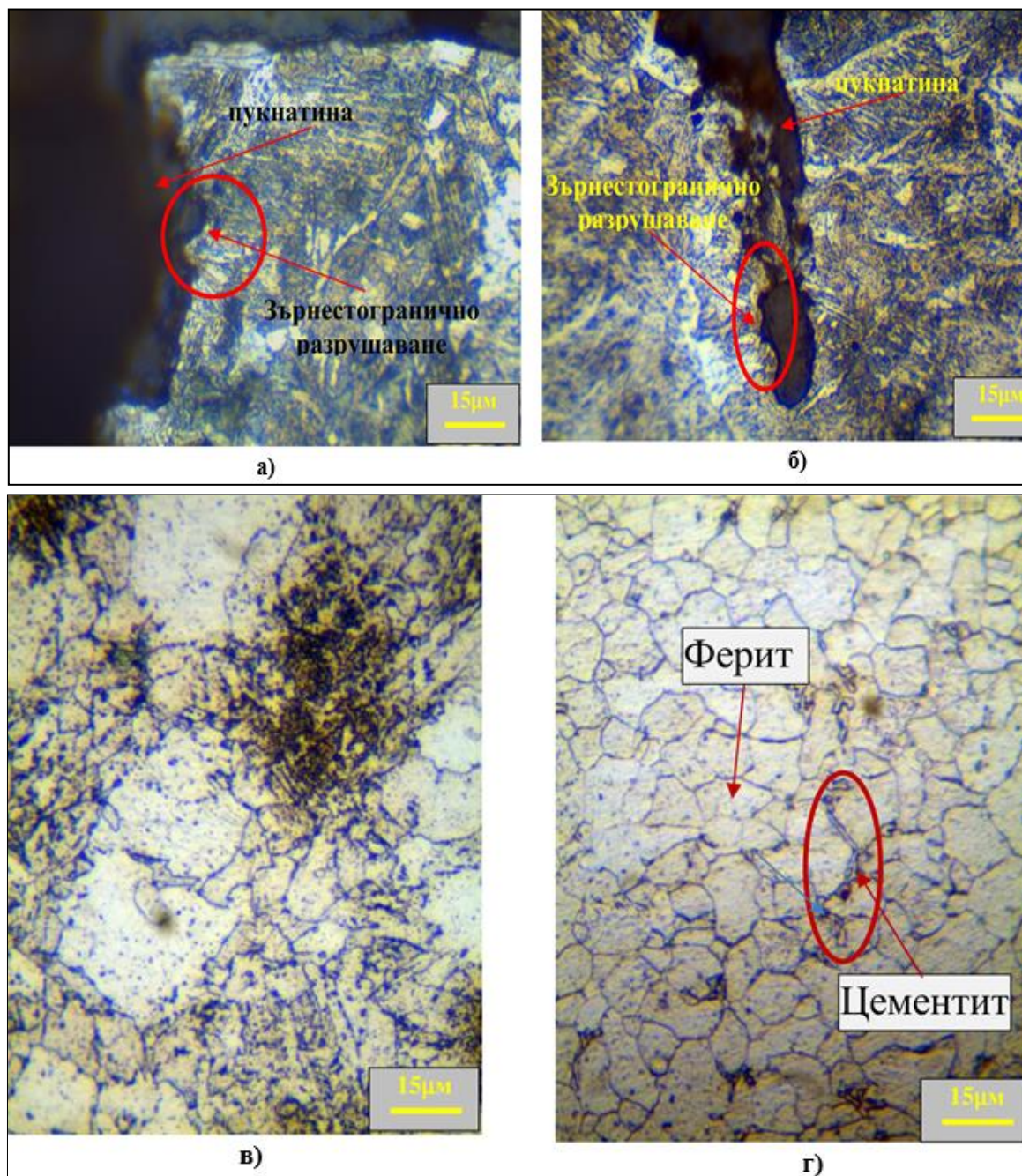
3.3. Микроструктура на напуканото съединение

При проба 2 още при $\times 100$ се установява ясно прекъсване в метала на шева и нехомогенен преход към ЗТВ. Пукнатината е локализирана в контактната област, а в съседство се наблюдава силно изменена морфология. Преходът към основния материал е по-рязък и структурно по-неравномерен спрямо проба 1 (фигура 6).



Фигура 6. Микроструктурни области в проба 2 при $\times 100$: а) метал на шева–ЗТВ; б) пукнатина в метала на шева; в) ЗТВ–основен материал

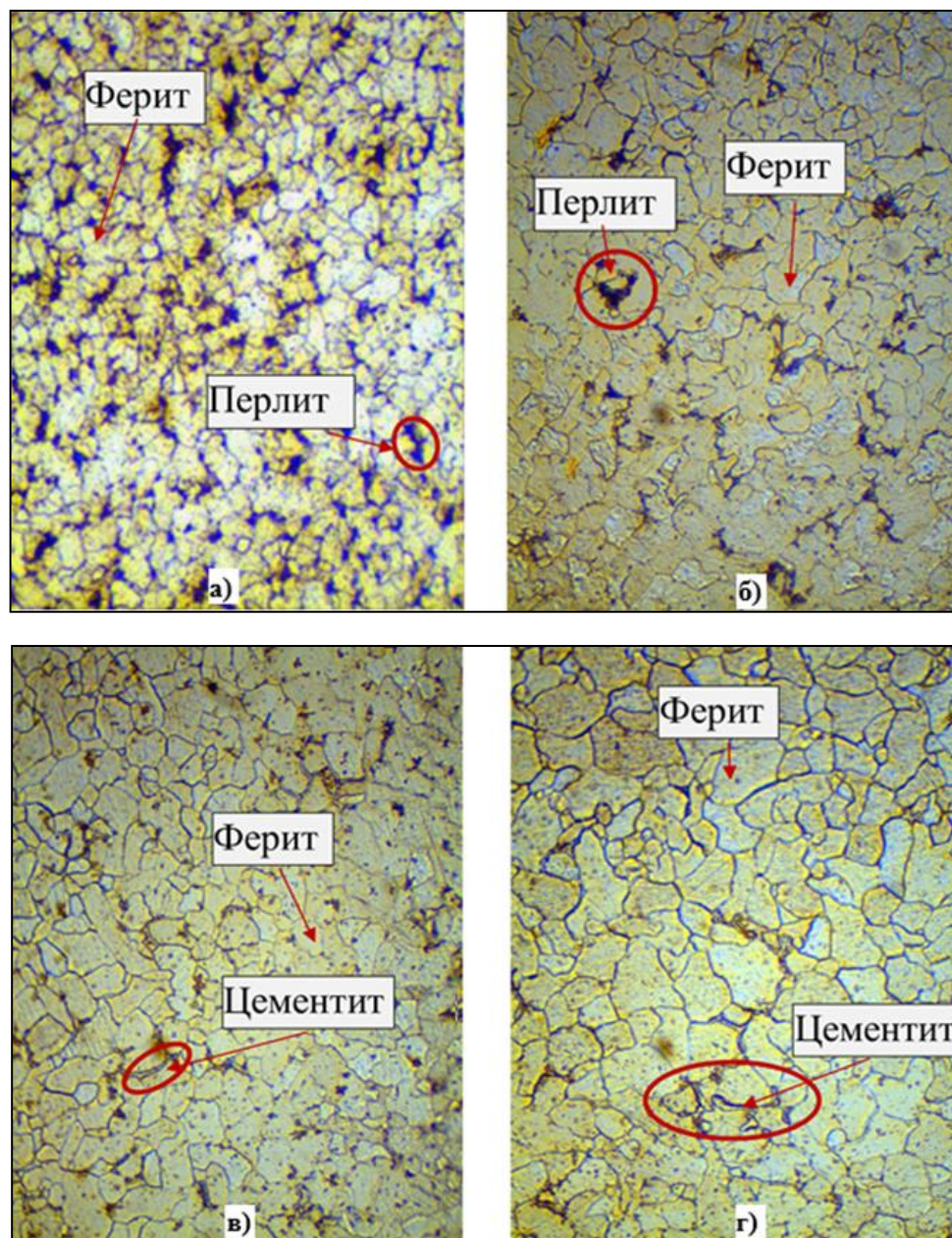
При $\times 500$ стените на дефекта следват предимно границите между структурните области, което е означено върху изображенията като зърнестогранично разрушаване. В ЗТВ при $\times 800$ се наблюдава изразена нехомогенност, а в основния материал са маркирани ферит и цементитни участъци по границите на зърната (фигура 7). Тази морфология намалява ефективната непрекъснатост на феритната матрица и може да повиши чувствителността към гранично зародишообразуване на пукнатини, особено при наличие на остатъчни опънни напрежения.



Фигура 7. Микроструктура на проба 2: а, б) пукнатина с междукристална морфология, $\times 500$; в) ЗТВ, $\times 800$; г) основен материал с означени ферит и цементит, $\times 800$

3.4. Съпоставка на основните материали

Съпоставката при $\times 500$ показва отчетлива разлика в морфологията на основните материали. При проба 1 са означени ферит и перлит както в напречно, така и в челно направление. При проба 2 е означена ферито-цементитна морфология с локализирани гранични участъци. Разликата не се свежда само до фазовото означение: зърната на проба 2 са видимо по-едри и разпределението на вторичната фаза е по-нееднородно (фигура 8).



Фигура 8. Сравнение на основния материал при $\times 500$: а, б) проба 1 с ферито-перлитна структура; в, г) проба 2 с означени ферит и цементит

Обзорното изображение при $\times 100$ потвърждава по-едрозърнестия характер на проба 2 и по-фината ферито-перлитна основа на проба 1 (фигура 9). При еднакъв процес на заваряване подобна разлика в изходната структура може да промени топлоотвеждането, кинетиката на фазовите превръщания и локалната устойчивост към деформация. Без количествен гранулометричен анализ обаче не следва да се задава числена степен на едрозърнестост.



Фигура 9. Сравнителна микроструктура на основния материал на проби 1 и 2 при $\times 100$ с оригиналните фазови означения

3.5. Якостни и пластични свойства

Таблица 1. Резултати от изпитването на опън на основния материал

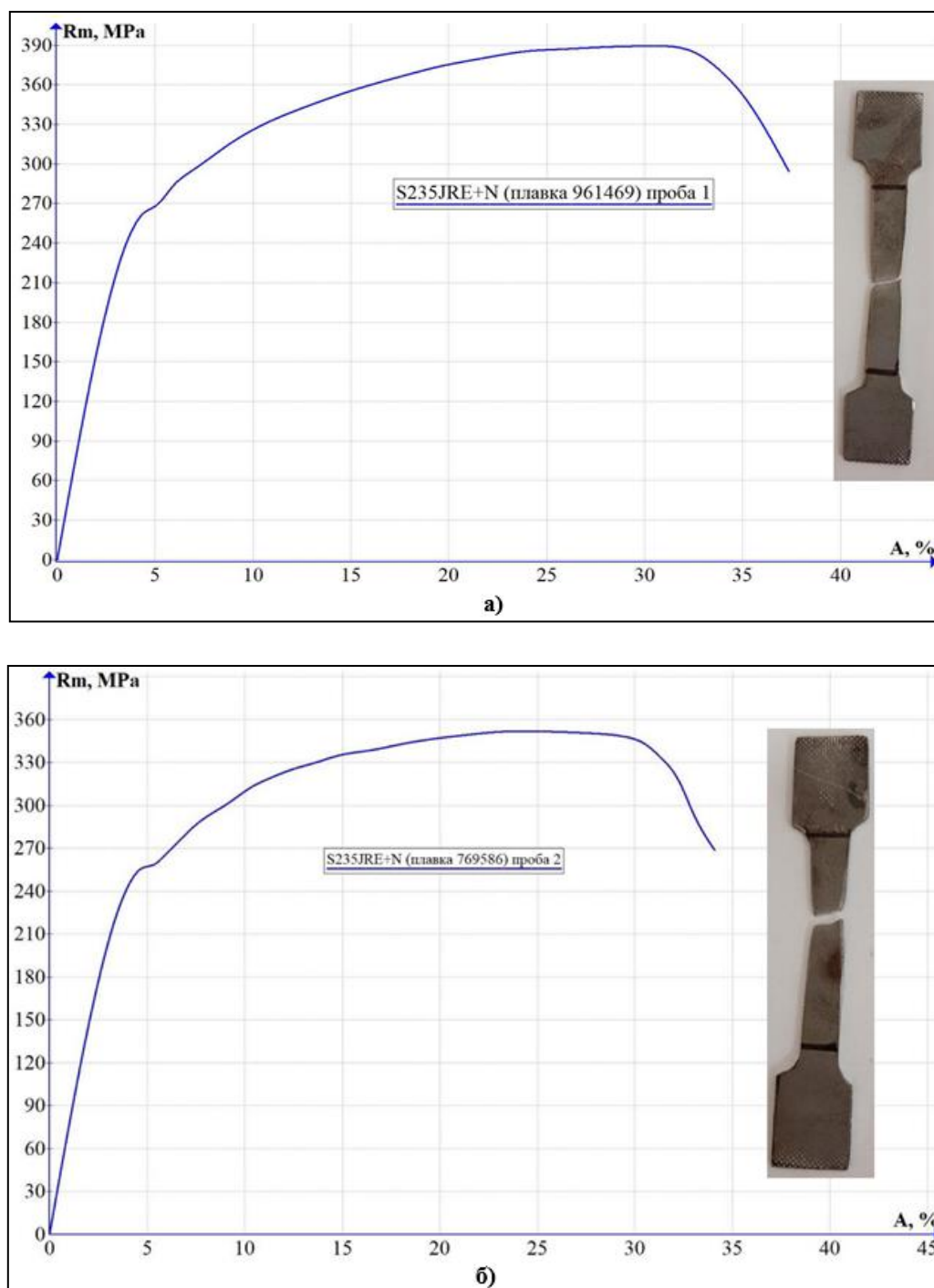
№	Проба	S_0, mm^2	F_m, N	R_e, MPa	R_m, MPa	$A, \%$	$Z, \%$
1	Проба 1	16	62 500	262	389	34	27
2	Проба 2	16	56 500	256	352	30	26

И двете проби показват граница на провлачане над 235 МПа. Проба 1 достига $R_m = 389 \text{ MPa}$, $A = 34\%$ и $Z = 27\%$, докато при проба 2 са измерени $R_m = 352 \text{ MPa}$, $A = 30\%$ и $Z = 26\%$. Максималната сила намалява от 62 500 N на 56 500 N. Тъй като изпитванията са проведени върху основния материал и са налични по един резултат за всяка плавка, стойностите не представляват статистическа квалификация на заваръчния процес.

Таблица 2. Относителна промяна на показателите при проба 2 спрямо проба 1

Показател	F_m	R_e	R_m	A	Z
$\Delta, \%$	-9,60	-2,29	-9,51	-11,76	-3,70

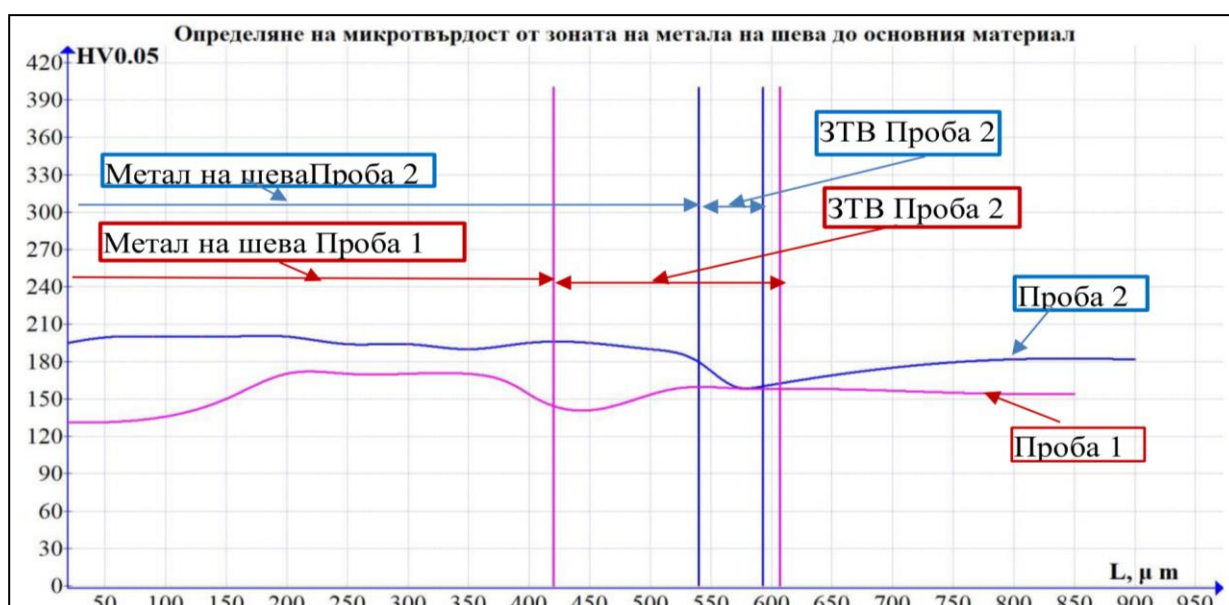
Най-голямото относително понижение при проба 2 е в удължението A (11,76%), следвано от максималната сила и якостта на опън - приблизително 9,6%. Отношението R_e/R_m се увеличава от 0,673 при проба 1 до 0,727 при проба 2, което показва по-малък интервал между началото на пластичното течение и максималното напрежение. Кривите и разрушените опънни образци са запазени в оригиналния им вид на фигура 10.



**Фигура 10. Оригинални диаграми от изпитването на опън и разрушени образци:
а) проба 1; б) проба 2**

3.6. Микротвърдост и твърдост HV5

Профилите HV0,05 показват различен локален отклик на двете съединения. В метала на шева на проба 2 кривата е приблизително 195–200 HV0,05, след което в прехода към ЗТВ се наблюдава локален минимум около 160 HV0,05 и последващо стабилизиране на основния материал около 180 HV0,05. При проба 1 профилът започва около 130 HV0,05, достига приблизително 170 HV0,05 и се установява около 155–160 HV0,05 към основния материал. Тези стойности са описателно отчетени от оригиналната графика и не заместват цифров масив от първични измервания.



Фигура 11. Оригинални профили на микротвърдост HV0,05 от метала на шева през ЗТВ към основния материал за проби 1 и 2.

Таблица 3. Твърдост HV5 на основния материал

Измерване	Проба 1, HV5	Проба 2, HV5
1	130	134
2	131	132
3	130	133
4	130	134
Средна стойност, отчетена в изходните данни	130	133

От четирите първични стойности се получават $\bar{x} = 130,25$ HV5 за проба 1 и $\bar{x} = 133,25$ HV5 за проба 2; закръглените средни стойности в изходните данни са съответно 130 и 133 HV5. Размахът е 1 HV5 и 2 HV5, извадковото стандартно отклонение — 0,50 HV5 и 0,96 HV5, а коефициентът на вариация - 0,38% и 0,72%. Разликата между аритметичните средни е 3 HV5, или около 2,30% спрямо проба 1. Ниската вътрешна вариация характеризира само измерените точки и не изключва локален радиален или надлъжен градиент.

4. Комплексна оценка на структурно обусловеното напукване

Съвкупността от наблюденията очертава многофакторен механизъм на повредата. Първият фактор е локалното несплавяване в контактната зона на проба 2. Тя намалява ефективното сечение, създава остър геометричен концентратор и превръща термично-натисковите напрежения при охлаждане в локална движеща сила за отваряне на дефекта. Формата на макроскопичната пукнатина и вторичните участъци с дефицит на метал подкрепят тази оценка, но не позволяват да се определи точният момент на зародишообразуване.

Вторият фактор е различната изходна микроструктура на проба 2. Видимо по-едрите зърна намаляват общата площ на границите, способни да отклоняват развиваща се пукнатина, и обикновено понижават съпротивлението срещу крехко разпространение. Означените цементитни области по границите могат допълнително да внесат механична и химична нехомогенност по фазовите граници. Изследванията на Min et al. и Morsdorf et al. показват, че граничният цементит и сегрегацията могат да участват в междукристално разрушаване [8, 9]. Тези резултати обосновават физическата правдоподобност на наблюдавания механизъм, но не представляват пряко доказателство за конкретните проби, тъй като липсват SEM/EDS и анализ на границите.

Третият фактор е заваръчният термичен цикъл. Концентрираният плазмен източник създава стръмни температурни градиенти, а измененията на топлинния вход и скоростта на охлаждане влияят върху размера на зърното и микротвърдостта в ЗТВ [4–7]. По-високият HV0,05 профил при проба 2 е индикатор за различен локален структурен отклик, но не може да бъде използван самостоятелно като критерий за качество. Твърдостта оценява съпротивлението срещу локална пластична деформация, докато устойчивостта към пукнатини зависи и от жилавостта, дефектната геометрия, остатъчните напрежения и състоянието на границите на зърната.

Опънните резултати подкрепят наличието на по-нисък запас от пластичност при проба 2, но не доказват причината за локалната пукнатина. Изпитани са образци от основния материал, а не напречни образци през целия шев. Следователно статичните стойности R_e , R_m , A и Z не характеризират пряко междуфазната връзка и не могат да заместят изпитване на огъване, ударна жилавост или механика на разрушаването. Допълнително, една стойност за всяка плавка не позволява оценка на повторемостта.

Най-надеждната интерпретация е, че напукването е резултат от съвпадение на неблагоприятни условия: локално непълно сплавяване, по-едрозърнест и структурно нееднороден основен материал, гранични цементитни области и опънни напрежения при охлаждане. За причинно потвърждение са необходими количествен химичен анализ на двете плавки, въглероден еквивалент, SEM/EDS фрактография на стените на пукнатината, EBSD анализ на пътя на разрушаване, количествена металография на зърната и пълни записи на плазмения ток, скоростта на заваряване, притискането и топлинния вход. Производствената верификация следва да включва напречни шлифове по дължината на шева, неразрушаващ контрол и механични изпитвания на представителна серия.

5. Заключение

Сравнителният анализ показва съществено различно структурно състояние на двете плазмено заварени съединения. Проба 1 се характеризира с непрекъснато сплавяване, относително хомогенна дребнозърнеста структура на шева и ЗТВ и феритоперлитен основен материал. При проба 2 са установени развита пукнатина в метала на шева, локално затруднено сплавяване, междукристална морфология на разрушаването, по-изразена нехомогенност в ЗТВ и по-едрозърнест основен материал с означени цементитни области по границите на зърната. Механичните данни показват, че спрямо проба 1 при проба 2 максималната сила и якостта на опън са по-ниски с около 9,6%, а относителното удължение - с 11,76%; същевременно средната HV5 твърдост е по-висока с около 2,30%. Това съчетание е съвместимо с по-ограничен деформационен резерв, но не следва да се приема като самостоятелно доказателство за механизма на напукване. Най-обоснованото заключение е, че дефектът е възникнал при комбинирано действие на локално несплавяване, неблагоприятна изходна микроструктура и термично-натискови напрежения. Наличните резултати позволяват надеждно локализиране на критичните структурни особености, но не разграничават окончателно кристализационно напукване, последващо гранично разпространение и принос на химични сегрегации. За серийно приложение е необходим контрол на изходното състояние на листовия материал, проследимост на плавките, стабилизиране на заваръчния режим и комбинирана металографска, фрактографска и механична верификация. Изводите се отнасят до изследваните проби и тяхното пренасяне към производствена серия изисква статистически представителен брой детайли и повторям контрол при установени технологични условия.

Литература

1. EN 10025-2:2019. Hot rolled products of structural steels — Part 2: Technical delivery conditions for non-alloy structural steels. CEN, 2019.
2. ISO 6892-1:2019. Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature. ISO, Geneva, 2019.
3. ISO 6507-1:2023. Metallic materials — Vickers hardness test — Part 1: Test method. ISO, Geneva, 2023.
4. Mamat, S.; Sidek, N.A.; Afandi, N.A.A.M.; Roslan, R.A.E.; Ter, T.P.; Yuji, T.; Tashiro, S.; Tanaka, M. Observation of Microstructure and Mechanical Properties in Heat Affected Zone of As-Welded Carbon Steel by Using Plasma MIG Welding Process. *Metals* 2022, 12, 315. <https://doi.org/10.3390/met12020315>.
5. Zhang, Y.; Xiao, J.; Liu, W.; Zhao, A. Effect of Welding Peak Temperature on Microstructure and Impact Toughness of Heat-Affected Zone of Q690 High Strength Bridge Steel. *Materials* 2021, 14, 2981. <https://doi.org/10.3390/ma14112981>.
6. Qiao, M.; Fan, H.; Shi, G.; Wang, L.; Wang, Q.; Wang, Q.; Liu, R. Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Impact Toughness in the Simulated CGHAZ of Low Carbon Mo-V-Ti-N-B Steel. *Metals* 2021, 11, 1997.

- <https://doi.org/10.3390/met11121997>.
7. Ma, Y.; Su, L.; Shen, C.; Fletcher, L.; Li, H.; Sun, L.; Zheng, L.; Zhang, C. Improving the Weld Heat-Affected-Zone (HAZ) Toughness of High-Strength Thick-Walled Line Pipes. *Metals* 2023, 13, 2018. <https://doi.org/10.3390/met13122018>.
 8. Min, J.-H.; Heo, Y.-U.; Kwon, S.-H.; Moon, S.-W.; Kim, D.-G.; Lee, J.-S.; Yim, C.-H. Embrittlement mechanism in a low-carbon steel at intermediate temperature. *Materials Characterization* 2019, 149, 34–40. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.01.009>.
 9. Morsdorf, L.; Kashiwar, A.; Kübel, C.; Tasan, C.C. Carbon segregation and cementite precipitation at grain boundaries in quenched and tempered lath martensite. *Materials Science and Engineering A* 2023, 862, 144369. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144369>.