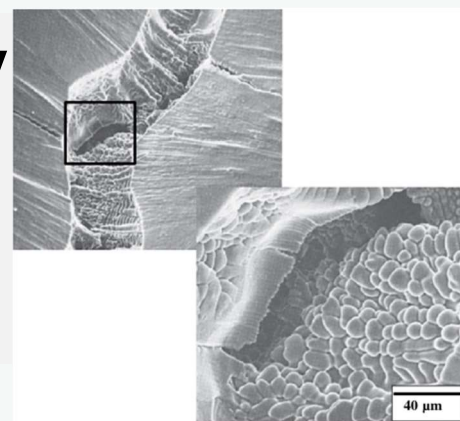


## Physical Metallurgy

Cracking in welded joints

Hot Cracking

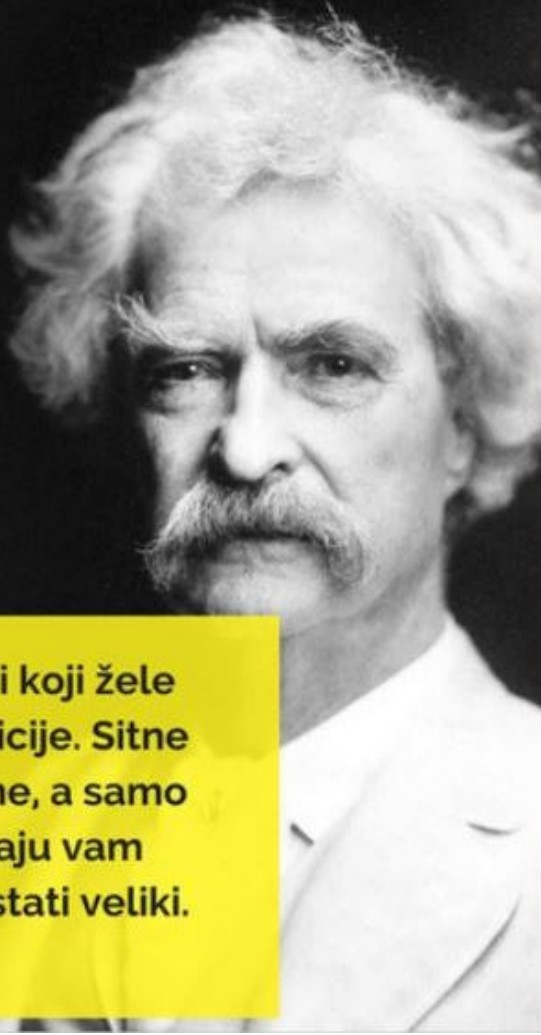
Pukotine u vrućem stanju



**Dr. Sc. Dževad Hadžihafizović**

Sarajevo. 2023.





Stay away from people who want to belittle your ambitions. Tiny souls do it all the time, and only really great people give you the feeling that you can become great too.

**Držite se podalje od ljudi koji žele omalovažavati vaše ambicije. Sitne duše rade to cijelo vrijeme, a samo zaista veliki ljudi uljevaju vam osjećaj da i vi možete postati veliki.**

MARK TWAIN



**You are Here**

© 1997 Jerry Lodriguss

## Sadržaj

### Uvod

1.0. Pukotine u vrućem stanju	01
1.1. Uvod	01
1.2. Pukotine nastale kristalizacijom zavara	02
1.2.1. Teorije pucanja pri očvršćavanju zavara	02
1.2.1.1. Teorija skupljanja i lomljivosti	03
1.2.1.2. Teorija deformacija	04
1.2.1.3. Generalizirana teorija	05
1.2.1.4. Modificirana generalizirana teorija	06
1.2.1.5. Teorija tehnološke čvrstoće	08
1.2.1.6. Komentar o teorijama pucanja pri otvrdnjavanju	09
1.2.2. Predviđanja elementarnih efekata	10
1.2.3. Temperaturni opseg BTR i raspon temperature pucanja	13
1.2.4. Faktori koji utiču na stvaranje pukotina pri očvršćavanju zavara	16
1.2.4.1. Kontrola kompozicije	16
1.2.4.2. Tekući filmovi na granici zrna	22
1.2.4.3. Učinak geometriji zavara	23
1.2.5. Identifikacija pukotina pri očvršćavanju zavara	27
1.2.6. Sprečavanje pucanja pri očvršćavanju zavara	31
1.3. Likvaciona pukotina – pukotina u tečnom stanju	33
1.3.1. Likvaciona pukotina u zonu HAZ - a	33
1.3.2 Likvacija zavarenog materijala u višeprolaznim zavarima	36
1.3.3 Promjenjive koje utječu na osjetljivost na stvaranje pukotina u tečnom stanju	37
1.3.3.1 Sastav	37
1.3.3.2 Veličina zrna	38

1.3.3.3 Termička obrada osnovnog metala	39
1.3.3.4 Unos topline prilikom zavarivanja i odabir dodatnog metala	39
1.3.4 Identifikacija HAZ i likvidacijskih pukotina zavarenog metala	39
1.3.5 Sprečavanje tečnog pucanja	41
2.0. Pucanje izazvano vodonikom	45
2.1. Uvod	45
2.2. Teorije otopljenja vodikom	46
2.2.1. Teorija planarnog pritiska	48
2.2.2. Teorija površinske adsorpcije	48
2.2.3. Teorija dekohezije	48
2.2.4. Lokalizirana teorija plastičnosti poboljšana vodonikom	49
2.2.5. Beachemov model intenziteta stresa	50
2.3. Faktori koji utiču na HIC	51
2.3.1. Vodonik u zavarenim spojevima	52
2.3.2. Efekat mikrostrukture	56
2.3.3. Ograničenje	60
2.3.4. Temperatura	61
2.3.5. Kvantifikovanje sklonosti prema HIC	61
2.4. Identifikacija HIC	62
2.5. Prevencija HIC-a	64
2.5.1. CE metoda	67
2.5.2. AWS metoda	69
3.0. Analiza lomova - kvarova	78
3.1. Uvod	78
3.2. Fraktografija	78
3.2.1. Istorija fraktografije	79

3.2.2. SEM	80
3.2.3. Načini loma	81
3.2.4. Fraktografija kvarova zavara	85
3.2.4.1. Pukotine u čvrstom stanju	85
3.2.4.2. Likvaciono pucanje – pucanje u tečnom stanju	87
3.2.4.3. Duktilnost – pukotine	89
3.2.4.4. Pucanje od ponovnog zagrijavanja	91
3.2.4.5. Pucanje nakon deformacije	93
3.2.4.6. Pucanje izazvano vodonikom	93
3.3. Inženjerski vodič za analizu kvarova	95
3.3.1. Posjeta gradilištu	95
3.3.2. Prikupiti osnovne informacije	97
3.3.3. Protokol uklanjanja i protokoli testiranja	98
3.3.4. Uklanjanje uzoraka, čišćenje i skladištenje	98
3.3.5. Hemijska analiza	99
3.3.6. Makroskopska analiza	100
3.3.7. Odabir uzoraka za mikroskopsku analizu	101
3.3.8. Izbor analitičkih tehnika	101
3.3.9. Mehanička ispitivanja	102
3.3.10. Simulativno testiranje	102
3.3.11. Tehnike ne destruktivne evaluacije	103
3.3.12. Procjena integriteta konstrukcije	103
3.3.13. Konsultacije sa kolegama stručnjacima	103
3.3.14. Završno izvještavanje	103

Literatura

<https://www.researchgate.net/profile/Dzevad-Hadzhafizovic-2>

## About the Author



DSc PhD Hadžihafizović Dževad is an independent researcher of mechanical engineering at the Faculty of Mechanical Engineering, Sarajevo, University of Sarajevo.

He successfully presented his graduation thesis on February 11, 2002. in the area of Metal Processing by Plastic Deformation and received a MSc mechanical engineering degree.

He got a job at UNIS PRETIS NIS d.d. Vogošća as a constructor until 2013.

At the beginning of 2013, he went to field work with KRESTA Industries - Austria, KMM department: Welding and construction. I work as a construction supervisor in Uruguay on a pulp mill construction project. There he gets practical knowledge in the field of tank braking and gets a welding certificate, i.e. International Welding Engineer by Böler Welding Group.

At the beginning of 2014, he went to field work at Akakus Oil Operations in Libya, in the position of Engineer on the construction site, at the oil field NC 115. There he gained practical knowledge in the field of the oil industry.

After successfully completed projects abroad, he returns to Sarajevo and begins his career as an independent researcher in the field of welding and materials.

At the beginning of 2018, he published a paper in the field of FRACTURE MECHANICS - Extended Finite Element Method (XFEM -Extended Finite Element Method), Sarajevo. 2018. Which is the first book on the basis of which he received the DSc mechanical engineering diploma.

Published scientific papers:

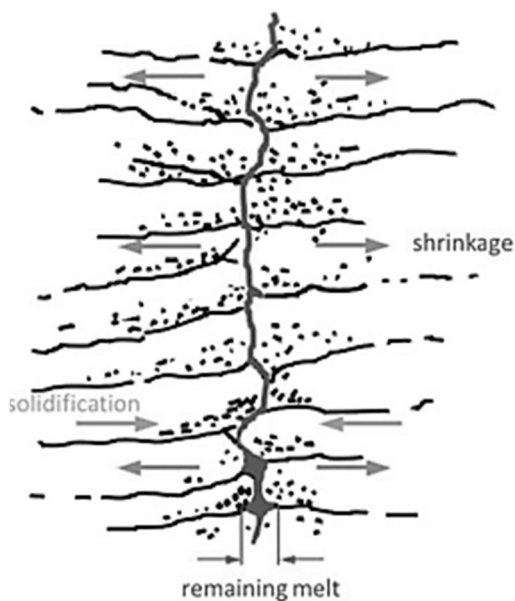
1. Designing technology using plastic deformation methods, Sarajevo 2002;
2. Analysis of the joints created by the electric resistance spot welding process with sample dimensions for examination, Sarajevo 2016;
3. FRACTURE MECHANICS - Extended Finite Element Method (XFEM - Extended Finite Element Method), Sarajevo 2018;
4. Water supply systems, Sarajevo 2019;
5. The process of plastic deformation from the point of view of metal physics, Sarajevo 2019;
6. Mathematical models in fluid mechanics, viscosity, surface tension and capillary phenomena, Sarajevo 2020;
7. Welding metallurgy - Metal crystallization in welded joints - Epitaxial crystallization - epitaxial crystallization, Sarajevo 2021;
8. Welding metallurgy - Crystallization mechanisms in the welding process - Constitutional liquation mechanism by Savage W. F., Sarajevo 2021;
9. Welding metallurgy - HETEROGENEOUS NUCLEATION - FUSION ZONE SOLIDIFICATION, Sarajevo 2021
10. Morphology of metal crystallization in welded joints, Sarajevo 2022;
11. Cracking phenomena in welded joints, Sarajevo 2022.

At the beginning of 2022, based on the published books and special contribution to science, he received an honorary doctorate PhD (honoris causa) in the field of mechanical sciences.

## Uvod

Termin "vruće pucanje" uopšte se koristi za opisivanje pukotina koje nastaju pri povišenoj temperaturi i, u kontekstu spajanja materijala, uopšte predstavlja pukotine učvršćivanja zavara i likvacijske pukotine metala šava i zone pod utjecajem topline (HAZ). Duktilnost dip pukotina se također može smatrati fenomenom "vrućeg pucanja", iako se DDC javlja u čvrstom stanju, ali samo malo ispod solidus temperatura materijala. Vruće pukotine je glavni problem zavarljivosti kod mnogih konstrukcijskih materijala uključujući **legure aluminija, čelika, nehrđajućeg čelika i legure na bazi nikla**.

Vruće pucanje je rezultat rupture tekućih filmova, prisutnih u kašastoj zoni, u centru zavarenih bazena pod vlačnim naponima. Vruće pukotine nastaju tokom i nakon procesa zavarivanja. Vruće pukotine koje se javljaju u zoni fuzije nazivaju se **pukotine učvršćivanja**, dok se **pukotine na liniji fuzije** ili blizu osnovnog materijala nazivaju **pukotine likvidacije**.



Mehanizam nastanka ovih, u centru šava lociranih pukotina za skrućivanje prikazan je na slici 1. Stvrđnjivanje zavarenog bazena se odvija od hladnog osnovnog materijala na liniji fuzije. Dendriti rastu kristalografski prema centru šava sve dok ne stignu do dendrita sa suprotne strane vara, a zatim prerastaju jedan u drugi.

Prilikom toplinskog širenja zone fuzije uvode se tlačna naprezanja koja dovode do plastične deformacije. Kada se materijal počne stvrđjavati, dolazi do skupljanja u zoni zavara i stvaraju se vlačna naprezanja.

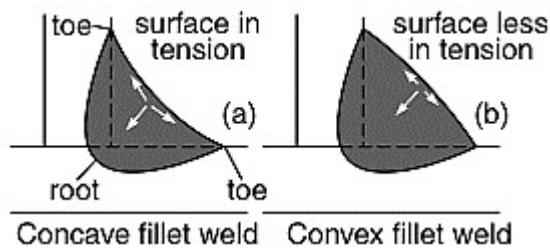
Slika 1. Situacija kristalizacije u centru zavarivanja [9].

Posebno, u postupcima zavarivanja s visokom gustoćom energije, a time i visokim temperaturnim gradijentima, slijede povišene razine naprezanja. Ako je ostatak taline prisutan u centru šava, napon skupljanja se ne može prenijeti i dolazi do pukotine učvršćivanja duž centra šava.

Veliki broj publikacija bavi se različitim razlozima nastanka pukotina pri stvrđnjavanju kod zavarivanja elektronskim i laserskim snopom [8, 12–15]. Osnovni uzroci se mogu sažeti na sljedeći način:

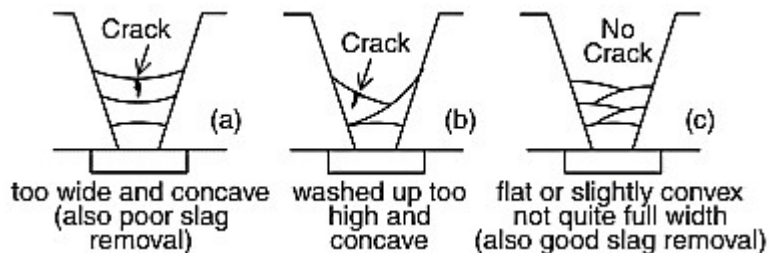
- Sastav materijala: legure sa širokim temperaturnim rasponom očvršćavanja [13] ili makro segregacije u posljednjoj fazi stvrdnjavanja [14]
- Geometrija zavarivanja: veliki omjer dubine i širine ( $>5$ ) [14, 16]

Kada se konkavni jednoprolazni kutni zavar ohladi i skupi, vanjska površina je pod zatezanjem, kao što je prikazano na slici 2 a. Može se smatrati da je vanjska površina povučena prema nožnim prstima i korijenu. Međutim, čineći vanjsku površinu konveksnom, kao što je prikazano na slici 2 b, povlačenjem prema korijenu zapravo komprimira vanjsku površinu i nadoknađuje napetost uzrokovanu povlačenjem prema nožnim prstima. Posljedično, vlačna naprezanja duž vanjske površine su smanjena, a tendencija stvaranja pukotina pri skrućivanju s vanjske površine je smanjena.



Slika 2 a i b. Utjecaj oblika zrna šava na stanje naprezanja u središtu vanjske površine: (a) konkavni kutni zavar; (b) konveksni kutni zavar. Modificirano iz Blodgett [15].

Međutim, treba naglasiti da prekomjerna konveksnost može uzrokovati koncentraciju naprezanja i izazvati pucanje od zamora ili pucanje vodikom. Kod zavarivanja sa više prolaza, kao što je ilustrovano na slici 3, pukotine učvršćavanja također mogu započeti s površine zavara ako su prolazi zavara preširoki i konkavni.



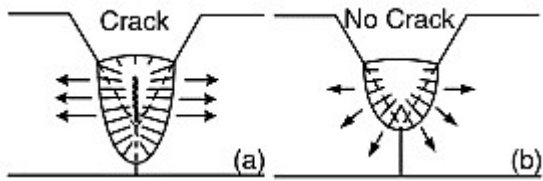
Slika 3. Utjecaj oblika zavara na očvršćavanje u višeprolaznom zavaru:

- (a) konkavna;
- (b) konkavna;
- (c) konveksna.

Odnos širine i dubine zavara takođe može uticati na stvaranje pukotina pri skrućivanju. Kao što je prikazano na slici 4, duboki uski zavari sa malim omjerom širine i dubine mogu biti podložni pucanju središnje linije zavara. To je zbog strmog ugla uporišta između stupčastih zrna koja rastu sa suprotnih strana zavarenog bazena. Ova vrsta pukotina se često opaža u dubokim i uskim zavarenim spojevima proizvedenim EBW (Electron beam welding) ili SAW.

Zavari trebaju imati omjer širine i dubine oko jedan prema jedan.



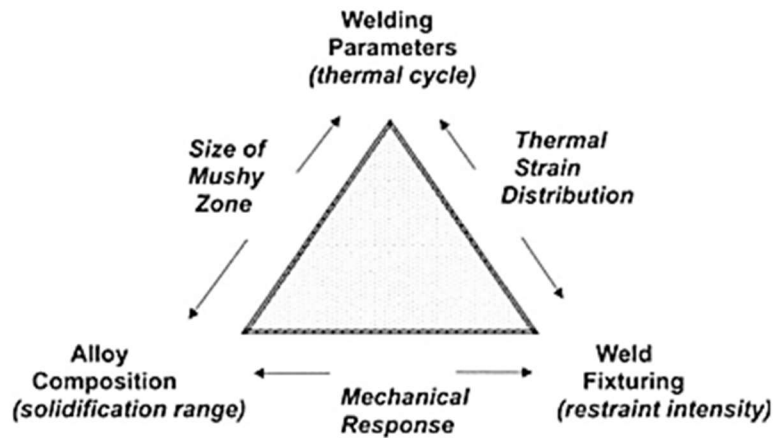


Slika 4. Utjecaj omjera dubine i širine zavora na središnju liniju pukotina:

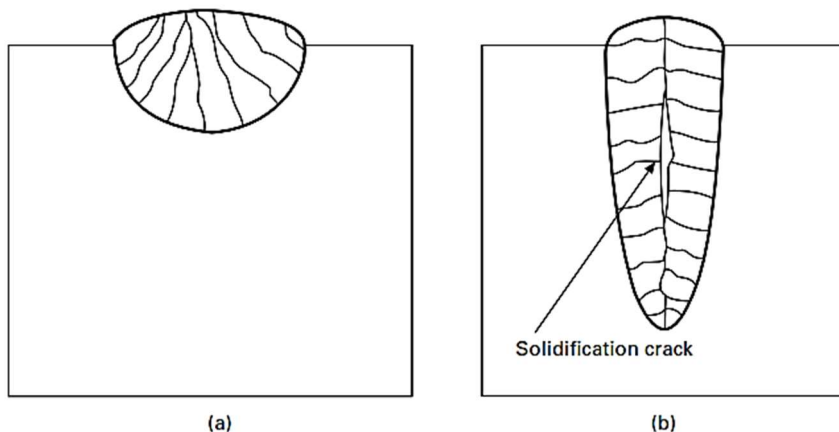
(a) omjer previsok; (b) tačan odnos omjer dubine i širine ( $axb > 5$ ).

- Parametri zavarivanja: bazen za zavarivanje u obliku kapi, formiran pri velikim brzinama zavarivanja, formirat će jasnu središnju liniju gdje su defekti česti [8, 14, 17]
- Preostalo naprezanje i skupljanje: Dendriti ne mogu prerasti jedan u drugi, naprezanja se ne mogu apsorbovati [7, 8, 10].

Međutim, složena interakcija ovih različitih metalurško-tehnoloških razloga s posebnim naglaskom na zaostala naprezanja (slika 5.) utječe na uzrok vrućeg pucanja [7].



Slika 5. Interakcija između procesnih parametara koji utječu na stvaranje pukotina pri kristalizaciji zavora [13].



Slika 6. Utjecaj oblika zavarene bazene na stvaranje pukotina pri skrućivanju podložnost.

(a) Plitak i širok zavar koji pokazuje zakrivljenost linije fuzije i nisku podložnost pucanju.

(b) Dubok i uski zavar u kojem će linije fuzije biti gotovo ravne i paralelne, što će pokazati visoku osjetljivost na pucanje.

## Literatura

1. H. Schultz, Elektron beam welding. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd, 2004.
2. K. R. Schulze, "Durch dick und dünn - Elektronen strahlschweißen - Verfahren und Technologien," *Schweiss. und Schneid.*, vol. 63, no. 6, pp. 320–325, 2011.
3. Y. Luo, J. Liu, C. Du, H. Xu, and C. Li, "The evaporation effect of front keyhole wall in penetration welding with an electron beam," *Mater. Sci. Forum*, vol. 686, pp. 355–360, 2011.
4. K. Woeste, Elektronenstrahlschweißen metallischer Werkstoffkombinationen. Shaker Verlag Aachen, 2005.
5. D. Montgomery, Design and Analysis of Experiments, 8th ed. Singapore:2013.
6. M. J. Bibby, J. A. Goldak, and G. Burbidge, "Cracking in Rrestrained EB Welds in Carbon and low-alloy Steels," *Weld. J.*, vol. 54, no. 8, pp. S253–S258, 1975.
7. C. E. Cross, "On the Origin of Weld Solidification Cracking," in *Hot Cracking Phenomena in Welds SE - 1*, T. Böllinghaus and H. Herold, Eds. Springer Berlin Heidelberg, 2005, pp. 3–18.
8. J. Schuster, S. Keitel, E. Schulze, and H. Maly, "Entstehung erstarrungsbedingter Risse in Laserstrahlschweißverbindungen an unlegierten und niedriglegierten Baustählen," *Schweißen und Schneid.*, vol. 51, no. 5, pp. 252–257, 1999.
9. Gesellschaft für Schweißtechnik, "Theoretische Ausbildung, Lehrplan und Lernziele SFI / IWE," in *Internationaler Schweißfachingenieurlehrgang*, GSI, Ed. Düsseldorf: DVS-Verlag GmbH, 2009.
10. M. Zain-ul-Abdein, D. Nelias, J.-F. Jullien, and D. Deloison, "Prediction of laser beam welding-induced distortions and residual stresses by numerical simulation for aeronautic application," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, no. 6, pp. 2907–2917, Mar. 2009.
11. Y. Ueda, Y. C. Kim, and A. Umekuni, "Measurement of three-dimensional welding residual stresses due to electron beam welding.," *Q. J. Japan Weld. Soc.*, vol. 4, no. 1, pp. 138–142, 1986.
12. R. Phaoniam, K. Shinozaki, and M. Yamamoto, "Solidification cracking susceptibility of modified 9Cr1Mo steel weld metal during hot-wire laser welding with a narrow gap groove," *Weld. ...*, vol. 58, no. 4, pp. 469–476, Mar. 2014.
13. Z. Tang and F. Vollertsen, "Influence of grain refinement on hot cracking in laser welding of aluminum," in *IIW C-IV Annual Assembly*, 2014, pp. 1–14.
14. J. C. Lippold, "Centerline cracking in deep penetration electron beam welds in Type 304L stainless steel," *Weld. J.*, vol. 64, no. 5, p. 127 s–136 s, 1985.
15. Blodgett, O. W., *Weld. Innovation Q.*, 2(3): 4, 1985.
16. *Fatigue Fractures in Welded Constructions*, Vol. 11, International Institute of Welding, London, 1979.

## 1.0. Pukotine u vrućem stanju

### 1.1. UVOD

„Vruće“ pucanje zavara odnosi se na pojave pukotina koje se javljaju tokom proizvodnje zbog prisustva tečnosti u mikrostrukturi. Vruće pucanje najčešće je povezano s tekućim filmovima koji su prisutni duž granica zrna u zoni fuzije i području djelomično otopljene zone (partially melted zone - PMZ) zone toplinski utjecaja (heat - affected zone - HAZ). Ovi tekući filmovi mogu postojati na temperaturama znatno ispod ravnotežne temperature solidusa mase legure, čime se proširuje raspon skrućivanja legure na "efikasnu" temperaturu solidusa. U mnogim slučajevima, efektivni solidus može biti znatno ispod ravnotežnog solidusa zbog efekta segregacije otopljenih tvari i nečistoća.

Iako se široko koristi u literaturi za opisivanje brojnih fenomena pucanja na povišenoj temperaturi, upotreba izraza "vruće pucanje" ovdje se odnosi na tri različita tipa pucanja.

U zoni fuzije na kraju kristalizacije dolazi do pucanja u zoni stvrdnjavanja šava. Ovaj oblik pucanja obično je povezan s tekućim filmovima duž granica zrna očvršćavanja (solidification grain boundaries - SGBs). Likvaciono pucanje HAZ-a javlja se u PMZ regiji HAZ-a. Također je intergranularno i rezultat je kontinuiranih tečnih filmova koji se formiraju na povišenoj temperaturi.

Likvaciona pukotina metala šava je jedinstvena za ponovo zagrijani metal šava i najčešće se opaža u višeprolaznim zavarenim spojevima ili nakon popravnog zavarivanja.

Ove pukotine se mogu formirati na SGBs ili migriranim granicama zrna (migrated grain boundaries - MGB) i rezultat su ponovnog topljenja ovih granica tokom ponovnog zagrijavanja na povišene temperature.

Kao što je gore navedeno, izraz „vruća pukotina“ se često koristi za opisivanje bilo koje pukotine koja nastaje na povišenoj temperaturi i stoga nije baš opisna. AWS definicija "vruće pukotine" je pukotina nastala na temperaturama blizu završetka kristalizacije.

Često se drugi oblici pucanja koji se javljaju na povišenoj temperaturi, ali u čvrstom stanju, nazivaju "vruće pukotine", kao što su pukotine duktilnosti. Stoga je definicija pojma „vruće pucanje“ pomalo nejasna i proizvoljno tumačena. U ovom tekstu kao vruće pukotine smatrat će se samo oni oblici pucanja povezani s tekućim filmovima na granicama zrna.

## 1.2. Pukotine nastale kristalizacijom zavara

Pukotine pri očvršćavanju šava se najčešće javljaju duž SGB-ova i, povremeno, granica podzrna u zoni fuzije. Pukotine pri očvršćavanju zavara je fenomen koji je bio predmet značajnih studija, u širokom spektru inženjerskih legura, u proteklih 40 godina. Unatoč velikom broju trenutno dostupnih informacija o pucanju zavarenih spojeva, precizni mikromehanizmi odgovorni za stvaranje pukotina još uvijek nisu u potpunosti shvaćeni. U osnovi, dva uslova moraju biti zadovoljena da bi došlo do pucanja zavarenog očvršćavanja:

1. termički i/ili mehanički nametnuto ograničenje (deformacija) i
2. mikrostruktura osjetljiva na pukotine.

Faktor ograničenja može biti i unutrašnji i ekstrinzični. Intrinzično ograničenje je rezultat prirodnog skupljanja tokom skrućivanja jer svi metali prolaze kroz negativnu promjenu zapremine tokom skrućivanja. Drugi faktori koji utječu na unutarnje ograničenje uključuju svojstva materijala (posebno čvrstoću), veličinu i debljinu obratka, dizajn spoja i veličinu i oblik zavarenog zrna. Ekstrinzično ograničenje je prvenstveno obezbjeđeno mehaničkim pričvršćenjem.

Mikrostruktura osjetljiva na pukotine rezultat je postojanosti tekućih filmova duž granica kristalizaciji u metalu šava, kao što je objašnjeno u prijašnjim radovima. Pucanje pri stvrdnjivanju šava se često može minimizirati ili eliminirati smanjenjem razine mehaničkog ograničenja. Na primjer, geometrije spojeva ili promjene parametara zavarivanja koje mijenjaju veličinu i oblik zrna zavarivanja često su učinkovite u ublažavanju pucanja. Trajno rješenje za uporne probleme pucanja u skrućivanju se obično ne postiže, međutim, sve dok se metalurška osnova problema ne razumije i ublaži, često modifikacijom kompozicije metala šava (u slučaju kada se dodaju materijali za punjenje) ili kontrolu procesa očvršćavanja.

### 1.2.1. Teorije pucanja pri očvršćavanju zavara

Od 1940-ih godina predloženo je nekoliko teorija o pucanju učvršćivanja zavara, ili "vrućem kidanju" u odnosu na odljevke. To uključuje:

#### 1. Teorija skupljanja i lomljivosti.

Ovu teoriju su podržali brojni rani istraživači, uključujući Bochvara i Sviderskaya [1], Pumphreyja i Jenningsa [2], Medovara [3] i Toropova [4].

#### 2. Teorija naprezanja.

Ovu teoriju je prvobitno razvio Pellini [5, 6] kako bi opisao vruće kidanje u odljevcima, ali je na kraju proširena da opiše pukotine učvršćivanja zavara.

### 3. **Generalizirana teorija pucanja supersolidusa.**

Ovu teoriju je razvio Borland [7] ranih 1960-ih i ona uključuje aspekte i teorije lomljivosti skupljanja i teorije deformacije.

### 4. **Modificirana generalizirana teorija.**

Modifikaciju Borlandove teorije predložili su Matsuda i saradnici [8, 9] na Institutu za istraživanje spajanja i zavarivanja (JWRI) na Univerzitetu u Osaki, na osnovu direktnog promatranja pucanja zavarenog spoja pomoću posebne brze kinematografije.

### 5. **Teorija tehnološke čvrstoće.**

Ovu teoriju je predložio Prokhorov [10] ranih 1960-ih i bavi se pukotinama pri skrućivanju sa strogo mehaničkog stanovišta.

Centralno za sve ove predložene mehanizme je zahtjev za nekim oblikom tečnog filma duž granica očvršćavanja tokom završnih faza skrućivanja. Nesposobnost ovog tečnog filma da podrži skupljanje izazvano i spoljašnje mehaničko naprezanje tokom skrućivanja i naknadnog hlađenja šava rezultira odvajanjem ovih granica, čime se formira pukotina učvršćivanja. Kao što je ranije navedeno, krajnje rješenje za smanjenje ili eliminaciju vrućeg pucanja leži u eliminaciji ili efektivnoj kontroli tečnih filmova duž ovih granica.

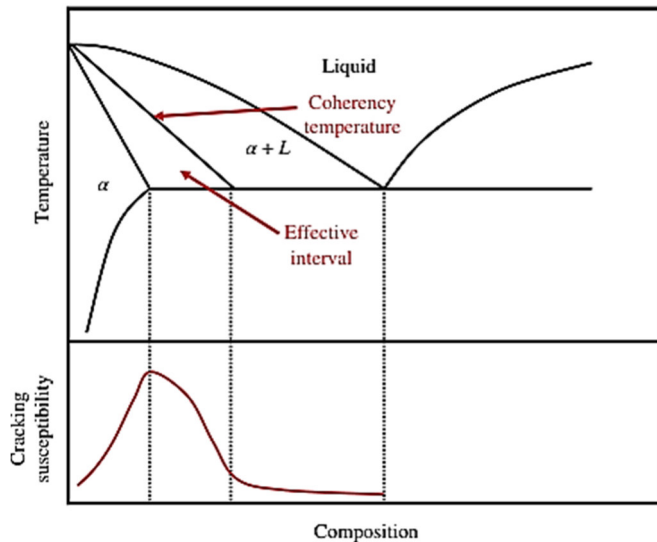
#### **1.2.1.1. Teorija skupljanja i lomljivosti**

Ovu teoriju kristalizacionog pucanja prvi je predložio ruski istraživač Bochvar 1947 [1] i temeljila se na njegovom radu s aluminijskim odljevcima. Godine 1952. ovaj pristup je usvojio Medovar [3] iz Patonovog instituta za zavarivanje kako bi opisao pukotine u zavarenim spojevima. Otprilike u isto vrijeme, Pumphrey i Jennings [2] u Engleskoj koristili su sličan argument da objasne pucanje u toku livenja i zavarivanja aluminijskih legura.

Teorija koja je nastala iz ovog rada postala je poznata kao teorija skupljanja-krhkosti.

Centralno za ovu teoriju je postojanje "efikasnog intervala" očvršćavanja koji se javlja ispod temperature "koherentnosti", kao što je prikazano na slici 1.1. Na visokim temperaturama unutar raspona očvršćavanja, omjer čvrste i tekućine je nizak i podzrna očvršćavanja (ćelije ili dendriti) su potpuno okružena tekućinom.

Ispod neke kritične temperature unutar ovog raspona očvršćavanja, čvrsta supstanca počinje da komunicira i formira krutu mrežu. Temperatura na kojoj ova interakcija počinje naziva se temperaturom "koherentnosti", a preostali raspon temperature očvršćavanja se naziva "efektivni interval".



Slika 1.1. Šematska ilustracija teorije skupljanja i krhkosti zasnovane na eutektičkom faznom dijagramu.

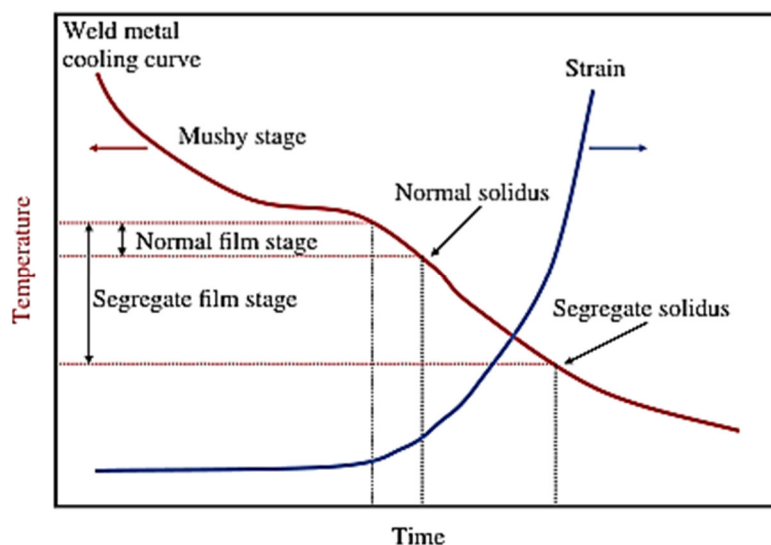
Kao što je definisano teorijom skupljanja-krhkosti, pukotina učvršćivanja šava uvijek se javlja unutar ovog efektivnog intervala. Odnosno, do pucanja može doći tek nakon što je došlo do premošćavanja čvrstog i čvrstog, što omogućava akumulaciju naprezanja u strukturi. Iznad ovog

intervala dostupna je dovoljna količina tečnosti da „izleči“ pukotine koje se mogu formirati. U legurama, podložnost pucanju će biti najveća u sastavu gdje je „efektivni interval“ najveći, kao što je prikazano na slici 1.1. Teorija također predviđa smanjenje podložnosti pucanju u legurama koje prolaze kroz eutektičku reakciju u sastavima koji omogućavaju „zacjeljivanje“ zbog prisustva dovoljnih količina tekućine eutektičkog sastava.

### 1.2.1.2. Teorija deformacija

Teoriju deformacije vrućeg kidanja u odljevcima prvi je razvio W.S. Pellini u Laboratoriju za istraživanje mornarice SAD-a 1952. [5].

Godine 1954. koristio je isti pristup za opis pukotina pri kristalizaciji u zavarenim spojevima na temelju rada s nehrđajućim čelikom i legurama na bazi nikla [6]. Teorija deformacije razlikuje se od teorije krhkosti skupljanja po tome što se koherentnost, odnosno premošćivanje čvrstog i čvrstog tijela ne razmatra do samih završnih faza skrućivanja.



Teorija deformacija razmatra dva stupnja očvršćavanja, naime, kašastu fazu i fazu tekućeg filma, kao što je prikazano na slici 1.2.

Slika 1.2 Teorija deformacija prema Pelliniju (preuzeto iz Ref. [6]).

Kašasta faza očvršćavanja javlja se na temperaturama iznad faze filma gdje je još uvijek prisutna znatna tekućina. Faza filma se dalje dijeli na rani i kasni period, pri čemu se kasna faza filma javlja neposredno prije potpunog skrućivanja. Pucanje pri stvrdnjavanju šava, zasnovano na teoriji deformacija, nije moguće tokom kašaste faze zbog ujednačene raspodjele deformacije u mješavini čvrstog i tekućeg.

Međutim, tokom faze filma, naprezanja mogu biti izuzetno velika lokalno i rezultirati razdvajanjem duž granica s kontinuiranim tekućim filmovima koji razdvajaju čvrsta zrna. Pucanje je stoga razdvajanje čvrstog i tekućeg, a ne odvajanja čvrstog i čvrstog, kao što je predloženo u teoriji krhkosti skupljanja. Ova teorija ne razmatra koncept zarastanja pukotina unutar temperaturnog raspona očvršćavanja.

Ova teorija također predviđa da površina loma neće pokazivati nikakve karakteristike povezane sa kontaktom čvrsto-čvrsto, odnosno, površina loma treba da pokazuje glatke dendrite.

Pozivajući se na sliku 1.2, normalna faza filma odnosi se na ravnotežno skrućivanje, pri čemu samo tekući filmovi ostaju u strukturi na kraju skrućivanja.

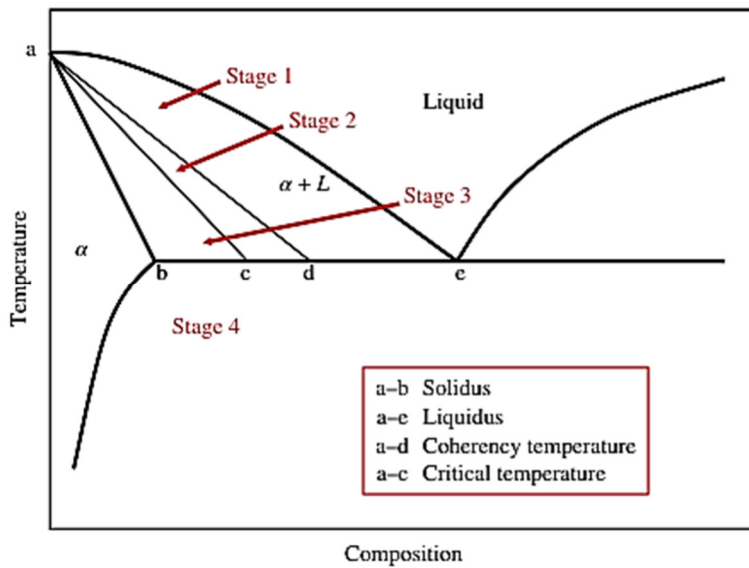
Segregacija tokom neravnotežnog očvršćavanja šava proširuje ovaj raspon u širem temperaturnom rasponu, kao što pokazuje faza odvojenog filma. Naprezanje počinje da se nakuplja u sistemu tokom faze filma i težiće da se koncentriše na granicama odvojenim tankim tečnim filmovima. Kada ovo naprezanje premaši duktilnost granice, doći će do pucanja.

### **1.2.1.3. Generalizirana teorija**

Godine 1960., J.C. Borland iz Britanskog udruženja za istraživanje zavarivanja (sada The Welding Institute (TWI)) predložio je modifikaciju teorije lomljivosti skupljanja koja je uključivala neke aspekte teorije deformacija [7].

Ova modifikacija, nazvana "generalizirana teorija", također je usvojila ideju koherentne (ili koherentne) temperature na kojoj počinje interakcija čvrsto i čvrsto, ali je uključivala dodatnu fazu očvršćavanja ispod ove temperature. Borland je to nazvao „kritičnim rasponom očvršćavanja“, koji je odgovarao donjem dijelu „efikasnog intervala“ iz teorije krhkosti skupljanja, kao što je ilustrovano na slici 1.3.

Iznad "kritičnog" raspona, ali ispod koherentne temperature, kvar čvrsto-čvrstih mostova može se ublažiti prisustvom dovoljno tekućine i moguće je "zacjeljivanje" pukotina. U „kritičnom“ opsegu zarastanje pukotina nije bilo moguće zbog smanjene količine tečnosti i složenije i razvijenije čvrste mreže.



Uz ovu teoriju, Borland je također sugerirao važnost karakteristika vlaženja tekućine tokom očvršćavanja šava. O važnosti vlaženja granica zrna tečnim filmovima biće reči kasnije u ovom poglavlju.

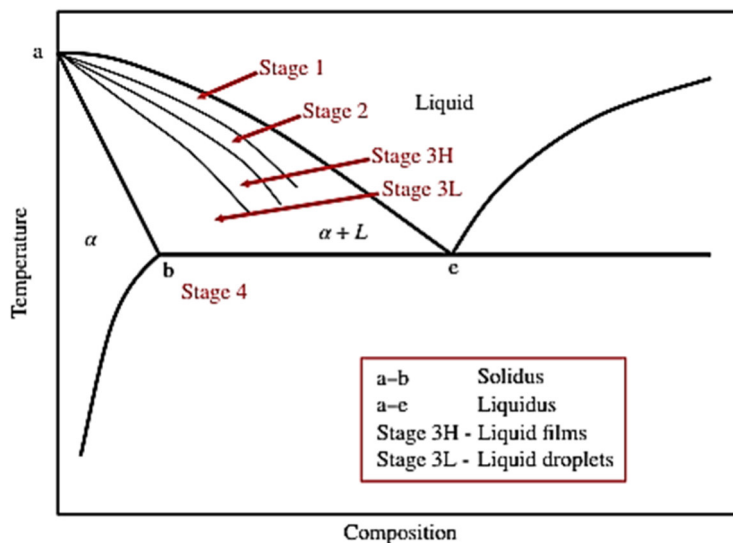
Slika 1.3. Generalizovana teorija prema Borlandu (preuzeto iz Ref. [7]).

Pozivajući se na sliku 1.3, faza 1 definira kašastu fazu očvršćavanja. Faza 2 definira raspon koherentnosti u kojem se pukotine koje se formiraju mogu zacijeliti jer ima dovoljno okolne tekućine. Faza 3 definira "kritični" raspon gdje su pukotine koje se formiraju odvojene od tekućine koja ih može zacijeliti, ili u ovom rasponu nije prisutno dovoljno tekućine za podsticanje značajnog zarastanja. Konačno, Faza 4 definiše regiju u kojoj je skrućivanje završeno i ne dolazi do pucanja zbog odsustva tečnosti u sistemu.

#### 1.2.1.4. Modificirana generalizirana teorija

Matsuda i saradnici sa JWRI na Univerzitetu u Osaki dodatno su modificirali lomljivost skupljanja i generalizirane teorije zasnovane na eksperimentima koji omogućavaju direktno promatranje pucanja očvršćavanja zavara [8, 9].

Oni su primijetili da se faza 1 javlja u mnogo užem temperaturnom rasponu nego što je



prvobitno predloženo i da se značajne čvrste mreže formiraju vrlo brzo nakon hlađenja ispod temperature likvidusa. Ovo je ilustrovano šemom na slici 1.4. Faza 3, kako je definirao Borland, dalje je podijeljena na "filmsku fazu" (3H) i "fazu kapljica" (3L).

Slika 1.4 Modifikovana generalizovana teorija koju je

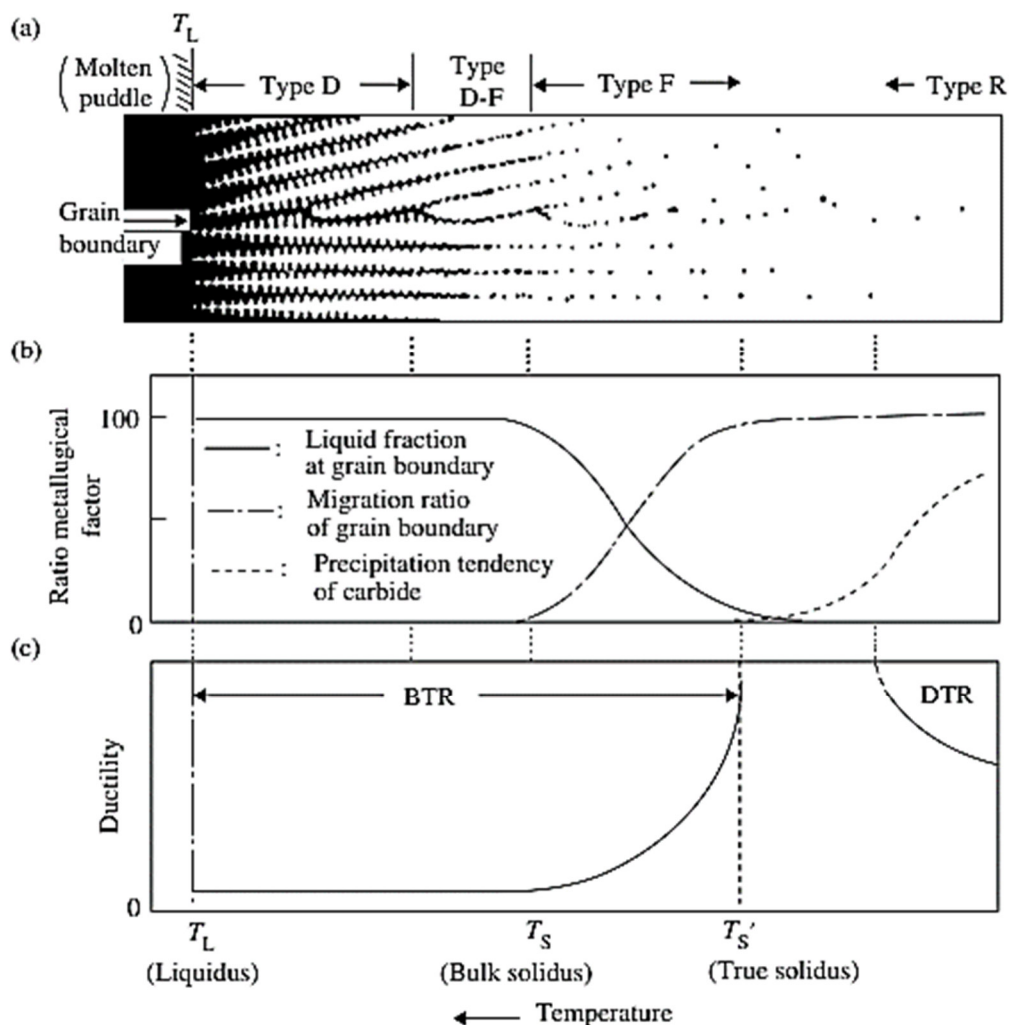
predložio Matsuda (Prilagođeno iz Ref. [8, 9]).



Pokretanje pucanja očvršćavanja šava događa se u fazi tekućeg filma, a širenje se nastavlja ili u fazi filma ili u fazi kapljice. Započinjanje nije moguće u kapljičnoj fazi očvršćavanja šava zbog velikog kontakta čvrstog i čvrstog materijala.

Ova teorija također uzima u obzir fraktografske karakteristike pukotina u zavarivanju i sugerira da dendritski karakter pukotina u skrućivanju predstavlja inicijaciju i širenje pukotine tokom Faze 3H. Karakteristike plosnatog loma koje se često povezuju sa pukotinama učvršćivanja zavara su reprezentativne za širenje prsline tokom faze 3L. Kasnije će se raspravljati o mogućnosti formiranja ravnih obilježja kao rezultat pukotina u čvrstom stanju, duktilnost-dip.

Na osnovu direktnog posmatranja pukotina pri skrućivanju i metalografskog i fraktografskog ispitivanja pukotina u skrućivanju, Matsuda je predložio četiri različita tipa ponašanja loma, kao što je shematski prikazano na slici 3.5:



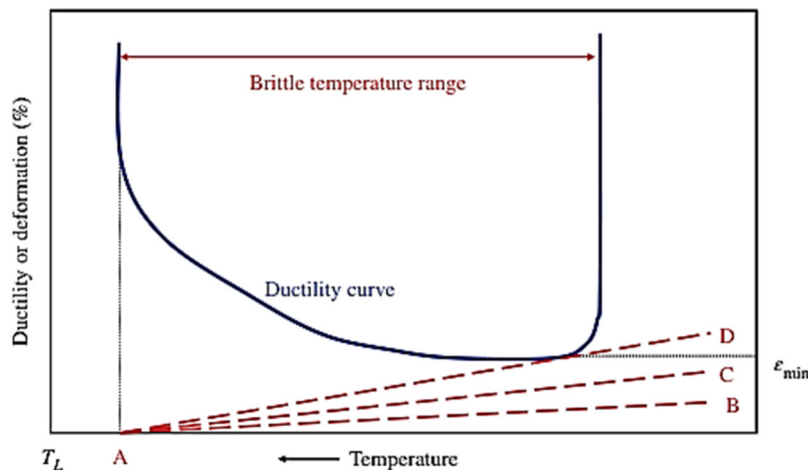
Slika 1.5. Ponašanje i morfologija loma prema modificiranoj generaliziranoj teoriji.

(Iz Ref. [8, 9]. ASM).

- Tip D: dendritični prelom. Ovo ponašanje loma je rezultat odvajanja tekućih filmova na SGB-ovima i sugerira kontinuiranu mrežu tekućeg filma duž ovih granica. Površina prijeloma pokazuje klasičnu dendritsku morfologiju “loptaste oblike”.
- Tip F: ravan prijelom. Ova površina loma ne pokazuje dokaze dendritskog prijeloma, ali je (prema Matsudi) rezultat odvajanja tečnog filma.
- Tip D + F: mješavina ova dva. Ovo u suštini predstavlja prelazni region od dendritičnog do ravnog preloma.
- Tip R: intergranularni prijelom u čvrstom stanju. Ovo je reprezentativno za duktilno-dip napuknuće uočeno u austenitnim nerđajućim čelicima i legurama na bazi Ni.

### 1.2.1.5. Teorija tehnološke čvrstoće

Početak 1960-ih, ruski istraživač Prokhorov proučavao je mehaničko ponašanje fuzionog zavara u toku kristalizacije i predložio teoriju tehnološke čvrstoće [10]. Ova teorija razmatra krivulju duktilnosti za materijal tokom skrućivanja, kao što je prikazano na slici 1.6. Materijal pokazuje gubitak duktilnosti unutar raspona lomljivih temperatura (BTR). Izvan BTR-a, pretpostavlja se da je duktilnost materijala dovoljna da prihvati termički i/ili mehanički izazvano naprezanje tokom zavarivanja. Pored krivulje duktilnosti, na istom dijagramu je prikazana i deformacija izazvana zavarivanjem uz pretpostavku da je deformacija linearno proporcionalna padu temperature nakon hlađenja zavara (tj. termička kontrakcija).



Slika 3.6 Teorija tehnološke čvrstoće koju je predložio Prokhorov (preuzeto iz Ref. [10]).

Mogućnost pucanja posljedica je nadmetanja između akumulacije deformacije i oporavka duktilnosti tijekom hlađenja

šava. **Pukotine pri otvrdnjavanju će se pojaviti ako se duktilnost materijala iscrpi termički i/ili mehanički izazvanim naprežanjem.**

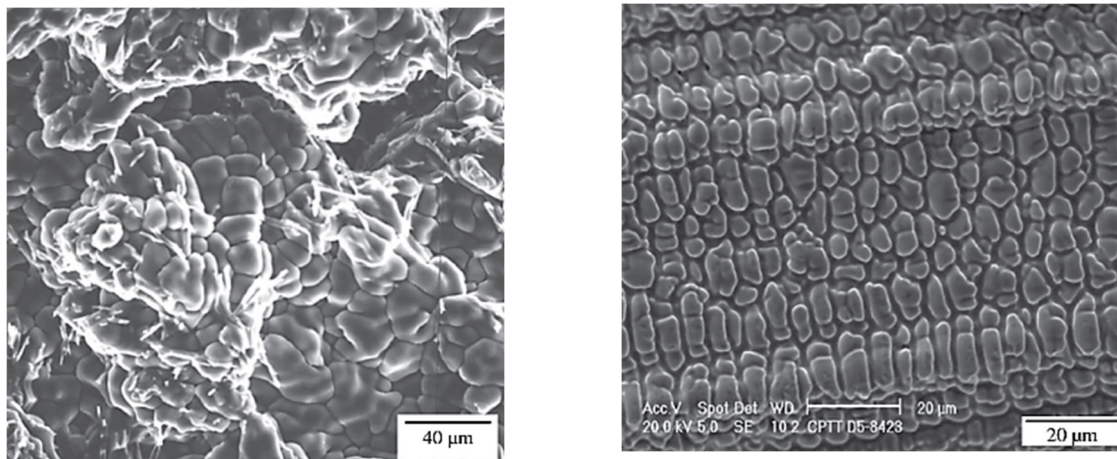
Ova teorija ne uzima direktno u obzir nijedan aspekt mikrostrukture zavara. Na širinu i dubinu BTR utječu raspon temperature očvršćavanja i priroda tekućih filmova na granicama zrna, ali direktne korelacije nisu moguće.

Pozivajući se na sliku 1.6, linija A–B predstavlja termičku kontrakciju materijala u BTR. Linija A–C predstavlja zbir deformacija kontrakcije i drugih deformacija (mehaničkih) u sistemu. Linija A–D predstavlja kritičnu količinu deformacije koja uzrokuje pucanje u sistemu sa datom krivom duktilnosti.

Kada linija deformacije prijeđe (pređe) krivulju duktilnosti, duktilnost sistema se iscrpljuje i dolazi do pucanja. Ovo bi u ovom dijagramu bilo predstavljeno linijom sa strmijim nagibom od linije A–D koja seče krivulju duktilnosti.

#### 1.2.1.6. Komentar o teorijama pucanja pri otvrdnjavanju

Priroda pukotina pri skrućivanju u metalima, postoje aspekti ove teorije koji nisu u skladu sa stvarnim zapažanjima pukotina pri skrućivanju u većini materijala. Koncepti temperature “koherentnosti” u kojoj se počinje formirati mreža čvrsto-čvrsto i “kritičnog raspona očvršćavanja” preko kojeg se razbijaju čvrsto-čvrsti mostovi bez mogućnosti zacjeljivanja tekućine nisu u skladu s fraktografskim zapažanjima pukotina pri skrućivanju. U stvari, vrlo je neobično uočiti bilo kakav dokaz loma čvrsto-čvrsto na površini pukotine pri skrućivanju kada se pregleda skenirajući elektronski mikroskop (SEM). Tipične SEM mikrofotografije od legure aluminijuma (6061-T6) i metala za punjenje na bazi Ni (ERNiCrFe-13, FM 52MSS) prikazane su na slici 1.7.



Slika 1.7. Izgled loma pukotine pri otvrdnjavanju:(a) legura aluminijuma i (b) legura na bazi Ni.

Površina loma legure na bazi Ni je u potpunosti dendritična, dok legura aluminijuma pokazuje samo nekoliko lokacija na kojima je možda došlo do loma čvrsto-čvrsto. Ovdje treba naglasiti da, općenito gledano, površine pukotina pri skrućivanju pokazuju gotovo potpuno dendritski izgled što ukazuje da je teorija koherentnosti (premošćavanje čvrstog i čvrstog) kritična za pucanje učvršćivanja nije podržano. U Borlandovu odbranu, njegova teorija je razvijena prije široke upotrebe SEM-a za proučavanje ponašanja loma tako da nije imao priliku da teoriju poveže sa stvarnim promatranjem površine loma.

Stoga, na osnovu izgleda loma, čini se da je teorija deformacija koju je predložio Pellini [6] prikladnija jer ova teorija predviđa da **tekući filmovi opstaju do završnih faza skrućivanja**. Njegova premisa da su kontinuirani tanki filmovi prisutni u vrijeme kada pukotine učvršćivanja započinju i šire je u potpunosti podržana metalografskim i fraktografskim dokazima. Modificirana generalizirana teorija Matsuda [8] također je prepoznala važnost "faze filma" na kraju skrućivanja u kojoj se iniciraju i šire pukotine učvršćivanja, što dovodi do dendritičnih lomnih površina, kao što je shematski prikazano na slici 1.5.

Prijelaz od dendritičnog do ravnog loma koji se predlaže može biti artefakt postupka ispitivanja (Varestraintov test) budući da se ravan lom povezan s tekućim filmovima u zoni fuzije općenito ne opaža u praksi. Prelazak na intergranularni lom u čvrstom stanju je jedinstven za sisteme koji su podložni pucanju duktilnosti.

Teorija tehnološke čvrstoće, iako se ne bavi metalurškim ili frakturnim aspektima pucanja pri skrućivanju, vrlo je korisna u objašnjavanju doprinosa duktilnosti/deformacije. Osnovna premisa ove teorije je da metal šava pokazuje karakterističan "signature - potpis" duktilnosti koji definira BTR. Duktilnost unutar ovog BTR-a određuje da li će doći do pucanja u prisustvu primijenjenog naprezanja tokom skrućivanja. Prema tome, prema slici 1.6, ako naprezanje tokom skrućivanja prijeđe vrijednost  $\epsilon_{min}$  na krivulji duktilnosti, duktilnost sistema će biti iscrpljena i doći će do pucanja. Ako se  $\epsilon_{min}$  može povećati kao funkcija sastava (npr. smanjenje nečistoća) ili se deformacija smanjiti tako da se duktilnost ne iscrpi, do pucanja neće doći.

Ovo sugerira da ako se duktilnost metala šava može eksperimentalno odrediti i deformacija procijeniti na osnovu kontrakcije i mehaničkih komponenti, osjetljivost metala šava na stvaranje pukotina može se kvantifikovati. To je upravo pristup koji su koristili i JWRI na Univerzitetu u Osaki i Grupa za zavarivanje i spajanje metalurgije na Državnom univerzitetu Ohajo (OSU).

### **1.2.2. Predviđanja elementarnih efekata**

Sastav metala šava ima dominantan učinak na ponašanje pri otvrdnjavanju pukotina, a upotreba jednostavne analize i kontrole sastava je ključni element u kontroli osjetljivosti na ovaj oblik pucanja. Faktor relativne potencije (relative potency factor - RPF) razvio je J.C. Borland u vezi s generaliziranom teorijom kao metodu za određivanje relativnog učinka legirajućih i nečistoća na podložnost pucanju zavarenog očvršćavanja, na osnovu ravnotežnog ponašanja binarnih legura pri skrućivanju [11]. Budući da se RPF temelji na ravnotežnim uvjetima skrućivanja, on predstavlja samo aproksimaciju ponašanja neravnotežnog očvršćavanja fuzionih zavora.

Budući da je većina inženjerskih legura višekomponentni sistemi, RPF često može podcijeniti ili precijeniti učinak određenog elementa zbog sinergističkog utjecaja drugih elemenata.

Na primjer, sumpor je posebno efikasan u podsticanju pucanja pri očvršćavanju u jednostavnim Fe–S ili Ni–S legurama, ali postaje manje efikasan kada se čak i mala količina mangana doda u sistem. RPF nije u stanju da predvidi ove interaktivne efekte. RPF, kako je definirao Borland, jednostavno je mjera raspona temperature očvršćavanja ( $\Delta T$ ) normaliziranog nominalnim sastavom legure,  $C_0$ . Da bi se izračunao RPF, potrebno je samo odrediti nagib likvidusa,  $m_L$ , i koeficijent podjele,  $k$ , iz faznog dijagrama, kao što je dato sljedećim:

$$RPF = \frac{\Delta T}{C_0} = m_L \left( 1 - \frac{1}{k} \right) \quad (1.1)$$

Maksimalna snaga se javlja u tački maksimalne rastvorljivosti čvrste materije,  $C_{Smax}$ , i predstavlja (za ravnotežno očvršćavanje) najširi raspon temperature očvršćavanja.

Maksimalni faktor potencije (maximum potency factor - MPF) je definisan sa:

$$MPF = m_L C_{Smax} \left( \frac{1-k}{k} \right) \quad (1.2)$$

RPF i MPF za neke binarne legure željeza prikazani su u tabeli 1.1.

Tabela 1.1 Koeficijent raspodjele,  $k$ , i RPF i MPF za neke febinarne legure

Element in Fe binary system <sup>a</sup>												
	B	S	P	C <sub>F</sub>	C <sub>A</sub>	Mn <sub>F</sub>	Mn <sub>A</sub>	Nb	Ti	Si	Ni	Zn
<i>k</i> -Value	0.005	0.019	0.25	0.17	0.49	0.74	0.85	0.29	0.64	0.85	0.74	0.5
RPF <sup>b</sup>	917	925	121	322	—	22	—	29	14	2	—	—
RPF <sup>c</sup>	19,741	1084	145	396	96	2	1	23	10	3	1	8
MPF <sup>b</sup>	137	166	338	32	—	26	—	130	97	32	—	—
MPF <sup>c</sup>	395	163	369	36	202	17	49	120	89	40	5	375

Na osnovu očvršćavanja kao delta ferita osim ako nije naznačeno indeksom A (očvršćivanje austenita). Iz Ref. [11]. Izračunato iz savremenih faznih dijagrama.

Ova tabela uključuje vrijednosti koje je prvobitno objavio Borland [11] i one izračunate korištenjem trenutno dostupnih binarnih faznih dijagrama. Originalne vrijednosti iz Borlanda su smatrale samo skrućivanje legure željeza kao delta ferit.

Imajte na umu da se relativne potencije izračunate korištenjem modernih faznih dijagrama općenito dobro slažu, iako se neke vrijednosti značajno razlikuju. Na primjer, bor ima mnogo veći RPF nego što predviđa Borland, dok je mangan znatno niži. RPF i MPF vrijednosti su također dodate za očvršćavanje austenita za Fe–C i Fe–Mn sisteme.

Treba napomenuti da kako se RPF povećava, raspon temperature očvršćavanja se povećava. Specifična snaga raste kako se  $C_0$  približava  $C_{Smax}$ , a zatim opada za  $C_0$  veći od  $C_{Smax}$  za ravnotežno skrućivanje. Vrh osjetljivosti na pucanje može biti iskrivljen prema sastavu ispod  $C_{Smax}$  kada se uzme u obzir neravnotežno očvršćavanje šava.

Vrijednosti RPF i MPF daju neke indikacije elemenata koji potiču stvaranje pukotina u čelicima. Dobro je poznato da su S, P i B štetni u pogledu pucanja i ovi elementi se pažljivo kontroliraju. Kao što je ranije napomenuto, ove vrijednosti su samo aproksimacije snage za stvaranje pukotina pri očvršćavanju šava, budući da je skrućivanje šava očigledno neravnotežne prirode i difuzija koja može nastati u čvrstom stanju tokom skrućivanja nije uzeta u obzir.

Koristeći savremene računске tehnike, moguće je izračunati prosječne koeficijente raspodjele ( $k$ ) pri neravnotežnom očvršćavanju višekomponentnih legura i odrediti proširenje raspona očvršćavanja do kojeg dolazi zbog particioniranja.

Prosječne  $k$ -vrijednosti za određeni broj elemenata određene pomoću Scheilove aproksimacije skrućivanja u računskom softveru ThermoCalc® [12].

Ove vrijednosti su izračunate za tri superlegure na bazi Ni (Legura 263, 282 i 740H) koje se razmatraju za primjene u proizvodnji električne energije na visokim temperaturama gdje je zavarljivost visoki prioritet [13].

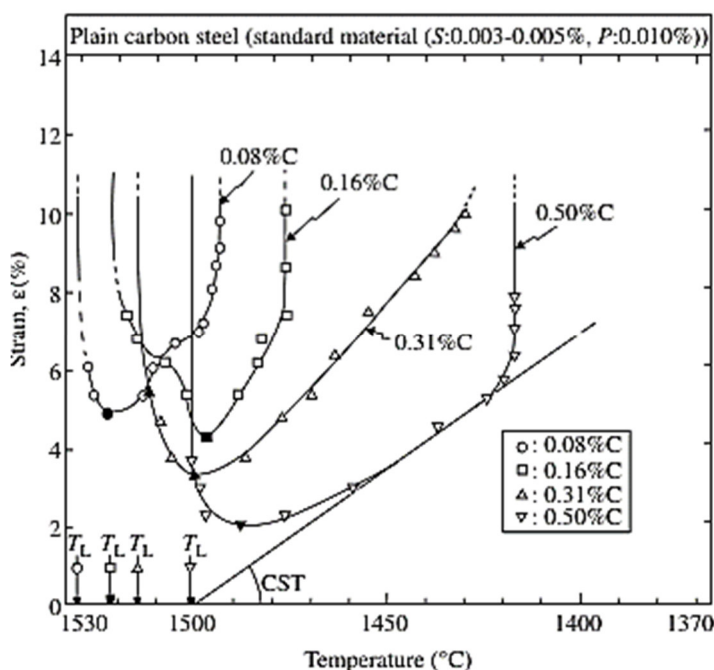
Imajte na umu da za legiranje elemenata sa  $k$ -vrijednostima vrlo blizu 1 (Fe, Al, Ni, Cr), praktično neće biti podjele i ovi elementi će imati mali ili nikakav utjecaj na proširenje neravnotežnog temperaturnog raspona skrućivanja. Elementi sa  $k < 1$  će se podeliti na tečnost i imati efekat proširenja temperaturnog opsega očvršćavanja. Ovo posebno važi za Nb, C i B u ovim legurama. Imajte na umu da ovaj softver može uzeti u obzir povratnu difuziju tokom skrućivanja (vidi jednadžbu 1.36 - Morphology of crystallization 23 st. od istog autora) i, stoga,  $k$ -vrijednost za ugljik je prilagođena na višu od ravnotežne vrijednosti kako bi se to uračunalo. Isti softver također može izračunati profil očvršćavanja pod Scheilovim uslovima skrućivanja. Ovo omogućava da se odredi raspon temperature neravnotežnog očvršćavanja i, u eutektičkim sistemima, izračuna frakcija eutektike. Slične simulacije očvršćavanja mogu se provesti za legure na bazi Fe i, u ograničenoj mjeri, za druge sisteme legura (kao što su legure na bazi Ni i Al) gdje postoji dovoljno termodinamičkih podataka za izračunavanje faznih dijagrama. Takođe postoji niz odnosa zasnovanih na sastavu koji su razvijeni da bi se predvidela podložnost pucanju pri očvršćavanju, predložene su za stvaranje pukotina u čelicima [14–17]. Sveobuhvatan popis može se naći u preglednom radu Matsude [18].

Imajte na umu da svi ovi odnosi pokazuju pozitivne faktore za ugljik, fosfor i sumpor. Dodavanje mangana ima tendenciju da smanji podložnost pucanju pri skrućivanju, vjerovatno zbog njegove interakcije sa sumporom i ublažavanja tekućih filmova bogatih sumporom stvaranjem visokotemperaturnog MnS spoja. Snažan učinak S i P je zbog njihovog niskog koeficijenta raspodjele ( $k$ ) u legurama na bazi željeza, kako je predviđeno RPF-om u Tablici 1.1. Povećanje pucanja rezultat je ozbiljnog pada temperature solidusa (širi raspon temperature očvršćavanja) i tendencije ovih elemenata da promovišu vlaženje granice zrna tečnim filmovima.

### 1.2.3. Temperaturni opseg BTR i raspon temperature pucanja

Proveden je značajan eksperimentalni rad kako bi se utvrdila podložnost pucanju zavarenog očvršćavanja i razvile metode ispitivanja koje povezuju osjetljivost na pucanje sa sastavom. Matsuda i saradnici u Japanu [8, 19] razvili su tehniku koristeći poprečni Varestreint (Transvarestreint) test koji je omogućio direktno mjerenje BTR.

Ovo je omogućilo posmatranje pokretanja i širenja pukotine u realnom vremenu. Koristeći temperaturne podatke prikupljene uranjanjem termoparova u rastopljeni metal šava, uspjeli su konstruirati BTR krive za ugljične čelike prikazane na slici 1.10, gdje je ugljik varirao u rasponu od 0,08 do 0,50 %.



Obratite pažnju na značajno povećanje BTR-a s najvećim sadržajem ugljika.

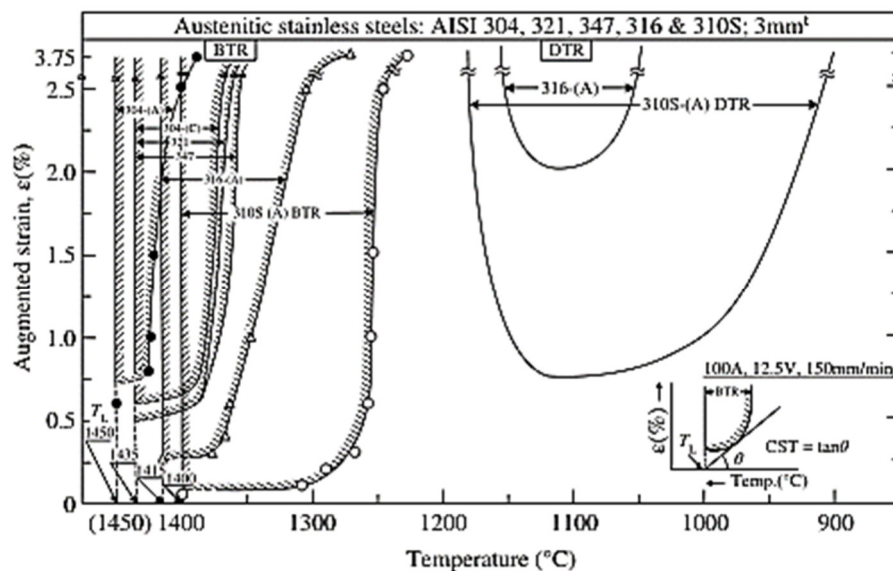
Slika 1.10. BTR krive za ugljični čelik primjenom tehnike Transvarestreint sporog savijanja (Iz Ref. [18]).

Ovo je zbog tendencije da ugljenik podstiče očvršćavanje austenita (fcc) na ovim visokim nivoima ugljenika i izraženijeg efekta segregacije P i S koji se javlja tokom skrućivanja austenita. Pri

nižim sadržajima ugljika, metal šava čelika očvrstnuo se kao delta ferit (bcc) u mnogo užem temperaturnom rasponu.

Osim šireg BTR-a, čelici s većim sadržajem ugljika također pokazuju nižu minimalnu deformaciju ( $\epsilon_{min}$ ). Matsuda i dr. koristio je koncept tangente kritične deformacije (critical strain tangent - CST) da opiše ovo ponašanje. **Kako se CST smanjuje (niži ugao), povećava se osjetljivost na pucanje pri skrućivanju.**

Slične krivulje razvijene su za niz austenitnih nehrđajućih čelika, kao što je prikazano na slici 1.11.



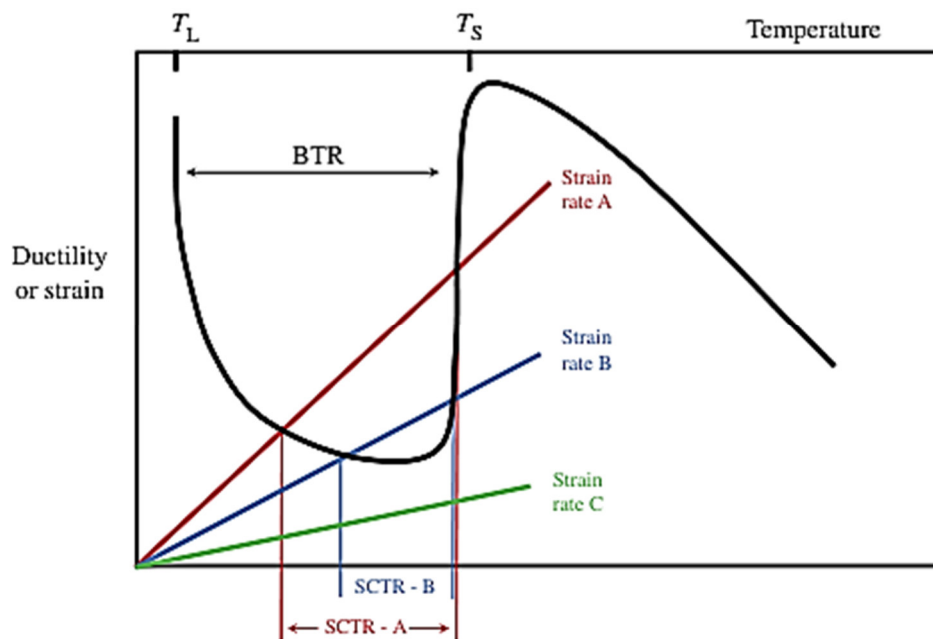
Slika 1.11 BTR krive za austenitne nehrđajuće čelike primjenom tehnike Transvarestraint sporog savijanja (Iz Ref. [18]. © AWS).

Imajte na umu da se ove legure skrućuju kao ferit (F) ili austenit (A) i da stvrdnjavanje austenita opet dovodi do viših vrijednosti BTR i shodno tome veće podložnosti pucanju pri skrućivanju. Tehnika Transvarestraint također može izazvati pukotine u čvrstom stanju, duktilnost u padu, a krive koje pokazuju temperaturni raspon duktilnosti (DTR) su također prikazane na slici 1.11 za legure koje se skrućuju kao fcc austenit.

Dok je transvarestraintov test sporog savijanja zajedno sa posmatranjem na licu mjesta dao vrlo dobre podatke o BTR-u mnogih legura, sama tehnika zahtjeva veoma specijalizovanu (i donekle skupu) opremu. Analiza podataka je također pomalo glomazna, zahtijeva određeni nivo stručnosti i iskustva sa tehnikom. Iz ovih razloga, JWRI tehnika nije široko prihvaćena od strane drugih laboratorija.

Tokom 1990-ih, Lin i Lippold su nastojali da razviju pristup koji je više „upotrebljiv“ za mjerenje BTR-a [20]. Usvojili su istu Transvarestraint tehniku kao i Matsuda, ali su koristili podatke o **dužini pukotine** iz testiranih uzoraka kako bi **odredili temperaturni raspon** stvrdnjavanja pukotina (solidification cracking temperature range - SCTR). Šematski prikaz SCTR pristupa za kvantifikaciju pukotina učvršćivanja zavara prikazan je na slici 1.12. SCTR predstavlja podskup BTR-a u tome što ne smatra likvidus temperaturu kao početnu tačku za stvaranje pukotina pri skrućivanju.





Slika 1.12  
 Šematski prikaz  
 Transvarestraint  
 tehnike za  
 određivanje  
 raspona  
 temperature  
 pucanja  
 skrućivanja  
 (SCTR) (Iz Ref.  
 [20]. © Springer).

SCTR predstavlja podskup BTR-a u tome što ne smatra likvidus temperaturu kao početnu tačku za stvaranje pukotina pri skrućivanju. Za određivanje SCTR-a, Transvarestraint testovi se provode na nizu deformacija, a na površini uzorka mjeri se maksimalna udaljenost naprsline (maximum crack distance - MCD). MCD predstavlja udaljenost od S-L sučelja do kraja pukotine duž okomite orijentacije na S-L sučelje.

Za razliku od Transvarestraint tehnike sporog savijanja, uzorci se savijaju vrlo brzo kako bi se potaknulo stvaranje pukotina pri skrućivanju unutar područja kruto-tečno na zadnjoj ivici zavarenog bazena. Pukotine učvršćivanja će se pokrenuti i širiti samo tamo gdje su prisutni tekući filmovi. Ako je temperaturni gradijent tokom skrućivanja poznat ili se može izmjeriti, dužina najduže pukotine ukazuje na temperaturni raspon u kojem dolazi do pukotina pri skrućivanju, otuda i termin SCTR. Važno je da se MCD mjeri na nivou zasićene deformacije kako bi se osiguralo da je pukotina proširila svoju maksimalnu udaljenost unutar osjetljivog područja. Koristeći ovu tehniku, SCTR vrijednosti su razvijene za brojne materijale, posebno nehrđajuće čelike i legure na bazi Ni. Opet je jasno da su nehrđajuć čelici koji se skrućuju sa feritom (bcc) kao primarnom fazom mnogo otporniji na pukotine pri skrućivanju od nehrđajućih čelika i legura na bazi Ni koji se skrućuju kao austenit (fcc). Detaljni razlozi za to su opisani u pratećim tekstovima [21, 22].

Sada je moguće koristiti računске metode za izračunavanje raspona temperature očvršćavanja u neravnotežnim (Scheil-Gulliverovim) uvjetima. Uspoređujući izračunato područje skrućivanja s izmjerenim rasponom pomoću tehnike diferencijalne termičke analize jednog senzora (SSDTA) [23, 24] i SCTR određen tehnikom OSU Varestraint.

Imajte na umu da se za tri legure na bazi Ni (617, 625 i Haynes 230), izračunate i izmjerene vrijednosti dobro slažu i izmjereni SCTR je ekvivalentan ili manji od ove vrijednosti. Samo podaci za Hastelloy X nisu u razumnoj saglasnosti. Više podataka ovog tipa mora biti generirano kako bi se razvile računске tehnike koje su učinkovitije u predviđanju podložnosti pucanju učvršćivanja zavara.

Drugi dokazi koji pokazuju vezu između raspona temperature očvršćavanja i podložnosti pucanju pružaju DuPont et al. [25] za legure na bazi Ni sa Nb. Osjetljivost na stvaranje pukotina na stvrdnjavanje određena je maksimalnom dužinom pukotine izmjerenom tijekom Varestraint testa. Nije iznenađujuće da se osjetljivost na pucanje povećava s rasponom skrućivanja ovih legura.

Treba napomenuti da podaci o pukotinama pri očvršćavanju prikupljeni korištenjem Varestraint testa ne predstavljaju doprinos "zatrpavanja" ili zacjeljivanja pukotina u eutektičkim sistemima, budući da primijenjena povećana naprezanja mogu nadjačati bilo kakav efekat zatrpavanja. Zatrpavanje pukotina je važno razmatranje u kontroli pukotina pri skrućivanju u nekim sistemima legura.

#### **1.2.4. Faktori koji utiču na stvaranje pukotina pri očvršćavanju zavara**

Faktori koji utječu na podložnost pucanju zavarenog spoja mogu se podijeliti na one koji utječu na uvjete očvršćavanja i na one koji utječu na ograničenje primijenjeno tokom stvrdnjavanja. Kao što je navedeno, **sastav ima dominantan učinak** na ponašanje stvrdnjavanja šava i rezultujuću osjetljivost te je faktor kojim se najčešće manipulira kako bi se smanjilo ili eliminisalo pucanje. Ograničenje je svojstveno tokom skrućivanja zbog negativne promjene zapremine koja se javlja tokom transformacije tečne u čvrstu fazu. Termička kontrakcija koja se javlja kako se okolni HAZ hladi također doprinosi ovom ograničenju. Na nivo ograničenja može se u određenom stepenu uticati kontrolom **geometrije zavara** i nivoa čvrstoće osnovnog metala. Drugi faktori kao što su **unos topline** zavarivanja i veličina i oblik perla zavarivanja također utiču na ograničenje.

##### **1.2.4.1. Kontrola kompozicije**

Na efekat pojedinačnog legirajućeg ili nečistoćeg elementa obično utiče sinergijski prisustvo drugih elemenata u leguri. Predviđanje podložnosti pucanju na osnovu binarnih faznih odnosa je donekle rizično. Kao rezultat toga, obično je potrebno uzeti u obzir sve prisutne elemente kada se pokušava predvidjeti podložnost pucanju učvršćivanja šava. Za mnoge sisteme legura razvijeni su empirijski odnosi za predviđanje podložnosti pucanju na osnovu hemijskog sastava. Nekoliko odnosa za ugljične čelike navedeno je u tablici

1.2. Najjednostavniji od njih razvili su Bailey i Jones iz TWI za C–Mn čelike [17]:

$$CS_{TWI} (\text{wt}\%) = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12.3Si - 5.4Mn - 1 \quad (1.3)$$

gdje ako je  $CS_{TWI} < 20$ , materijal je otporan na pucanje.

Tabela 1.2 Odnosi faktora osjetljivosti na pucanje (CSf) za čelike

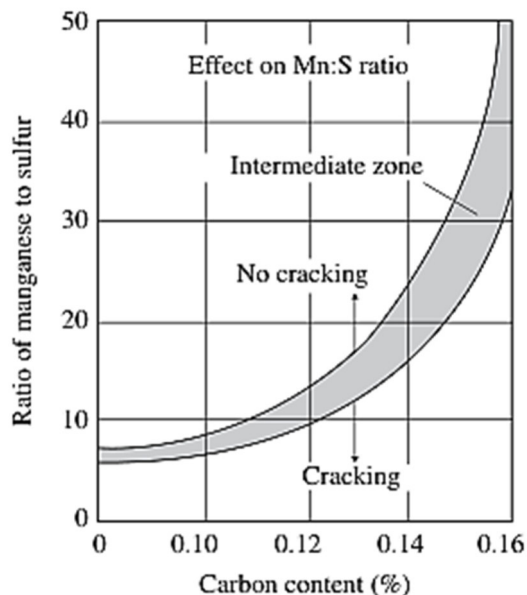
Factor	Steel/weld type	References
$CSF = [P \times (C + 0.142Ni + 0.282Mn + 0.2Cr - 0.14Mo - 0.224V) + 0.195S + 0.0216Cu] \times 10^4$	Low-alloy steels	[14]
$CSF = 42[C + 20S + 6P - 0.25Mo - 720] + 19$	Low-alloy steels	[15]
$CSF = 184C + 970S - 188P - 18.1Mn - (4760S \times C) - (12,400S \times P) + (501P \times Mn) + (32,600C \times S \times P) + 12.9$	Low-carbon SAW weld metal	[16]
$CS_{TWI} = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12.3Si - 5.4Mn - 1$	Not specified	[17]

Formula 1.3 pokazuje štetan učinak ugljika (preko 0,08 %) i sumpora i blagotvorno djelovanje silicija i mangana u ovim čelicima. Poznato je da mangan formira stabilno jedinjenje MnS prije skrućivanja, te stoga dodavanje Mn smanjuje "efikasnu" razinu S u zavarenom bazenu [26, 27]. Efekat silicijuma nije tako jednostavan jer se dodaje kao deoksidator i takođe poboljšava karakteristike protoka i vlaženja zavarenog bazena. RPF Borlanda (Tabela 1.1) ukazuje na nisku vrijednost za Si u prilog efektu predviđenom u CSTWI odnosu.

Razvili su Karjalainen et al. [28] iz objavljenih podataka o zavarljivosti konstrukcijskih čelika. To jasno pokazuje učinak ponašanja stvrdnjavanja na podložnost pucanju ovih čelika. Kako se vrijednost Ni-ekvivalenta ( $Ni_{eq}$ ) povećava, čelici s različitim vrijednostima Cr-ekvivalenta ( $Cr_{eq}$ ) prelaze iz otpornih u osjetljive. Ovaj prijelaz odražava promjenu ponašanja pri očvršćavanju od primarnog ferita (bcc) pri niskom  $Ni_{eq}$  do primarnog austenita (fcc) na višim nivoima. Ovi dijagrami mogu poslužiti kao smjernica prilikom procjene potencijalne osjetljivosti.

Imajte na umu da su jednostavni C-Mn čelici s manje od 0,10 % C općenito otporni na pukotine pri kristalizaciji, što je potkrijepljeno praktičnim iskustvom s ovim čelicima i njihovim potrošnim materijalom. Na primjer, jednostavan čelik sa 0,10C i 0,5Mn ima  $Ni_{eq} = 2,35$  i nalazi se u otpornom području dijagrama. Također imajte na umu da je ovaj dijagram razvijen iz podataka testa zavarljivosti gdje su nivoi ograničenja općenito visoki (testovi povećanog napreznja ili deformacije). Stoga će težiti da bude konzervativan za predviđanje pukotina pri očvršćavanju, to jest, veće vrijednosti  $Ni_{eq}$  se vjerovatno mogu tolerirati u situacijama niskog ograničenja.

Slika 1.15 prikazuje odnos između omjera Mn/S i sadržaja ugljika [29]. Budući da je Mn efikasan u vezivanju S, niski omjeri Mn/S podstiču pucanje, posebno pri većem sadržaju C. Neto efekat je da viši nivoi ugljenika podstiču očvršćavanje u obliku austenita i, u prisustvu viših nivoa sumpora (niži Mn/S), povećava se osetljivost na pucanje.

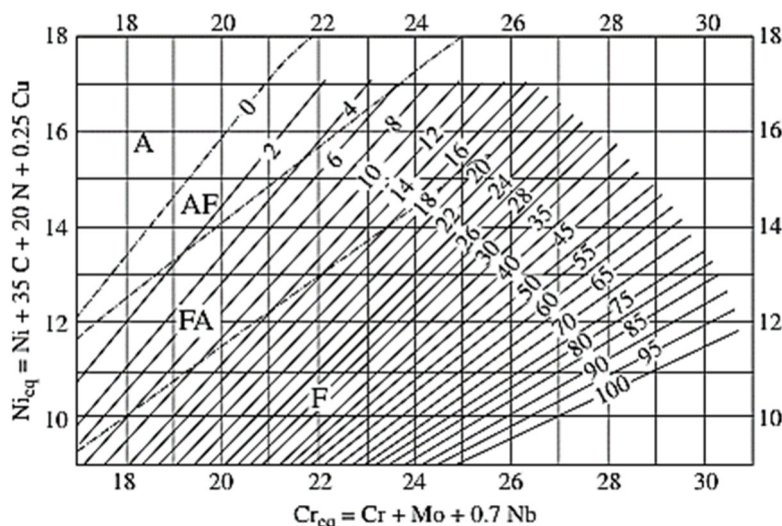


Slika 1.15. Utjecaj omjera Mn/S i sadržaja ugljika na stvaranje pukotina pri kristalizaciji čelika (Iz Ref. [29]. © Elsevier).

Za austenitne nehrđajuće čelike (serija 300), kontrola sadržaja ferita u metalu šava može osigurati otpornost na pucanje učvršćivanja šava. Održavanje feritnog broja (FN) iznad FN 3 obično je dovoljno za sprječavanje pucanja čak i kod vrlo ograničenih zavarenih spojeva. Ovo je direktan rezultat kontrole primarnog načina očvršćavanja. Kada je ferit primarna faza skrućivanja, podložnost pucanju pri skrućivanju

je prilično niska. Ovo je delimično objašnjeno užim SCTR povezanim sa primarnim očvršćavanjem ferita.

Dijagram WRC-1992, slika 1.16, može se koristiti za određivanje potencijalne osjetljivosti na pucanje zavarenog spoja prilikom kristalizacije.

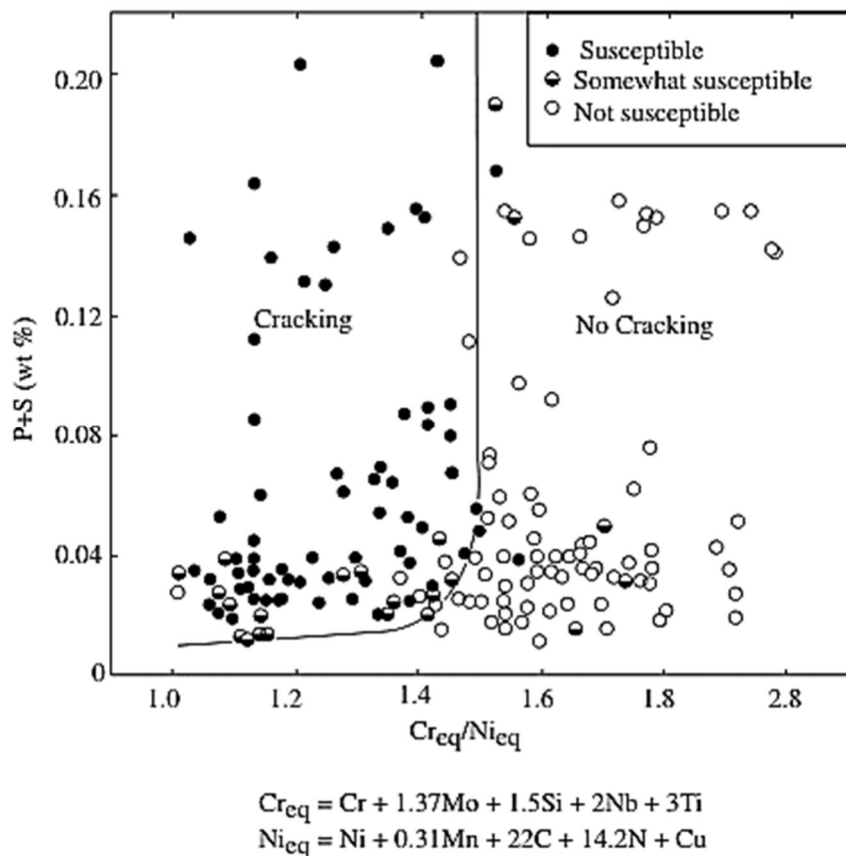


Slika 1.16. WRC-1992 dijagram za austenitne i dupleksne nerđajuće čelike.

Dijagram ocrta regije u kojima dolazi do skrućivanja austenita (A, AF) i ferita (FA, F). Ako se sastav metala šava može održavati u FA ili F regiji, podložnost pucanju pri skrućivanju je niska. Iz tog razloga, austenitni nehrđajući

čelici čiji sastav leži u FA opsegu i dupleks nehrđajući čelici koji se generalno skrućuju u F modusu izuzetno su otporni na pucanje učvršćivanja zava, čak i u prisustvu visokog nivoa nečistoća (P+S). Za austenitne nehrđajuće čelike koji se skrućuju kao austenit, podložnost pucanju pri skrućivanju je mnogo veća, posebno ako su nivoi nečistoća visoki.

Suutala dijagram, slika 1.17, također je koristan za predviđanje podložnosti austenitnih nehrđajućih čelika pucanju pri skrućivanju [30].



Slika 3.17. Suutala dijagram za austenitne nehrđajuće čelike (Iz Ref. [30]).

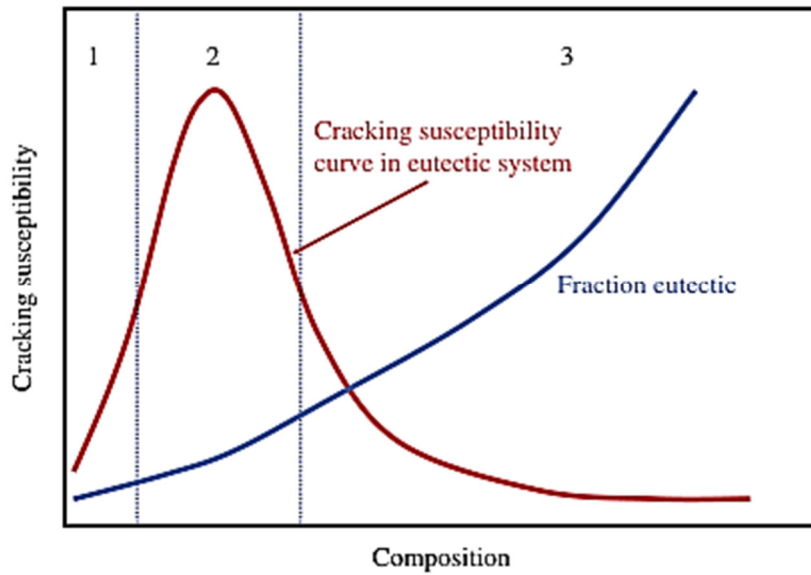
Ovaj dijagram je razvijen procjenom širokog spektra objavljenih studija pucanja metala šava austenitnog nehrđajućeg čelika. Korišteni su ekvivalenti koje su razvili Hammar i Svensson [31]. Kako se  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  povećava iznad kritičnog nivoa, otpornost na pucanje

pokazuje povećanje skoro korak promjene, bez obzira na nivo nečistoće. Ovo povećanje je rezultat promjene u ponašanju očvršćavanja od primarnog austenita do primarnog ferita u omjeru od otprilike 1,48.

Pri ekstremno niskim sadržajima S + P, otpornost na pucanje je visoka u čitavom rasponu sastava. Postizanje ovih niskih nivoa nečistoća općenito nije moguće korištenjem konvencionalnih praksi topljenja. Praksa topljenja dekarbonizacije argonom kiseonikom (argon–oxygen decarburization - AOD) može efikasno smanjiti sadržaj sumpora, ali ima mali ili nikakav uticaj na nivoe fosfora. Kao rezultat toga, pukotine pri kristalizaciji u austenitnim nehrđajućim čelicima najbolje se eliminiraju kontrolom ponašanja kristalizacije.

U materijalnim sistemima koji pokazuju eutektičku reakciju, pukotina učvršćivanja uopšte pokazuje povećanje do vrha osjetljivosti, a zatim smanjenje, kao što je shematski prikazano na slici 1.18.

Ovo ponašanje je povezano i sa temperaturnim opsegom očvršćavanja i sa frakcijskom eutektikom koja se stvara u sistemu na kraju skrućivanja, kao što je opisano krtošću skupljanja (slika 1.1) i Borlandovom generalizovanom teorijom (slika 1.3).



Slika 1.18 Kriva podložnosti raspucavanju skrućivanja u sistemu legure koji sadrži eutektičku reakciju.

U Regionu 1 raste i temperaturni opseg i frakcija eutektike. Osjetljivost je u početku niska jer nije prisutno dovoljno tekućine za

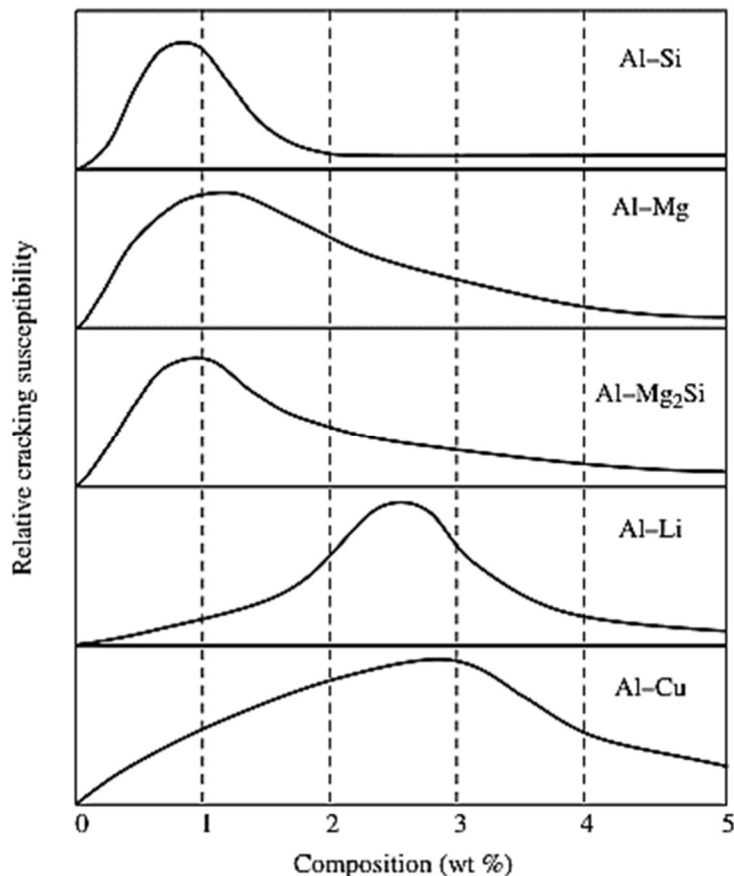
oblaganje SGB-ova i raspon temperature očvršćavanja je mali. U Regionu 2, eutektički filmovi prekrivaju granice i raspon temperature očvršćavanja je na svom maksimumu. U Regionu 3 stvara se dovoljna količina tečnosti eutektičkog sastava da pospešuje zarastanje pukotina.

Ovo je poznato kao "eutektičko zacjeljivanje" i može se koristiti za smanjenje osjetljivosti na pucanje, čak i kada je raspon temperature skrućivanja velik. Ovaj pristup je posebno važan u sistemima od aluminijskih legura.

Značajni podaci o pukotinama pri skrućivanju razvijeni su 1940-ih i 1950-ih u vezi s razvojem teorije krhkosti skupljanja, kao što je sažeto prikazano na slici 1.19 [32–36]. Svi ovi sistemi od legure aluminijuma pokazuju u suštini isto ponašanje ilustrirano na slici 1.18, sa početnim povećanjem pucanja praćenim smanjenjem kako se povećava frakcija eutektičke tečnosti prisutna na kraju kristalizacije. Ovo efektivno **pokazuje važnost zatrpavanja pukotina u eutektičkim sistemima** kao potencijalne metode za smanjenje osjetljivosti na pucanje. Koristeći odnos za određivanje eutektičke frakcije i jednadžbi, moguće je izračunati (za binarni sistem) frakciju eutektike koja je prisutna na vršnoj osjetljivosti na pucanje za svaki sistem legure na slici 1.19. Kao što je prikazano u tabeli 1.3, udio eutektičke tekućine koji bi bio prisutan na kraju skrućivanja je u rasponu od 2,4 do 5,5%.

Tabela 1.3 frakcija eutektika prisutna u sistemima binarnih aluminijskih legura na maksimumu pucanja prikazanog na slici 1.19

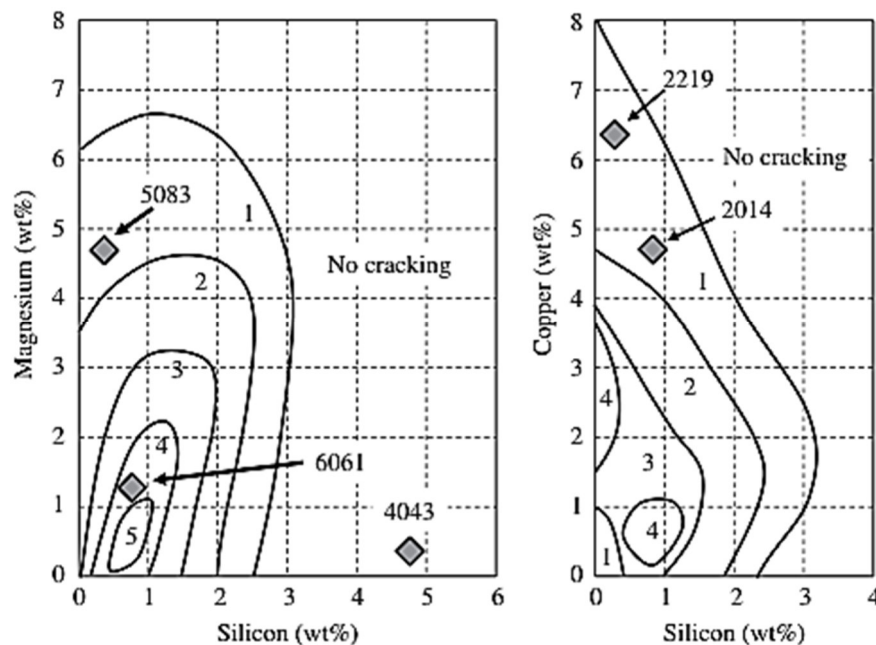
System	$k$ -Value	$C_{\text{Eut}}$ (wt%)	Cracking maximum (wt%)	Fraction eutectic (%)
Al-Cu	0.17	33.0	3	5.5
Al-Mg	0.42	35.5	4	2.4
Al-Si	0.13	12.6	0.75	3.9



Ovo sugerira kritičnu količinu tekućine duž SGB-a za promicanje pucanja, vjerovatno tako što omogućava stvaranje kontinuiranog tečnog filma. Kod nižih eutektičkih frakcija tekućina na granici zrna neće biti kontinuirana, a kod viših frakcija moguće je zarastanje pukotina. Proračuni frakcije eutektike neophodne za zarastanje pukotina na osnovu ovih dijagrama sugerišu da su potrebni nivoi od 10% ili više.

Slika 3.19. Podložnost pucanju pri skrućivanju sistema binarnih aluminijevskih legura (Iz [32–36]).

Uz grafikone prikazane na slici 1.19, 1940-ih i 1950-ih godina također su razvijene karte konturnih pukotina, kao što je prikazano na slikama 1.20 [35] i 3.21 [33].



Slika 1.20 Konturne grafike pukotine pri skrućivanju za sisteme Al–Mg–Si i Al–Cu–Si. Naznačena je lokacija specifičnih legura (iz Ref. [35]).

Brojevi predstavljaju maksimalnu dužinu naprsline u tipu testa zavarljivosti gdje se pukotina razvija skupljanjem (testovi

samoograničavanja). Lokacije nekoliko komercijalnih legura serije 2000, 5000 i 6000 su superponirane na ovim dijagramima kako bi se ukazalo na inherentno lošu zavarljivost nekih od osnovnih metala aluminija.

Konkretno, aluminijska legura 6061, jedna od najpopularnijih aluminijskih strukturnih legura, efektivno je nezavariva autogenim procesima ili kada se koriste odgovarajući metali za punjenje. Legura 6061 se obično zavaruje korištenjem dodatnog metala od legure 4043 koji sadrži visoke razine silicija kako bi se potaknulo eutektičko zacjeljivanje pukotina pri kristalizaciji. Aluminijska legura 2219 je dizajnirana posebno za zavarljivost i koristi se u brojnim zrakoplovnim i vojnim primjenama. Visok sadržaj Cu u ovoj leguri potiče eutektičko zacjeljivanje na kraju kristalizacije. Drugi empirijski odnosi zasnovani na hemijskom sastavu mogu se naći u literaturi za širok spektar opštih klasa inženjerskih materijala. Opet, ovi odnosi su namijenjeni samo kao smjernica. Drugi faktori, posebno nivo ograničenja zavara, mogu značajno uticati na njihove prediktivne sposobnosti.

#### **1.2.4.2. Tekući filmovi na granici zrna**

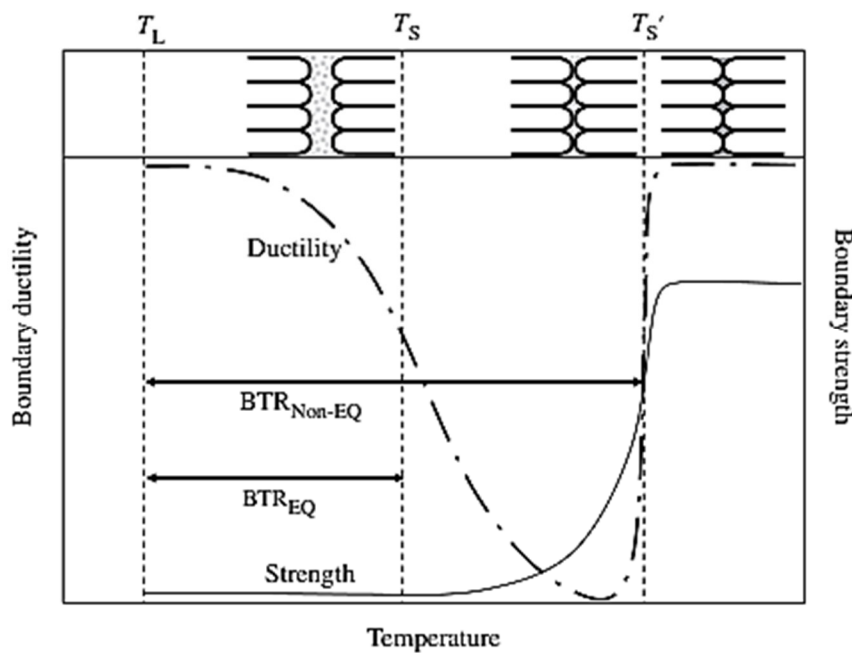
Tečni slojevi na granici zrna su potrebni za stvaranje pukotina učvršćivanja zavara. Kako se povećava količina tekućine koja se izotermno skrućuje tokom završne faze zamrzavanja šava, osjetljivost na pucanje općenito se smanjuje.

Ovaj fenomen je osnova za dizajn mnogih sastava metala za lemljenje i zavarivanje. Na primjer, metali za punjenje od legure aluminija 4043 i 4047 su skoro eutektičke legure Al-Si koje se često koriste za spajanje raznih aluminijskih legura. U ovoj i drugim legurama koje formiraju veliku količinu eutektičke tekućine duž SGBs, naprezanje se ne stvara duž lokaliziranog graničnog filma i pucanje se obično može izbjeći.

Ovaj fenomen također objašnjava, dijelom, smanjenje podložnosti pucanju iznad maksimalne rastvorljivosti čvrste tvari,  $C_{Smax}$ , u Borlandovom RPF argumentu i također može objasniti zašto se vrh podložnosti pucanju može pomjeriti na sastave ispod  $C_{Smax}$  u mnogim sistemima legura. Čini se da je kritični nivo tečnosti na granici zrna ona količina koja jedva, ali potpuno, vlaži granicu na temperaturi koja je dovoljno niža od temperature očvršćavanja. Za legure aluminijuma, čini se da je kritični nivo u rasponu od 2,4 do 5,5 vol%, kao što je opisano u tabeli 1.5. Za druge sisteme legura, količina će zavisi od karakteristika vlaženja tečnosti, kao što je prikazano na slici 3.45. Mechanisms of crystallization 74 st. od istog autora.

U praksi je obično nemoguće znati vrijednosti relativnih međufaznih energija u složenim sistemima legura, pa je zbog toga vrlo teško kvantificirati karakteristike graničnog vlaženja. Kontrola graničnog vlaženja kao sredstva za smanjenje pukotina pri skrućivanju šava obično nije praktična, iako se smatra da smanjenje nivoa sumpora ili povećanje kisika smanjuje vlaženje granica zrna u mnogim legurama željeza. Smatra se da nečistoće kao što su fosfor i bor poboljšavaju karakteristike vlaženja, kao i silicijum koji se dodaje mnogim dodatnim metalima zavarivanja radi poboljšanja fluidnosti.





Prisustvo tankog tečnog filma duž granice skrućivanja ozbiljno smanjuje duktilnost granice, ali granica će i dalje imati određeni nivo čvrstoće. Ovo je ilustrovano na slici 1.22, koja pokazuje i čvrstoću i duktilnost u rasponu temperature skrućivanja.

Slika 1.22 Granična duktilnost i čvrstoća unutar neravnotežnog BTR.

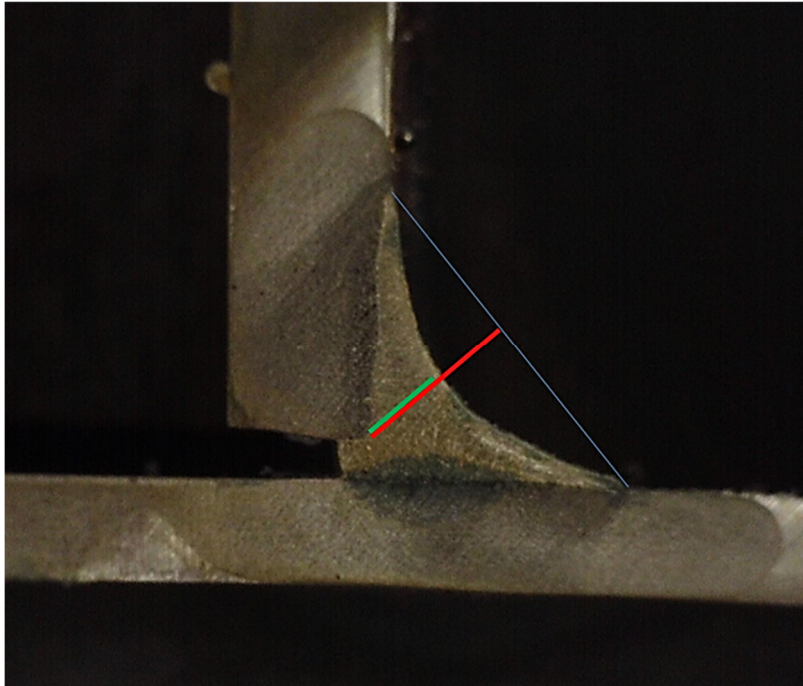
Unutar neravnotežnog BTR-a dolazi do povećanja čvrstoće kako granični filmovi postaju vrlo tanki. Ovo je analogno tankom sloju vode između dva stakla. Film može izdržati određeno opterećenje okomito na debljinu filma, ali ne i posmično. Ovakvo ponašanje ponovo pojačava važnost ograničenja u sistemu i načina na koji se primjenjuje na likvidacijama metalnih granica zavora.

### 1.2.4.3. Učinak geometriji zavora

Ograničenje šava proizlazi i iz unutrašnjih (unutrašnjih) i ekstrinzičnih (spoljašnjih) doprinosa. Primarno intrinzično ograničenje je rezultat volumetrijskog smanjenja (skupljanja) povezanog sa očvršćavanjem ovo je u rasponu od 3 do 8% za metalne sisteme. Oblik zrna šava i svojstva okolnog ZTV-a i osnovnog materijala također doprinose unutrašnjem ograničenju.

Makroskopski oblik lokve može imati značajan utjecaj na podložnost pucanju pri skrućivanju. Izduženi zavareni bazeni u obliku „suze“ općenito su podložni pucanju središnje linije zbog poboljšane segregacije legirajućih i nečistoća (makroskopsko skrućivanje) i geometrijskih razmatranja (vidi sliku Slika 6. Utjecaj oblika zavarene bazene na stvaranje pukotina pri skrućivanju podložnost). Središnja linija je normalna na maksimalno ograničenje koje nastaje i intrinzično i ekstrinzično. Ova situacija se obično može eliminirati smanjenjem brzine kretanja zavora, pulsiranjem struje zavarivanja ili pletenjem perle s jedne na drugu stranu.

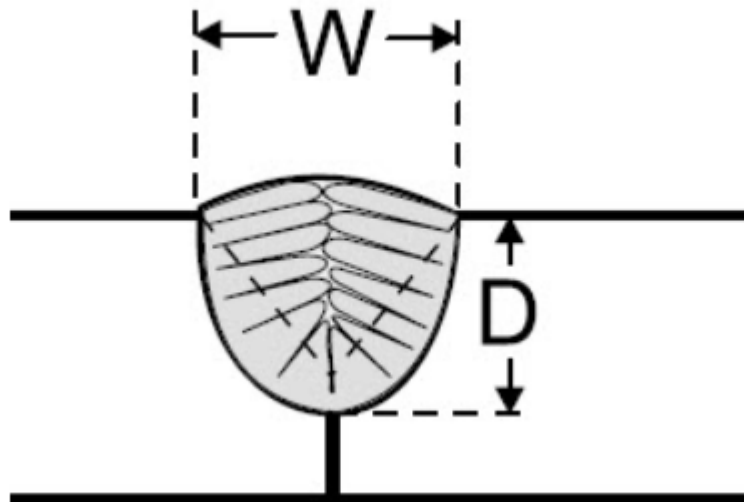
Profil površine – ekstremna konkavnost . Ako imate dva zavora s točno istom veličinom kraka, ali je jedan ravan, a drugi konkavan, konkavni zavar će imati puno manji efektivni otvor. Kapacitet opterećenja zavora proporcionalan je njegovoj efektivnoj veličini grla. Neki zavori, posebno zavori okomito prema dolje, kao što je ovaj dolje, mogu gotovo uopće imati grlo i kada su izloženi velikim opterećenjima mogu popucati.



Slika 1.23. Crvena linija predstavlja željenu dimenziju grla zavora. Konkavnost zavora stvara smanjenje dimenzije grla predstavljene zelenom linijom. Postoji smanjenje od oko 50% nosivosti ovog zavora zbog njegove ekstremne konkavnosti.

Važan faktor koji utječe na podložnost materijala pucanju učvršćivanja zavora može jednostavno biti profil šava. Profil često utiče na nivo ograničenja koja se stvara u zavaru tokom završnih faza očvršćavanja. Šema na slici 3 i 4 iz uvoda, pokazuje ovaj učinak kod jednostavnog zavarenog spoja s V-utorom [37] slika 1.24..

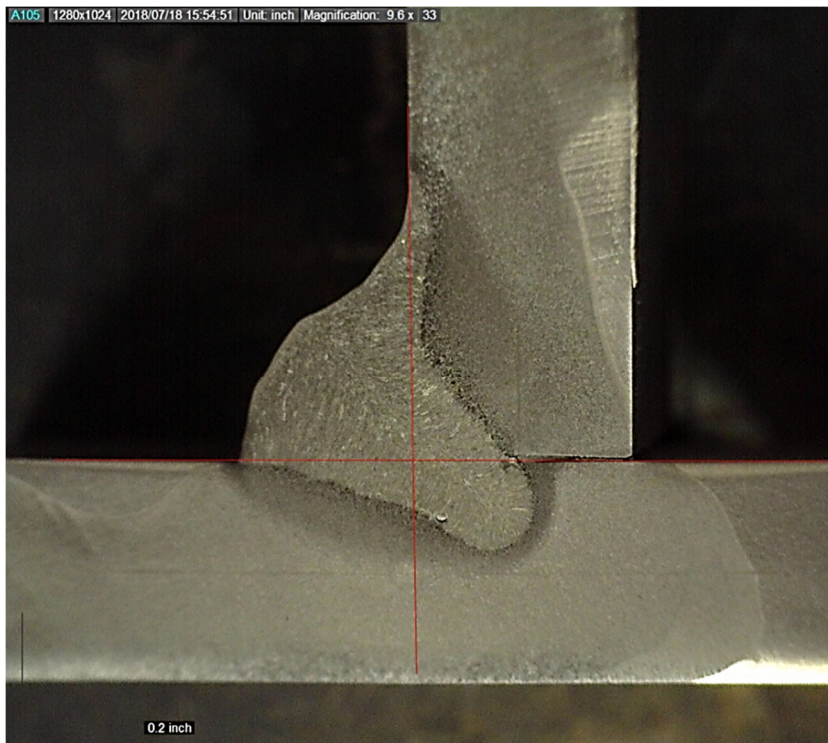
Prevelik omjer širine i dubine – zavori trebaju imati omjer širine i dubine oko jedan prema jedan. Grumen zavora prijeći će iz rastaljenog metala u skrutnuti metal na isti način na koji se voda pretvara u led u čaši ostavljenoj u zamrzivaču. Stvrdnjavanje počinje od vanjskih rubova i napreduje prema sredini. Ako čelici imaju značajnu količinu tramp elemenata, posebno oni s niskim temperaturama taljenja poput bakra, riskirate pucanje uslijed skrućivanja. Ovi elementi s niskom temperaturom taljenja dovode se do sredine zavora i skrućuju se posljednji. Ostavljajući diskontinuitete nalik pukotinama koji lako mogu doći do površine zavora.



Slika 1.24. Stvrdnjavanje grumena zavara počinje na vanjskim rubovima kako se toplina odvodi dalje od zavara. Svi elementi s niskom temperaturom taljenja odvojit će se prema sredini zavara i posljednji će se skrutiti.

Konkavni zavari koji premošćuju cijeli spoj

proizvode više izdržljivosti od manjih konveksnih perli. Održavanje ravnog ili blago konveksnog profila zavara može izbjeći stvaranje pukotina učvršćivanja u nekim situacijama. Veliki konkavni zavari su uobičajeni u stvarnoj proizvodnji jer njihova upotreba optimizuje efikasnost procesa povećanjem stope taloženja i smanjenjem vremena zavarivanja. Kada se pojave ozbiljni problemi s pucanjem, često je potreban srednji pristup, koji smanjuje nivo ograničenja u zavarenom spoju. To se obično najbolje postiže smanjenjem unosa topline i korištenjem više prolaza za popunjavanje prazina. Podešavanje omjera dubine/širine također može smanjiti ograničenje unutar vara tokom skrućivanja. Kod nekih procesa, kao što je zavarivanje elektronskim snopom, to može biti teško zbog inherentne prirode procesa. Kada imate zavar koji je znatno dublji nego što je širok, ovaj problem se pogoršava. Dolje prikazani zavar ima ogromnu količinu penetracije što obično smatramo dobrom stvari. Kao što vidite, profil penetracije je vrlo dubok i uzak. U ovom slučaju nije bilo pucanja; međutim, ako je osnovni materijal imao povišene razine nečistoća, ovaj bi zavar bio osjetljiv na pucanje uslijed skrućivanja.



Slika 1.25. Duboko penetrirajući zavari osjetljivi su na pukotine skrućivanja. Hemijski sastav osnovnog materijala igra veliku ulogu u tome jer će nečistoće povećati vjerojatnost pukotine.

U sistemima legura koji su ojačani precipitacijom, kao što su superal legure na bazi Ni, osjetljivost na pukotine učvršćivanja šava može se uopšteno

smanjiti smanjenjem čvrstoće osnovnog metala žarenjem u otopini. Tretman starenjem nakon zavarivanja se zatim koristi za obnavljanje osnovnog metala i čvrstoće zavara.

Nivo ograničenja zavara koji je prisutan tokom očvršćavanja šava i način na koji se ta deformacija prilagođava duž granica koje su vlažne tečnim filmom teško je kvantificirati i, što je još važnije, kontrolisati. Općenito, ograničenje zavarivanja može se kvalitativno kontrolirati samo pravilnim dizajnom spojeva, pričvršćivanjem, procesom/parametrima zavarivanja i odabirom i pripremom materijala.

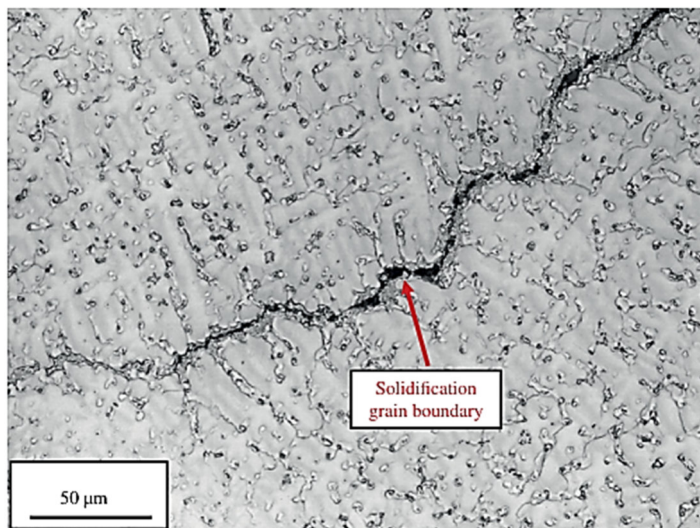
Kao što je ranije napomenuto, jednostavne promjene u geometriji zavara mogu biti od pomoći u sprječavanju pucanja u materijalima koji su marginalno podložni pucanju učvršćivanja zavara. Modeli konačnih elemenata mogu se koristiti za predviđanje nivoa naprezanja zavara na osnovu geometrije i svojstava materijala. Takav pristup može biti koristan u smanjenju naprezanja u zavarivanju na nivo na kojem se izbjegava pucanje.

### 1.2.5. Identifikacija pukotina pri očvršćavanju zavara

Identificiranje pukotina pri očvršćavanju zavara u većini materijala je relativno jednostavno. Kada se po smatra metalografski, pucanje se gotovo uvijek javlja duž SGB-ova. U legurama gdje je pucanje ozbiljno, pukotine se mogu pojaviti i duž granica podzrna (ćelije i dendriti), ali to je neobično. U konstrukcionim čelicima i legurama titanijuma, gdje su difuzijom i transformacijama na povišenoj temperaturi uklonjene bilo kakve ostatke strukture očvršćavanja, ovaj metalografski dokaz možda neće biti prisutan i može biti potrebno ispitivanje površine loma (fraktografija). Ovo se obično izvodi pomoću SEM-a pri uvećanjima od 500x ili većim.

Površina loma pukotina pri kristalizaciji obično je prilično jasna. Imaju tendenciju da pokazuju ćelijsku ili dendritsku morfologiju, koja se često opisuje kao izgled "loptaste oblike". Ovo je rezultat razdvajanja suprotnih ćelijskih ili dendritskih frontova duž tankog tekućeg filma na kraju kristalizacije. Kao što je ranije opisano, neuobičajeno je uočiti bilo kakav dokaz čvrstog-čvrstog premošćavanja na površini loma jer bi se to manifestiralo duktilnim načinom lomljenja. Dendritski do ravan lom koji je opisao Matsuda (slika 1.5) se također obično ne opaža kod stvarnih kvarova zavarenih spojeva koji su rezultat pucanja očvršćavana. Općenito, promjena od dendritičnog do ravnog loma vjerojatno ukazuje na prijelaz na pukotine u čvrstom stanju, duktilnost, posebno kod austenitnog (fcc) metala šava kao što su austenitni nehrđajući čelici i legure na bazi Ni. Opet, obično je potreban SEM za rješavanje ovih karakteristika jer su na skali od mikrona.

Materijali koji se skrućuju kao austenit (fcc) općenito su podložniji pucanju pri skrućivanju od onih koji se skrućuju kao ferit (bcc). Među ovim materijalima su mnogi od austenitnih nerđajućih čelika, neki od konstrukcijskih čelika i sve legure na bazi Ni. Primjer prikazan na slici 1.26 je superlegura na bazi Ni, Legura 718 (Ni–20Cr–15Fe–5Nb–3Mo), odnosno precipitacija ojačana dodatkom Nb.

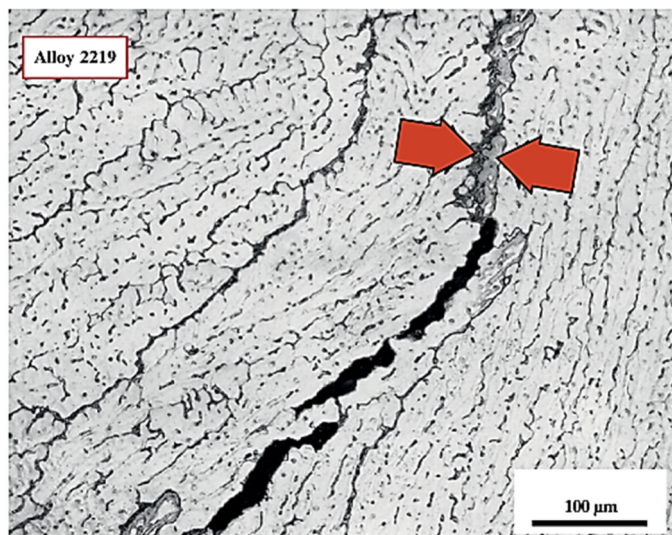


Slika 1.26. Pukotina učvršćivanja u leguri 718 na bazi Ni.

Nb se snažno segregira u većini legura na bazi Ni, što rezultira eutektičkom reakcijom sa konačnom strukturom očvršćavanja koja se sastoji od NbC, Nb-bogate **Lavesove faze** ili mješavine ovih faza. Neto efekat segregacije Nb je proširenje raspona temperature očvršćavanja i povećanje podložnosti pucanju. Ostaci neprekidnog tečnog filma duž SGB-a su očigledni na slici 1.26 sa NbC i vjerovatno Lavesovom fazom.

Aluminijske legure su također podložne pucanju pri kristalizaciji zavarenog spoja. Sve komercijalne legure učvršćuju se kao fcc faza ( $\alpha$ -faza). Većina aluminijskih legura ima veliki raspon temperature kristalizacije i visok koeficijent toplinskog širenja (i kontrakcije). Kombinacija ovih pospješuje pucanje u aluminijskim legurama.

Većina aluminijskih legura zasnovana je na eutektičkim sistemima i formiraju neke frakcije eutektike na kraju kristalizacije. U malim količinama, ovaj eutektik može navlažiti granice zrna i podstići pucanje. U nekim legurama, eutektički sadržaj se može kontrolisati tako da dođe do zarastanja pukotina. Ovo je slučaj za leguru 2219, nominalno leguru Al-6,5Cu. Pukotina učvršćivanja u leguri 2219 prikazana je na slici 1.27.

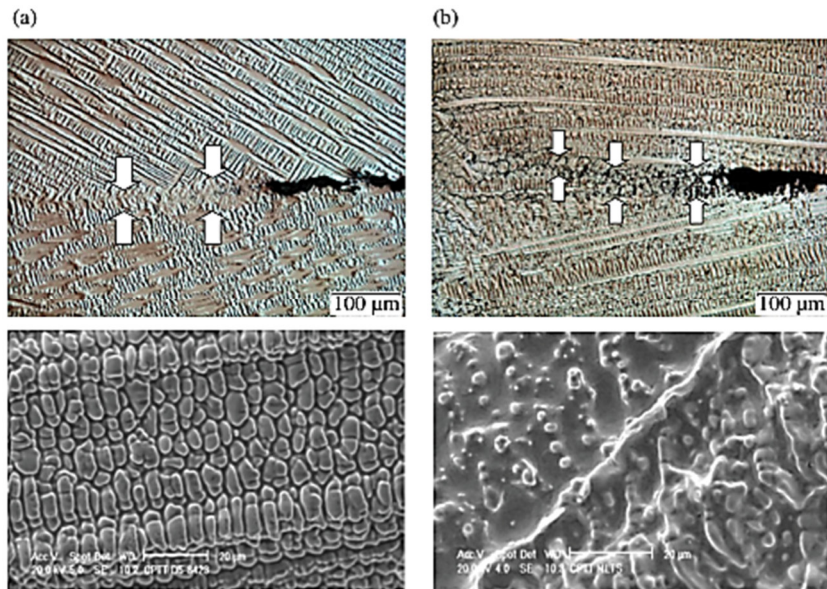


Slika 1.27. Pukotina u stvrđnjavanju u leguri aluminijuma 2219. Strelice pokazuju područje zarastanja pukotine.

Strelice na mikrografiji pokazuju područje duž SGB-a gdje je eutektička tekućina zacijelila ili napunila dio napuknute granice. Ova legura stvara približno 10% eutektičke tekućine na kraju kristalizacije koja potiče zacjeljivanje pukotina.

Kao što je navedeno [21, 22], SCTR metala za punjenje 625 je reda veličine 205°C. To bi ukazivalo na relativno visoku podložnost pucanju pri skrućivanju. Međutim, Filler Metal 625 se često bira zbog njegove otpornosti na pucanje učvršćivanja. Čini se da je to u suprotnosti s njegovom visokom SCTR vrijednošću. Neslaganje ima veze s načinom na koji je SCTR određen pri relativno visokim naprezanjima pomoću Transvarestraint testa. Ova velika naprezanja prisiljavaju pukotinu učvršćivanja da se širi kroz cijeli raspon očvršćavanja. Pri nižim deformacijama, prisustvo eutektičke tečnosti omogućava zarastanje pukotina, a Filler Metal 625 je otporan na pucanje. U stvarnoj praksi, utvrđeno je da je ovaj dodatni metal podložan pucanju pri skrućivanju kada su nivoi ograničenja zavarivanja visoki ili pod nepovoljnim uslovima oblika zrna (visoki omjeri D/W i/ili konkavni oblici zrna).

Parovi metalografija/fraktografija prikazani na slici 1.28 pokazuju utjecaj eutektičke tekućine i zatrpavanja na izgled površine loma. Ovo su oba metala za punjenje Ni–30Cr sa različitim nivoima Nb koji utiču na količinu eutektičke tečnosti koja se formira na kraju skrućivanja. Strelice na fotografijama optičke metalografije ukazuju na SGB na vrhovima pukotina za očvršćavanje.

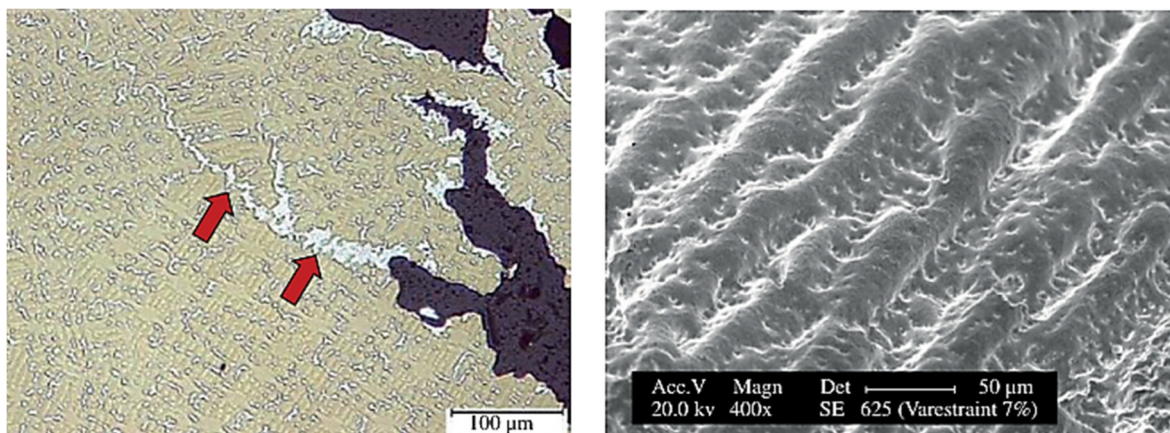


Slika 1.28.

Pukotine stvrdnjavanja u metalima šava Ni–30Cr:  
 (a) eutektička tekućina niske frakcije i  
 (b) eutektička tekućina visoke frakcije.

U lijevom paru na slici 1.28, metal šava ima relativno nisku frakciju (<5%) eutektičke tekućine prisutne na kraju kristalizacije. Rezultirajuća površina loma pokazuje vrlo izraženu dendritsku prirodu. Par na desnoj strani je od metala šava koji formira oko 10% eutektičke tekućine na kraju skrućivanja. Ova visoka frakcija tekućine rezultira prevlakom površine loma tekućinom zbog zatrpavanja, donekle prikivajući dendritsku prirodu površine loma.

Konačni primjer, Slika 1.29, prikazuje metalografski/fraktografski par pukotina učvršćivanja šava u Filler Metalu 625 na bazi Ni sa nominalnim sastavom Ni–22Cr–9Mo–3,5Nb.

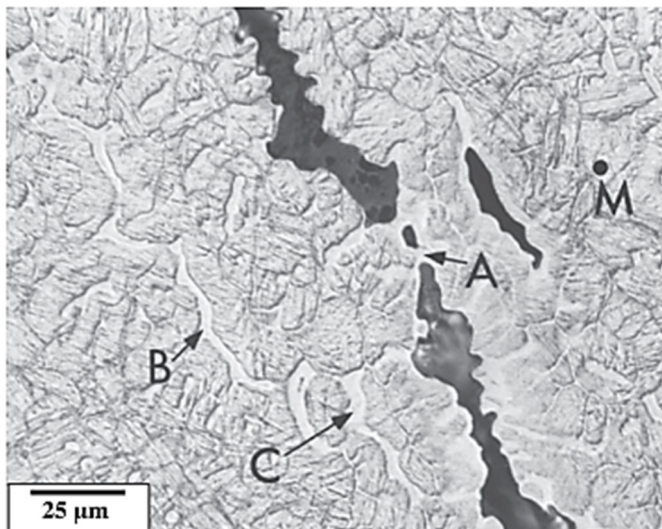


Slika 1.29. Metalografski/fraktografski par koji prikazuje pukotine učvršćivanja i zarastanje pukotina (strelice) u metalu šava legure 625 na bazi Ni.

Kao što je ranije navedeno, Nb se snažno razdvaja tokom kristalizacije legura na bazi Ni i potiče formiranje  $\gamma/\text{NbC}$  eutektike i/ili **Lavesove faze** na kraju kristalizacije. Prisutno je dovoljno eutektika na kraju kristalizacije da se podstakne zatrpavanje duž SGBs, kao što je naznačeno strelicama.

Morfologija loma odražava prisustvo ove eutektičke tečnosti na površini, napominje da dendritske karakteristike nisu tako dobro definisane. To je zato što je originalna dendritska površina maskirana premazom eutektičke tekućine.

Pucanje pri skrućivanju šava također je moguće u materijalima koji se skrućuju kao bcc kristalna struktura. Ovo uključuje većinu ugljičnih i niskolegiranih čelika; feritni, martenzitni i dupleks nehrđajući čelici; i legura titanijuma. U ovim sistemima legura, brza difuzija u čvrstu materiju na povišenim temperaturama eliminiše razdvajanje koje razlikuje ćelijsku i dendritsku mikrostrukturu očvršćavanja austenita (fcc). Primjer pukotine pri skrućivanju u martenzitnom nehrđajućem čeliku (legura HT9) prikazan je na slici 1.30. Imajte na umu da postoje dokazi tečnih filmova duž SGB-ova u ovom metalu šava. Mikroanaliza elektronske sonde pokazuje jaku segregaciju legirajućih elemenata Cr i Mo do ovih granica, zajedno sa elementom nečistoće fosforom.

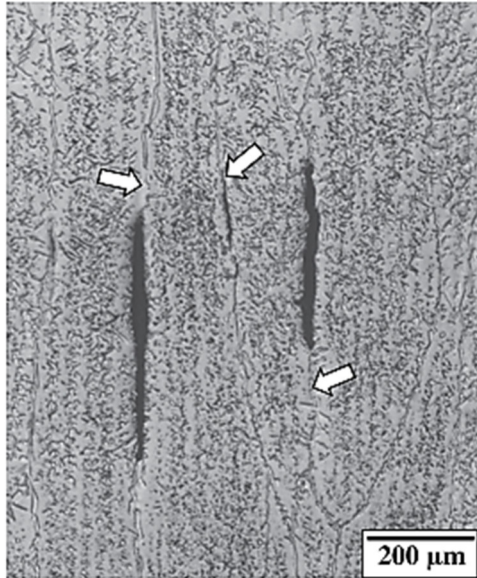


Slika 1.30. Stvrdnjavanje pukotina u martenzitnom nerđajućem čeliku (legura HT9). Sastav (u težinskim %) duž granica zrna očvršćavanja (A, B, C) u odnosu na glavni metal šava (M).

Element	A	B	C	M
Cr	18.2	17.0	17.2	12.0
Mo	2.9	2.5	2.4	0.9
Ni	0.5	0.5	0.4	0.4
Mn	0.8	0.7	0.8	0.6
V	0.7	0.6	0.6	0.3
W	0.7	0.7	0.7	0.4
S	0.04	0.08	0.05	0.04
P	0.24	0.27	0.19	0.02

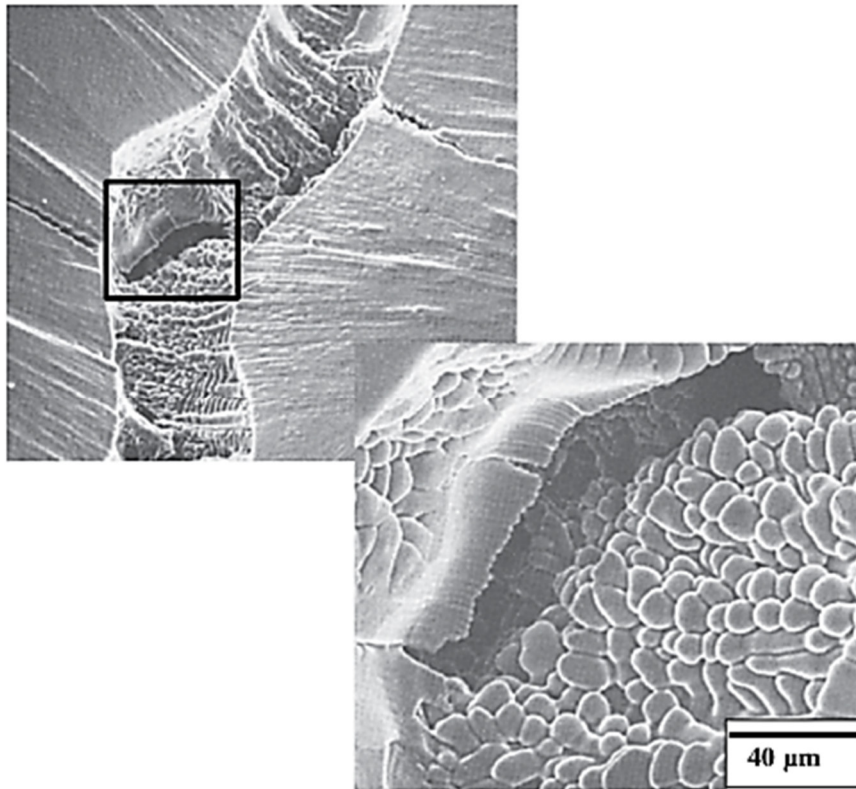
Pukotine pri stvrdnjavanju mogu se pojaviti i kod dupleks nerđajućeg čelika pod uslovima visokog ograničenja. Primjer pukotine učvršćivanja u leguri 255 prikazan je na slici 1.31. Pucanje se javlja na kraju skrućivanja kada je struktura potpuno feritna, ali se nešto austenita formira na SGB tokom hlađenja i potpuno obavija pukotinu skrućivanja. Pukotine pri skrućivanju u legurama titana su slične dupleks nerđajućim čelicima.





Pukotine se dešavaju duž beta (bcc) SGB na kraju očvršćavanja, ali te granice se zatim transformišu u alfa (hcp) tokom hlađenja. Pukotina stvrdnjavanja duž prethodne beta granice zrna u  $\alpha$ - $\beta$  leguri titana Ti-6Al-6V-2Sn prikazana je na slici 1.31 [38].

Slika 1.30. Slika 1.30. Stvrdnjavanje pukotina u leguri 255 duplex nerđajućeg čelika. Strelice pokazuju pucanje duž granice zrna prethodnog očvršćavanja ferita.



Slika 1.31. Pucanje u stvrdnjavanju u leguri titana (Iz Ref. [38]).

### 1.2.6. Sprečavanje pucanja pri očvršćavanju zavara

Na osnovu prethodnog odjeljka, metode za eliminaciju ili smanjenje osjetljivosti na stvaranje pukotina su donekle očigledne. Kontrola ponašanja učvršćivanja, kada je to moguće, uvijek je poželjna. Kod čelika, skrućivanje kao ferit (bcc kristalna struktura) će rezultirati poboljšanjem otpornosti na pucanje u odnosu na skrućivanje kao austenit (fcc).

Kada ta opcija nije dostupna, kao što je kod nekih austenitnih nerđajućih čelika, redukcija nečistoća (S, P i eventualno B) je od pomoći. Drugi materijali koji se skrućuju kao bcc

kristalna struktura, kao što je titanijum, također imaju dobru otpornost na pucanje pri skrućivanju.

U metalu šava koji prolazi kroz eutektičku reakciju na kraju skrućivanja, ova reakcija će rezultirati stvaranjem neke frakcije eutektičke tekućine. Savjetuje se kontrola volumnog udjela i distribucije tekućih filmova na kraju skrućivanja, iako metode za to nisu uvijek jednostavne na osnovu sastava osnovnog i metala punila.

Kao što je prikazano na slici 1.18, otpornost na pucanje u eutektičkim sistemima može se kontrolisati ili minimiziranjem eutektičkih tekućih filmova ili povećanjem frakcije eutektike do nivoa do kojeg može doći do zatrpavanja pukotina. Općenito, smanjenje osjetljivosti na pucanje zavarenog spoja najbolje se postiže minimiziranjem temperaturnog raspona stvrdnjavanja, ali to nije uvijek opcija.

Ograničenje se može u određenoj mjeri kontrolisati kroz dizajn spoja i postupak zavarivanja. Općenito, **manji unos topline i manji zavari s konveksnim oblikom perle smanjuju osjetljivost**. Intrinzično ograničenje proizlazi prvenstveno iz skupljanja učvršćivanja, ali kontrola faktora kao što je čvrstoća osnovnog metala može se pokazati korisnim. Mnoge legure ojačane taloženjem, kao što su superlegure na bazi Ni, zavarene su u stanju žarenog rastvora kako bi se smanjilo unutrašnje ograničenje. Lociranje zavarenih spojeva u područjima sa niskim ograničenjem ili korištenje učvršćenja za primjenu tlačnih sila (ili smanjenje zateznog ograničenja) može biti od pomoći u određenim primjenama.

**U većini slučajeva, odabir osnovnih i dodatnih metala koji su po prirodi svog sastava otporni na pucanje je najbolje rješenje za problem pucanja pri skrućivanju.** Kada to nije moguće, zagaranovana je upotreba tehnika kontrole oblika perli ili kontrole ograničenja. Za mnoge materijale, uključujući legure na bazi Ni, upotreba vrlo malih zavarenih zrna obično je uspješna u sprječavanju pucanja. Ovo rezultira velikom ekonomskom kaznom jer će se ukupno vrijeme zavarivanja dramatično povećati posebno za spojeve teških profila.

Although to penetrate into the intimate mysteries of nature and thence to learn the true causes of phenomena is not allowed to us, nevertheless it can happen that a certainctive hypothesis may suce for explaining many phenomena. Leonhard Euler.

Iako nam nije dozvoljeno proniknuti u intimne misterije prirode i odatle saznati prave uzroke pojava, ipak se može dogoditi da određena aktivna hipoteza može biti dovoljna za objašnjenje mnogih fenomena. Leonhard Euler.

### 1.3. Likvaciona pukotina – pukotina u tečnom stanju

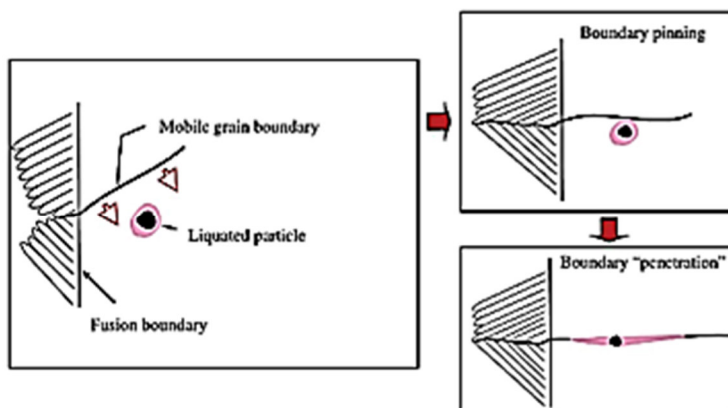
Likvaciona pukotina duž granica zrna u PMZ regiji ZUT-a naziva se likvaciona pukotina HAZ-a. Likvacione pukotine ZUT su obično male, često se protežu samo 2-3 prečnika zrna u ZUT izvan granice fuzije. Ove pukotine su, po definiciji, intergranularne i normalno se formiraju tokom hlađenja od vršnih temperatura iznad efektivne temperature solidusa materijala. Likvaciona pukotina HAZ je direktan rezultat lokaliziranog topljenja duž granica HAZ/PMZ zrna. Postoje dva opšta mehanizma koja su predložena da objasne početak likvacije duž ovih granica, naime:

1. mehanizam penetracije i
2. mehanizam segregacije.

Likvaciona pukotina koja nastaje u ponovno zagrijanom metalu šava naziva se likvacijska pukotina metala šava. Pukotine u metalu šava nastaju zbog pretapanja ili SGB ili MGB u metalu šava vrlo blizu granice fuzije između dva prolaza zavora.

#### 1.3.1. Likvaciona pukotina u zonu HAZ - a

Likvaciono pucanje HAZ preko mehanizma penetracije događa se nizom od tri događaja. Prvo, u mikrostrukturi mora doći do lokalne likvacije. Ovo će se dogoditi iznad neke kritične temperature ovisno o prirodi osnovnog materijala i termalnoj povijesti ZTV-a. Drugo, mora se dogoditi termički vođen rast zrna koji omogućava interakciju između događaja likvacije i granice zrna (pod pretpostavkom da se događaj likvacije ne dogodi na granici zrna). U HAZ-u uz granicu fuzije, gotovo uvijek dolazi do rasta zrna. Treće, tečnost mora biti u stanju da navlaži ili prodre kroz granicu zrna kako bi bila podložna pucanju. Šematski prikaz mehanizma penetracije prikazan je na slici 3.32. Prodorni mehanizam za formiranje PMZ, Mehanizam prodiranja - tečnih filmova na granici zrna - Mechanisms of crystallization 61 st. od istog autora.

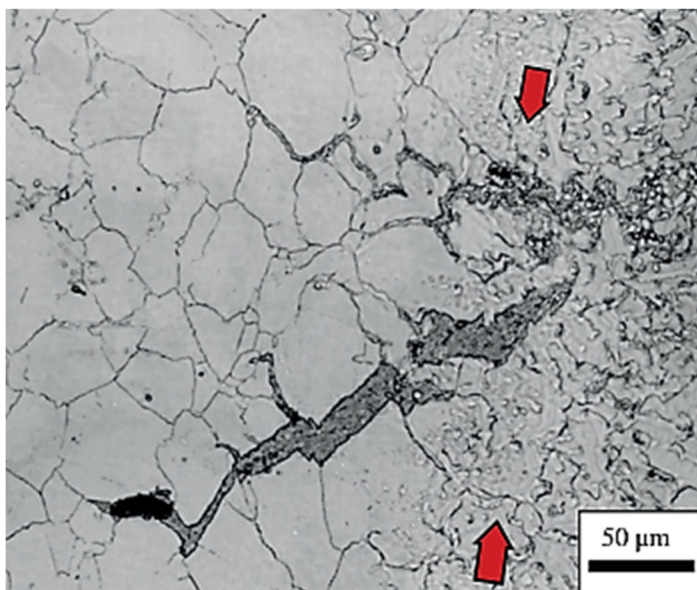


Slika 3.32. Prodorni mehanizam za formiranje PMZ.

Mehanizam penetracije za likvaciju granice zrna zahtijeva i fenomen likvacije i kretanje granice zrna. Kao što je prikazano na slici 3.32, likvacija (u ovom slučaju, konstitucijska likvacija čestice) i granično kretanje moraju biti simultani. Kada granica naiđe na likvidiranu česticu, ona će biti "prikovana" i dalje kretanje inhibirano. Ovisno o karakteristikama vlaženja kombinacije tekućina/granična, tekućina tada može prodrijeti duž granice. **To dovodi do stvaranja tekućih filmova na granicama zrna.** Stepennost prodiranja zavisi od temperaturnog polja, karakteristika vlaženja i količine tečnosti. U nekim legurama u PMZ-u se mogu formirati kontinuirani tekući filmovi na granicama zrna.

Lokalizirano topljenje u PMZ-u može se desiti putem više različitih mehanizama. Na temperaturama vrlo blizu solidusa, svi polikristalni materijali će biti podvrgnuti početnom topljenju na granici zrna. Ova vrsta topljenja se dešava na granicama zrna, jer su to visokoenergetska mjesta, odnosno granična energija u kombinaciji sa toplotnom energijom doprinosi topljenju. U većini materijala, početno topljenje se dešava samo nekoliko stepeni ispod temperature masivnog solidusa, iako prisustvo nečistoća može proširiti ovaj raspon. Početno topljenje nije od velike važnosti u formiranju PMZ-a.

Ako je osnovni materijal u stanju livenja, lokalne varijacije u temperaturi topljenja će postojati zbog segregacije, ili razdvajanja, tokom skrućivanja. Kao rezultat toga, interdendritski dijelovi odljevka će se istopiti na nižoj temperaturi od mase, što će dovesti do formiranja PMZ-a. Materijali koji su termomehanički obrađeni nakon livenja često pokazuju neke lokalne kompozicione trake. Ovo može biti posebno istinito u pločastim materijalima koji doživljavaju niz operacija usmjerenog valjanja. Zbog ovih lokalnih fluktuacija u sastavu, temperatura topljenja će također fluktuirati. U PMZ-u je moguće da se neki regioni mogu topiti na nižoj temperaturi od susednog regiona zbog ovog fenomena. Često je potrebno žarenje osnovnog metala u punom rastvoru da bi se eliminisala ova traka. Brojni materijali prolaze kroz

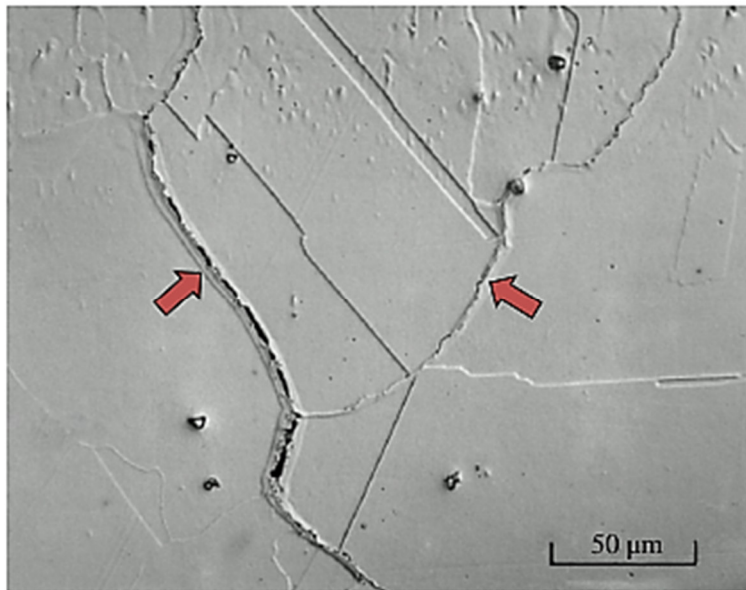


fenomen opisan kao „ustavna likvacija“. Kao što je opisano u odjeljku 3.7 Djelomično otopljena zona - Partially Melted Zone (PMZ) - Mechanisms of crystallization, ovaj oblik likvacije se manifestuje lokalizovanim topljenjem na interfejsu čestica/matrica.

Slika 1.32. HAZ likvaciona pukotina u leguri 718. Strelice pokazuju lokaciju granice fuzije.

Ono je donekle jedinstveno za zavarivanje jer se javlja u prolaznim termičkim uslovima, koji obično zahtevaju relativno brze stope zagrijavanja.

Na slici 1.32. Materijal je legura 718 (55Ni–18Cr–18.5Fe–5Nb–3Mo– 1Ti–0.4Al) i topljenje na granici zrna HAZ i vidljivo je malo pucanja neposredno uz granicu fuzije (strelice). Ova likvacija se događa putem mehanizma penetracije, nakon ustavne likvacije NbC. Zbog ovog opsežnog PMZ-a, osjetljivost legure 718 na stvaranje pukotina je prilično visoka.

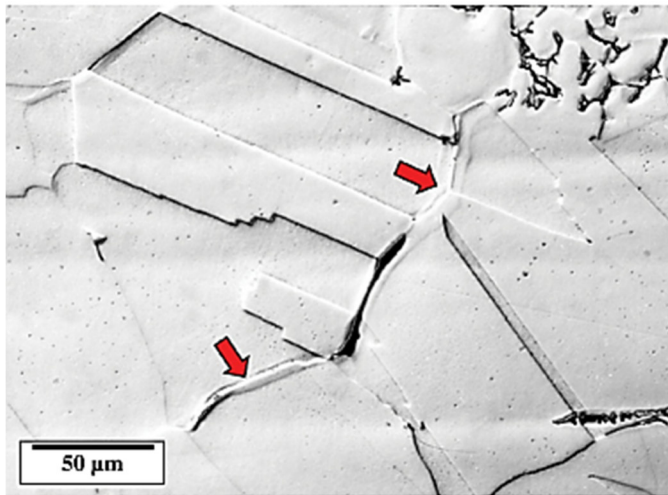


Na slici 1.33. Materijal u ovom slučaju je legura 800 (Fe–20Cr–35Ni–0,5Al–0,5Ti, 0,1C), nerđajući čelik otporan na visoke temperature. Ekstenzivni tekući filmovi na granici zrna u ovoj leguri nastaju kao rezultat konstitucijske likvacije TiC.

Slika 3.33. Likvaciona pukotina HAZ u leguri 800.

Likvaciono pucanje HAZ -a se također opaža u materijalima koji ne sadrže čestice koje prolaze kroz konstitucijsku likvaciju, pa stoga mora postojati alternativni mehanizam koji rezultira likvacijom granice zrna HAZ -a. U osnovi, mehanizam mora objasniti obogaćivanje granica zrna otopljenim i/ili nečistoćama u dovoljnoj koncentraciji da se značajno smanji temperatura topljenja granica u odnosu na okolni matriks. Ove granice će se zatim istopiti kada lokalna temperatura HAZ pređe neku kritičnu temperaturu likvacije. Ovo je poznato kao mehanizam segregacije, kako je opisano u Odjeljku 3.7.2 Mehanizam segregacije, a šematski prikazano na slici 3.36 . Mechanisms of crystallization 66 st. od istog autora.

Primjer HAZ likvidacijskog pucanja u nehrđajućem čeliku tipa 304L prikazan je na slici 3.34 [39]. Topljenje granice zrna vidljivo je proširenjem granice, što je prikazano strelicama. Za razliku od tekućih filmova na granici zrna povezanih sa konstitucijskom likvacijom (slike 3.32 i 3.33), mehanizam segregacije tipično rezultira topljenjem na mnogo kraćoj udaljenosti od granice fuzije. HAZ likvacijske pukotine nastale ovim mehanizmom općenito su vrlo male i često ostaju neotkrivene.

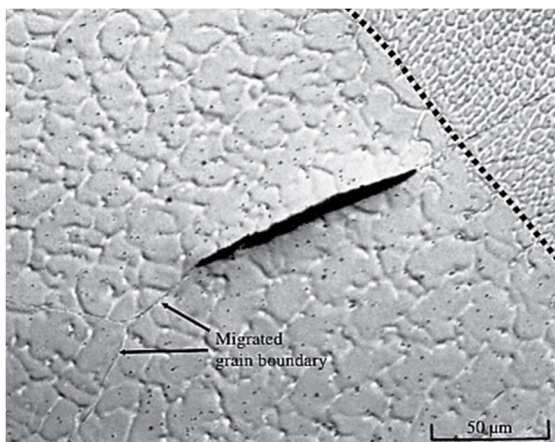


Slika 1.34. Likvaciona pukotina HAZ u nehrđajućem čeliku tipa 304L (iz Ref. [39]).

### 1.3.2 Likvacija zavarenog materijala u višeprolaznim zavarima

Likvaciona pukotina metala šava predstavlja još jedan oblik likvacionog pucanja koji je specifičan za ponovo zagrijani metal zavara (tj. višeprolazni zavari). Slično HAZ likvacijskim pukotinama, one se formiraju u neposrednoj blizini granice fuzije. Najčešće se javljaju kod monofaznog šava austenitnih nehrđajućih čelika i legura na bazi Ni. Ove pukotine su uvijek intergranularne i mogu se pojaviti i duž SGB i MGBs u ponovno zagrijanom metalu šava.

Lokalizirano topljenje duž SGB-a rezultat je obogaćivanja elemenata legure/nečistoće nastalih odvajanjem tokom makroskopskog očvršćavanja zavara (vidi sliku 3.19). HAZ u višeprolaznim zavarenim spojevima zapravo sadrži „ugrađenu“ odvojenu mikrostrukturu i ne zahtijeva transport nečistoća/otopljenih elemenata kako bi se lokalno smanjila temperatura topljenja. Ovo je vrlo slično lokaliziranom interdendritskom topljenju do kojeg dolazi prilikom zavarivanja na odljevcima. Smatra se da segregacija nečistoća duž MGB-a potiče likvaciju i potencijalno pucanje na ovim granicama. Za ovu segregaciju može biti odgovorno „prebacivanje“ granica ili difuzija cjevovoda, kao što je objašnjeno u Odjeljku 3.7.1.



Mechanisms of crystallization.

Primjer likvacione pukotine u metalu šava u potpuno austenitnom metalu šava od nehrđajućeg čelika prikazan je na slici 3.35. Ova pukotina je prisutna duž MGB-a. Imajte na umu da je pukotina prilično kratkog presjeka, dužine reda veličine 0,1 mm, što je tipično za ove vrste pukotina.

Slika 1.35. Likvaciona pukotina metala šava duž migrirane granice zrna u metalu šava od austenitnog nehrđajućeg čelika.

Treba napomenuti da postoji određena zbrka u literaturi u pogledu terminologije za pukotine u metalu šava. Veliki dio starije literature ih naziva "mikropukotinama", što ukazuje da nastaju na povišenoj temperaturi i obično su prilično kratke kada se promatraju u metalografskom presjeku. Vjerovatno je da su mnoge od onoga što je identificirano kao "mikropukotine" zapravo bile pukotine u čvrstom stanju, duktilno uronjene. Budući da su u jednofaznom austenitnom (fcc) metalu šava preovlađujuće pukotine od likvacije metala šava i pukotine zbog duktilnosti, može biti teško razlikovati ove dvije osim ako se ne provede pažljiva metalografija i/ili fraktografija. Više se govori o duktilnim napuklinama u 1.2 Duktilni tip pucanja – DDC poglavlju, Cracking in welded joints Solid State Cracking 14 st. od istog autora.

### **1.3.3 Promjenjive koje utječu na osjetljivost na stvaranje pukotina u tečnom stanju**

Postoji niz varijabli koje mogu utjecati na osjetljivost na stvaranje pukotina, uključujući sastav, veličinu zrna, stanje toplinske obrade osnovnog metala, unos topline zavara i odabir dodatnog metala.

#### **1.3.3.1 Sastav**

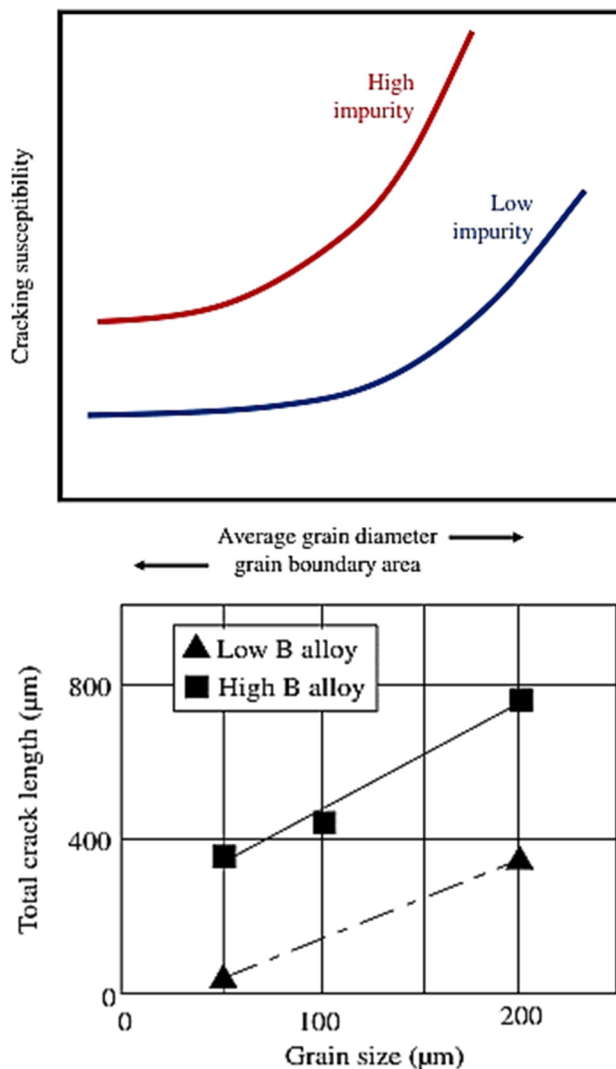
Sastav ima najjači utjecaj na podložnost pukotinama, ali često promjene u sastavu nisu moguće rješenje. Mnogi osnovni metali su inherentno podložni pucanju HAZ likvacije zbog elemenata koji su namjerno dodani. Ovo se posebno odnosi na materijale kao što su legura na bazi Ni 718 i nehrđajući čelik tipa 347 koji imaju namjerne dodatke Nb i legure na bazi Ni Waspaloy i nehrđajućeg čelika A-286 koji sadrži Ti.

U slučaju i Nb i Ti, ovi elementi formiraju karbide tipa MC koji su osjetljivi na konstitucijsku likvaciju u HAZ. Za materijale poput ovih moraju se koristiti druge metode osim kontrole sastava kako bi se spriječilo pucanje.

**Likvaciona pukotina zbog mehanizma segregacije često je posljedica segregacije nečistoća do granica zrna.** Najvažniji elementi nečistoće u čeliku i legurama na bazi Ni su P i S, a u nekim slučajevima i B. Često se pukotine od likvacije mogu smanjiti ili eliminirati jednostavnim smanjenjem nivoa nečistoća u osnovnom metalu ili metalu šava. Treba napomenuti da se B namjerno dodaje nekim baznim metalima kako bi se poboljšala otpornost na puzanje, tako da ograničenje B (posebno u superlegurama na bazi Ni) može imati posljedice u pogledu radnih svojstava.

### 1.3.3.2 Veličina zrna

Ako se veličina zrna povećava, povećava se osjetljivost na stvaranje pukotina na HAZ. Povećana granična površina zrna koja je rezultat male veličine zrna smanjuje vjerovatnoću potpunog graničnog vlaženja i proizvodi čvršću mikrostrukturu koja je u stanju bolje da podrži ograničenje zavara koje se nakuplja tokom hlađenja. Čak i ako su tekući filmovi prisutni, povećana granična površina će spriječiti lokalizaciju deformacije i potencijalno pucanje. Kako se veličina zrna povećava, površina granice zrna se smanjuje. Ako je tekućina prisutna duž granica zrna, krupnozrni materijal će biti podložniji pucanju jer će naprezanje biti lokalizirano na manjem broju granica i jedinična deformacija po granici će biti velika. Kao što je shematski prikazano na slici 1.36, na pukotine likvidacije HAZ zbog efekata segregacije općenito utiču i veličina zrna i sadržaj nečistoća.



Slika 1.36. Šematski prikaz uticaja veličine zrna i sadržaja nečistoća na podložnost HAZ pucanju.

Slično ponašanje je uočeno u sistemima koji prolaze kroz ustavnu likvaciju, kao što je pokazano radom Guoa et al. [40] sa legurom na bazi Ni 718, kao što je prikazano na slici 1.38.

Veličina zrna također ima važan utjecaj na osjetljivost metala šava na pukotine. Veličina SGB zrna je u velikoj mjeri kontrolisana originalnim uslovima očvršćavanja, ali MGB mogu migrirati tokom višeprolaznog zavarivanja. Općenito, veličina zrna u metalu šava jednofaznih legura kontrolira se unosom topline zavara i obično je mnogo veća od veličine zrna HAZ/PMZ.

Slika 1.38. Utjecaj veličine zrna i sadržaja bora na likvacijsko pucanje ZTV-a u leguri 718 (Iz Ref. [40]. © Maney).



### **1.3.3.3 Termička obrada osnovnog metala**

Nivo čvrstoće osnovnog metala može uticati na ograničenje u HAZ tokom skrućivanja. Ovo je posebno slučaj kod zavarivanja materijala ojačanih precipitata, kao što su superlegura na bazi Ni. Termička obrada rastvora otapa „gradivne“ čestice koje se naknadno mogu tečni i također minimizira unutrašnje ograničenje smanjenjem nivoa čvrstoće osnovnog materijala. (Zavarivanje u stanju žarenog rastvora se također koristi za smanjenje pucanja zavarenog zavarivanja.) Jedna od mogućih posljedica takve termičke obrade može biti povećanje veličine zrna što će povećati osjetljivost na pucanje. Mora se uzeti u obzir određena ravnoteža između ovih konkurentskih efekata.

### **1.3.3.4 Unos topline prilikom zavarivanja i odabir dodatnog metala**

Budući da se HAZ i likvacija metala šava javljaju naprsinama u fiksnom temperaturnom rasponu, unos topline zavara će utjecati na temperaturni gradijent u HAZ-u i naknadno kontrolirati obim do kojeg dolazi do likvacije. Kao što je prikazano na slici 3.30 (Djelomično otopljena zona - Partially Melted Zone (PMZ) - Mechanisms of crystallization), strmi temperaturni gradijent u HAZ (nizak unos topline zavara) može smanjiti stepen topljenja granice zrna u HAZ -u.

Drugi faktor koji ima ograničeniji učinak na podložnost HAZ likvaciji pucanja je čvrstoća metala za punjenje. Budući da je veći dio ograničenja u HAZ-u povezan sa skupljanjem u metalu šava pri kristalizaciji, dodatni metali manje čvrstoće mogu stvoriti manje naprezanja skupljanja koja se prenosi na HAZ ili osnovni metal šava.

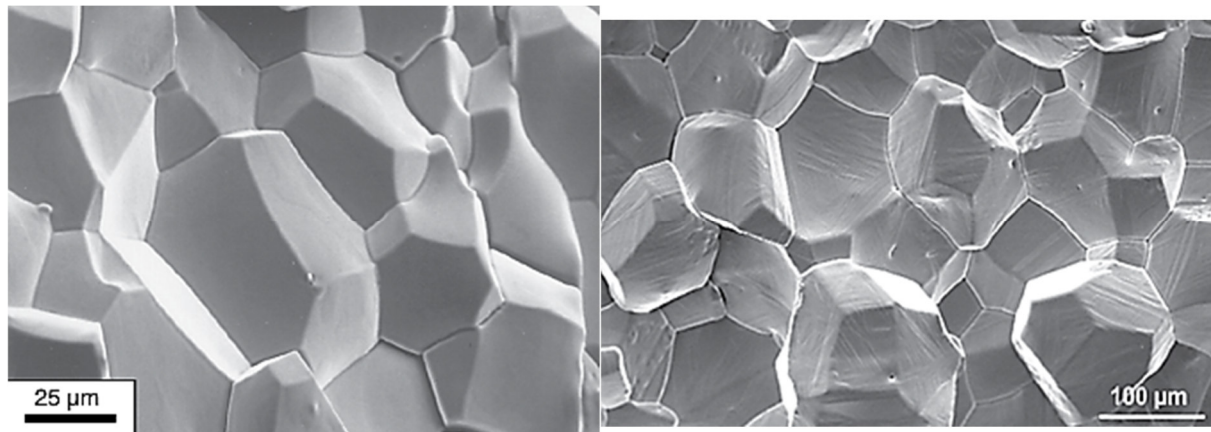
Ovaj pristup obično nije opcija u većini situacija jer podudarnost sastava dodatnog metala ili drugi faktori povezani s odabirom metala punila imaju tendenciju da dominiraju.

### **1.3.4 Identifikacija HAZ i likvidacijskih pukotina zavarenog metala**

HAZ likvacione pukotine se uvijek nalaze duž granica zrna HAZ/PMZ, obično u neposrednoj blizini granice fuzije ili kontinuirano preko granice fuzije u zonu fuzije. Obično se formiraju pri hlađenju od vršne HAZ temperature jer se tada u sistemu akumulira naprezanje zbog termičke kontrakcije.

Metalografski, ove pukotine mogu biti vidljive na površini i u poprečnom presjeku zavara. Obično su vrlo male i mogu izbjeći otkrivanje tehnikama nedestruktivnog ispitivanja NDT. Izgled površine loma je intergranularni sa povremenim „dekoracijom“ površina zrna djelomično otopljenim česticama. Stepenn dekoracije zavisi od prirode likvacije granice zrna. U legurama gdje su PMZ tekući filmovi vrlo tanki, površina intergranularnog loma će pokazati vrlo čiste (minimalno tečne) površine zrna.

Na slici 1.38 prikazana su dva primjera površina pukotina likvidacije HAZ iz SEM fraktografije.



Slika 1.38. Fraktografija likvacionog pucanja HAZ:

(a) dupleks nerđajući čelik i (b) HSLA čelik (izvor Jeremyja Carona).

U prvom slučaju, dupleks od nerđajućeg čelika, intergranularna fraktura je veoma „čista“, pokazuje malo tragova tečnih filmova. Ovi čelici su vrlo otporni na HAZ likvacijsko pucanje, budući da se topljenje na granici zrna događa u uskom temperaturnom rasponu. Fraktograf na slici 1.38a zapravo je iz testa duktilnosti vruće provedenog na nultoj temperaturi duktilnosti.

U drugom slučaju, na površini loma uočeni su tragovi resolidiranih tekućih filmova (slika 1.38b). Ova površina loma je od HSLA čelika koji ima mnogo širi raspon temperature likvacije od dupleks nerđajućeg čelika.

**Po definiciji, pukotine metala šava se uvijek javljaju u ponovno zagrijanom metalu šava, kao što je višeprolazni zavar ili operacije višeslojnog oblaganja.** Pukotine se mogu uočiti i duž SGB i MGB i mogu se uočiti duž oba tipa granica u istom zavaru. Pucanje može nastati bilo pri zagrijavanju ili pri hlađenju kada se zagrije iznad temperature likvacije, ovisno o tome kako se naprezanje akumulira u sistemu nakon ponovnog zagrijavanja. Likvaciona pukotina metala šava može imati ili intergranularni izgled ako se pukotina javlja duž MGB-ova ili dendritski izgled ako se pukotina javlja duž SGB metala šava. U nekim situacijama, oba načina loma mogu se uočiti na istoj površini prijeloma što ukazuje na prijelaz sa SGB na MGB frakturu.

#### Brittle Fracture

Krhki lom je iznenadni brzi lom pod stresom (zaostalim ili primijenjenim) gdje materijal pokazuje malo ili nimalo dokaza duktilnosti ili plastične deformacije. Iako je rijetka u

operacijama rafiniranja, krti lom posude pod pritiskom ili druge opreme pod tlakom u radu može imati ozbiljne posljedice.

Izgled ili morfologija oštećenja:

1. Pukotine će obično biti ravne, bez grananja i uglavnom bez bilo kakve povezane plastične deformacije, iako se mogu naći fine usne na smicanje duž slobodne ivice prijeloma ili može doći do lokaliziranog grlića oko pukotine.
2. Površina loma, ako nije oštećena nakon inicijalnog loma, pokazaće vidljive "ševronske oznake" koje upućuju nazad na početnu tačku pukotine. Ove oznake mogu biti od pomoći u lociranju početnog uzroka krtog prijeloma.
3. Mikroskopski gledano, površina loma će se uglavnom sastojati od cijepanja, sa ograničenim intergranularnim pucanjem i vrlo malo mikropraznine koalescencije.

### **1.3.5 Sprečavanje tečnog pucanja**

Mnoge od istih smjernica za sprječavanje pukotina pri očvršćavanju šava primjenjive su na HAZ i napuknuće metala šava. Kontrola nivoa nečistoća u osnovnim i dodatnim metalima se uvijek preporučuje. Bazni metali koji sadrže sastavne čestice kao što su TiC i NbC u austenitnoj matrici mogu dovesti do eng. constitutional liquation. Često su Ti i Nb namjerni dodaci leguri i stoga ih je teško izbjeći u nekim legurama.

Potpuno austenitne mikrostrukture su najosjetljivije. Prisutnost nekog ferita u ZUT i zavarenim dijelovima austenitnog nehrđajućeg čelika će minimizirati i HAZ i likvaciju metala šava zbog njegovog utjecaja na karakteristike vlaženja. Minimiziranje veličine zrna je korisno, iako to općenito zahtijeva korištenje niskog unosa topline ili HED procesa i možda nije uvijek praktično.

Postoje dokazi da orijentacija granice zrna (ili dezorijentacija) može uticati na likvaciju. Niskoenergetske, "specijalne" granice zrna mogu biti otpornije na stvaranje tečnih filmova. Istraživanja su u toku kako bi se procijenilo kako iskoristiti ovaj efekat manipuliranjem orijentacijom.

Smanjenje ograničenja je očigledan, ali teško kontroliran faktor koji utječe na pucanje. Mnoge legure visoke čvrstoće, precipitacijski kaljene (superlegure na bazi Ni) obično se zavaruju u stanju termički obrađenom rastvorom. Ovo smanjuje unutrašnje ograničenje u HAZ-u. Pukotine metala zavara često se mogu eliminisati korištenjem višestrukih perli, umjesto velikih zavara. Ovo ima i metaluršku i sputavajuću korist.

## Literatura

- [1] Bochvar AA, Sviderskaya ZA. *Izv Akad Nauk* 1947;3:349–355.
- [2] Pumphrey WI, Jennings PH. *J Inst Metals* 1948;75:235–256.
- [3] Medovar BI. On the nature of weld hot cracking. *Avtom Svarka* 1954;7 (4):12–28.
- [4] Toropov VA. On the mechanism of hot cracking of welds. *Metallo Obra Metallov* 1957;6:54–58.
- [5] Pellini WS. *Foundry* 1952;80:124–133.
- [6] Apblett WR, Pellini WS. Factors which influence weld hot cracking. *Weld J* 1954;33 (2):83s–90s.
- [7] Borland JC. Generalized theory of super-solidus cracking in welds and castings. *Brit Weld J* 1960;7 (8):508–512.
- [8] Matsuda F, Nakagawa H, Sorada K. Dynamic observation of solidification and solidification cracking during welding with optical microscope. *Trans JWRI* 1982;11 (2):67–77.
- [9] Matsuda F. Solidification crack susceptibility of weld metal. In: David SA, Vitek JM, editors. *Recent Trends in Welding Science and Technology*. Metals Park, OH: ASM International; 1990. p 127–136.
- [10] Prokhorov NN, Prokhorov NN. Fundamentals of the theory for technological strength of metals while crystallising during welding. *Trans JWRI* 1971;2 (2):205–213.
- [11] Borland JC. Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds. *Brit Weld J* 1961;8:526–540.
- [12] ThermoCalc® is a registered trademark of ThermoCalc Software, Inc.
- [13] Tung D, Lippold JC. Weld solidification behavior of Ni-base superalloys for use in advanced supercritical coal-fired power plants. In: Huron ES et al., editors. *Superalloys 2012*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons; 2012. p 563–567.
- [14] Cottrell CLM. Factors affecting the fracture of high-strength steels. *JISI* 1965;203:598.
- [15] Morgen-Warren EJ. *Metal Tech* 1974;1 (6):271–278.
- [16] Garland JG, Bailey N. *Weld Res Int.* 1975;5 (3):1–33.
- [17] Bailey N, Jones SB. Solidification cracking of ferritic steel during submerged arc welding. *Weld J* 1978;57 (8):217s–231s.
- [18] Matsuda F. Hot crack susceptibility of weld metal. *Proceedings of the 1st US–Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy*; San Francisco, CA: American Welding Society; 1990. p 19–36.
- [19] Senda T, Matsuda F, Takano G, Watanabe K, Kobayashi T, Matsuzaka T. Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with trans-varestraint test. *Trans JWS* 1971;2 (2):135–151.

- [20] Lippold JC. Recent developments in weldability testing (keynote). In: T. Boellinghaus and H. Herold, editors. *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Berlin, New York: Springer; 2005. p 271–290.
- [21] Lippold JC, Kotecki DJ. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc.; 2005.
- [22] DuPont JN, Lippold JC, Kiser SD. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc.; 2009.
- [23] Alexandrov BT, Tatman JK, Murray G, Lippold JC. Non-equilibrium phase transformation diagrams in engineering alloys. In: *Trends in Welding Research VIII*. ASM International; 2009. p 467–476. Proceedings of the 8th International Conference; ASM International, Metals Park, OH April 2008, Callaway Gardens, GA. 129
- [24] Lippold JC, Sowards JW, Alexandrov BT, Murray G, Ramirez AJ. Weld solidification cracking in Ni-base alloys. In: *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Berlin: Springer; 2008. p 147–170.
- [25] DuPont JN, Lippold JC, Kiser SD. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons Inc.; 2009. p 218.
- [26] Nakagawa H, Matsuda F, Senda T. Effect of sulfur on solidification cracking in weld metal of steel (Report 2). *Trans JWRI* 1974;5 (2):39–44.
- [27] Nakagawa H, Matsuda F, Senda T, Matsuzaka T, Watanabe K. Effect of sulfur on solidification cracking in weld metal of steel (Report 2). *Trans JWRI* 1974;5 (2):45–60.
- [28] Karjalainen LP, Kujanpää VP, Suutala N. Hot cracking in iron base alloys: effect of solidification mode. In: S.A. David, editor. *Advances in Welding Science and Technology*. Metals Park, OH: ASM International; 1986. p 145–149.
- [29] Lancaster JF. *The Metallurgy of Welding*. 6th ed. Cambridge, UK: Abington Publishing; 1999.
- [30] Kujanpää V, Suutala N, Takalo T, Moisio T. Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. *Weld Res Int* 1979;9 (2):55.
- [31] Hammar O, Svensson U. *Solidification and Casting of Metals*. London: The Metal Society; 1979. p 401–410.
- [32] Singer ARE, Jennings PH. Hot shortness of aluminum-silicon alloys of commercial purity. *J Inst Metals* 1947;73:197–212.
- [33] Pumphrey WI, Lyons JV. Cracking during casting and welding of more common binary aluminum alloys. *J Inst Metals* 1948;74:439.
- [34] Dowd JD. Weld cracking in aluminum alloys. *Weld J* 1952;31 (10):448s–456s.
- [35] Jennings PH, Singer ARE, Pumphrey WI. Hot shortness of some high purity alloys in the

systems Al-Cu-Si and Al-Mg-Si. *J Inst Metals* 1948;74:227.

[36] Dudas JH, Collins FR. Preventing weld cracks in high-strength aluminum alloys. *Weld J* 1966;45 (6):241s–249s.

[37] Blodgett OW. Why do welds crack? How weld cracks can be prevented. *Weld Innov* 1985;2 (3):4.

[38] Baeslack WA III. Observations of solidification cracking in Ti alloy weldments. *Metallography* 1980;13:277–281.

[39] Lippold JC, Varol I, Baeslack III WA. An investigation of heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels. *Weld J* 1992;71 (1):1s–14s.

[40] Guo H, Chaturvedi M, Richards NL. Effect of nature of grain boundaries on intergranular liquation during weld thermal cycling of a Ni-base alloy. *Sci Technol Weld Join* 1999;3:257–259.

## 2.0. Pucanje izazvano vodonikom

### 2.1. Uvod

Prisustvo vodonika u metalu šava ili HAZ-u može dovesti do oblika pucanja poznatog kao pucanje izazvano vodonikom (HIC - hydrogen-induced cracking). Ovaj oblik pucanja se također obično naziva "pucanjem uz pomoć vodika" (HAC - hydrogen-assisted cracking) ili "hladnim pucanjem" jer se javlja na ili blizu sobne temperature nakon što se zavar ohladi. Gubitak duktilnosti povezan s prisustvom vodonika često se naziva vodoničnom krtošću. Ovaj oblik pucanja najčešće je povezan sa čelicima, ali prisustvo dovoljno vodonika može dovesti do pucanja ili krtosti u drugim materijalima.

Iako je vodonik prisutan na određenom nivou u gotovo svim materijalima, uvođenje vodonika tokom procesa zavarivanja omogućava da vodik bude prisutan na nekom graničnom nivou kako bi se potaknulo pucanje. Atomski vodonik je vrlo pokretljiv u mikrostrukтури čak i na sobnoj temperaturi, što mu omogućava da difundira u područja koncentracije naprezanja i osjetljive mikrostrukture.

Dok se HIC obično javlja skoro odmah nakon hlađenja na sobnu temperaturu, može se pojaviti i nakon odlaganja. Ovaj oblik HIC-a se naziva "odloženo" pucanje. Ovo sugerira da je potrebno vrijeme inkubacije da bi se vodonik difundirao i akumulirao na mjestu gdje dolazi do pucanja nakon što se dostigne granični nivo vodonika.

Uprkos činjenici da se krekiranje vodika i njegove varijante proučavaju više od 60 godina, još uvijek ne postoji univerzalno prihvaćen mehanizam. To je dijelom zbog činjenice da je vodonik vrlo teško detektirati pomoću analitičkih alata. Za razliku od drugih elemenata u tragovima (P, S, B, O) koji dovode do pucanja ili krhkosti, vodonik se efektivno ne može otkriti unutar mikrostrukture. U nedostatku preciznog mehanizma vodonične krtosti, osmišljene su metode da se izbjegne HIC u većini konstrukcijskih materijala, posebno čelika. Modifikacija i kontrola sastava, uslova procesa zavarivanja i mikrostrukture mogu se efikasno koristiti da bi se izbegao ovaj oblik pucanja zavara. U praksi, HIC treba izbjeći u većini situacija ako se primjenjuju odgovarajuće procedure.

Hydrogen Cracking

[https://www.youtube.com/watch?v=4Ft\\_q1bvslM&t=404s&ab\\_channel=BaherElsheikh](https://www.youtube.com/watch?v=4Ft_q1bvslM&t=404s&ab_channel=BaherElsheikh)

Hydrogen "Boil" Experiment: Low Hydrogen vs 6010 – 5:00

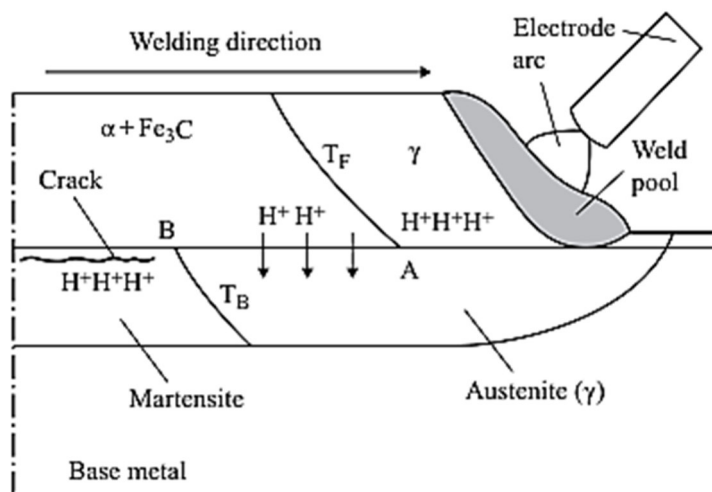
[https://www.youtube.com/watch?v=iKYZvGaLWQ0&ab\\_channel=Weld.com](https://www.youtube.com/watch?v=iKYZvGaLWQ0&ab_channel=Weld.com)

## 2.2. Teorije otopljenja vodikom

HIC se najčešće povezuje sa zavarivanjem zbog činjenice da se vodonik uvodi u zavareni bazen tokom procesa zavarivanja. **Visoke temperature u luku za zavarivanje dovode do disocijacije plinovitog vodika, vodene pare i spojeva koji sadrže vodonik, što rezultira stvaranjem atomskog vodonika koji se lako može apsorbirati u rastopljeni zavareni bazen i difundirati u okolnu metalnu matricu.** Postoje tri glavna izvora vodonika tokom zavarivanja:

1. vlaga u omotaču elektrode, fluks, zaštitni gas i okolina;
2. produkti raspadanja celuloznog tipa elektrodnih premaza i produkti sagorevanja zavarivanja gasom kiseonikom; i
3. kontaminanti koji sadrže ugljovodonike (mast, ulje, tekućinu za sečenje, itd.) na površini dodatnog metala i osnovne ploče prije zavarivanja.

Generiranje vodika u metalu šava, a zatim difuzija u HAZ da izazove pucanje tijekom zavarivanja prikazani su na slici 2.1 [1]. Vodik u atomskom obliku je prilično pokretljiv u rastopljenom zavarenom bazenu i brzo difundira u okolni HAZ.

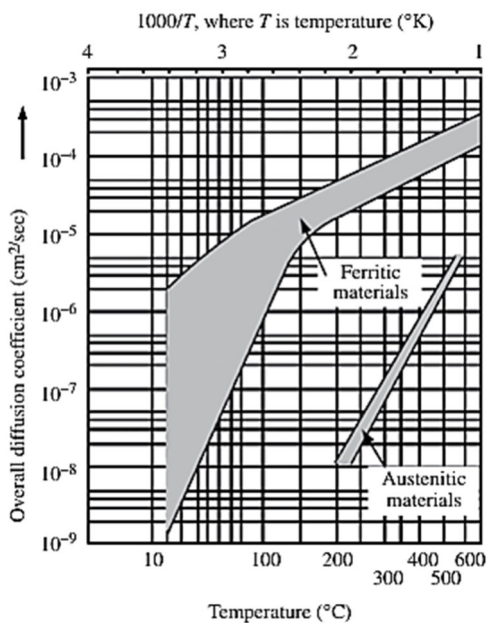
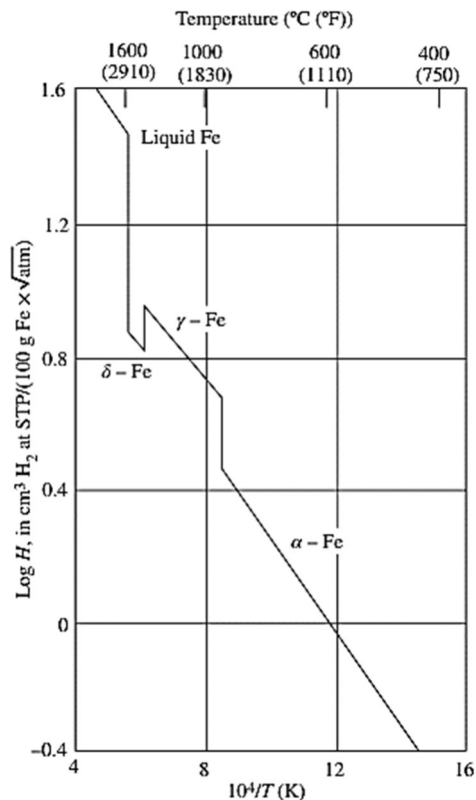


Slika 2.1. Difuzija vodonika iz metalne šava u HAZ tokom zavarivanja (Iz ref. [1]).

Kao što je prikazano na slici 2.2, postoji značajna rastvorljivost vodonika u gvožđu na povišenim temperaturama, a njegova difuzivnost je prilično visoka [2]. Kako se metal šava i HAZ hlade na sobnu temperaturu, difuzivnost vodika ostaje prilično visoka i

vodonik može difundirati na određenoj udaljenosti u HAZ. Podaci o difuziji za feritne (bcc) i austenitne (fcc) materijale prikazani su na slici 2.3 iz [3]. Čak i na temperaturama ispod 100°C, vodonik je prilično pokretljiv u feritnoj mikrostrukturi. Ovo objašnjava zašto zavareni spojevi mogu patiti od zakašnjelog pucanja, jer čak i na sobnoj temperaturi vodonik može difundirati značajnom brzinom.





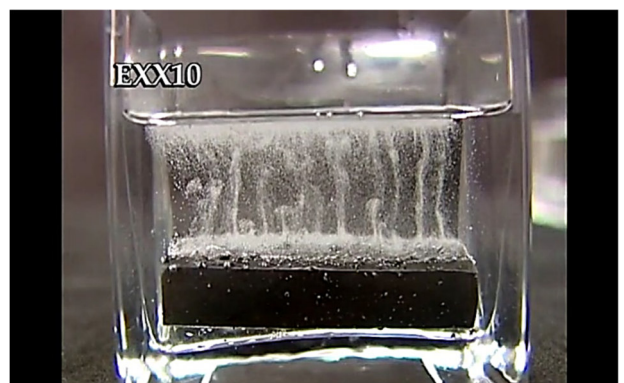
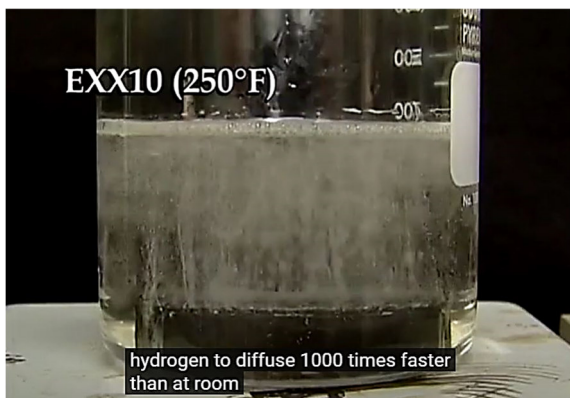
Slika 2.2. Slika 5.2 Rastvorljivost vodonika u gvožđu kao funkcija temperature (Iz ref. [2]).

Zbog široko rasprostranjenih problema sa HIC-om, povezanih i sa zavarivanjem i sa izloženošću servisu, mehanizam HIC-a se proučava od 1940-ih. Brojne teorije su se razvile, ali još uvijek ne postoji jedinstven mehanizam.

To je vjerovatno zato što je ponašanje vodonika različito među materijalima, što se pripisuje razlikama u kristalnoj strukturi, mehanizmima jačanja, karakteristikama difuzije i drugim varijablama.

Među svim inženjerskim materijalima, HIC je najzastupljeniji u čeliku zbog svog složenog transformacijskog ponašanja (lakoća formiranja tvrdog martenzita) i zbog toga što relativno niske razine vodika mogu izazvati pucanje.

Nijedan mehanizam ne može sveobuhvatno objasniti sve pojave povezane sa HIC-om, a moguće je da nekoliko mehanizama radi kooperativno kako bi izazvali pucanje.



### **2.2.1. Teorija planarnog pritiska**

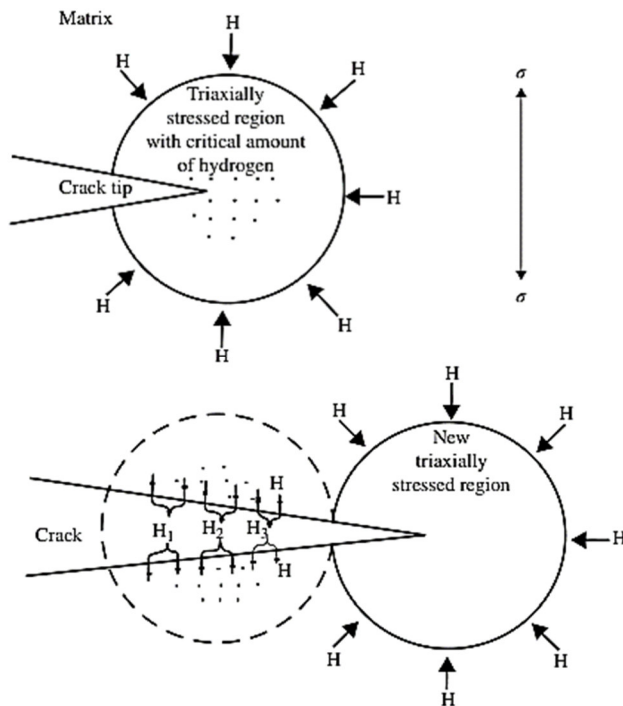
Teoriju planarnog pritiska predložili su Zapffe i Sims [4]. Ova teorija je povezala pucanje s razvojem vodoničnih mjehurića u mikrostrukturi na osnovu difuzije atomskog vodonika do defektnih mjesta kao što su granice zrna i sučelja. Jednom kada se vodonik akumulira na ovim mjestima, kombinuje se i formira mehuriće molekularnog vodonika ( $H_2$ ) sa visokim unutrašnjim pritiskom. Ako ovaj pritisak premašuje elastičnu čvrstoću (granost tečenja) materijala, ove unutrašnje šupljine mogu rasti i povezati se. Na kraju, povezivanje ovih šupljina dovodi do stvaranja pukotina plastičnom deformacijom ili mehanizmom cijepanja. Prisustvo šupljina na površini loma koje su se mogle uočiti pomoću optičkog mikroskopa vjerovatno je navelo Zapffea i Simsa da predlože unutrašnji pritisak kao pokretačku silu za pucanje vodonika. Sa pojavom elektronske mikroskopije, karakterizacija početne faze HIC-a visoke rezolucije nije podržala ovu teoriju. Iako teorija planarnog pritiska nije primjenjiva na HIC, ona može objasniti fenomen poznat kao "vodikovi plikovi" gdje dugotrajna izloženost vodikom (ili okruženju koje stvara vodonik) može dovesti do površinske dekohezije koja se pojavljuje kao plikovi.

### **2.2.2. Teorija površinske adsorpcije**

Teoriju površinske adsorpcije predložio je Petch [5, 6]. Pretpostavljeno je da se površinska slobodna energija atomski čistog metala smanjuje vodonikom adsorbovanim na unutrašnjoj površini pukotine. Naprezanje loma se tada smanjuje za kvadratni korijen površinske energije, prema Griffithovom termodinamičkom kriteriju. Pod ovim uvjetima, pukotine se mogu širiti pod niskim primijenjenim naprežanjem. Teorija površinske adsorpcije ima dobru eksperimentalnu potporu, ali nikada nije postojalo zadovoljavajuće mehaničko objašnjenje ponašanja vodonika na atomističkom nivou na vrhu naprsline.

### **2.2.3. Teorija dekohezije**

Teorija dekohezije Troiana [7] predlaže da visoka triaksijalna naprežanja koja su prisutna pri koncentraciji naprežanja, kao što je vrh pukotine, privlače otopljeni atomski vodik i lokalno smanjuju kohezijsku čvrstoću. Ako se postigne kritična koncentracija vodika, formira se mala pukotina koja se širi u područje s visokom koncentracijom vodika. Dalji rast pukotine mora čekati lokalizirano povećanje koncentracije vodika ispred pukotine. Ovaj proces iniciranja i širenja pukotine se ponavlja sve dok ili ne bude prisutan kritični nivo vodonika ili dok se nivo troosnog naprežanja ne smanji. Ovaj proces je šematski prikazan na slici 2.4.



Slika 2.4. Šema teorije dekohezije koju je predložio Troiano [7].

Oriani je također podržao teoriju dekohezije [8–10]. On je predložio da se maksimalna sila kohezije između atoma smanjuje otopljenim vodikom, koji se akumulira na mjestima zamke, kao što su šupljine, granice zrna i međusklopovi. Ako lokalni napon premašuje koheziону silu, koja se smanjuje otopljenim vodikom, atomske veze mogu biti prekinute i dolazi do pucanja.

Utjecaj mjesta zamka na krhkost vodika pretpostavlja da se vodik može

akumulirati na određenim lokacijama u mikrostrukтури, a “snaga” mjesta zamke određuje pod kojim uslovima vodik može sudjelovati u procesu [11, 12]. Na primjer, granica između određenih precipitata i matrice može predstavljati vrlo jaka mjesta zamka, sprječavajući vodik da izađe u matriks. Savage et al. [13] su koristili teoriju dekohezije da objasne povremeno oslobađanje vodoničnih mjehurića na vrhu pukotine koje su primijetili dok su pratili širenje pukotine. Vjerovatno, kako se pukotina širi, vodik se na mjestima zamka oslobađa na vrhu pukotine.

#### 2.2.4. Lokalizirana teorija plastičnosti poboljšana vodikom

Nekoliko istraživača, uključujući Sofronisa [14–16], Birnbauma i Sofronisa [17] i Lyncha [18], doprinijelo je razvoju teorije lokalizirane plastičnosti pojačane vodikom (HELP). Njihov mehanizam je podržan eksperimentalnim zapažanjima i teorijskim proračunima u rasponu temperatura i brzina deformacije. **Njihovo osnovno razmatranje je da vodik u čvrstom rastvoru olakšava kretanje dislokacije i povećava lokalnu plastičnost.** Ovo povećava količinu deformacije koja se javlja u lokalnom području uz površinu loma. **Prema ovoj teoriji, proces loma nije karakteriziran krtošću, već vrlo lokaliziranim procesom plastičnog loma.**

Hydrogen Diffusion Demonstration

[https://www.youtube.com/watch?v=Wjz8eh3uxkU&ab\\_channel=BillBruce](https://www.youtube.com/watch?v=Wjz8eh3uxkU&ab_channel=BillBruce)

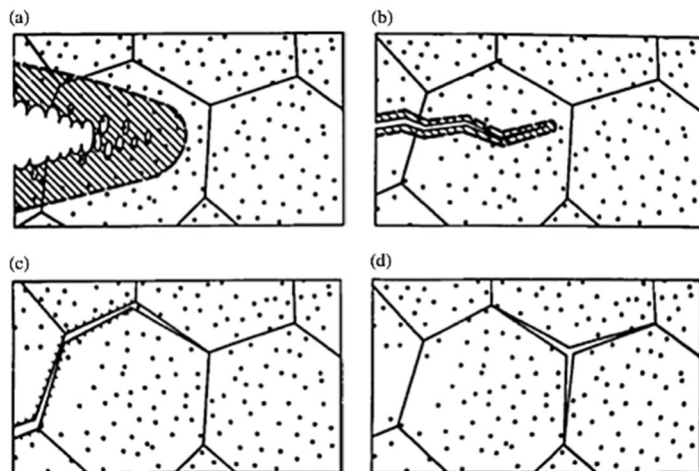
HELP model pretpostavlja da otopljeni vodonik djeluje tako da štiti elastične interakcije između prepreka i dislokacija. Pokretljivost dislokacije je stoga povećana zbog smanjenja energije interakcije između komponenti elastičnog napreznja. Ovaj fenomen je potvrđen eksperimentalnim promatranjem u različitim inženjerskim materijalima [19–23].

Kao rezultat toga, ako je distribucija vodika nehomogena, unutrašnji napon strujanja materijala varira u funkciji lokacije s lokalnim plastičnim protokom koji se javlja pri niskim naponima i većim koncentracijama vodika.

### 2.2.5. Beachemov model intenziteta stresa

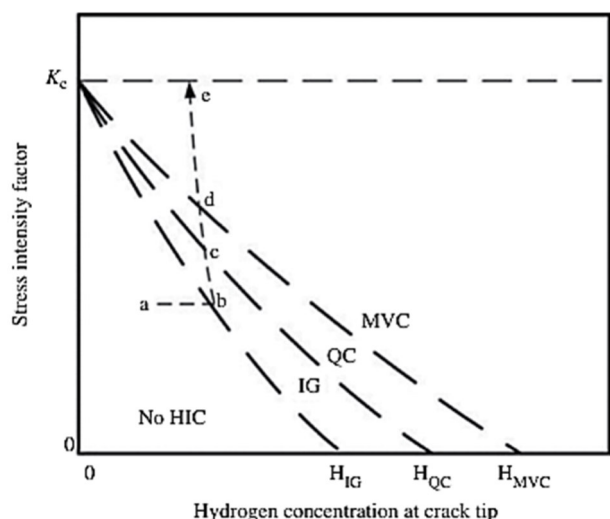
Model koji povezuje intenzitet napreznja na vrhu pukotine i koncentraciju vodika s ponašanjem loma predložio je Beachem u Laboratoriju za pomorsko istraživanje 1970-ih [24]. On je koristio klinasto opterećen uzorak u vodikovom okruženju kako bi stvorio opadajući faktor intenziteta napreznja ( $K$ ) na vrhu pukotine kako se pukotina širi.

Promjene u načinu loma u funkciji faktora intenziteta napreznja procijenjene su na temelju eksperimentalnog promatranja (fraktografija). Model je sugerirao da je mikroskopska deformacija ispred vrha pukotine potpomognuta koncentriranim vodonikom otopljenim u rešetki ispred vrha pukotine. Smanjenje faktora intenziteta napreznja rezultira postupnim smanjenjem mikroskopske plastičnosti, kao što je prikazano na slici 2.5. Stoga je zaključeno da ponašanje loma ovisi o kombinaciji koncentracije vodika i faktora intenziteta napreznja na vrhu pukotine.



Slika 2.5. Mikroskopski načini loma promatrani kao funkcija smanjenja faktora intenziteta napreznja i istovremenog smanjenja brzine pucanja. (a) Visok  $K$ , MVC, (b) srednji  $K$ , QC, (c) nizak  $K$ , Ig, i (d) Ig pucanje uz pomoć pritiska vodionika (Iz ref. [24]. © Springer).

Kada je faktor intenziteta napreznja nizak, a koncentracija vodika visoka, način loma je intergranularni (Ig), što je energetski najpovoljniji proces jer uključuje najmanju količinu plastične deformacije u usporedbi s mikroprazninskom koalescencijom (MVC - microvoid coalescence) i kvazi cijepanjem (QC - quasi-cleavage) načini loma. Pri većem intenzitetu napreznja i nižoj koncentraciji vodika, QC i MVC modovi zamjenjuju IG, kao što je prikazano na slici 2.6.

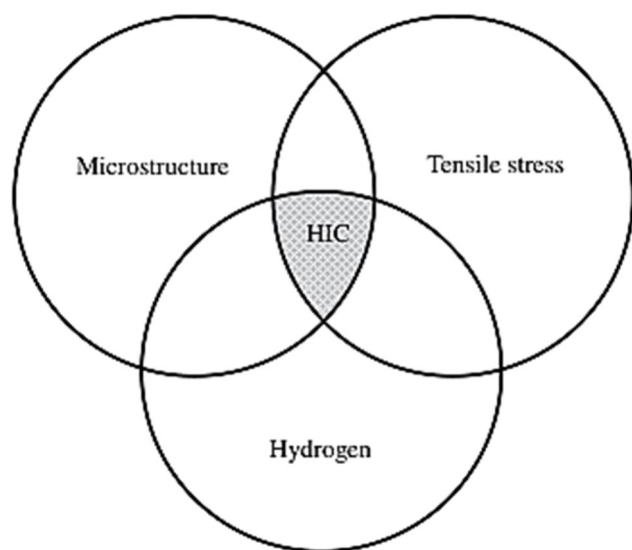


Slika 2.6. Kombinirani učinak faktora intenziteta naprezanja i koncentracije vodika na vrhu prsline na način loma (Iz ref. [24]. © Springer).

Kako se pukotina širi, moguće je da se način loma pomjeri iz jednog moda u drugi kao funkcija intenziteta naprezanja ili koncentracije vodika. Beachemov model je široko prihvaćen i potvrđen fraktografskom analizom uzoraka za ispitivanje pucanja

vodika koju su proveli drugi istraživači [25–28].

Iako jedinstveni HIC mehanizam još uvijek ne postoji, uopšteno se slaže da pojava HIC-a u čelicima zahtijeva istovremeno prisustvo graničnog nivoa vodonika, osjetljivu mikrostrukturu visoke tvrdoće i zadržavanje zatezanja, kao što je shematski prikazano na slici 2.7.



Slika 2.7. Interakcija vodonika, mikrostrukture i zateznog ograničenja za promicanje HIC-a.

Osim toga, temperatura mora biti u rasponu od  $-100$  do  $200^{\circ}\text{C}$  ( $-150$  do  $390^{\circ}\text{F}$ ). Ako je jedan od ova četiri faktora koji doprinose ograničen, HIC se može izbjeći. Sa stanovišta zavarivanja, najčešći pristupi za izbjegavanje HIC-a su kontrola mikrostrukture prema sastavu i kontrola termičkog ciklusa zavarivanja i minimiziranje unosa azota.

### 2.3. Faktori koji utiču na HIC

Vodikove pukotine u čelicima mogu se pojaviti i u metalu šava i u HAZ-u, iako je najzastupljenije u HAZ-u zbog kombinacije mikrostrukture i ograničenja zatezanja koja postoji u ovoj regiji šava. **Sastav i mikrostruktura metala šava se obično može kontrolisati kako bi se minimiziralo ili eliminisalo vodonične pukotine.**

Na primjer, za zavarivanje čelika visoke čvrstoće mogu se koristiti dodatni metali blago neusklađene čvrstoće s feritnom i/ili bainitnom mikrostrukturuom.

Kao što je prethodno navedeno, četiri uslova moraju biti ispunjena da bi se HIC pojavio:

1. granični nivo vodonika,
2. osjetljiva mikrostruktura,
3. visok nivo ograničenja i
4. temperatura blizu ambijentalne.

### **2.3.1. Vodonik u zavarenim spojevima**

Vodik se može uvesti u zavar iz nekoliko izvora. To uključuje:

1. vodonik u izvornom osnovnom materijalu,
2. vlagu u elektrodnim premazima i fluksovima,
3. organske kontaminante (mast ili ulje),
4. vodonik u zaštitnom plinu i, povremeno,
5. vlažnost iz atmosfere.

Vodonik iz ovih izvora može se asimilirati u rastopljeni zavareni bazen jer tečnost ima mnogo veću rastvorljivost vodonika od čvrste materije (posebno gvožđa i aluminijuma). Nakon skrućivanja, difuzivnost vodika u mikrostrukturi je izuzetno visoka, a vodik difundira niz gradijent koncentracije u HAZ-u.

Stvarno mjerenje nivoa vodonika u materijalima bilo je predmet mnogih istraživačkih napora (i značajnih kontroverzi). Još uvijek je teško dodijeliti „siguran“ nivo vodonika zavarenim spojevima i HAZ-ovima u inženjerskim materijalima. Granični nivo vodonika koji potiče pucanje ovisi o materijalu, njegovoj mikrostrukturi i stanju naprezanja. Na primjer, martenzitni čelici visoke čvrstoće zahtijevaju manje difuzijskog vodika od feritnih čelika niske čvrstoće da bi izazvali pucanje. Uopšteno pravilo treba učiniti sve da se izvori vodonika svedu na minimum ili eliminišu.

Također postoji razlika između ukupnog sadržaja vodonika koji se mjeri i udjela ovog ukupnog broja koji je dostupan za difuziju i doprinos HIC-u. Mikrostruktura može sadržavati mnoga mjesta na kojima vodonik može biti zarobljen – granice zrna i sučelje čestica/matrica – i ograničiti njegovu difuziju u matrici [12].

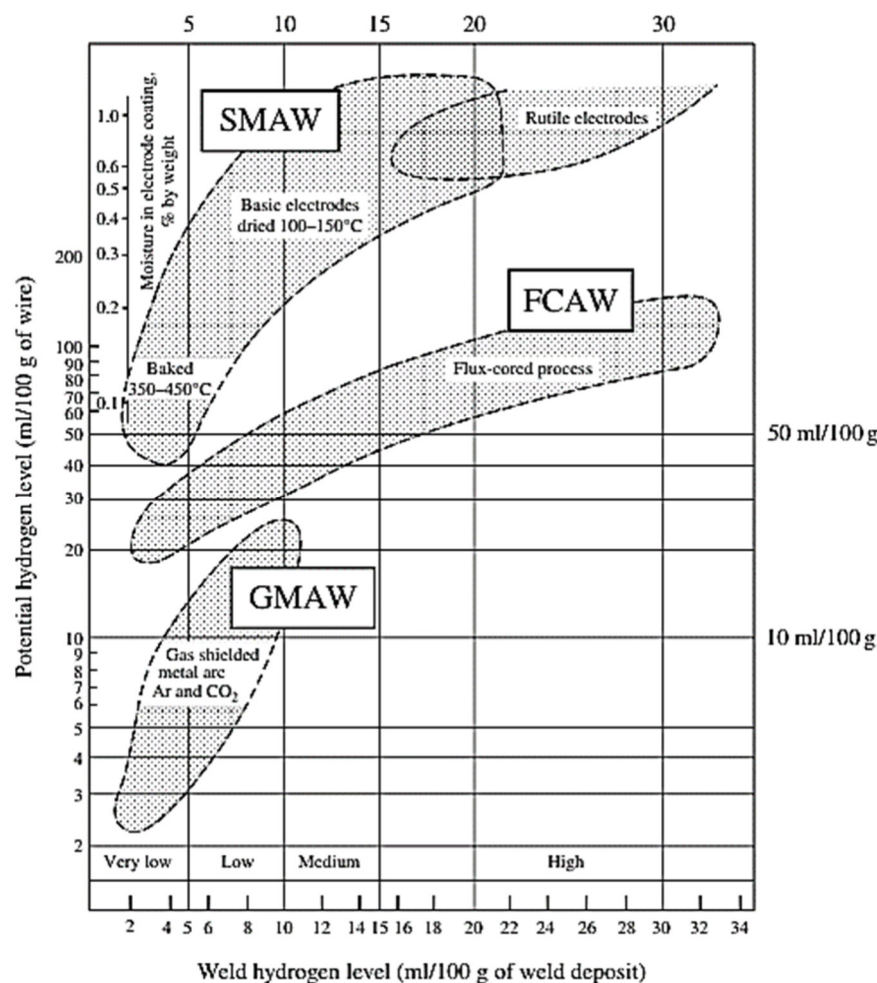
Ukupni sadržaj vodika je mjera za sav vodonik koji je prisutan u materijalu i može se dobiti posebnim analitičkim tehnikama. Ovo uključuje vodonik koji je slobodan u matriksu i onaj koji je "zarobljen". Općenito, samo slobodni ili difuzijski vodonik može doprinijeti HIC-u. Za mjerenje difuzibilnog vodonika moraju se koristiti posebne metode, koje se oslanjaju na omogućavanje da se vodonik difundira iz materijala tokom vremena pod uvjetima u kojima se može izmjeriti evolucija vodonika.

U većini slučajeva, poželjno je izmjeriti stvarni sadržaj vodonika u zavaru umjesto da se oslanja na procjenu. Vodik je prilično teško izmjeriti jer je tako mobilan i može difundirati iz uzorka na sobnoj temperaturi. Iz tog razloga, razvijene su prilično razrađene i detaljne procedure za određivanje vodonika, kao što je opisano u ANSI/AWS A4.3-93.

Koristeći ovu proceduru, uzorci se pripremaju zavarivanjem željenim postupkom i drže u bakrenom učvršćenju kako bi se ubrzalo hlađenje na sobnu temperaturu. Odmah nakon zavarivanja, uzorak se uranja u ledenu kupku i drži na 0°C (32°F) dok se ne izvrši analiza vodonika. Ako se pravilno slijedi, ovaj postupak će zadržati većinu vodika.

Jednostavnija i direktnija metoda za mjerenje vodonika je stavljanje uzorka u plinski hromatograf. Ovaj instrument mjeri vodik direktno i u relativno kratkom periodu (minutama). Upotreba hromatografa je opisana u ASTM E260.

Ukupni sadržaj vodika može se izmjeriti pomoću tehnika izgaranja, kao što je LeCo metoda [29]. Ova tehnika je takođe korisna za merenje nivoa ugljenika i azota. U materijalima koji sadrže stabilna mjesta zamka, mjerenje ukupnog vodonika možda neće biti dobra procjena difuzibilnog vodonika koji doprinosi HIC-u.



Odabrani proces zavarivanja i korišteni potrošni materijal imaju veliki utjecaj na količinu vodonika koja se može asimilirati u metal šava i HAZ tokom zavarivanja. Slika 2.8 prikazuje nivoe vodonika koji su mogući za različite procese. Nivo vodonika u zavaru se mjeri u jedinicama ml/100 g [30].

Slika 2.8. Uticaj izbora procesa zavarivanja na sadržaj vodonika (Iz ref. [30]).

Kao što je prikazano na x-osi na ovom grafikonu, stvarni nivoi vodonika mogu se kretati od čak 2 do preko 30 ml/100 g. Ukupni nivoi vodonika manji od 10 ml/100 g smatraju se niskim i obično predstavljaju mali rizik za HIC (osim ako je tvrdoća metala šava ili HAZ vrlo visoka). Nivoi između 10 i 20 uopšteno zahtijevaju posebne mjere opreza. Iznad 20, HIC može biti vrlo teško izbjeći pod uslovima visokog ograničenja.

Procesi zaštićeni fluksom (zavarivanje zaštićenim metalom (SMAW), FCAW i SAW) su najosjetljiviji na prikupljanje vodonika, budući da vlaga u fluksu najveći doprinosi stvaranju vodonika. Potrošni materijal SMAW i FCAW može proizvesti širok raspon nivoa vodonika na osnovu prirode sistema fluksa ili šljake koji se koristi. Posebno imajte na umu da rutilne elektrode (kao što su E6010 i E7010) proizvode visoke nivoa vodonika za zavarivanje. Suprotno tome, procesi koji koriste zaštitni gas za zaštitu, kao što su GMAW i GTAW, imaju nizak potencijal za vodonik u metalu šava.

SMAW - Shielded Metal-Arc Welding

FCAW - Flux cored-arc welding

SAW - Submerged-Arc Welding

GMAW - Gas Metal-Arc Welding

GTAW - Gas Tungsten-Arc Welding

SMAW - Zaštićeno elektrolučno zavarivanje

FCAW - **Elektrolučno zavarivanje**

SAW - Zavarivanje pod praškom

GMAW - Plinsko zavarivanje metala

GTAW - Gas Tungsten-Arc Welding

Zaštićeno elektrolučno zavarivanje (SMAW) ili štapno zavarivanje je ručni postupak zavarivanja koji je vrlo sličan FCAW – glavna razlika je u tome što je cijela elektroda obložena inertnim plinom (fluksom) kod SMAW, dok je kod FCAW tok samo na jezgra elektrode.

Plinsko metalnolučno zavarivanje (GMAW) , također popularno poznato kao metalni inertni plin ( MIG ), postupak je zavarivanja koji je jednostavan za naučiti i nudi visoku produktivnost. Slično FCAW-u, GMAW procesi koriste potrošnu elektrodu (žicu za punjenje) za zavarivanje metalnih dijelova zajedno s lukom koji stvara istosmjerno napajanje. Svi postupci GMAW zavarivanja koriste zaštitni plin, ali se vrsta plina razlikuje.

MIG je popularniji GMAW proces u SAD-u i označava Metal Inert Gas što znači da koristi inertne plinove poput argona i helija, što ga čini prikladnim za zavarivanje obojenih metala poput aluminija.

MAG, s druge strane, označava Metal Active Gas i stoga koristi mješavine ugljičnog dioksida, argona i kisika kao zaštitnih plinova . MAG je prikladniji za zavarivanje čelika.



MIG je jedan od najpopularnijih postupaka zavarivanja u Sjedinjenim Državama jer nudi nevjerojatnu svestranost i relativno je jednostavan za korištenje. Međutim, potrebna razina ručne vještine može uvelike varirati između modela i konfiguracija (MIG može biti ručni, poluautomatski ili automatski). Također zahtijeva više rutinskog održavanja nego GTAW i SMAW.

Plinsko lučno zavarivanje volframom (GTAW) također je poznato kao zavarivanje inertnim plinom volframom (TIG) koje, za razliku od GMAW i FCAW, koristi elektrodu koja se ne troši od volframa, što znači da može biti potrebna zasebna žica ili šipka za punjenje. GTAW ili TIG je svestran postupak zavarivanja koji se može koristiti i na željeznim i na obojenim metalima, sa ili bez punila.

U usporedbi s drugim postupcima zavarivanja, GTAW ili TIG imaju strmiju krivulju učenja i njima je najteže svladati jer GTAW nudi manje kontrole nad ponašanjem luka i bazena za zavarivanje. Još uvijek je vrlo popularan jer su zavari stvoreni GTAW ili TIG zavarivačima vrlo visoke kvalitete, precizni i vrlo izdržljivi. Mali luk također ga čini pogodnim za rad na tankim metalima.

Izvor: <https://www.weldinghandbook.com/types-of-welding/>

Vodik uveden u zavar kroz luk ili rastopljeni zavareni bazen mora difundirati u susjedni HAZ kako bi ZUT - HAZ bio osjetljiv na HIC. Budući da je sadržaj vodonika u osnovnom metalu uopšte nizak, metal šava postaje primarni izvor vodonika.

Kao što je prikazano na slici 2.3, difuzivnost vodika u čvrstom stanju je funkcija temperature i mikrostrukture. Difuzija vodonika u feritnim (bcc) materijalima je mnogo brža nego u austenitu (fcc) zbog otvorenije strukture kristalne rešetke bcc u odnosu na fcc.

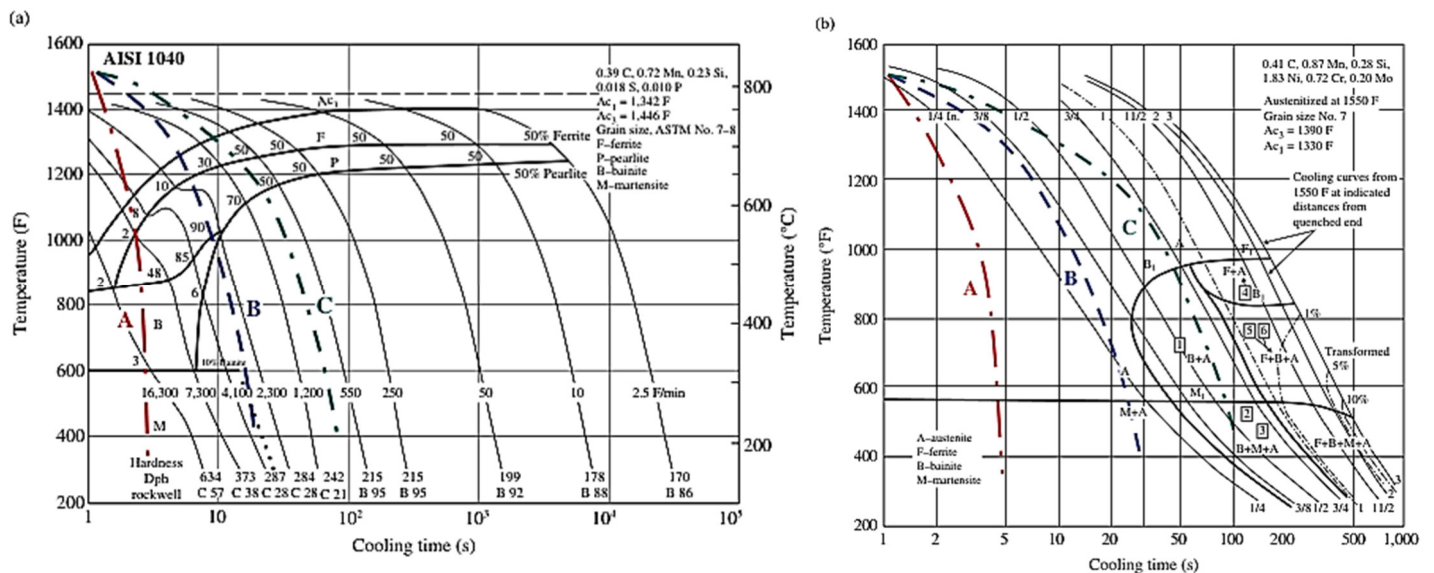
**Difuzija vodika u feritnim čelicima je brža za preko 3 reda veličine (1000 puta) u odnosu na austenitne legure.**

Ovo dijelom objašnjava zašto su čelici koji su austenitni na sobnoj temperaturi ili blizu nje otporniji na HIC. Široki pojas difuzivnosti vodika ispod približno 150°C odražava širok raspon mikrostrukture koje mogu biti prisutne u čelicima - ferit, perlit, bainit i martenzit. **Stope difuzije u bainitu i martenzitu su obično najveće.**

### 2.3.2. Efekat mikrostrukture

U C–Mn i niskolegiranim čelicima može postojati široka lepeza mikrostrukture zavara, ovisno o specifičnom sastavu čelika i procesu/parametrima zavarivanja. Uopšte, tvrde i/ili lomljive mikrostrukture su najosjetljivije na pucanje vodikom. Ove mikrostrukture uopšte nastaju uslijed brzog hlađenja iznad gornje kritične temperature (A3) i obično su martenzitne ili beinitne.

Brze stope hlađenja rezultat su procesa zavarivanja sa niskim unosom topline, niske temperature predgrijavanja i/ili međuprolaznih temperatura i debljine presjeka. Utjecaj brzine hlađenja od gornje kritične do sobne temperature na mikrostrukturu generiranu u običnom ugljičnom (AISI 1040) i nisko legiranom čeliku (AISI 4340) prikazan je dijagramima kontinuirane transformacije hlađenja (CCT) prikazanim na slici 2.9. [31].



Slika 2.9. Dijagrami transformacije kontinuiranog hlađenja. (a) AISI 1040 i (b) AISI 4340 (Iz ref. [31]. © ASM).

Na oba dijagrama su postavljene tri krive hlađenja, koje predstavljaju visoke (A), srednje (B) i niske (C) brzine hlađenja iznad A3 temperature. Ovo je reprezentativno za opseg koji se može očekivati u HAZ tokom zavarivanja. Za većinu čelika, brzina hlađenja u rasponu od 800 do 500°C (1470-930°F) je najkritičnija jer je to raspon u kojem se austenit pretvara u produkte transformacije niže temperature. Vrijeme hlađenja kroz ovaj raspon, označeno kao  $t_{8-5}$ , često se koristi kao mjera brzine hlađenja.

Za čelik AISI 1040, čak i najveća brzina hlađenja neće proizvesti potpuno martenzitnu strukturu, a sporije stope hlađenja (B i C) rezultiraju mikrostrukturama koje se prvenstveno sastoje od ferita i perlita. Nasuprot tome, AISI 4340 čelik formira 100% martenzita pri visokim i srednjim brzinama hlađenja i mješavinu beinita i martenzita pri najsporijim brzinama hlađenja.

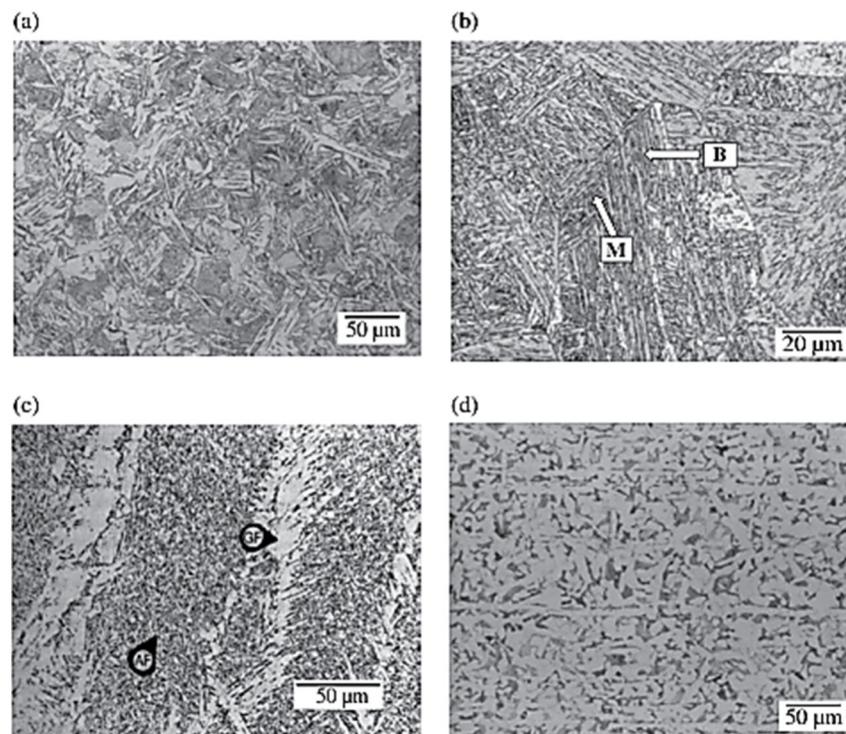
Ovo pokazuje važan učinak otvrdljivosti na mikrostrukturu koja se formira u HAZ-u. Za otvrdljive čelike, kao što je 4340, martenzit će se lako formirati u HAZ-u i ne može se izbjeći kontrolom unosa topline ili temperature predgrijavanja/međuprolaza. Na mikrostrukturu HAZ čelika 1040, sa nižom otvrdljivošću, može se u velikoj mjeri utjecati kontrola brzine hlađenja, a osjetljivost na HIC može se smanjiti izbjegavanjem martenzita i bainita u ovom čeliku. Za okaljive čelike, kao što je 4340, HIC se mora kontrolisati smanjenjem sadržaja H u HAZ-u jer kontrola mikrostrukture tokom zavarivanja nije moguća.

Relativna osjetljivost različitih tipova mikrostrukture uočena u čelicima prikazana je u tablici 2.1. Nekaljeni martenzit je najosjetljiviji, dok su ferit i perlit, acikularni ferit i austenit najotporniji. Tabela 2.1. Relativno rangiranje osjetljivosti na HIC prema mikrostrukтури

Nekaljeni martenzit Nekaljeni martenzit i bainit Bainite Kaljeni martenzit Ferit i perlit Acikularni ferit Austenit	smanjenje osjetljivosti na HIC
---	--------------------------------

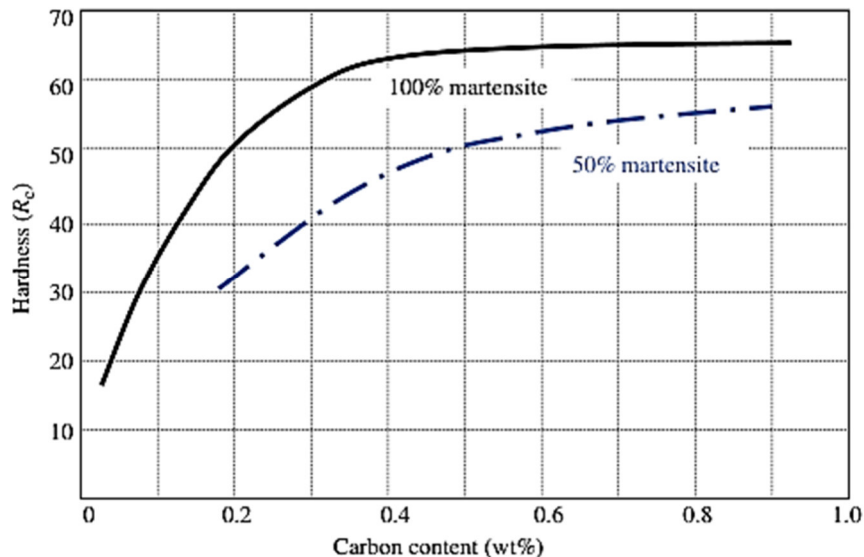
U određenoj mjeri, tvrdoća se može koristiti kao mjera HIC osjetljivosti mikrostrukture.

Generalno, mikrostrukture sa nivoom tvrdoće ispod 35 HRC (~350 VHN) su otporne na HIC u većini uslova. primjeri tipova mikrostrukture pronađenih u ugljičnim čelicima dati su na slici 2.10.



Slika 2.10. Tipovi mikrostrukture u čeliku. (a) martenzit, (b) bejnit/martenzit, (c) iglasti ferit sa feritom na granici zrna i (d) ferit i perlit.

Sastav, u kombinaciji sa brzinom hlađenja, na kraju kontroliše mikrostrukturu i tvrdoću čelika. Sadržaj ugljika ima najveći utjecaj na tvrdoću, dok ostali dodaci legure (zajedno s ugljikom) utječu na kaljivost čelika. **Kaljivost je koncept koji predviđa lakoću formiranja martenzita u mikrostrukturi. Budući da je martenzit najosjetljivija mikrostruktura na HIC, sposobnost predviđanja da li će se formirati je važan faktor u određivanju osjetljivosti na HIC.**



Tvrdoća martenzita je gotovo u potpunosti diktirana sadržajem ugljika u čeliku, kao što je prikazano na slici 2.11.

Slika 2.11. Odnos između tvrdoće i sadržaja ugljika.

U uslovima u kojima se formira 100% martenzita, tvrdoća se predviđa gornjom krivom. imajte na umu da je čak i pri relativno niskom sadržaju ugljika (0,2 %), maksimalna tvrdoća reda veličine 50 HRC. Ovo objašnjava zašto mnogi čelici koji su otporni na HIC imaju nivoe ugljika na ili ispod približno 0,1 %. Tvrdoća se također može kontrolisati smanjenjem količine martenzita koji se formira, kao što je prikazano donjom krivom na slici 2.11 za 50% martenzita. To se može postići kontrolom brzine hlađenja ili smanjenjem kaljivosti čelika.

Formule ekvivalenta ugljika (CE) koriste se za predviđanje osjetljivosti na HIC. Što je veća vrijednost CE, to je čelik osjetljiviji na HIC. Nažalost, ne postoji jedna formula CE koja se može koristiti za sve čelike. Formula IIW CE,  $CE_{IIW}$ , je ona koja se najviše koristi jer se može primijeniti na većinu običnih ugljičnih i C–Mn čelika:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (2.1)$$

Međutim, postoje mnoge druge CE formule koje bi mogle biti prikladnije za specifične sisteme legura, kao što je navedeno u tabeli 2.2. Yurioka i Suzuki [32] su grupisali ove formule u kategorije na osnovu sadržaja ugljika i legirajućih elemenata u različitim čelicima. Općenito, formula  $CE_{IIW}$  ima tendenciju da manje predviđa otvrdljivost jer se sadržaj ugljika smanjuje, a sadržaj legure povećava. Biće biti prikazano kako se koncept CE koristi za određivanje postupaka zavarivanja i/ili temperature predgrijavanja kako bi se spriječio HIC tokom zavarivanja.

Tabela 2.2. Formula ekvivalenta ugljika za čelik

Group	Formula (values in wt%)	References
A	$CE_{IIV} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$	1
	$CE_{WES} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$	2
	$CE_{Stout} = C + Mn/6 + Cu/40 + Ni/20 + (Cr + Mo)/10$	3
B	$CE_{DNV} = C + Si/24 + Mn/10 + (Ni + Cu)/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/10$	4
	$P_N = C + Si/20 + Mn/10 + Cu/20 + Cr/30 + Mo/20 + 4P/3$	5
C	$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$	6
	$CE_{PLS} = C + Si/25 + Mn/16 + Cu/16 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/40 + V/15$	7
	$CE_{HSLA} = C + Mn/16 + Ni/50 + Cr/23 + Mo/7 + Nb/5 + V/9$	8
D	$CE_N = C + A(C)[Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ where: $A(C) = 0.75 + 0.25 \tan \ln 20(C - 0.12)$	9

<sup>a</sup>From ref. [32].

group A: medium-carbon (>0.16 wt%) steels, not for low-alloy steels.

group B: medium- to low-carbon and medium- to low-alloy steels, stronger effect of carbon than group A.

group C: low-carbon and low-alloy steels including HSLA steels.

group D: range of carbon and alloy content, special factor for carbon.

1 Dearden J. o'neill H. A guide to the selection and welding of low-alloy structural steels, Trans Inst Weld 1940;3:203–214.

2 kihara H, Suzuki H, kanatani y. Studies on weld hardening of steel (report 3), Journal of Japanese Welding Society, 1958, 27(1):36–42.

3 Stout rD, Vasudevan r, Pense AW. A field weldability test for pipeline steels, Weld J 1976;55(4):89s–94s.

4 Hannerz NE. The influence of silicon on the mechanical properties and the weldability of mild and high tensile structural steels, IIV Doc. IX-1169-80; 1980.

5 Tanaka J, kitada T. Study on the fillet weld cracking, JWS 1972;41(8):915–924.

6 Ito y, Bessho k. Cracking parameter of high strength steels related to heat affected zone cracking, JWS 1968;37(9):983–991.

7 Duren C, niederhoff k. Hardness in the heat affected zone of pipeline girth welds. Proceedings of the Third International Conference on Welding and Performance of Pipelines; november 1986; London. The Welding Institute.

8 graville BA. Proceedings of the Conference on Welding of HSLA structural steels; november 1976; rome. American Society for Metals and Associazione di Metallurgia.

9 yurioka n, Suzuki H, oshita S. Determination of necessary preheating temperature. Weld J 1983;62(6):147s–153s.

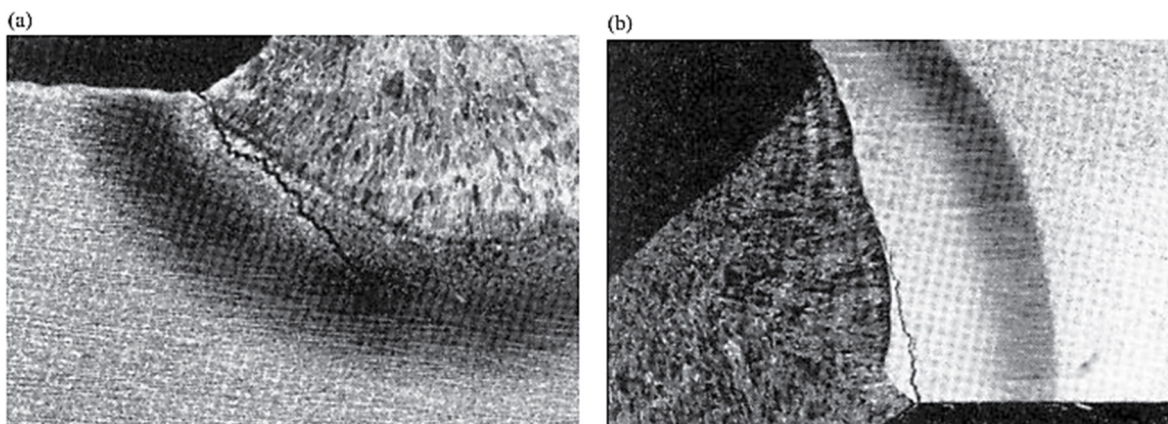
### 2.3.3. Ograničenje

Ograničenje je izraz koji se često koristi za opisivanje stanja napreznja i deformacije zavarenog spoja koje je rezultat raznih faktora. Visoka suzdržanost je obično neophodan entitet za HIC. Općenito, ograničenje je najteža varijabla za kontrolu i mjerenje u odnosu na HIC. Većina prediktivnih odnosa za pucanje vodika jednostavno se odnosi na ograničenje debljine materijala i eventualnog dizajna spoja. Drugi faktori koji doprinose ograničenju zavora su osnovni materijal i čvrstoća metala šava i vanjsko pričvršćivanje.

U mnogim slučajevima nije važno cjelokupno (globalno) ograničenje, već lokalna vlačna napreznja koja su prisutna na tačkama koncentracije napona, kao što je vrh šava. Budući da je vodonik tako mobilan u strukturi, moguće je da se vodonik akumulira u području visokog vlačnog napreznja.

U slučaju HIC-a povezanog sa zavarenim spojevima, zaostala napreznja mogu podvrgnuti regije HAZ nivoima napreznja blizu tečenja. Prisutnost geometrijskih defekata kao što su podrezivanje, prekomjerno preklapanje, prekomjerno propuštanje (donji dio) i drugi koncentratori napreznja mogu dovesti do lokalno visokih razina napreznja. U SMAW-u, prodori šljake na vrh šava mogu djelovati kao tačke koncentracije napona.

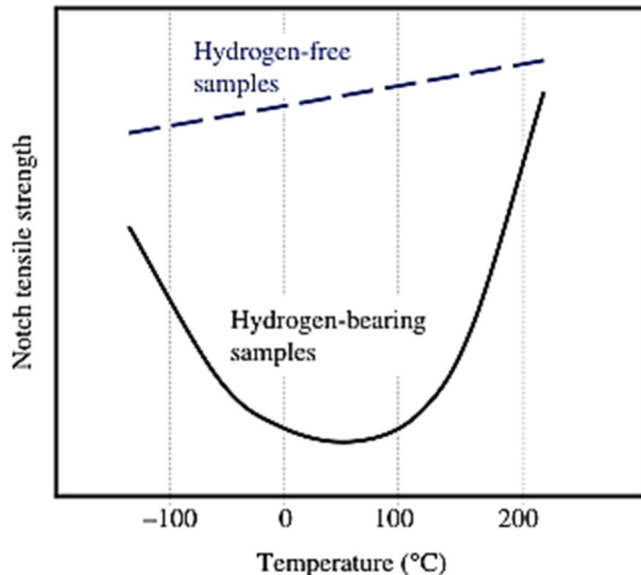
Gotovo svi HIC iniciraju pri koncentracijama napreznja u zavaru, kao što je prikazano na slici 2.12 [33]. Kao što će biti opisano kasnije u ovom poglavlju, većina testova za HIC uključuje zarez ili drugu značajku koncentracije napona. Također je važno da su ove koncentracije napona vrlo blizu CGHAZ (coarse grain heat-affected-zone - grubo zrno toplotno pogođeno područje) gdje se očekuju najosjetljivija mikrostruktura i najviši nivoi vodonika. Microstructure and mechanical performances of CGHAZ for oil tank steel during high heat input welding, <https://link.springer.com/article/10.1007/s12598-013-0036-y>



Slika 2.12. Primjeri pokretanja vodikovog pucanja na tačkama koncentracije napona (Iz ref. [33]. © Maney).

### 2.3.4. Temperatura

Osjetljivost čelika na pucanje vodika vrlo ovisi o temperaturi. Ova zavisnost je ilustrovana na slici 2.13. Na temperaturama iznad 200°C (390°F), manja je vjerovatnoća da će se formirati vodonične pukotine jer se vodonik može lako difundirati i inherentna otpornost na lom (žilavost loma) mikrostrukture se povećava.



Slika 2.13. Uticaj vodika na vlačnu čvrstoću u vodiku (Prilagođeno iz ref. [33]). Na vrlo niskim temperaturama (< -50°C), pokretljivost vodika se smanjuje i njegov učinak je minimiziran, iako je smanjenje utjecaja vodika često maskirano inherentno niskom otpornošću na lom u određenim mikrostrukturama (npr. martenzit). U čelicima, temperatura prijelaza od duktilnog u krto je normalno u rasponu od 20 do -100°C.

Kao što je ranije objašnjeno, ne doprinosi HIC-u sav vodonik koji je prisutan u materijalu. Vodonik je prisutan i u "difuzijskom" i "nedifuzijskom" obliku. Samo difuzibilni vodonik doprinosi HIC-u, budući da je u stanju da difunduje u područja visokog stresa. Nedifuzijski vodonik je "zarobljen" u strukturi i nije u stanju da difundira. Mjesta zarobljavanja mogu uključivati granice zrna i interfejse između čestica i matrice.

### 2.3.5. Kvantifikovanje sklonosti prema HIC

Razvijene su brojne metode i tehnike testiranja za kvantificiranje osjetljivosti na HIC. Jedna indirektna metoda za procjenu potencijalne osjetljivosti na HIC je mjerenje otvrdljivosti materijala. Istorijski gledano, ovo se radilo pomoću Jominy end quench metode. Postoji mnogo direktnih testova za HIC, od kojih su neki prethodno opisani za kvantifikaciju drugih tipova pucanja, kao što je pucanje od ponovnog zagrijavanja. Kao i kod testova za druge mehanizme pucanja, razvijeni su i testovi samoograničavanja i eksternog opterećenja. Među testovima samoograničavanja najpopularniji su test kontrolisane termičke ozbiljnosti (CTS), test y-žlijeba (ili Tekken) i test zrna na ploči (G-BOP). Od eksterno opterećenih testova najčešće se koriste test implantata, test raspucavanja pri zatezanju (TRC) i test pucanja povećane deformacije. Mnoge od ovih tehnika testiranja opisane su u AWS standardu B4.0 [34] i ISO 17642-3:2005(e). Kannengiesser i Böllinghaus objavili su pregled testova pucanja vodika u kojem se raspravlja o upotrebi i primjeni ovih testova [35].

## 2.4. Identifikacija HIC

HIC ili HAC se javlja odmah nakon što je zavarivanje završeno ili nakon vremena kašnjenja. Općenito, ako dođe do pucanja, to će biti unutar 72 h od završetka zavarivanja. Zbog ove mogućnosti odgođenog stvaranja pukotina, mnogi standardi za inspekciju zavara zahtijevaju najmanje 48 sati čekanja nakon zavarivanja prije nego što se može izvršiti konačna inspekcija. Budući da su visoko vlačno naprezanje i koncentracija naprezanja ključni faktori koji pospješuju stvaranje pukotina, pukotine normalno nastaju na diskontinuitetima zavara povezanih s geometrijom zavara. U većini slučajeva, efekat prirodnog zarez stvara se na korijenu ili prstu vara gdje se metal šava susreće s osnovnim metalom. Takav zarez, iako nije oštar, koncentrira će stres.

Dva primjera koncentracije naprezanja koja dovode do pucanja prethodno su prikazana na slici 2.12. HIC se može pojaviti ili u metalu šava ili u HAZ-u. Budući da postoji jaka korelacija između HIC podložnosti i tvrdoće, pucanje je najzastupljenije u području najveće tvrdoće.

Za većinu čelika, ovo se događa u CGHAZ-u neposredno uz granicu fuzije. U velikoj većini slučajeva, HIC započinje na slobodnoj površini na granici fuzije i u početku se širi u CGHAZ.

To se događa zato što su zadovoljena sva tri uslova za stvaranje vodoničnih pukotina (slika 2.7) - koncentracija napona, visoka tvrdoća i vodonik koji je difundirao iz rastopljenog metala šava. Moguća je pojava vodoničnog pucanja na drugim lokacijama ako su ispunjeni potrebni uslovi. Na primjer, pukotina ispod sloja za vrijeme oblaganja može biti oblik HIC-a ako su prisutna dovoljna naprezanja.

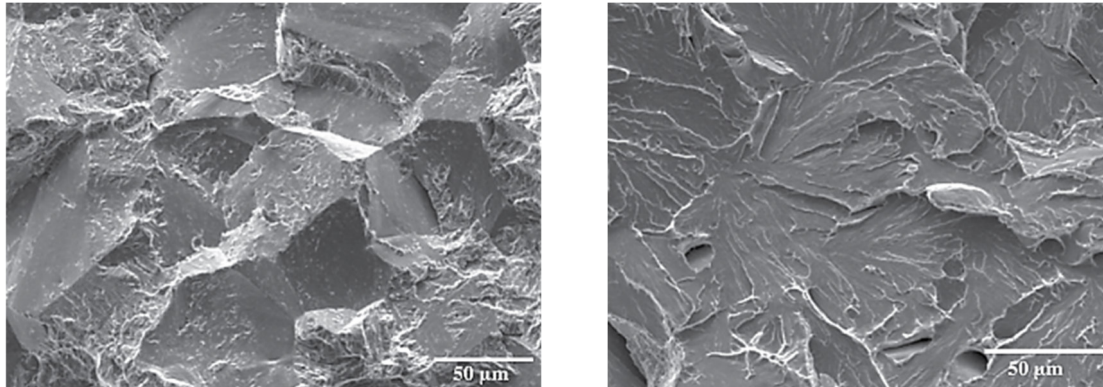
HIC se može razmnožavati na Ig ili transgranularni način. Ako je Ig, put prsline je duž prethodnih granica zrna austenita. IG lom je pogodniji pri nižim intenzitetima naprezanja (vidi slike 2.5 i 2.6) i ako postoji velika segregacija nečistoća na granicama zrna.

U većini slučajeva, širenje pukotine je transgranularno i, kao što je objašnjeno u nastavku teksta, može pokazati različite morfologije površine loma ovisno o stanju naprezanja na vrhu pukotine i koncentraciji vodika. U nekim slučajevima, kao što je kod niskolegiranih čelika, može biti teško razlikovati HIC i pucanje nakon ponovnog zagrijavanja. Pukotine od ponovnog zagrijavanja nisu prisutne u zavarenoj strukturi, tako da su pukotine prisutne neposredno nakon zavarivanja najvjerojatnije HIC. Pukotine od ponovnog zagrijavanja su uvijek Ig i šire se duž prethodnih granica zrna austenita u vrlo bliskoj blizini granice fuzije.

Vodikove pukotine obično nisu tako usko poravnate sa granicom fuzije i imaju tendenciju da lutaju unutar CGHAZ, kao što je prikazano na slici 2.12a.

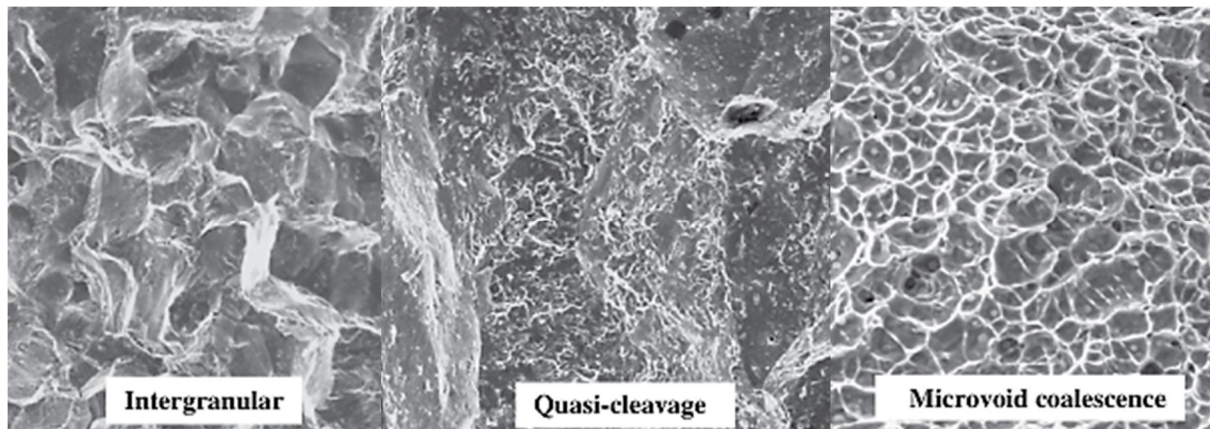


Najuvjerljivija razlikovna karakteristika između pukotina od ponovnog zagrijavanja i vodoničnih pukotina je tendencija da se vodonične pukotine šire u transgranularnom ili mješovitom IG/transgranularnom načinu. Primjeri i IG i transgranularnog HIC-a dati su na slici 2.14.



Slika 2.14. Primjeri (a) intergranularnog i (b) transgranularnog HIC-a (od Xin Yue).

Analiza površine loma u SEM-u je velika pomoć u identifikaciji HIC-a. Transgranularni prijelom prikazuje ili QC ili duktilni način rupture. Ove morfologije prijeloma pored Ig HIC prikazane su na slici 2.15.



Slika 2.15. Načini prijeloma povezani sa HIC-om. (a) Intergranularno, (b) kvazicijepanje, i (c) mikropraznina koalescencija.

Režim opisan kao “MVC” je u suštini isti kao i duktilna ruptura udubljenja gdje se šupljine formiraju na diskretnim lokacijama u mikrostrukтури (kao što je sučelje čestica/matrica) i povezuju se zajedno da formiraju površinu pukotine s izgledom udubljenja.

QC lom je jedinstven za vodoničnu krtost i predstavlja mješavinu pravog cijepanja i duktilne rupture s lomom duž kristalografskih ravnina unutar zrna, ali s određenom mikroduktilnošću.

Lom IG potpomognut vodikom javlja se duž prethodnih granica zrna austenita i, kao što je ranije spomenuto, može biti teško razlikovati od drugih oblika loma IG u čvrstom stanju, kao što je ponovno zagrijavanje ili pucanje zbog oslobađanja od naprezanja.

## **2.5. Prevencija HIC-a**

Od svih problema zavarljivosti povezanih sa zavarenim konstrukcijama, više napora je koncentrisano na kontrolu i prevenciju HIC-a od svih ostalih zajedno. Prevencija HIC-a zahtijeva da se eliminiše jedan od glavnih faktora koji doprinose pucanju. To uključuje vodonik, mikrostrukturu, ograničenje i temperaturu.

Smanjenje unosa vodonika tokom zavarivanja zahtijeva pažljivu kontrolu i rukovanje osnovnim metalima i potrošnim materijalima. U procesima koji koriste obložene elektrode ili fluksove, toplo se preporučuje pečenje ovih elektroda ili fluksa u temperaturnom rasponu od 250 do 450°C, nakon čega slijedi skladištenje na temperaturi iznad 100°C.

Ove mjere predostrožnosti uklanjaju vlagu koja se kasnije može dislocirati u zavaru i formirati vodonik. Također se preporučuje upotreba elektroda sa niskim sadržajem vodika koje ne sadrže spojeve koji se dislociraju u vodik. Na primjer, celulozne elektrode će generirati vodonik u luku zavarivanja.

Čistoća je također kritična. Boje, hrđa, mast i druga maziva mogu djelovati kao izvori vodika bilo na osnovnom materijalu ili na materijalu za punjenje. Prije zavarivanja treba koristiti odgovarajuće postupke čišćenja.

Mikrostruktura metala šava i HAZ ima snažan utjecaj na podložnost pucanju. U zoni fuzije šava mikrostrukturalna kontrola se najčešće provodi odabirom sastava dodatnog metala koji stvaraju otpornije mikrostrukture (vidi tabelu 2.1).

U HAZ-u, mikrostrukture otporne na HIC mogu se proizvesti u nekim čelicima smanjenjem brzine hlađenja, obično korištenjem većeg unosa topline zavara, predgrijavanja ili kombinacije ovih. Efikasnost kontrole mikrostrukture termičkim uslovima zavara opada kako se CE čelika povećava. Za zavarivanje sa više prolaza, mogu se razviti i rasporedi zavarivanja, koji efektivno ublažavaju temeljnu HAZ. Na primjer, takozvane tehnike "temperature" razvijene su za kaljenje HAZ u velikim strukturama gdje toplinska obrada nakon zavarivanja nije opcija.

Ograničavanje zavara je često najteža od varijabli povezanih s pucanjem vodika za kontrolu. Treba obratiti pažnju na dizajn zavarenih spojeva i postupke zavarivanja koji minimiziraju nivo zaostalih naprezanja, posebno u zavarenim delovima debelog preseka. Upotreba predgrijavanja i kontrole temperature međuprolaza može pomoći u smanjenju efekata

preostalog naprezanja. **Izvođenje termičke obrade za ublažavanje naprezanja neposredno nakon zavarivanja je najefikasnija metoda za uklanjanje efekata zaostalih naprezanja.**

Pored globalnih uslova ograničavanja koji stvaraju visoka vlačna zaostala naprezanja, lokalna koncentracija naprezanja može biti vrlo štetna. Eliminisanje koncentracije napona pravilnim dizajnom zavora ili njihovo uklanjanje brušenjem ili drugim sredstvima nakon zavarivanja može biti vrlo efikasno u sprečavanju pucanja.

Opseg temperature za HIC se obično smatra od  $-100$  do  $200^{\circ}\text{C}$  ( $-150$  do  $390^{\circ}\text{F}$ ), i stoga će se svi zavareni spojevi prirodno ohladiti u ovom rasponu. Kontrolisanje brzina hlađenja iznad ovog opsega može omogućiti dovoljno vremena da vodonik difunduje iz strukture. U teškim slučajevima može biti moguće držati strukturu na temperaturi iznad  $200^{\circ}\text{C}$  kako bi se omogućilo da vodik difundira, a zatim se ohladi na sobnu temperaturu. U nekim otvrdljivim čelicima, mikrostruktura može biti potpuno (ili djelimično) austenitna na ovoj temperaturi, što će efikasno spriječiti HIC i omogućiti da se nivo vodonika smanji prije potpune ranformacije nakon hlađenja.

Nije iznenađujuće da su mnogi prediktivni/preventivni alati razvijeni tokom godina za izbjegavanje HIC-a. Yurioka i Suzuki [32] su ih detaljno pregledali i mogu se grupisati u dvije opšte kategorije,

1. metode vremena hlađenja i
2. metode kriterija naprezanja.

Metode vremena hlađenja obično uključuju faktore za sastav (otvrdljivost), koncentraciju vodonika i ograničenje zgloba.

Jedna metoda vremena hlađenja koju su razvili Itoh i Bessho [63] određuje kritično vrijeme hlađenja od  $300$  do  $100^{\circ}\text{C}$  ( $572$ - $212^{\circ}\text{F}$ ) koristeći indeks pucanja (CI),  $P_W$ , gdje:

$$t_{100} = 1.4 \times 10^4 (P_W - 0.28)^2 \quad (2.2)$$

$$P_W = P_{CM} + \frac{H_{GL}}{60} + \frac{R_F}{400,000} \quad (2.3)$$

PCM je CE (vidi tabelu 2.2),  $H_{GL}$  je sadržaj difuzionog vodonika određen glicerinskom metodom, a  $R_F$  je faktor ograničenja zgloba.  $P_W$  je izveden iz rezultata Tekken testa na čelicima različitih razina čvrstoće.

Koristeći ovaj odnos, stvarno vrijeme hlađenja koje prelazi  $t_{100}$  će izbjeći HIC. **Ovo je vjerovatno zato što produženo vrijeme hlađenja smanjuje tvrdoću HAZ-a i/ili omogućava da više vodonika difundira iz strukture.**

Yurioka et al. [64] koristio je sličan pristup u kombinaciji s Tekken testom za određivanje kritičnog vremena hlađenja od 300 do 100°C. Njihov kriterij koristio je CI koji je uključivao  $CE_N$  (Tabela 2.2); faktor koncentracije naprezanja,  $K_t$ ; i granica popuštanja metala šava,  $\sigma_w$ :

$$t_{100} = \exp(68.05CI^3 - 181.77CI^2 - 163.80CI - 41.65) \quad (2.4)$$

$$CI = CE_N + 0.15 \log H_{GL} + 0.70 \log (0.0017 \cdot K_t \cdot \sigma_w) \quad (2.5)$$

Budući da su obje ove metode razvijene na temelju Tekken (y-žljeb) testa koji proizvodi vrlo visoku koncentraciju naprezanja u korijenu šava, one imaju tendenciju da budu previše konzervativne, posebno kod običnih ugljičnih čelika. Implikacija ovog konzervativnog pristupa je da je moguće izbjeći HIC sa bržim vremenom hlađenja (manjim predgrijavanjem), ali će prekoračenje kritičnog vremena hlađenja gotovo sigurno osigurati otpornost na HIC.

Postoje i metode koje koriste kritični nivo stresa za predviđanje osjetljivosti na HIC [65, 66]. Dok su nivo zateznog naprezanja i intenzitet naprezanja ključni elementi u mehanizmu pucanja vodonika, mnogo ih je teže kontrolisati i kvantificirati. **Kao rezultat toga, direktne metode koje predviđaju predgrijavanje ili propisuju uvjete zavarivanja koji kontroliraju brzinu hlađenja najčešće se koriste za sprječavanje HIC-a.**

Postoje četiri od ovih metoda koje su uključene u ISO/TR 17844: Zavarivanje – poređenje standardiziranih metoda za izbjegavanje hladnih pukotina. To uključuje sljedeće:

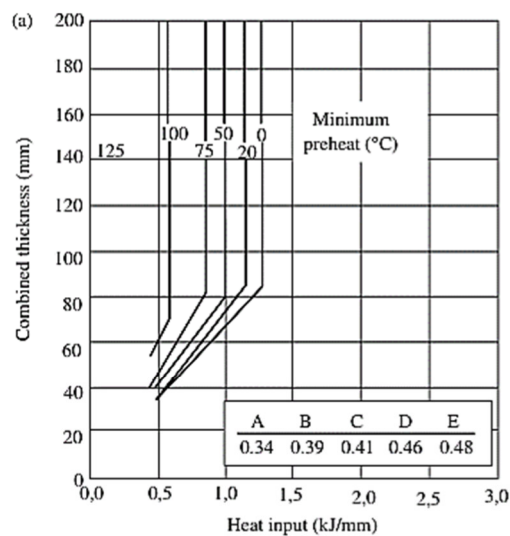
1. CE metoda (izvedena iz britanskog standarda BS 5135),
2. CET metoda (izvedena iz njemačkog standarda i zasnovana na testu y-žlijeba),
3. CEN metoda (izvedena iz japanskog standarda JIS B8285 i zasnovana na testu y-žlijeba),
4. AWS metoda (izvedena iz AWS D1.1: Kodeks za strukturalno zavarivanje čelika).

Sve ove metode su slične po tome što omogućavaju određivanje temperature predgrijavanja koja će biti dovoljna da spriječi HIC kao funkciju  $C_e$  i unosa topline. Ovdje su opisane dvije od ovih metoda, CE metoda i AWS metoda.

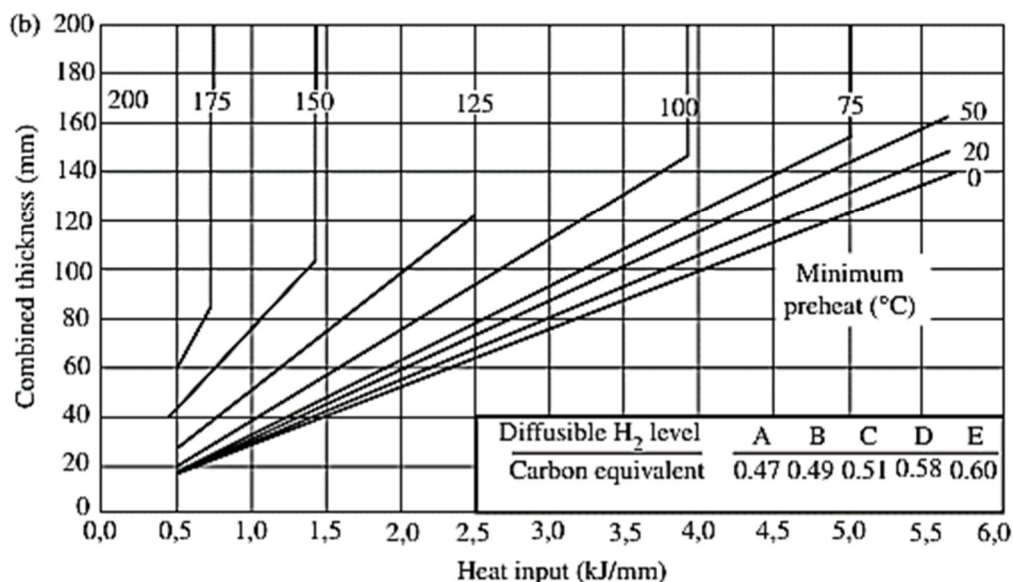
### 2.5.1. CE metoda

Ce metoda čini britanski standard BS 5135. Prvi put je uključena kao britanski standard 1973. godine i uspješno se koristi dugi niz godina kako bi se izbjegao HIC u nizu čelika. Razvijen je prvenstveno za SMAW, ili ručno elektrolučno zavarivanje (MMAW), kako ga zovu u Evropi. Veliki dio podataka prikupljen je korištenjem CTS testa. Ova metoda sadrži niz grafikona koji omogućavaju određivanje temperature predgrijavanja koja će izbjeći HIC.

Dva od ovih grafikona prikazana su na slici 2.16 za C–Mn čelike s relativno niskim i srednjim CE.



Slika 2.16. Tablice prethodnog zagrijavanja za korištenje sa CE metodom. (a) Niski Ce i (b) srednji CE (Iz ref. [30]. © elsevier).



Da biste koristili grafikone, morate slijediti sljedeće korake:

1. Odredite CE za materijal koristeći formulu  $CE_{I\dot{W}}$  (Tablica 2.2).
2. Procijeniti ili izmjeriti sadržaj difuzionog vodonika u naslaga šava i ocijenite nivo vodonika kao A, B, C, D ili e prema sljedećem.

Diffusible hydrogen (ml/100 g)	CE axis
>15	A
10–15	B
5–10	C
3–5	D
<3	E

3. Iz računajte unos topline (u kJ/mm) koristeći:

$$\text{Heat input (kJ/mm)} = \frac{V \times I \times 60}{1000 \times TS \text{ (mm/min)}} \quad (2.6)$$

4. Na osnovu unosa toplote zavara, debljine ploče, nivoa vodonika i CE, odredite temperaturu predgrijavanja koristeći odgovarajuću tabelu.

Standard sadrži tabele za određivanje unosa toplote na osnovu „dužine rada“ za datu SMAW elektrodu. Uticaj vrste potrošnog materijala i procesa (GTAW, GMAW i FCAW) uzima se u obzir odabirom približnog nivoa vodonika (ako tačna vrijednost nije poznata). Na primjer, elektrodama s punjenim jezgrom obično se dodjeljuju nivoi B do D, dok se čvrste žice smatraju nivoom D ili E.

Grafikon na slici 2.16 b također je za C - Mn čelik, ali za više razine CE nego na slici 2.16 a. Ovaj grafikon također omogućava širi raspon unosa toplote od grafikona na slici 2.16a. Metodologija je ista kao što je opisano ranije. Slijedi primjer kako se ovaj grafikon može koristiti:

Sastav materijala (težinski%): 0,35C, 0,85Mn, 0,22Si i 0,10Cr

Debljina ploče: 100 mm

Proces zavarivanja: FCAW

Potrošni materijal: E81T-5

Uslovi zavarivanja: struja = 400 A, napon = 11 V i TS = 200 mm/min

$$1. CE_{Iw} = 0,35 + 0,85/6 + 0,10/5 = 0,51$$

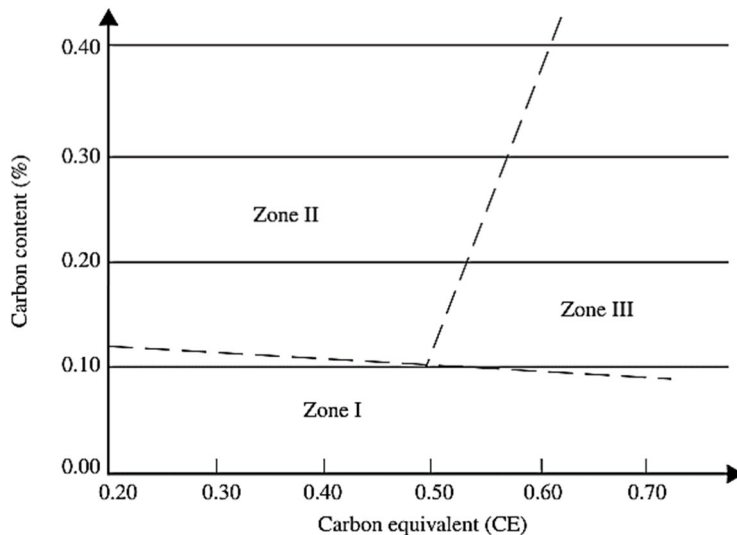
2. Nivo difuzijskog vodonika = 8 ml/100 g (na osnovu mjerenja) kategorija C

3. Ulaz toplote = 1,32 kJ/mm

4. Za ploču debljine 100 mm, minimalno predgrijavanje = 150°C

## 2.5.2. AWS metoda

AWS metoda uključuje ili kontrolu unosa topline zavara i povezane stope hlađenja zavarivanja radi kontrole tvrdoće ili kontrolu predgrijavanja kako bi se smanjio sadržaj vodonika u naslagi zavara. Prvi korak je da odredite koje od ovih metoda kontrole treba koristiti. Ovo se radi pomoću grafikona na slici 2.17 da se odredi "zona" u kojoj leži materijal:



Slika 2.17. Tabela AWS metoda za određivanje zonske klasifikacije čelika na osnovu sadržaja ugljika i ekvivalenta ugljika (Iz AWS D1.1, Kodeks za strukturalno zavarivanje čelika. © AWS).

From AWS D1.1-2000, Appendix XI,  $CE = C + (Mn + Si)/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$

**Zona 1.** Malo je vjerovatno da je pucanje zbog niskog sadržaja ugljika, ali se može javiti s visokim sadržajem vodonika ili visokim ograničenjem. Za određivanje predgrijavanja u ovoj zoni treba koristiti metodu kontrole vodonika.

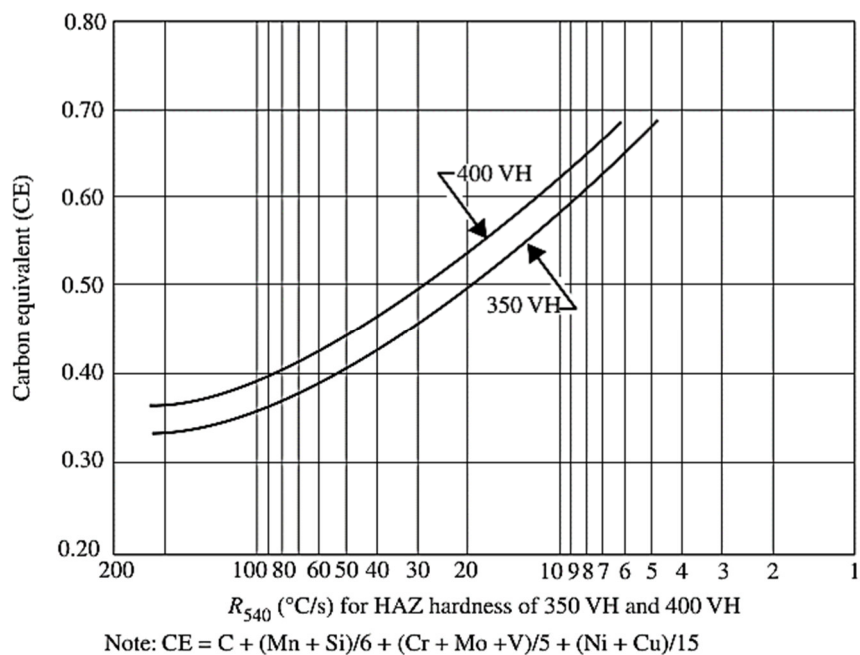
**Zona 2.** Metodu kontrole tvrdoće treba primijeniti da bi se odredio minimalni unos energije potreban za postizanje željene brzine hlađenja. Ako potreban unos topline nije praktičan, treba koristiti metodu kontrole vodika.

**Zona 3.** U ovoj zoni uvijek treba koristiti metodu kontrole vodonika. Imajte na umu da se formula CE koja se koristi za AWS metodu malo razlikuje od  $CE_{IWW}$  jer sadrži izraz za Si:

$$CE_{AWS} = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (2.7)$$

Metodu brzine hlađenja treba koristiti za kompozicije koje spadaju u zonu 2 na slici 2.17. Na osnovu Ce čelika, brzinu hlađenja treba procijeniti pomoću grafikona na slici 2.18.

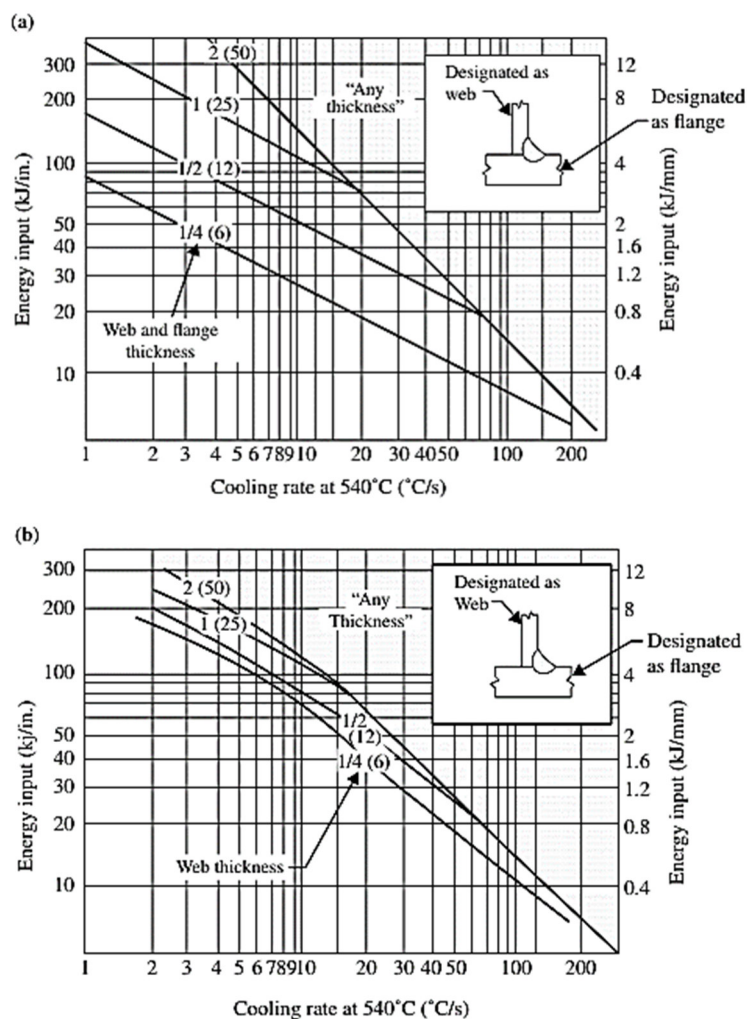
Za visoko ograničene ili visokovodničke zavare, treba koristiti krivulju nižeg nivoa tvrdoće (350 VHN). kada se odredi brzina hlađenja, grafikoni poput onih prikazanih na slici 2.18 mogu se koristiti za procjenu unosa topline zavarivanja koji je potreban da bi se izbjegao HIC.



Slika 2.17. Tabela AWS metoda za procjenu brzine hlađenja na osnovu ekvivalenta ugljika (Iz AWS D1.1, Kodeks za strukturalno zavarivanje čelika. © AWS).

Također treba napomenuti da su karte prikazane na slici 2.18 i dodatne karte koje se nalaze u AWS D1.1 i

ISO/TR 17844 razvijene za SAW ugaone zavare. Za ugaone zavare napravljene drugim procesima, sljedeće faktore množenja treba primijeniti na unose topline određene pomoću ovih dijagrama.



Slika 2.18. Grafikoni koji se koriste za procjenu unosa topline na osnovu brzine hlađenja i debljine presjeka.

(a) jednaku debljinu mreže i prirubnice i

(b) prirubnica od 1 inča sa promjenjivom debljinom mreže

(Iz AWS D1.1, Kodeks za strukturalno zavarivanje čelika. © AWS).



Welding process	Multiplication factor
SMAW	1.5
GMAW	1.25
FCAW	1.25

Na primjer, ako se isti čelik u primjeru za Ce metodu razmatra korištenjem AWS metode, on bi spadao u zonu 2 i primjenjivala bi se metoda brzine hlađenja (kontrola tvrdoće). Na osnovu Ce (~0,55), brzina hlađenja od 12°C/s bi bila potrebna da bi se postigao nivo tvrdoće od 350 VHN. Uz pretpostavku debljine presjeka od 0,5 in. (~12,5 mm), grafikon na slici 2.18.a bi procijenio unos topline od približno 50 kJ/in. Koristeći faktor množenja za FCAW (1.25), preporučeni minimalni unos toplote za postizanje željene tvrdoće od 350 VHN bio bi 62 kJ/in. (~2,5 kJ/mm).

Metoda kontrole vodika se preporučuje za situacije u kojima čelik spada u zonu 1 i kada se predviđaju visoko ograničenje i vodonik i sve slučajeve sa zoni 3. Primjenjujući AWS metodu za ove čelike, mora se koristiti drugačiji Ce, označen kao PCM:

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.8)$$

Kombinacija PCM i nivoa vodonika se zatim koristi u Tabeli 2.3 da bi se ustanovio indeks osjetljivosti (A - G) za zavar. Nivo vodonika je ocijenjen od niskog do visokog, H1 do H3.

Ove ocjene su definirane na sljedeći način:

- H1: ekstra malo vodonika. Ovi potrošni materijali proizvode difuzijski udio vodika ispod 5 ml/100 g. To bi uključivalo (i) elektrode sa niskim sadržajem vodonika uzete odmah iz hermetički zatvorenih kontejnera, sušene na 700–800°F tokom 1 h i korištene u roku od 2 h i (ii) čiste čvrste žice koje se koriste za GTAW ili GMAW.
- H2: Niska količina vodonika. Ovi potrošni materijali će dati sadržaj difuzijskog vodonika između 5 i 10 ml/100 g. primjeri bi bili (i) elektrode sa niskim sadržajem vodonika uzete odmah iz hermetički zatvorenih kontejnera i korištene u roku od 4 h i (ii) SAW sa suhim fluksom.
- H3: Vodonik nije kontrolisan. Ovo pokriva sve slučajeve u kojima se vodonik ne kontrolira kao što je opisano u H1 i H2. Stvarni nivoi vodonika mogu biti i do 30 ml/100 g.

Tabela 2.3. Procjena indeksa osjetljivosti korištenjem AWS metode.

Hydrogen level, H	<0.18	<0.23	<0.28	<0.33	<0.38
H1	A	B	C	D	E
H2	B	C	D	E	F
H3	C	D	E	F	G

Nakon što se odredi indeks osjetljivosti, tabela određivanja minimalne temperature predgrijavanja i međuprolazne temperature na osnovu indeksa osjetljivosti, nivoa ograničenja i debljine pločese može koristiti za odabir minimalne temperature predgrijavanja i međuprolazne temperature kako bi se spriječio HIC. Da biste koristili ovu tabelu, potrebno je znati debljinu materijala i donijeti neku procjenu o nivou ograničenja. Sljedeće opšte smjernice za određivanje nivoa ograničenja preuzete su iz AWS D1.1:

Niska obuzdanost. Ovaj nivo opisuje kutne i žljebove zavare u kojima postoji razumna sloboda kretanja, kao što je samostojeća struktura.

Srednje ograničenje. Situacije u kojima su elementi koji se zavaruju već pričvršćeni za konstrukcijski rad i postoji smanjena sloboda kretanja.

Visoka suzdržanost. Gotovo nikakva sloboda kretanja ne postoji, kao na primjer kod zavarivanja za popravak ili kod zavarivanja vrlo debelog materijala.

Prilikom odabira nivoa ograničenja, preporučljivo je biti konzervativan i odabrati nivo viši od onog što se čini, osim ako postoji prethodno znanje ili stručnost koja sugerira drugačije.

Kao primjer, pretpostavimo niskolegirani čelik sastava Fe-0,20C-0,2Si-0,8Mn-1,0Cr-0,5Mo. Koristeći sliku 2.17, ovaj čelik bi bio u zoni 3 ( $CE = 0,67$ ), a metoda kontrole vodonika bi bila specificirana. Koristeći tabelu 2.3 i pretpostavivši stanje niske količine vodonika, PCM za ovaj čelik (0,33) bi rezultirao indeksom osjetljivosti "E". Pod pretpostavkom da je debljina presjeka reda veličine 0,5 in. (12,5 mm) i da je nivo ograničenja umjeren, tabela određivanja minimalne temperature predgrijavanja bi preporučila minimalno predgrijavanje od 240°F (115°C) kako bi se izbjegao HIC.

Unutar ISO/TR 17844, postoji poređenje četiri metode ( $CE$ ,  $CET$ ,  $CE_N$  i  $AWS$ ) na osnovu niza sastava čelika i debljine presjeka. Nije iznenađujuće da postoji određena neslaganja među ovim metodama kada se procjenjuje predgrijavanje kako bi se spriječio HIC.

Neka od ovih neslaganja rezultat su testnih tehnika koje su korištene za razvoj ovih pristupa. Na primjer,  $CE$  metoda je uglavnom zasnovana na rezultatima CTS testa, dok su  $CET$  i  $CE_N$  metode bazirane na testiranju  $y$ -žlijeba.

Budući da  $y$ -žljeb test proizvodi veće zadržavanje od CTS testa, predgrijavanje predviđeno  $CET$  i  $CE_N$  metodama ima tendenciju da bude veće od  $CE$  metode. Općenito,  $AWS$  metoda ima tendenciju da bude najkonzervativnija (veće vrijednosti predgrijavanja), a  $CE$  metoda najmanje konzervativna. Ove metode treba koristiti kao smjernice, posebno pri zavarivanju čelika s visokim udjelom ugljika i/ili čelika visoke tvrdoće.

Tabela određivanje minimalne temperature predgrijavanja i međuprolazne temperature na osnovu indeksa osjetljivosti

**TABLE 5.4 Determining minimum preheat and interpass temperature based on susceptibility index, restraint level, and plate thickness<sup>a</sup>**

Restraint level	Thickness <sup>b</sup> (in.)	Minimum preheat and interpass temperatures for three levels of restraint (see XI6.2.4)										
		Susceptibility index grouping										
		A	B	C	D	E	F	G				
Low	<3/8	<65	<65	<65	<65	<65	<65	<65	<65	140	280	300
	3/8-3/4	<65	<65	65	140	210	280	300				
	3/4-1-1/2	<65	<65	65	175	230	280	300				
	1-1/2-3	65	65	100	200	250	280	300				
	>3	65	65	100	200	250	280	300				
	<3/8	<65	<65	<65	<65	160	280	320				
Medium	3/8-3/4	<65	<65	65	175	240	290	320				
	3/4-1-1/2	<65	65	165	230	280	300	320				
	1-1/2-3	65	175	230	265	300	300	320				
	>3	200	250	280	300	320	320	320				
	<3/8	<65	<65	<65	100	230	300	320				
	3/8-3/4	<65	65	150	220	280	320	320				
High	3/4-1-1/2	65	185	240	280	300	320	320				
	1-1/2-3	240	265	300	300	320	320	320				
	>3	240	265	300	300	320	320	320				
	<3/8	<65	<65	<65	100	230	300	320				
	3/8-3/4	<65	65	150	220	280	320	320				
	3/4-1-1/2	65	185	240	280	300	320	320				

<sup>a</sup>From b D1.1, Structural Welding Code for Steel. Courtesy of American Welding Society.

<sup>b</sup>Thickness is that of the thicker part welded.

## Literatura

- [1] Kou S. *Welding Metallurgy*. Hoboken, NJ: Wiley-Interscience; 2003. p 411.
- [2] Lesnewich A. Influence of welding on steel weldment soundness. In: *ASM Handbook*, Vol. 6. Materials Park, OH: ASM International; 1993, p 408–415.
- [3] Coe Fr. *Welding Steels without Hydrogen Cracking*. Cambridge, UK: Welding Institute; 1973.
- [4] Zapffe C, Sims C. Hydrogen embrittlement, internal stress and defects in steel. *Trans AIME* 1941;145:225–271.
- [5] Petch nJ, Stables P. Delayed fracture of metals under static load. *nature* 1952;169:842–843.
- [6] Petch nJ. The lowering of fracture-stress due to surface adsorption. *Philos Mag* 1956;1:331–337.
- [7] Troiano Ar. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. *Trans ASM* 1960;52:54–80.
- [8] Oriani R, Josephic P. equilibrium aspects of hydrogen-induced cracking of steels. *Acta Metall* 1974;22:1065–1074.
- [9] Oriani R, Josephic P. equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel. *Acta Metall* 1977;25:979–988.
- [10] Oriani R. Hydrogen embrittlement of steels. *Ann rev Mater Sci* 1978;8:327–357.
- [11] Pressouyre G, Bernstein IM. A kinetic trapping model for hydrogen-induced cracking. *Acta Metall* 1979;27:89–100.
- [12] Pressouyre G. Trap theory of hydrogen embrittlement. *Acta Metall* 1980;28:895–911.
- [13] Savage WF, Nippes eF, Szekeres eS. Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel. *Weld J* 1976;55 (9):276s–283s.
- [14] Sofronis P, Birnbaum Hk. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys. *eur J Mech* 2001;20:857–872.
- [15] Sofronis P. The influence of mobility of dissolved hydrogen on the elastic response of a metal. *J Mech Phys Solids* 1995;43:1385–1407.
- [16] Sofronis P, Birnbaum Hk. Mechanics of the hydrogen-dislocation-impurity interactions I. Increasing shear modulus. *J Mech Phys Solids* 1995;43:49–90.
- [17] Birnbaum Hk, Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity: a mechanism for hydrogen-related fracture. *Mater Sci eng* 1994;176:191–202.
- [18] Lynch S. environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localized-slip process. *Acta Metall* 1988;36:2639–2661.
- [19] Shih D, Robertson I, Birnbaum Hk. Hydrogen embrittlement of  $\alpha$  titanium: in-situ TEM studies. *Acta Metall* 1988;36:111–124.

- [20] robertson I, Birnbaum Hk. An HVeM study of hydrogen effects on the deformation and fracture of nickel. *Acta Metall* 1986;34:353–366.
- [21] Bond g, robertson I, Birnbaum Hk. The influence of hydrogen on deformation and fracture processes in high-strength aluminum alloys. *Acta Metall* 1987;35:2289–2296.
- [22] robertson I, Birnbaum Hk. effect of hydrogen on the dislocation structure of deformed nickel. *Scripta Metall* 1984;18:269–274.
- [23] Michler T, naumann J. Microstructural aspects upon hydrogen environment embrittlement of various bcc steels. *Int J Hydrogen energy* 2010;35:821–832.
- [24] Beachem C. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”). *Metall Trans* 1972;3:441–455.
- [25] yue X, Lippold JC. evaluation of heat-affected zone hydrogen-induced cracking in navy steels. *Weld J* 2013;92 (1):20s–28s.
- [26] Vasudevan r, Stout rD, Pense AW. Hydrogen-assisted cracking in HSLA pipeline steels, *Weld J* 1981;60 (9):155s–168s.
- [27] Savage WF, nippes eF, Sawhill Jr JM. Hydrogen induced cracking during implant testing of alloy steels. *Weld J* 1976;55 (12):400s–407s.
- [28] gedeon SA, eagar TW. Assessing hydrogen-assisted cracking fracture modes in high-strength steel weldments. *Weld J* 1990;69 (6):213s–220s.
- [29] Available at <http://www.leco.com/products/analytical-sciences/oxygen-nitrogen-hydrogen-analyzers>. Accessed July 4, 2014.
- [30] Bailey n, Coe Fr, gooch Tg, Hart PHM, Jenkins n, Pargeter rJ. *Welding Steels without Hydrogen Cracking*. Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited; 1993.
- [31] American Society for Metals. *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*. Metals Park, OH: ASM International; 1977.
- [32] yurioka n, Suzuki H. Hydrogen assisted cracking in C–Mn and low alloy steel weldments. *Int Mater rev* 1990;35:217–249.
- [33] Threadgill PL. Avoiding HAZ defects in welded structures. *Metals Mater* 1985;July:422–429.
- [34] American Welding Society. *AWS B4.0: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds*. Miami, FL: American Welding Society; 2007.
- [35] kannengiesser T, Boellinghaus T. Cold cracking tests: an overview of present technologies and applications. *Weld World* 2013;57 (1):3–37.
- [36] Jominy We, Boegehold AL. A hardenability test for carburizing steel. *Trans ASM* 1938;26:574–606..
- [37] ASTM A255-10: Standard Methods for Determining Hardenability of Steel.
- [38] Stout rD. *Weldability of Steels*. 4th ed. new york: Welding research Council; 1987.

- [39] Cottrell C. Controlled thermal severity cracking test simulates practical welded joints. *Weld J* 1953;32 (6):257s–272s.
- [40] Campbell W. experiences with HAZ cold cracking tests on a C-Mn structural steel. *Weld J* 1976;55 (5):135s–143s.
- [41] kihara H, Suzuki H, nakamura H. Weld cracking tests of high strength steels and electrodes. *Weld J* 1962;41 (1):36s–48s.
- [42] Alexandrov B et al. Cold cracking in weldments of steel S 690 QT. *Weld World* 2005;49:64–73.
- [43] Alcantara ng, rogerson JH. A prediction diagram for preventing hydrogen-assisted cracking in weld metal. *Weld J* 1984;63 (4):116s–122s.
- [44] reddy gM, Mohandas T, Sarma D. Cold cracking studies on low alloy steel weldments: effect of filler metal composition. *Sci Technol Weld Join* 2003;8:407–414.
- [45] Wingrove L. An appraisal of the Tekken test [PhD Dissertation]. Wollongong: University of Wollongong; 1986.
- [46] McParlan M, graville BA. Hydrogen cracking in weld metals. *Weld J* 1976;55 (4):95s–102s.
- [47] McParlan M, graville BA. Development of the g-BoP test for weld metal cracking. IIW Document IX-922-75: International Institute of Welding, Paris; 1975.
- [48] Hart PM. resistance to hydrogen cracking in steel weld metals. *Weld J* 1986;65 (1):14s–22s.
- [49] Marianetti C. The development of the G-BOP test and the assessment of weld metal hydrogen cracking [MS Thesis]. Columbus, oH: The ohio State University; 1998.
- [50] Chakravarti AP, Bala Sr. evaluation of weld metal cold cracking using the g-BoP test. *Weld J* 1989;68(1):1s–8s.
- [51] Atkins g, Thiessen D, nissley n, Adonyi y. Welding process effects in weldability testing of steels. *Weld J* 2002;81 (4):61s–68s.
- [52] granjon H. The implant method for studying the weldability of high strength steels. *Metal Constr Brit Weld J* 1969;1:509–515.
- [53] Sawhill Jr J, Dix AW, Savage WF. Modified implant test for studying delayed cracking. *Weld J* 1974;53(12):554s–559s.
- [54] Signes e, Howe P. Hydrogen-assisted cracking in high-strength pipeline steels. *Weld J* 1988;67(8):163s–170s.
- [55] ISO 17642-3:2005. Destructive tests on welds in metallic materials—Cold cracking tests for weldments—Arc welding processes—Part 3: Externally loaded tests. 1st edn: International organization for Standardization, geneva, Switzerland; 2005.
- [56] Suzuki H, nakamura H. effect of external restraint on root cracking in high strength steels by TrC testing. IIW Doc. IX-371-63: International Institute of Welding, Paris; 1963.

- [57] Matsuda F, nakagawa H, Shirozaki k. evaluation of the cold cracking susceptibility of weld metal in high strength steels using the longitudinal bead-TrC test. *Weld Int* 1988;2:229–233.
- [58] Matsuda F, nakagawa H, Shirozaki k. The longitudinal bead-TrC test for cold crack susceptibility of weld metal for high strength steels. *Weld Int* 1988;2:135–139.
- [59] Shinozaki k, ke L, north TH. Hydrogen cracking in duplex stainless steel weld metal. *Weld J* 1992;71(11):387s–396s.
- [60] Shinozaki k, north TH. effect of oxygen on hydrogen cracking in high-strength weld metal. *Metall Trans* 1990;21:1287–1298.
- [61] Savage WF, nippes eF, Homma H. Hydrogen induced cracking in Hy-80 steel weldments. *Weld J* 1976;55(4):368s–376.
- [62] Savage WF, nippes eF, Tokunaga y. Hydrogen induced cracking in Hy-130 steel weldments. *Weld J* 1978;57(4):118s–126s.
- [63] Itoh y, Bessho k. Cracking parameter of high strength steels related to HAZ cracking. *JWS* 1968;37 (9):983–989.
- [64] yurioka y, Suzuki H, ohshita S. Determination of necessary preheating temperature. *Weld J* 1983;62(6):147s–153s.
- [65] Satoh k, Terasaki T, ohkuma y. relationship between critical stress of HAZ cracking and residual diffusible hydrogen content. *JWS* 1979;48 (4):248–252.
- karppi rAJ, nevasmaa P. Contribution of comparison of methods for determining welding procedures for the avoidance of hydrogen cracking. *IIW Doc. IX-1673-92: International Institute of Welding, Paris; 1992.*

### 3.0. Analiza lomova - kvarova

#### 3.1. Uvod

Inženjeri su često uključeni u istraživanja kvarova povezanih sa zavarenim komponentama. Uobičajena je pretpostavka unutar inženjerske zajednice da kada dođe do kvara u zavarenoj konstrukciji, zavar je ili primarni krivac ili je na neki način uključen u scenarij kvara. To, naravno, nije uvijek slučaj, ali je važno da inženjer zavarivanja/materijala bude pripremljen za rad na strukturiran način kako bi se utvrdio uzrok kvarova u zavarenim konstrukcijama. Analiza kvarova je važan dio odgovornosti inženjera zavarivanja/materijala, budući da razumijevanje prirode kvara može poboljšati našu sposobnost odabira materijala i preporučivanja dizajna koji osiguravaju strukturalni integritet. Na primjer, razumijevanje osnovne prirode kvarova Liberty brodova dovelo je do poboljšanja postupaka zavarivanja i dizajna koji su u suštini eliminirali krhke kvarove na ovim brodovima.

Primarni cilj istrage kvara i povezane analize je da se utvrdi uzrok loma. Od jednakog značaja je možda i sposobnost istražitelja da preporuči korektivne mjere, čime će se izbjeći slični propusti. Uzrok (ili uzroci) kvarova povremeno je lako očigledan i jednostavan, ali obično uključuje niz faktora, od kojih svi doprinose različitom stepenu mehanizma kvara. Posao istraživača kvarova je da odmjeri doprinos ovih faktora na osnovu dostupnih dokaza i odredi najvjerojatniji scenario neuspjeha. Ove istrage moraju biti pažljivo sprovedene i prijavljene, jer u nekim slučajevima mogu uključivati odgovornost za proizvod, ličnu povredu ili druge situacije. U mnogim slučajevima, važne informacije o uzroku kvara mogu se prikupiti **ispitivanjem površine loma**. Ovoj evaluaciji, koja se često naziva "fraktografija", uvelike je pomoglo uvođenje skenirajućeg elektronskog mikroskopa (SEM) 1950-ih.

#### 3.2. Fraktografija

Fraktografija je važan alat koji nam daje uvid u svojstva materijala i mehanizme kvara. Svoje korijene vuče iz bronzanog doba kada su zanatlije i **proizvođači oružja** posmatrali površine loma. Na kraju je evoluirao do prve primjene optičkih mikroskopa i reprodukcija površina loma 1700-ih, do prvih fotografija lomova 1800-ih, a zatim do razvoja moderne elektronske fraktografije 1950-ih uz korištenje transmisionog elektronskog mikroskopa (TEM) i SEM za analizu površina loma. Razvoj i upotreba SEM-a za analizu loma označili su početak moderne fraktografije. Biće opisane osnovne komponente SEM-a, kao i fizički principi koji upravljaju radom SEM-a. Za detaljnije opise alata analitičke elektronske mikroskopije, čitalac se može uputiti na druge udžbenike na tu temu [1, 2].



Postoje četiri glavna načina loma prepoznata u modernoj fraktografiji:

1. ruptura udubljenja,
2. cijepanje,
3. zamor i
4. dekohezivna ruptura.

Bez obzira na način loma, frakture će se širiti duž transgranularnog ili intergranularnog (IG) puta.

Biće predstavljene i diskutovane tipične površine loma vrućih pukotina, pukotina u čvrstom stanju i hladnih pukotina. Ovdje je prikazana fraktografija koja predstavlja pukotine pri očvršćavanju, pukotine u likvaciji, pukotine duktilnošću uronom (DDC), pukotine zbog naprezanja, pukotine od ponovnog zagrijavanja i pucanje izazvano vodikom (HIC).

### **3.2.1. Istorija fraktografije**

Termin "fraktografija" prvi je put skovao 1944. godine od strane Carla A. Zapffe je nakon što je uspio u potpunosti približio sočivo optičkog mikroskopa dovoljno blizu nazubljene površine loma da bi se mogli promatrati detalji loma unutar pojedinačnih zrna. ASM Priručnik o fraktografiji navodi da je "svrha fraktografije da analizira karakteristike loma i pokuša da poveže topografiju površine loma sa uzrocima i/ili osnovnim mehanizmima loma" [3].

Fraktografija je važan alat za inženjera. U vezi sa razumijevanjem mikrostrukture i sastava materijala, obrade materijala i uslužnog okruženja, inženjer može steći razumijevanje uzroka i mehanizama kvarova. To dovodi do boljeg razumijevanja materijalnih ograničenja i omogućava inženjeru da preduzme preventivne mjere protiv budućih kvarova.

Površine loma analizirane su od početka bronzanog doba kako bi se izvukle korelacije između varijabli u postupcima topljenja i topljenja sa svojstvima i performansama materijala. Godine 1540. Vannoccio Biringuccio je u časopisu De La Pirotechnia objavio prvi pisani opis površina loma za procjenu kvaliteta metala. Njegova tehnika je korištena za osiguranje kvaliteta obojenih i obojenih legura. Godine 1627. postojao je prvi zabilježeni slučaj određivanja veličine zrna u metalima.

Godine 1722. de Reaumur je prvi put reproducirao morfologiju prijeloma pomno izradivši ručno rezbarene gravure. On je klasifikovao sedam različitih tipova preloma. Tipovi loma I–VII karakterizirani su različitim količinama i veličinama „faseta nalik ogledalu“, „vlaknastog metala“ i „drvenastog izgleda“.

U devetnaestom vijeku došlo je do naglog pada upotrebe fraktografije zbog uspona metalografije. Citiran je metalurg Floris Osmond koji je rekao da nema "ništa ispravno niti korisno" što bi se moglo naučiti iz proučavanja površina loma. Uprkos ovim zastojećima, napravljeno je nekoliko značajnih pomaka. Rad D.K. Tschernoff je 1879. prvi put precizno ilustrirao pravi oblik zrna, a snimljene su i prve fotografije površina loma. B. Kirsh je 1889. opisao zatezni lom čašice i konusa i postulirao teoriju širenja loma u zateznim uzorcima koja je i danas u upotrebi.

U dvadesetom vijeku, fraktografija je doživjela povratak sa Zapffeovim radom na optičkim mikroskopima 1940-ih. Krhke površine loma uočene su na 1500–2000 $\times$ , a prijavljene su fasete cijepanja i IG zamorne pruge. Najveći napredak postignut je primjenom elektronskih mikroskopa u proučavanju površina loma. Šezdesetih godina prošlog stoljeća predložene su teorije o mikromehanizmu duktilnog loma, evoluciji loma zbog zamora i obrascima cijepanja krhkih loma. Razvoj TEM-a započeo je 1920-ih s otkrićem da magnetna polja mogu poslužiti kao sočiva za fokusiranje elektrona. U 1950-ima, TEM-ovi su prvi put korišteni za analizu površina loma. Međutim, zbog poteškoća u pripremi uzoraka i interpretaciji slika, TEM je ubrzo zamijenjen SEM kao alat izbora. Danas se SEM-ovi rutinski koriste za posmatranje slika preloma pri uvećanju od 20 $\times$  do 50.000 $\times$ . Jednostavna priprema uzorka, direktno posmatranje uzoraka, velika dubina fokusa, mogućnosti uvećanja u velikom opsegu, trodimenzionalni izgled slika i lakoća interpretacije čine SEM veoma korisnim alatom za proučavanje i razumevanje površina loma.

### **3.2.2. SEM**

SEM se sastoji od četiri sistema: sistema za obradu slike, informacija, displeja i vakuum sistema. Sistem za snimanje se sastoji od izvora i elektromagnetnih sočiva. Izvor je elektronski top koji se sastoji od filameta koji stvara elektrone kada se zagrije do usijanja. Elektroni se ubrzavaju velikom razlikom potencijala između filameta (katode) i anode i usmjeravaju se kroz niz kondenzatorskih leća koje smanjuju promjer zraka sa približno 4000 na 10 nm. Zavojnice za skeniranje se koriste za pomicanje zraka duž prave linije po širini područja poznatog kao "raster". Kada elektronski snop završi jedno linijsko skeniranje, brzo se vraća na liniju ispod završenog skeniranja. Ponavljanjem ovog procesa skenira se cijela rasterska površina. Informacioni sistem uključuje uzorak, signale podataka i detektore. Uzorci moraju biti uzemljeni kako bi se spriječilo nakupljanje električnog naboja. Priprema uzoraka je prilično jednostavna u poređenju sa onom potrebnom za TEM uzorke. Za pripremu SEM uzorka, uzorci moraju biti veličine da stanu u vakuumsku komoru.

Signali podataka nastaju elastičnim (jezgro elektrona) ili neelastičnim (elektron-elektron) sudarima. Elastični sudari proizvode povratno raspršene elektrone (BSE), koji nose i topografske i kompozicione informacije. Neelastični sudari uzrokuju oslobađanje sekundarnih elektrona (SE), X-zraka i toplotnih fotona. SE nosi topografske podatke. Karakteristični X-zraci se koriste za analizu hemijskog sastava.

Analiza metalnih uzoraka korištenjem tehnika elektronske mikroskopije koristi niz „događaja“ koji se javljaju kada snop elektrona stupi u interakciju s uzorkom. Signali koji se najčešće koriste u fraktografskoj analizi opisani su u nastavku.

SE su elektroni u uzorku koji su dolazni elektroni izbačeni iz svojih orbita i pobjegnu sa bliske površine. SE signal je najvažniji u određivanju topografije površine i daje sliku površine loma.

BSE su dolazni elektroni koji se raspršuju elektronskom strukturom uzorka i na kraju pobjegnu s površine. BSE signal pruža dobar kontrast atomskog broja i može pružiti neke informacije o lokalnim razlikama u sastavu, kao što je segregacija u metalu šava ili prisutnost različitih faza.

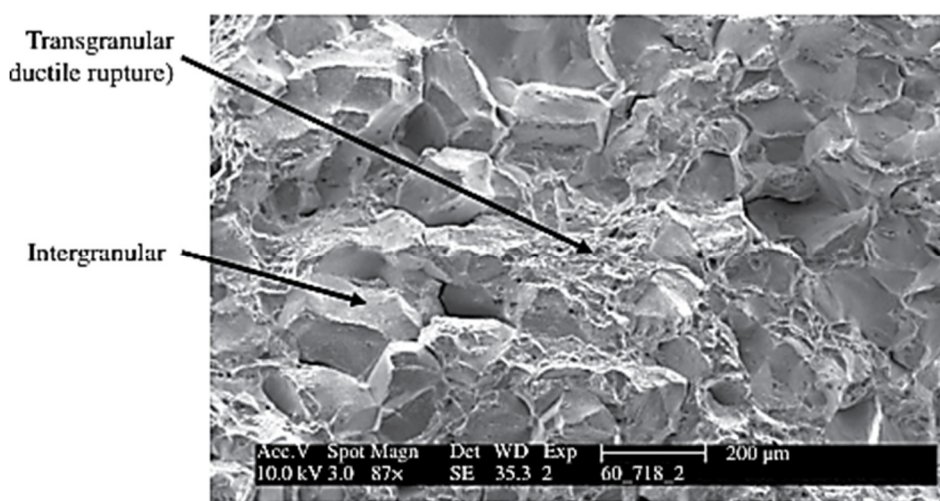
X-zrake nastaju kada elektron iz vanjske ljuske zauzme mjesto unutarnje ljuske. Ovi elektroni unutrašnje ljuske se pomiču dolaznim snopom elektrona i čine SE koji se proizvodi. X-zraka predstavlja foton energije određene talasne dužine koji se emituje kada je mesto niže energije (unutrašnja ljuska) zauzeto elektronom spoljašnje ljuske. Svaki element ima specifične talasne dužine X-zraka, pa se ovi signali mogu koristiti za određivanje sastava uzorka.

### **3.2.3. Načini loma**

Postoje dva osnovna puta kojima prijelomi mogu ići: transgranularni i IG. neki izvori također govore o „međufaznoj“ putanji loma. Transgranularni prijelomi prolaze kroz unutrašnjost zrna. Izraz "intragranularno" se također odnosi na kvar koji se javlja kroz zrna. Otkazivanje IG se javlja duž granica zrna. Interfazni lomovi se javljaju u materijalima koji prolaze kroz faznu transformaciju tokom hlađenja. Put loma se prostire kroz fazu koja nudi put najmanjeg otpora. Put preloma može biti kombinacija transgranularnog, IG ili interfaznog. Na primjer, mnogi prijelomi koji se iniciraju i šire u IG modu mogu na kraju propasti na transgranularni način zbog preopterećenja. Postoje četiri glavna načina loma: ruptura udubljenja, cijepanje, zamor i dekohezivna ruptura. Bez obzira na put kojim prijelom ide, površine loma mogu ispoljiti bilo koji pojedinačni mod ili kombinacije modova loma duž cijele pukotine.

Uopšte, pukotine se šire putem najmanjeg otpora. Put pukotine određen je mikrostrukturom materijala, koja određuje svojstva materijala na granicama zrna i unutrašnjosti zrna. Vrlo često je kvar IG povezan s vrstom defekta u zavarivanju. Karakteristično je da su pukotine od likvacije, DDC, pukotine zbog naprezanja i pukotine od ponovnog zagrijavanja IG. Osim toga, grubo zrnate mikrostrukture i materijali koji su krhki vodonikom mogu pokazati IG pucanje.

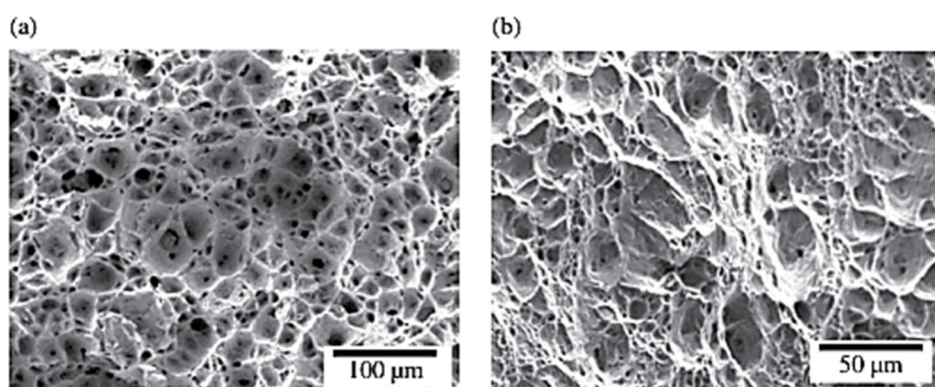
Fraktograf na slici 3.1 pokazuje kvar u leguri 718 koja je i transgranularna i IG. U transgranularnom području, prijelom prolazi kroz zrna i pokazuje duktilni način loma. Pojedinačna zrna se ne mogu razlikovati na površini loma. U IG regionu, lica zrna su jasno vidljiva i mogu se uočiti karakteristike pojedinačnih zrna.



Slika 3.1. Ponašanje loma u mješovitom modu u simuliranoj leguri 718 HAZ.

**Ruptura udubljenja** se najčešće vidi kada je preopterećenje primarni uzrok kvara. Ruptura

udubljenja nastaje procesom koji se naziva mikropraznina koalescencija (MVC - microvoid coalescence). Kako se deformacija povećava u mikrostrukтури, mikropraznine nastaju pri lokalnim koncentracijama deformacija, kao što su čestice druge faze, inkluzije, granice zrna i nakupine dislokacija. Mikropraznine rastu i na kraju se spajaju kako bi formirale kontinuiranu mrežu udubljenja poput čaše. Površina loma se sastoji od ovih vrhova i dolina. Primjeri tipičnog duktilnog loma udubljenja u dva čelična uzorka prikazani su na slici 3.2.

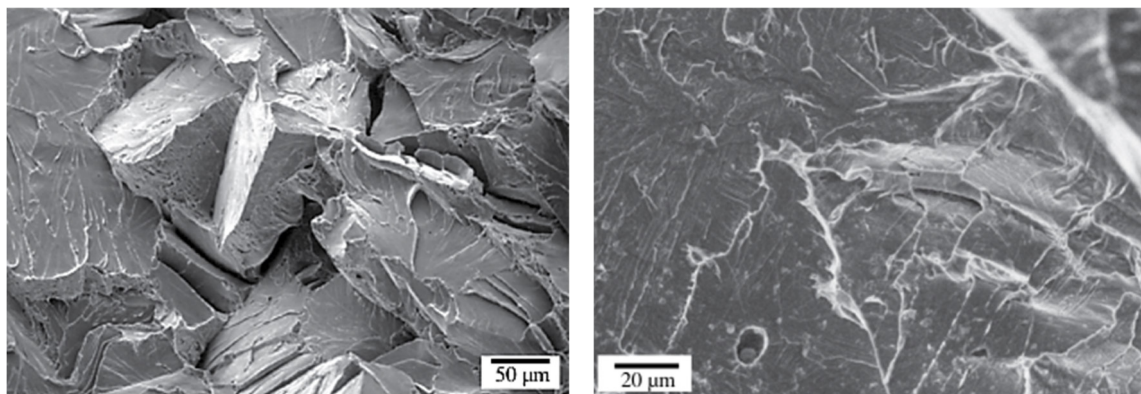


Slika 3.2. Primjeri duktilne ruptуре. (a) Vlačni slom na povišenoj temperaturi (700°C) 2,25Cr–1Mo čelika i (b) kvar od preopterećenja u HSLA čeliku (Xiuli Feng (a) i Xin yue (b)).

Na veličinu udubljenja utiče broj i distribucija nukleacijskih mjesta. Mnoga mjesta nukleacije rezultiraju mnogim malim rupicama. Na primjer, kod metala šava koji sadrže mnogo inkluzija, način rupture udubljenja povezan je s nukleacijom šupljina na tim inkluzijama. Nukleacija mikropraznina na granicama zrna rezultira rupturom IG udubljenja.

Prijelom cijepanja je lom niske energije koji se širi duž kristalografskih ravni niskog indeksa poznatih kao "ravnine cijepanja". Oni imaju tendenciju da se razmnožavaju transgranularno. Teoretski, površina loma je savršeno glatka i bez osobina; međutim, budući da su inženjerski materijali polikristalni sa granicama zrna, inkluzijama, dislokacijama i drugim fazama, pojavljuju se različite karakteristike loma. To uključuje stepenice cijepanja, uzorke rijeke, oznake perja (niz lepezastih), šare ševrona (herring kosti) i „jezike“ (odstupanje prijeloma duž orijentacije blizanaca).

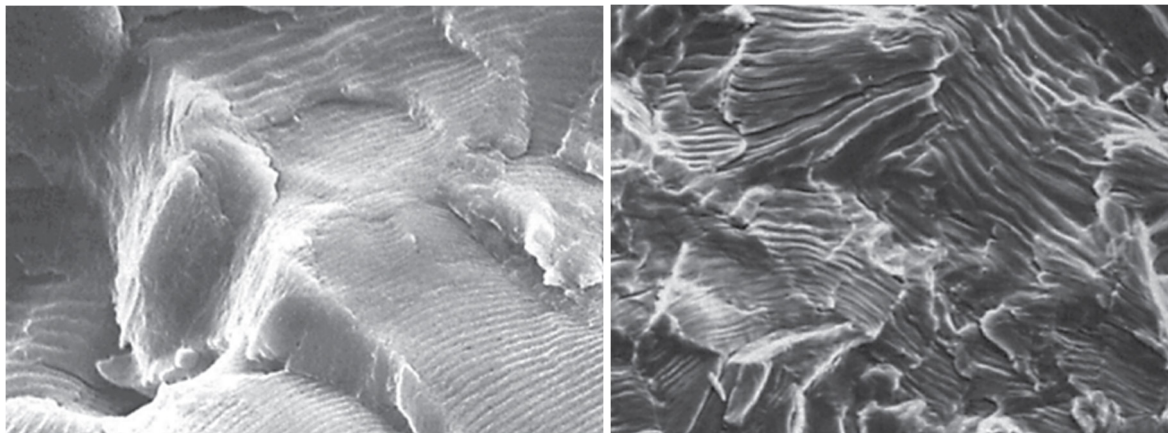
Prijelom cijepanja se često uspoređuje sa frakturama kamenih bombona, i analogan je načinu na koji se minerali i dragulji cijepaju duž određenih kristalografskih ravnina. Kada se posmatraju odmah nakon loma, površine cijepanja obično izgledaju sjajno, jer ravni cijepanja reflektiraju svjetlost. Stara izreka „materijal se kristalizovao i razbio“ odnosi se na neuspjehe cijepanja. Prijelomi cijepanja najčešći su kod feritnih čelika, uključujući C–Mn i HSLA (High-strength low-alloy steel) čelike, feritne i dupleks nehrđajuće čelike i čelike visoke čvrstoće. Cijepanje se generalno ne dešava u austenitnim (fcc) čelicima. Na slici 3.3 prikazana su dva primjera loma cijepanja u HAZ od nehrđajućeg čelika.



Slika 3.3. Primjeri načina lomljenja cijepanja. (a) Feritni nerđajući čelik HAZ i (b) dupleks nerđajući čelik HAZ.

Način loma od zamora rezultat je ponavljajućeg ili cikličkog opterećenja. Zamorne brazde su često (ali ne uvijek) znak pucanja od zamora. Pucanje od zamora se obično javlja u tri faze: početak, stabilno širenje i preopterećenje. Primjeri površina loma od zamora nastalih laboratorijskim ispitivanjem prikazani su na slici 3.4. Ovi fraktografi pokazuju fino raspoređene pruge koje su jedinstvene za pukotine od zamora.

Svaka pruga je rezultat inkrementalnog napredovanja naprsline povezanog sa svakim ciklusom opterećenja tijekom stabilnog rasta naprsline. Pruge su tipične za ponašanje pukotina uslijed zamora u različitim inženjerskim materijalima.



Slika 3.4. Površine loma pukotina od zamora koje pokazuju pruge. (a) legura aluminijuma 7050 T7651 i (b) komercijalno čisti Ti (Iz ref. [3]).

Zamorne pruge nisu uvijek ravnomjerno raspoređene i jednake veličine zbog varijabilnosti opterećenja tokom stvarnih uslova rada. Zbog toga je teško tačno povezati broj pruga sa stvarnim brojem ciklusa i često se moraju koristiti procjene. također, na površini loma pukotina od zamora nisu uvijek uočene pruge, posebno kod stvarnih sloma na terenu.

To je zato što ciklično opterećenje može biti napetost/kompresija, gdje faza kompresije uzrokuje zatvaranje pukotine i oštećenje površine loma. Primjeri prikazani na slici 3.4 su iz laboratorijskih ispitivanja koja su izvedena u režimu zatezanja/zatezanja koji izbjegava oštećenje površine loma zatvaranjem pukotine. drugi razlog za odsustvo pruga zamora može biti posljedica korozije površine loma izloženosti atmosferi. Ovo je posebno slučaj sa čelicima kod kojih opšta korozija površine loma može biti prilično brza. Odsustvo pruga zamora na površini loma ne eliminiše zamor kao mogući mehanizam loma. Dekohezivna ruptura je prijelom koji pokazuje malu ili nikakvu masivnu plastičnu deformaciju i nije duktilna ruptura, cijepanje ili zamor. Najčešći oblik dekohezivne rupture je IG lom, gdje su početak i širenje pukotine duž granica zrna. To je rezultat ili reaktivnog okruženja ili jedinstvene mikrostrukture. Može se pojaviti kao rezultat nečistoća koje smanjuju kohezionu snagu duž granica zrna. Nečistoće koje imaju posebno štetno dejstvo su vodonik, kiseonik, ugljenik, sumpor, fosfor, antimon, arsen, halogenidi, galijum, živa, kadmijum i kalaj. Proces loma može biti rezultat slabljenja atomskih veza, smanjenja površinske energije za lokaliziranu deformaciju, pucanja zaštitnih filmova i anodnog rastvaranja na aktivnim mjestima. IG naponske korozione prsline, HIC, krhkost tečnog metala i HaZ i likvacijsko pucanje metala šava klasificirani su kao tipovi dekohezivnog loma zbog IG prirode loma.

### 3.2.4. Fraktografija kvarova zavara

Kao što je opisano u prethodnim poglavljima, pucanje zavara može imati različite oblike i općenito se dijeli u tri grupe:

1. vruće pucanje koje zahtijeva prisustvo tekućih filmova;
2. subsolidus, povišena temperatura (ili "toplo") pucanje koje se javlja u čvrstom stanju; i
3. hladno pucanje obično povezano sa vodonikom.

Vruće pucanje nastaje zbog prisustva tekućih filmova i uvijek je IG. Obično postoje dokazi o ovim tekućim filmovima na površinama loma vrućih pukotina koji pomažu u razlikovanju vrućih pukotina od drugih oblika pucanja zavara. Kao što je opisano, vruće pucanje je podijeljeno u dva različita tipa:

1. pukotine pri očvršćavanju i
2. pukotine u obliku likvacije.

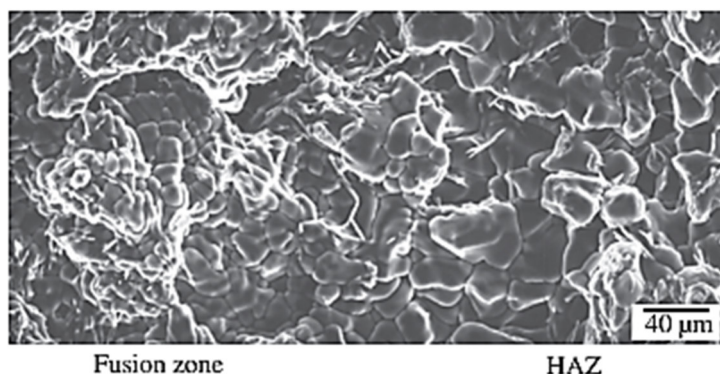
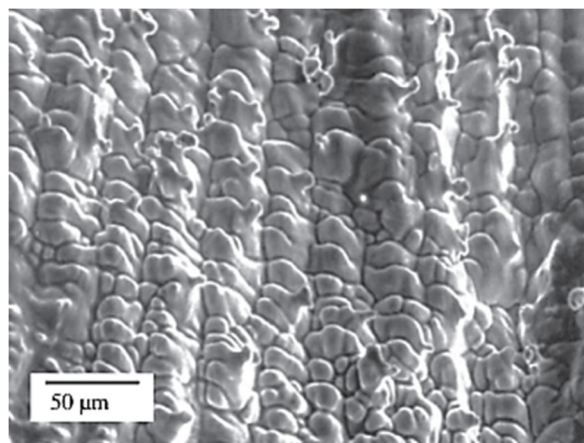
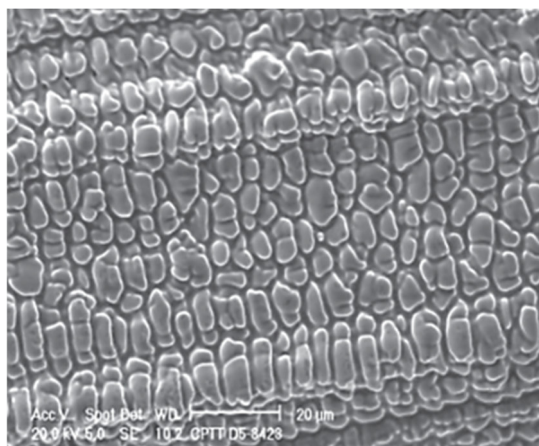
U metalu šava duž granica zrna stvrdnjavanja tokom skrućivanja dolazi do pukotina pri stvrdnjavanju. Pukotine se mogu javiti i u HAZ-u i u ponovno zagrijanom metalu šava.

Toplo pucanje se javlja na povišenim temperaturama u čvrstom stanju, kao što je opisano. Tipovi toplih pukotina uključuju DDC, pukotine zbog naprezanja i pukotine od ponovnog zagrijavanja (ili toplinske obrade nakon zavarivanja (PWHT)). DDC se najčešće opaža duž migriranih granica zrna u metalu šava, obično u jednofaznim austenitnim (fcc) materijalima. u superlegurama na bazi nitra tokom PWHT dolazi do pucanja zbog deformacije, to je IG. Dolazi do pucanja nakon ponovnog zagrijavanja u niskolegiranim čelicima koji sadrže Mo i V i u stabiliziranim legurama nehrđajućeg čelika tokom PWHT, pucanje od ponovnog zagrijavanja je također IG.

Pucanje vodonika se javlja na ili blizu sobne temperature i klasificira se kao hladno pucanje. Krekiranje vodika može biti IG ili transgranularno. Kao što je objašnjeno, način loma je funkcija mikrostrukture, koncentracije vodonika i intenziteta naprezanja. Sljedeći odjeljci daju primjere površina loma koje su karakteristične za ove različite oblike pucanja zavara.

#### 3.2.4.1. Pukotine u čvrstom stanju

Pukotine pri otvrdnjavanju obično se javljaju duž granica zrna očvršćavanja. Površinu loma karakterišu glatke, zaobljene crte koje ukazuju na prisustvo tečnosti. Vrhovi ćelija za očvršćavanje ili dendriti koji su izloženi na površini loma daju površini izgled tipa „jajca“. Na Slici 3.5 prikazani su primjeri pukotina pri skrućivanju u zavarenim metalima od legure niobaza, dupleks nehrđajućeg čelika i legure aluminija.

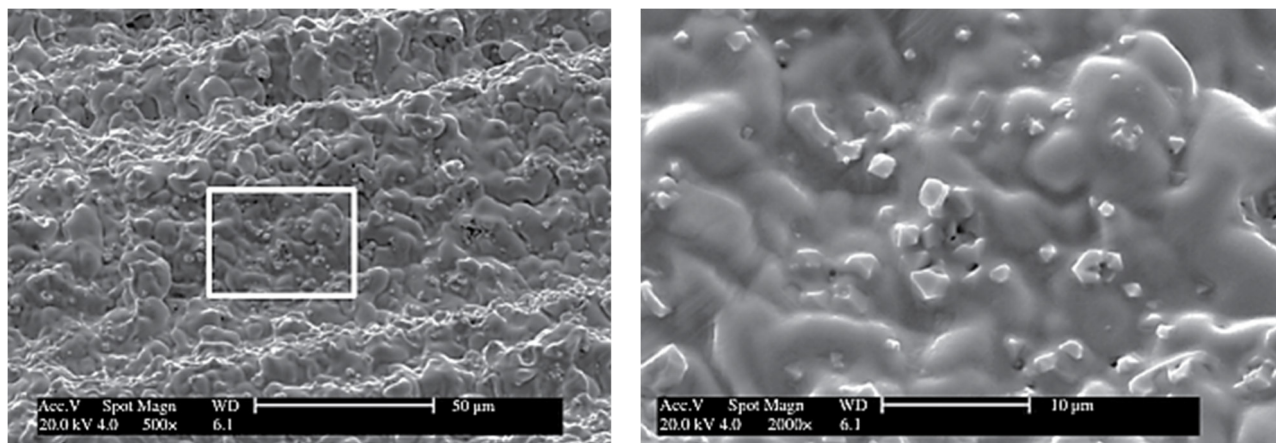


Slika 3.5. Površine loma pukotina učvršćivanja. (a) legura ni baza, (b) dupleks nerđajući čelik i (c) legura aluminijuma (Dennis Harwig).

U nekim legurama (legure Ni baza i austenitni nehrđajući čelici), morfologija površine naprsline može se promijeniti od dendritičnog do ravnog ili plitkog dendritskog izgleda. Ovo ponašanje je prvobitno predložio Matsuda kao dio modificirane generalizirane teorije pukotina pri skrućivanju [4]. Prema Matsudi, ovaj prijelaz nastaje zbog promjene prirode granice zrna stvrdnjavanja kako se metal šava hladi ispod solidusa. Druga mogućnost je da pukotina stvrdnjavanja sa dendritskom morfologijom prelazi u duktilnu pukotinu sa ravnim izgledom loma. Budući da je ovaj prijelaz najzastupljeniji u legurama Ni baza i potpuno austenitnim nehrđajućim čelicima (od kojih su oba osjetljiva na DDC), vjerovatno je da takav prijelaz u tipu pucanja može objasniti promjenu morfologije loma. **U nehrđajućim čelicima koji se skrućuju kao ferit (Fa solidifikacija) i DDC nije uočen, uočena je samo morfologija dendritičnog loma.** Legure koje ne pokazuju ovaj prijelaz od dendritičnog do ravnog loma obično su otpornije na pukotine pri skrućivanju.

Površine loma pukotina pri skrućivanju mogu također pokazati dokaze eutektičkih reakcija koje se javljaju tokom završnih faza skrućivanja. Ovo obično rezultira ukrašavanjem površine dendrita drugom fazom. primjer ovoga je prikazan na slici 3.6 za leguru Ni baza koja sadrži Nb. U ovom slučaju, eutektička reakcija  $\gamma/\text{NbC}$  koja se javlja na kraju skrućivanja rezultira prisustvom NbC na površini dendrita.





Slika 3.6. Površina pukotine pri skrućivanju legure nioba koja sadrži Nb i prikazuje čestice NbC (Adama Hopea).

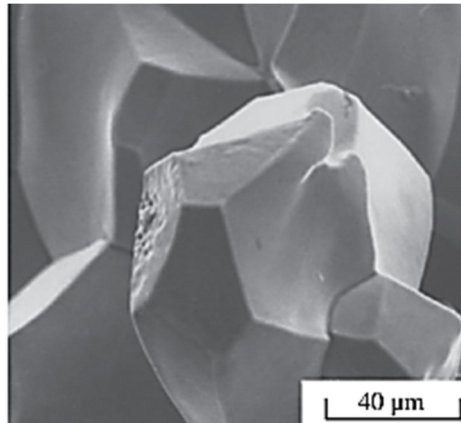
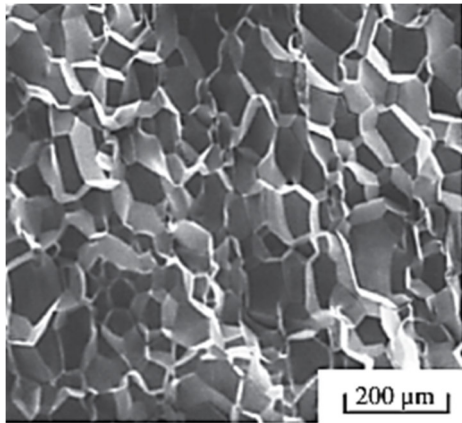
Također je važno napomenuti da suštinski potpuno dendritična priroda pukotina učvršćivanja površina loma pobija osnovnu premisu generalizirane teorije skrućivanja pukotina, koja je preložila fazu koja uključuje premošćivanje čvrstog - čvrstog sloja. Vrlo je neuobičajeno vidjeti dokaze bilo kakvog loma u čvrstom stanju na površini pukotine u stvrdnjavanju, što sugerira da tekući filmovi opstaju duž granica zrna očvršćavanja kroz cijeli raspon očvršćavanja. Ovo zapažanje podržava teoriju deformacija Pellinija koji je predložio odvojeni filmski stepen koji traje do kraja očvršćavanja [5].

Dendritska morfologija pukotina pri skrućivanju čini ovaj oblik pukotina jednostavan za identifikaciju i razlikovanje od drugih oblika pucanja metala šava. Na primjer, jednofazni austenitni (fcc) metali šava mogu sadržavati pukotine učvršćivanja, pukotine od likvacije metala šava i pukotine zbog duktilnosti koje je teško razlikovati samo na osnovu optičke metalografije. Prisustvo čiste, dendritične morfologije loma, kao što je ona prikazana na slici 3.5, je jasna, prepoznatljiva karakteristika pucanja pri skrućivanju.

### 3.2.4.2 Likvaciono pucanje – pucanje u tečnom stanju

Pucanje u obliku likvacije može se pojaviti u metalu HAZ ili šavu i rezultat je lokalnog topljenja duž granica zrna. U HAZ osnovnih metala, ovo topljenje se događa duž granica zrna u neposrednoj blizini granice fuzije. U metalu šava, likvacija tokom ponovnog zagrijavanja prethodno deponovanog metala šava može nastati ili na granicama zrna očvršćavanja ili na migriranim granicama zrna. Primjeri morfologije površine loma HAZ likvacionog pucanja u različitim sistemima legura prikazani su na slikama 3.7-3.10.

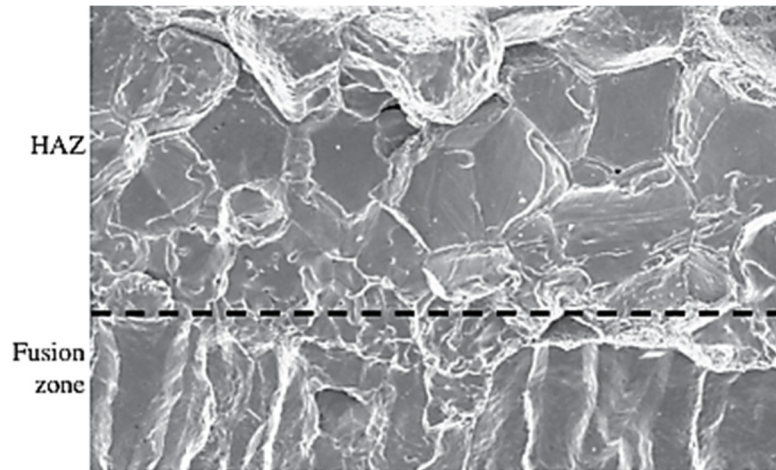
Slika 3.7 prikazuje simulirani HaZ od dupleksnog nehrđajućeg čelika koji je stvoren u termomehaničkom simulatoru i koji je povučen do kvara na nultoj temperaturi duktilnosti (NDT) [6].



Slika 3.7.  
Površina  
pukotine od HAZ  
likvacije u  
dupleks  
nehrđajućem  
čeliku (Ferralium  
255) (Iz ref. [6]).

Na ovoj temperaturi, čelik je potpuno feritan i samo su vrlo tanki tekući filmovi prisutni duž granica zrna. Opseg temperature likvacije HAZ za ovu leguru (Ferralium 255) je vrlo uzak, i ova legura nije podložna pucanju HAZ likvacije u normalnoj praksi.

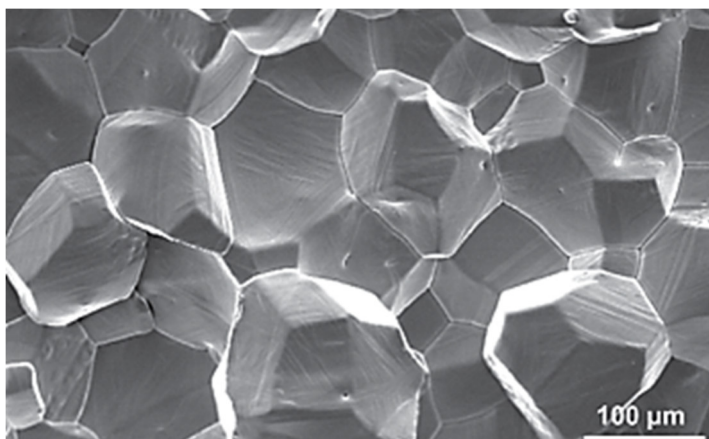
Slika 3.8 prikazuje stvarni kvar u zavaru napravljenom u čeličnom kovanju. U ovom slučaju, likvaciona pukotina se proširila i na zonu fuzije i na HAZ. Površina loma HAZ je IG duž



prethodnih granica zrna austenita, dok površina loma zone fuzije pokazuje stupnaste karakteristike tipične za rast skrućivanja.

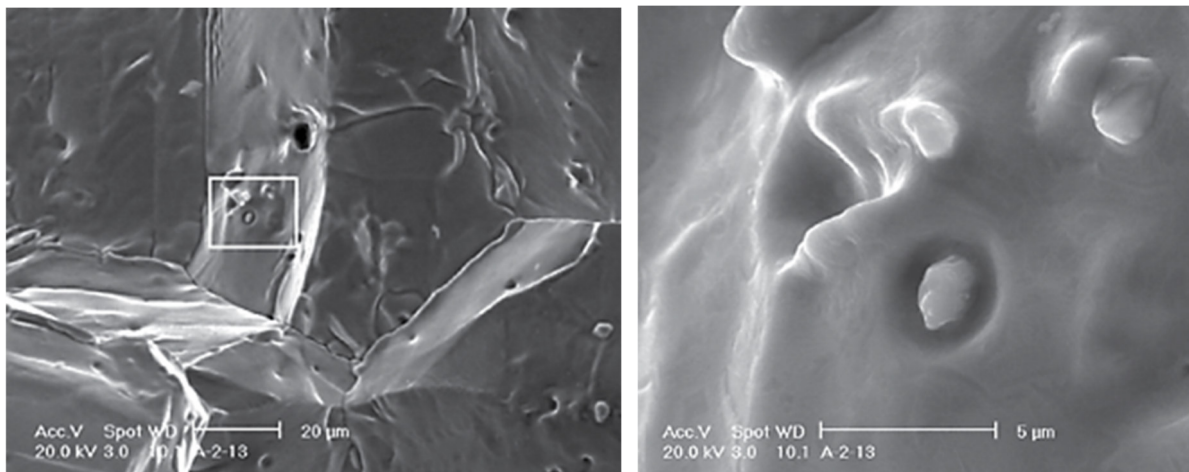
Slika 3.8. HAZ i pukotina likvidacije metala šava u čeličnom kovanju (Matt Johnson).

Slika 3.9 je simulirana HAZ Hy100, niskolegiranog brodskog čelika [7]. Ovaj lom je također IG duž prethodnih granica zrna austenita i pokazuje samo tanak sloj tečnog filma. Ova legura tipično nije podložna pucanju HAZ likvacije, što dokazuje njen uski raspon temperature likvacije (~60°C).



Slika 3.9 HAZ likvaciona površina pukotine u nisko legiranom čeliku HY - 100 (Iz ref. [7]).

Slika 3.10 je HAZ likvaciona pukotina u Waspaloyu koja je također simulirana u termomehaničkom simulatoru [8]. Za razliku od slike 3.9, ova površina loma odražava prisustvo značajnog tečnog filma koji je bio prisutan duž granica zrna. Imajte na umu da površine zrna nisu tako „čiste“ kao one na slikama 3.7 - 3.9 što ukazuje na to da je u trenutku kvara bio prisutan značajan tečni film. Pri većem povećanju, na površini frakture se mogu vidjeti tragovi konstitucijske likvacije (slika 3.10 b). Ove karakteristike predstavljaju TiC čestice koje su podvrgnute konstitucijskoj likvaciji, što dovodi do toga da se čini da čestica sjedi u depresiji koja je rezultat lokalnog topljenja na granici s matriksom.



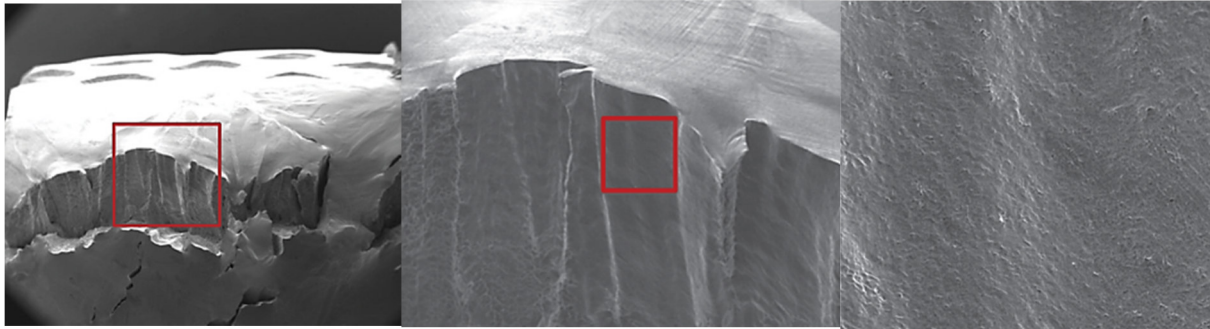
Slika 3.10. HAZ likvaciona površina loma pukotine u superleguri Ni baza (Waspaloy). (a) Intergranularni prelom sa tekućim tečnim filmovima na granici zrna i (b) umetak iz (a) koji prikazuje konstitucijsku likvaciju TiC čestica (Iz ref. [8]).

### 3.2.4.3. Duktilnost – pukotine

DDC je najrašireniji u austenitnim (fcc - face center cubic) materijalima kao što su legure Ni baza i austenitni nehrđajući čelici. U većini slučajeva, ovaj oblik pucanja se javlja u metalu šava, ali može biti prisutan i u HAZ osnovnog metala. Pukotine duktilnosti su normalno makroskopski kratke i relativno ravne. Površina pukotine izgleda ravna pri manjim uvećanjima, ali može pokazati različite morfologije pri većim uvećanjima. Javljaju se duž migriranih granica zrna u metalu šava i makroskopski mogu poprimiti stupasti izgled. Samo sa optičkom metalografskom analizom, često može biti teško razlikovati stvrdnjavanje, likvaciju metala šava i pukotine duktilnosti. Analiza površine loma može biti jedini način da se potvrdi priroda pukotina.

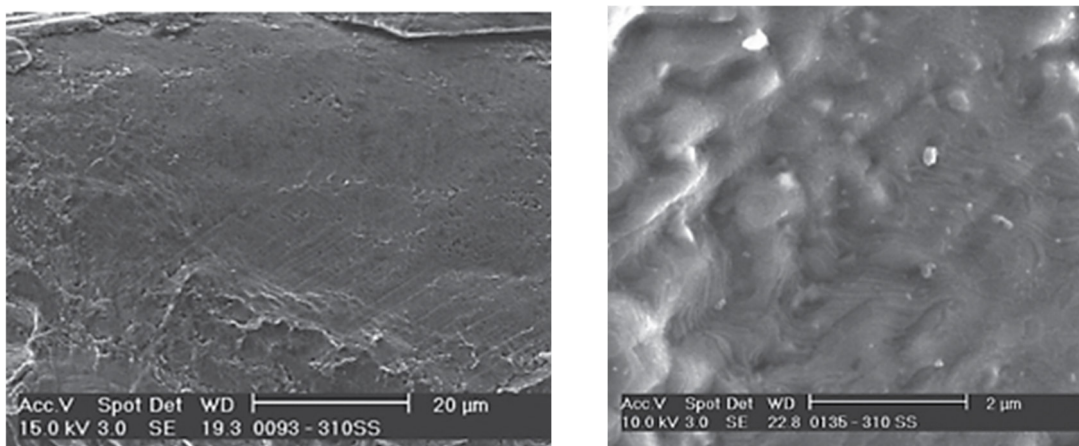
DDC u sloju legure Ni baza (Filler Metal 52, ERNiCrFe 7) prikazan je na Slika 3.11. Ovo je iz "uzorka čamca" uklonjenog sa višeprolaznog sloja koji je sadržavao indikacije kada je pregledan pomoću penetranta za boju. Uzorak je savijen kako bi se otvorila pukotina kako bi se bolje sagledala površina pukotine (3.11a).

Imajte na umu da je površina loma makroskopski ravna, ali pri većem povećanju pokazuje određenu hrapavost površine. Jasno se razlikuje od morfologije površine pukotine učvršćivanja.



Slika 3.11. SEM analiza loma površine loma duktilnosti urona od sloja Ni na bazi Filler Metala 52. (a) Makro prikaz, (b) veće uvećanje regiona u (a) i (c) veće uvećanje regiona u (b).

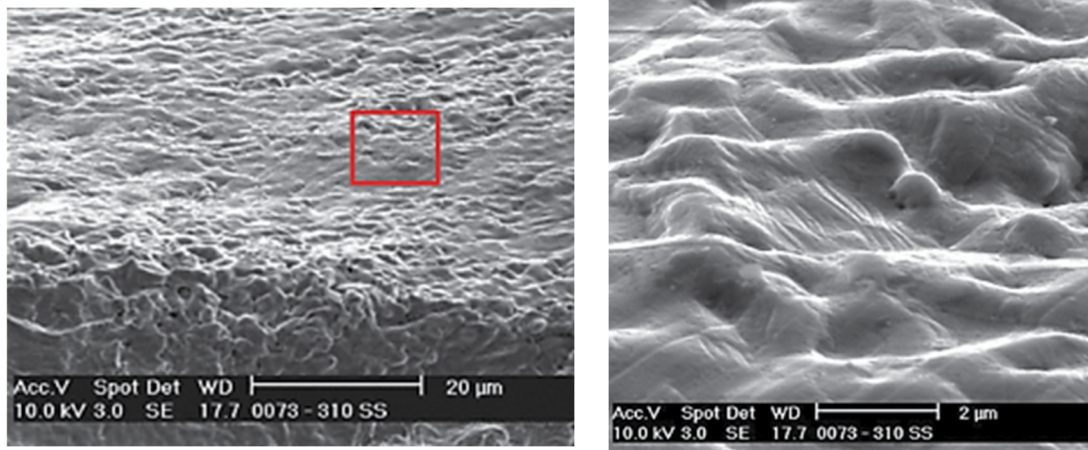
Pokazalo se da je duktilnost morfologija površine pukotine u funkciji temperature [9, 10]. na niskim temperaturama u DDC opsegu (700-800°C za legure Ni baza i nerđajuće čelike), morfologija je makroskopski ravna i često sa mikroskopskim udubljenjem od duktilne pločice. Ovo se često naziva načinom duktilnog IG frakture. primjer ove morfologije za nehrđajući čelik tipa 310 prikazan je na slici 2.12a. Ovo je iz uzorka deformacije do loma testiranog na 750°C. Na višim temperaturama, površina loma pokazuje više valovitog uzorka kao što je prikazano na slici 3.12b za nehrđajući čelik tipa 310 na 950°C.



Slika 3.12. Duktilnost Površina pukotine u nerđajućem čeliku tipa 310 iz testa loma deformacijom na (a) 750°C (1380 F) i (b) 950°C (Nathana Nissleya).

**Na višim temperaturama, valovitost se povećavaju i mogu postojati naznake kliznih linija na površini loma**, kao što je prikazano na slici 3.13 za nehrđajući čelik tipa 310 na 1100°C.

Na još višim temperaturama unutar temperaturnog raspona duktilnosti ( $>1100^{\circ}\text{C}$ ), površine loma ponovo postaju makroskopski ravne sa duktilnim rupicama. To je dijelom posljedica početka rekristalizacije, koja se obično događa pri visokim naprezanjima na povišenim temperaturama.



Slika 3.13. Duktilnost površine pukotine od urona u nehrđajućem čeliku tipa 310 iz ispitivanja deformacije loma na  $1100^{\circ}\text{C}$  ( $2010\text{ F}$ ). (a) Malo uvećanje i (b) veće uvećanje regiona u (a) (Nathana Nissleya).

Treba napomenuti da izgled loma pukotina duktilnog pada može uvelike varirati u zavisnosti od temperature i materijala. **U metalu šava, putanja loma je uvijek duž migriranih granica zrna.** Priroda ovih granica u smislu vijugavosti, ponašanja precipitacije i kristalografske orijentacije može imati snažan utjecaj na morfologiju loma.

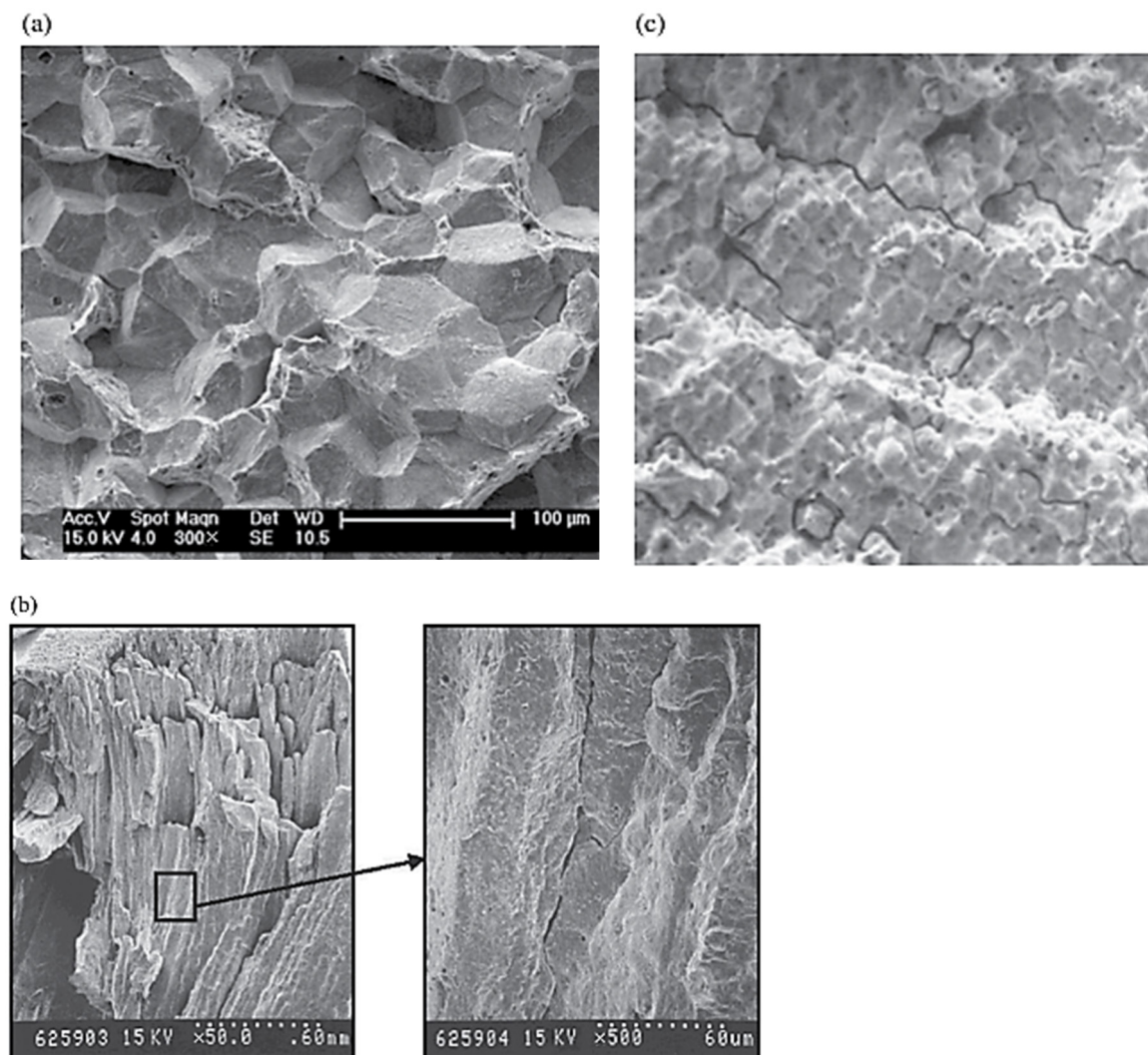
#### 3.2.4.4. Pucanje od ponovnog zagrijavanja

Pukotine od ponovnog zagrijavanja obično se povezuju s niskolegiranim čelicima koji sadrže Cr, Mo i V i stabiliziranim austenitnim legurama nehrđajućeg čelika (kao što je tip 347), ovaj oblik pucanja se obično javlja tokom PWHT.

Da bi došlo do pucanja nakon ponovnog zagrijavanja, mora doći do rastvaranja karbida (Cr, Mo, V) tokom termičkog ciklusa „pri zagrijavanju“. Prilikom ponovnog zagrijavanja dolazi do intragranularnog taloženja karbida i istovremenog popuštanja naprezanja. U niskolegiranim čelicima postoji lokalizacija deformacije na prethodnim granicama zrna austenita, a lom se javlja na ili blizu granica zrna. Površine prijeloma jasno se pojavljuju IG.

IG fraktura može biti ravan i u opšte bez osobina ili može pokazati mikroduktilnost (duktilni IG). Smatra se da se IG lom niske duktilnosti tokom PWHT javlja pomoću dva opšta mehanizma, segregacije elemenata nečistoća na prethodnim granicama zrna austenita i intragranularnog taložnog jačanja sa denudiranim (bez taloga) zonama u blizini granica zrna.

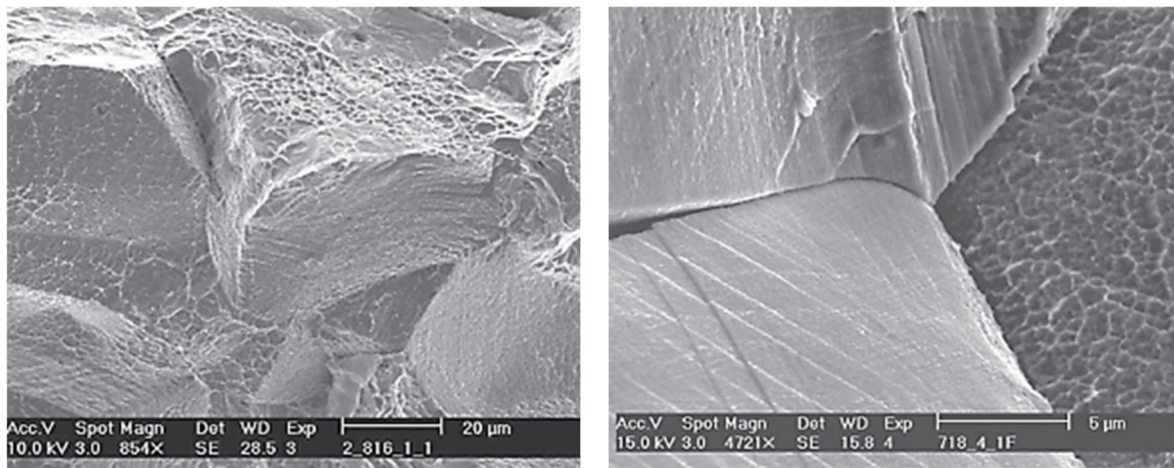
U slučaju segregacije nečistoća (tramp) elemenata (P, S, Cu, Sn, As, Sb) u niskolegiranim čelicima, površine loma su glatke i bez osobina. Ovi elementi (na nivoima u tragovima) smanjuju kohezionu čvrstoću preko granica zrna, a kvar se javlja sa malom lokalnom duktilnošću. Kada dođe do jačanja precipitata u unutrašnjosti zrna i denudiranih zona se formiraju na granicama zrna, lom ima tendenciju da se dogodi u duktilnom IG modu. Temperatura također može igrati ulogu, pri čemu kvar na nižim temperaturama favorizira ravnu morfologiju bez osobina, a više temperature teže ka duktilnom IG. nekoliko primjera morfologije loma uslijed ponovnog zagrijavanja prikazano je na slici 3.14.



Slika 3.14. Ponovo zagrijte površine pukotina. (a) 2,25Cr-1Mo simulirani HAZ, (b) INCOA metal šava i (c) metal šava tipa 347.

### 3.2.4.5. Pucanje nakon deformacije

Pucanje uslijed napreznja je povezano sa PWHT Ni baza, taloženjem ojačanih legura (superlegure). Ovaj oblik kvara je obično povezan sa granicama zrna HAZ u vrlo bliskoj blizini granice fuzije. slično pucanju od ponovnog zagrijavanja, reformiranje taloga koji se otopi tokom procesa zavarivanja u kombinaciji sa relaksacijom napona dovodi do velikih napreznja na granici zrna i naknadnog pucanja. Površine loma su jasno IG i mogu biti ravne i bez osobina ili pokazivati mikroduktilnost. Primjeri morfologije površine prsline zbog deformacije u leguri 718 prikazani su na slici 3.15.



Slika 3.15. Morfologija loma zbog napreznja u leguri 718. (a) Duktilna intergranularna i (b) mješovita ravna i duktilna intergranularna (Setha Nortona).

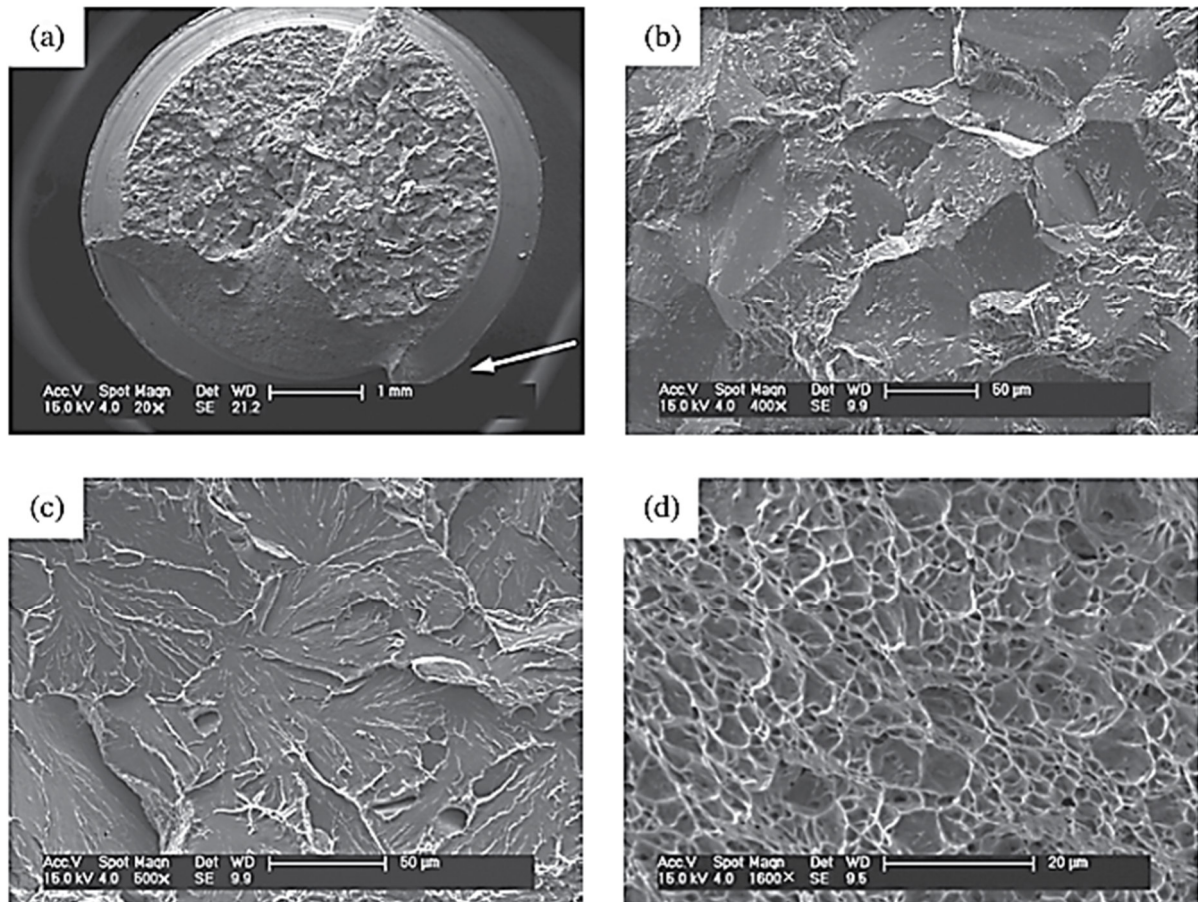
Površina loma u oba slučaja je makroskopski IG, ali mikroskopski pokazuje ili ravne ili duktilne udubine (duktilni IG). Površina loma na slici 3.15b je posebno interesantna jer susjedne površine zrna pokazuju ili mikroduktilnost ili ravan lom. Ovo ukazuje na efekat orijentacije granice zrna. **Također je zanimljivo da ravne površine zrna pokazuju pojavne linije klizanja povezane s procesom loma.**

### 3.2.4.6. Pucanje izazvano vodonikom

Ne postoji jedinstvena morfologija prijeloma koja je karakteristična za HIC. Prijelomi mogu biti IG sa površinama koje su ili ravne ili pokazuju mikroduktilnost. Prijelomi također mogu biti transgranularni sa karakteristikama kvazicijepanja (QC) ili MVC. Utjecaj koncentracije vodika i intenziteta napreznja na morfologiju loma opisan je Beachemovim modelom [12].

Uopšte se smatra da vodonik migrira i ostaje zarobljen na dislokacijama, granicama zrna, mikroinkluzijama i strukturnim heterogenostima kao što su inkluzije šljake ili sučelje martenzita/ferita. Ovaj zarobljeni vodonik u kombinaciji sa zaostalim i primijenjenim napreznjima na kraju uzrokuje lom ili dekoheziju.

Vodik difundira u rešetku neposredno ispred vrha pukotine i pomaže u bilo kojem procesu deformacije koji bi matrica normalno dozvolila. Kako HIC napreduje, morfologija loma može se pomjeriti s jednog načina na drugi kako se intenzitet naprezanja, koncentracija vodika i mikrostruktura razlikuju. Tri osnovna načina HIC-a u čelicima su IG, QC i MVC. sva tri ova moda se mogu uočiti na površini loma uzorka za testiranje implantata HSLA100, kao što je prikazano na slici 3.16 [13].



Slika 3.16. Morfologija prijeloma uzorka HSLA100 implantata za HIC. (a) Opšti izgled loma (bijela strelica označava smjer rasta pukotine), (b) intergranularni, (c) kvazicijep, i (d) mikropraznina koalescencija. Oznake a, c i d se promatraju u nizu duž putanje širenja pukotine (Iz ref. [13]).

Imajte na umu da se početni lom u ovom uzorku javlja u IG modu, a zatim brzo prelazi u QC kako se intenzitet naprezanja povećava. QC mod zatim prelazi na MVC (duktilna udubljenja) i konačno na duktilno preopterećenje. Čelici koji imaju visoku otpornost na HIC će pokazivati samo ograničene IG i QC načine kvara. Drugi materijali koji su visoko otporni na HIC (kao što su austenitni nehrđajući čelici) pokazat će samo MVC, čak i pri visokim koncentracijama vodika.



### **3.3. Inženjerski vodič za analizu kvarova**

Ovaj odjeljak pruža pregled načina na koji treba provesti istragu kvara, uključujući tehnike i pristupe za dobijanje informacija potrebnih za utvrđivanje uzroka kvara do razumnog stepena inženjerske i naučne sigurnosti. Dostupni su i drugi detaljniji tekstovi koji daju više pojedinosti. Posebno je dobra referenca ASM priručnik, tom 11: Analiza i prevencija kvarova [14].

Kontrolna lista za analizu kvara je data u Listi 1 koja bi trebala služiti kao vodič prilikom istraživanja kvara proizvodnje ili servisa. Redoslijed istražnih koraka može varirati u zavisnosti od prirode neuspjeha, ali općenito, sve stavke na ovoj kontrolnoj listi treba uzeti u obzir tokom istrage. Sljedeći odjeljci će pružiti dodatni uvid u ove stavke. Ova kontrolna lista nije namijenjena da bude sveobuhvatna. Mogu postojati i druge informacije koje su potrebne da podrže istragu kvarova koje su jedinstvene za specifične vrste kvarova.

Kontrolna lista za istragu kvarova

1. Posjeta gradilištu
2. Prethodno ispitivanje
3. Intervjuirajte osoblje
4. Prikupite pozadinske informacije
5. Razviti protokol sekcije i testiranja
6. Uklonite dijelove radi pregleda
7. Provesti analizu hemijskog sastava
8. Makroskopski pregled
9. Uzorci za metalografiju/fraktografiju
10. Odrediti metalografske tehnike
11. Odrediti analitičke tehnike
12. Mehanička ispitivanja
13. Simulativno testiranje
14. NDE tehnike
15. Procjena integriteta konstrukcije
16. Konsultacije sa drugim stručnjacima
17. Završna analiza i izvještavanje.

#### **3.3.1. Posjeta gradilištu**

Gotovo je uvijek od pomoći posjetiti mjesto kvara, osim ako se, naravno, kvar nije dogodio u vašem pogonu ili u situaciji s kojom ste potpuno upoznati. Informacije iz druge ruke, uključujući fotografije koje je snimio netko drugi i izvještavanje iz druge ruke, obično nisu

poželjne jer će detalji neuspjeha biti predmet tuđeg tumačenja ili predrasuda. Ako ne možete posjetiti mjesto kvara (možda se kvar dogodio na morskoj platformi 200 stopa ispod površine oceana), dajte eksplicitne upute o vrsti dokumentacije kvara koja vam je potrebna i pobrinite se da zatražite dovoljno fotografske dokumentacije. Slijedi djelomična lista stvari koje biste mogli ponijeti prilikom posjete lokaciji:

- Visokokvalitetni digitalni fotoaparat sa mogućnošću makro snimanja, blicem ili stroboskopom i rezervnom memorijom.
- Merna traka i markeri na skali (magnetni).
- Mala ručna lupa
- Lampa i zubna ogledala (za gledanje u uska mjesta).
- Magnet (za ID materijala).
- Uređaj za snimanje ili pametni telefon (ovo je često lakše od pokušaja škrabanja bilješki koje kasnije nećete moći dešifrirati).
- Kombinezoni i čizme (u slučaju kvara na terenu).
- Zaštitne naočare i zaštita za uši - PPE
- Vrećice za uzorke – vrećice sa zatvaračem rade odlično.
- Identifikacione oznake i neizbrisiva olovka za obeležavanje.
- Materijal za replikaciju površine loma.

Prije posjete gradilištu, trebali biste pokušati utvrditi koji su materijali i procesi zavarivanja uključeni i kakvo je bilo okruženje uslužnog rada (gdje je primjenjivo). Ovo će vam dati neko vrijeme za formuliranje mogućih scenarija neuspjeha i pomoći vam da odlučite o planu opservacije tokom vaše inspekcije. Na primjer, ako je materijal austenitni nehrđajući čelik koji radi na pari pod visokim pritiskom, možda ćete htjeti potražiti dokaze pucanja korozije pod naprezanjem.

Izbjegavajte savjetovanje s drugim „stručnjacima“ o neuspjehu dok ne završite svoju inspekciju. Vaši početni utisci i zapažanja često mogu biti pristrasni od strane drugih za koje smatrate da su dobro kvalifikovani. Zapamtite, dobar inženjer uvijek održava svoju objektivnost.

Provedite dosta vremena pregledavajući kvar i okolinu. Mentalne (i stvarne) slike koje dobijete tokom ove inspekcije mogu biti od neprocjenjive važnosti kasnije kada pokušavate dešifrirati dokaze, a nemate ključnu informaciju. Tendencija je često žuriti kroz inspekciju na račun propuštanja vrijednog traga.

Foto dokumentacija je izuzetno važna. Fotografije treba da budu snimljene iz svih uglova i pod različitim svetlosnim situacijama. Uz digitalnu fotografiju, lako je odmah provjeriti kvalitet fotografije, a zatim ponovo snimiti fotografiju ako nije prihvatljivog kvaliteta.

U mnogim situacijama možete dobiti samo jednu priliku da fotografišete grešku, tako da morate biti sigurni da ćete dobiti ono što vam je potrebno. Više je bolje nego manje lakše je kasnije izbrisati fotografije nego jadikovati nad onom koja je propuštena.

Trebali biste pokušati intervjuisati što je moguće više osoblja, posebno onih koji su bili povezani s neuspjehom ili su upoznati sa sistemom (komponentom) koji je otkazao. To može uključivati zavarivače, poslovođe smjena, inženjere za zavarivanje, inženjere dizajna, metalurge, itd. Pokušajte izbjeći informacije iz druge ruke, obično možete odbaciti sve informacije koje dobijete od direktora pogona, potpredsjednika itd. jer njihove informacije vjerovatno nisu ni iz druge ruke.

### **3.3.2. Prikupiti osnovne informacije**

Informacije koje vam mogu zatrebati bit će u velikoj mjeri podložne vrsti neuspjeha koji istražujete. Slijedi lista stvari koje biste trebali razmotriti da nabavite:

Specifikacije materijala. To bi uključivalo sve interne specifikacije koje se koriste za naručivanje materijala ili standardne specifikacije na koje se upućuje (ASTM, AWS, API, SAE, itd.).

Izveštaji o kvalifikaciji/testiranju materijala. Oni mogu biti u obliku internih QA izvještaja ili kvalifikacionih dokumenata koje dostavlja dobavljač materijala. Oni mogu uključivati informacije o sastavu materijala, mehaničkim svojstvima, pregledu itd.

Dobavljač materijala. Također može biti korisno utvrditi kako je materijal obrađen (topljenje, termomehanička obrada, itd.) i oblik proizvoda. Zapisi o proizvodnji. Ovo će uključivati svu unutarnju obradu materijala prije zavarivanja. Stavke mogu uključivati kovanje, prešanje, termičku obradu, čišćenje, oblaganje, mašinsku obradu itd.

Zapisi o zavarivanju. Pribavite svu dokumentaciju koja se odnosi na kvalifikaciju i postupak zavarivanja. Oni mogu biti u obliku zapisa o kvalifikaciji postupka (PQRs) i specifikacija postupka zavarivanja (WPSs).

Operacije nakon zavarivanja. Nakon zavarivanja utvrdite da li je komponenta termički obrađena, očišćena, mašinski obrađena itd.

Zapisnici inspekcije. Utvrdite da li su izvršene bilo kakve vizuelne ili NDT kontrole i pribavite dokumentaciju. Ovo također može uključivati rezultate testova dokaza ili destruktivne procjene na slučajnim dijelovima.

Servisna istorija. Kada se istražuju kvarovi servisa, poznavanje istorije servisa je od suštinskog značaja za određivanje prirode kvara. Nažalost, u većini slučajeva ove informacije obično nisu lako dostupne ili su relativno skicirane. Prilikom prikupljanja servisne istorije, obratite posebnu pažnju na detalje okoline, uslove opterećenja, nenormalna ili slučajna preopterećenja, varijacije u temperaturi, ekstremne temperature, uslove pokretanja i isključivanja itd.

Abnormalni uslovi. Utvrdite da li je bilo nečeg nenormalnog u dizajnu neispravne komponente ili uvjetima pod kojima je radila. Provjerite servis i evidenciju popravki sličnih komponenti. Pokušajte utvrditi je li kvar izolovan incident ili generičke prirode.

### **3.3.3. Protokol uklanjanja i protokoli testiranja**

Često će biti potrebno razviti protokol za uzimanje uzoraka i evaluaciju. To će gotovo uvijek biti slučaj kada su druge strane uključene i postoji mogućnost sudskog spora. Pod ovim poslednjim okolnostima, protokol će morati da bude dogovoren od strane različitih strana i da se onda striktno pridržava.

Iz vašeg ranijeg vizuelnog pregleda kvara, identifikovali ste određena područja ili na površini loma ili u blizini frakture koja mogu pružiti vrijedne informacije o uzroku kvara. Ova područja mogu predstavljati potencijalna mjesta početka kvara ili regije, koje su reprezentativne za metalurško stanje materijala u vrijeme kvara. Ako su dostupni, često je korisno ispitati slične uzorke (primjerice) koji nisu pokvarili jer to može dati neki uvid u uzrok neuspjeha.

### **3.3.4. Uklanjanje uzoraka, čišćenje i skladištenje**

Trebali biste razviti šemu identifikacije koja je jednostavna i logična i, što je najvažnije, izbjegava svaku mogućnost pogrešnog identiteta uzorka nakon uklanjanja. Trebali biste poduzeti krajnje mjere opreza i biti vrlo eksplicitni kada navodite tehnike vađenja uzoraka. Vodite računa da vrijedni dokazi ne budu uništeni tokom uklanjanja. Mnoga istraživanja kvarova zamagljena su nenamjernim uništavanjem površine loma tokom uklanjanja uzorka. Također, obratite posebnu pažnju na metode vađenja uzoraka.

Odlučite se za „hladne” metode uklanjanja, koje ne mijenjaju mikrostrukturu. Tehnike rezanja oksiacetilenom ili plazmom mogu ponovo zagrijati kritična područja mikrostrukture, što rezultira faznim transformacijama ili drugim metalurškim transformacijama koje mogu prikriti ili uništiti vrijedne dokaze. U situacijama kada su ove tehnike neophodne, treba primeniti mjere predostrožnosti kako bi se sprečilo pregrijavanje područja od interesa.

U mnogim slučajevima, površina loma ili regija od interesa će biti kontaminirana izlaganjem okolini, pogrešnim rukovanjem ili drugim faktorima. To će često zahtijevati da se područje od interesa očisti kako bi se uklonila kontaminacija. U slučaju prljavštine, masti i drugih površinskih zagađivača, to se obično može ukloniti otapalima, sapun i voda, ili blagi rastvori za čišćenje.

U slučaju oksidacije (posebno "rđe" na čelicima), postoje neke posebne tehnike koje se mogu koristiti za uklanjanje oksidacije bez oštećenja (napadanja) donje površine. Jedna takva tehnika koja je vrlo efikasna u uklanjanju oksidacije iz čelika bez oštećenja osnovnog metala koristi otopinu reagensa koja se sastoji od koncentrirane hlorovodonične kiseline (HCl) i 10 g/l 1,3 – n – butil2 tiouree (poznate kao DBT). Ovaj osnovni rastvor se zatim razblaži 50/50 sa destilovanom vodom prije upotrebe [15]. Uzorak se zatim uroni u ovu otopinu uz ultrazvučno miješanje na period od sekundi do minuta dok se oksidacija ne ukloni.

### **3.3.5 Hemijska analiza**

Informacije o hemijskom sastavu često neće biti dostupne za dotične materijale. Mnogi materijali se kupuju prema datim specifikacijama materijala, ali zapisi o ispitivanju materijala nisu dostupni. U slučajevima kada je korišteno više toplote na materijala, može biti teško odrediti tačan sastav materijala od interesa. Sastav materijala uključenih u kvar često može pružiti vrijedan uvid u prirodu kvara. Nivo elemenata nečistoće (kao što su s, P, O, n) može biti posebno kritičan kada se uzme u obzir zavarljivost materijala ili performanse zavarene konstrukcije u predviđenom radnom okruženju.

Za određivanje hemijskog sastava materijala mogu se koristiti različite analitičke tehnike. Generalno, kada se koriste ove tehnike, potrebni su neki kompromisi između troškova, tačnosti i pouzdanosti. neke uobičajene analitičke tehnike koje su korisne u identifikaciji i analizi materijala su navedene u nastavku:

Vlažna hemijska analiza. Najpreciznija i najskuplja tehnika analize, ova tehnika uključuje otapanje materijala u hemijskom mediju (obično kiselini). Reakcijski proizvodi željene vrste se zatim pažljivo izvagaju i upoređuju s težinom originalnog uzorka kako bi se dobio težinski postotak. Pogledajte ASTM Standard E50, svezak 3.05: Aparati, reagensi i sigurnosna razmatranja za hemijsku analizu metala, ruda i srodnih materijala za više informacija.

Emisiona spektroskopija. Ovo je vjerovatno najčešća metoda koja se danas koristi za dobijanje masovne hemijske analize. Metoda je relativno jeftin i može biti prilično precizna ako je sistem za analizu kalibriran odgovarajućim standardima (uvijek pitajte za kalibraciju).

Osim toga, mogu se analizirati relativno mali uzorci, što je često od pomoći ako se samo mali komadi materijala mogu dobiti u blizini mjesta loma ili unutar zavora. Osetljivost ove tehnike na elemente male atomske težine (lakše od aluminijuma) je promenljiva. Sadržaj ugljika, dušika, sumpora, fosfora i bora treba odrediti drugim metodama. Pogledajte ASTM prakse E350E354 (Volume 3.05) za detalje o ovoj i drugim tehnikama.

Tehnika sagorevanja – metoda toplotne provodljivosti. Ova tehnika je najpoznatija kao “LECO metoda” po proizvođaču opreme. Ova metoda je korištena za precizno mjerenje ugljika, kisika, dušika i sumpora. Vodik se također može odrediti LECO metodom, iako su rezultati u najboljem slučaju semikvantitativni. Opet, za kalibraciju opreme moraju se koristiti odgovarajući standardi. Preporučuju se višestruke analize. vidi ASTM E1019 (Vol. 3.05): Određivanje ugljenika, sumpora, azota i kiseonika u legurama čelika, gvožđa, nikla i kobalta različitim tehnikama sagorevanja i fuzije.

Infracrvena i ultraljubičasta spektroskopija. Ove tehnike se mogu koristiti za identifikaciju organskih materijala povezanih s kvarom, kao što su boja, ulje, mast, guma i plastika. Konkretno, tehnika poznata kao Fourier transformacijska infracrvena (FTIR) spektroskopija se široko koristi za ovu vrstu analize. ASTM E1252 (Vol. 3.06) opisuje opšte metode za infracrvenu spektroskopiju.

Druge tehnike. Dostupne su mnoge druge tehnike za analizu specifičnih elemenata, jedinjenja, produkata korozije, itd. treba konsultovati analitičkog hemičara za pomoć u analizi neobičnih materijala ili ako su potrebna visoko precizna mjerenja.

### **3.3.6. Makroskopska analiza**

Nakon što odaberete i uklonite uzorke za koje smatrate da su relevantni za kvar, izvršite vrlo temeljno makroskopsko ispitivanje uzoraka. Ovo će uključivati i vizuelnu inspekciju i optičku mikroskopiju do 100x uvećanja. Binokularni mikroskop sa dobrom rezolucijom dubine polja je neophodan za ovo ispitivanje.

Opet, fotografski dokumentirajte uzorke. želite da imate trajnu evidenciju o njihovom pojavljivanju prije nego što počnete sa sekcijama za detaljniju analizu. Među stvarima koje tražite na ovom pregledu su sljedeće:

- Izgled površine loma, na primjer, dosadan, sjajan, fasetiran, prugasti, poroznost, itd.
- Prisustvo proizvoda oksidacije ili korozije
- Makroskopske popuštajuće i posmične usne
- Sekundarne pukotine
- Karakteristike površine zavarivanja kao što su podrezivanje ili udari luka.

### 3.3.7. Odabir uzoraka za mikroskopsku analizu

Vaš makroskopski pregled trebao bi vam dati dobru predstavu o uzorcima potrebnim za dalje ispitivanje pri većim uvećanjima. Ovo bi uključivalo uzorke za:

- Analiza površine loma SEM ili druga površinska analiza kao što je spektroskopija svrdla
- Metalografska optička ili elektronska mikroskopija
- Mikroanalitička evaluacija SEM ili mikroanaliza elektronske sonde (EPMA).

Opet, koristite jednostavan sistem identifikacije za označavanje uzoraka koji će biti podijeljeni. koristiti i skicu i fotografsku dokumentaciju za očuvanje identiteta i sljedivosti. Ova vrsta šeme je vrlo korisna za kasnije objašnjenje lokacije uzorka i strategije odabira drugima i za uključivanje u vaš izvještaj.

### 3.3.8. Izbor analitičkih tehnika

Dostupne su mnoge analitičke tehnike koje podržavaju istragu. To uključuje tehnike za masovnu analizu uzoraka i one koje daju topografske, metalurške ili hemijske informacije pri vrlo velikim uvećanjima.

Difrakcija X zraka (XRD) masovnih uzoraka može pružiti informacije o fazama ili precipitatu koji su prisutni u materijalu. Ova tehnika nije ograničena na metale i može se koristiti za procjenu strukture materijala koji su kristalne prirode. XRD obrasci su generisani karakterističnom talasnom dužinom XRD iz kristalne rešetke.

SEM je moćan i često korišten alat u analizi kvarova jer može pružiti informacije o topografskom i hemijskom sastavu. Također, priprema uzorka je prilično jednostavna. Međutim, za uzorke koji su kontaminirani, mogu biti potrebne posebne tehnike čišćenja kako bi se spriječilo "nabijanje" uzorka elektronskim snopom.

EPMA pruža mnogo precizniju analizu sastava na mikroskopskoj skali u odnosu na SEM. Ova tehnika je korisna za procjenu uzoraka segregacije u zavarenim spojevima ili određivanje hemijskog sastava na određenim lokacijama. Rezolucija je reda veličine 1-2  $\mu\text{m}$ . uzorci za EPMA se generalno montiraju u provodljivi medij i pripremaju metalografski jer se informacije o sastavu najlakše dobijaju sa ravne površine.

Analiza metalnih uzoraka korištenjem tehnika elektronske mikroskopije koristi niz „događaja“ koji se javljaju kada snop elektrona stupi u interakciju s uzorkom. Ukratko, SE signal se prvenstveno koristi za određivanje topografije površine i pružanje slike površine loma.

Metalografski uzorci koji su urezani također se mogu ispitati korištenjem SE slike kako bi se dobila bolja rezolucija nego što je to moguće u optičkom mikroskopu. BSE signal pruža dobar kontrast atomskog broja i može se koristiti za procjenu lokalnih razlika u sastavu.

Mnogi moderni SEM-ovi dozvoljavaju miješanje SE i BSE signala kako bi se pružile i topografske i informacije o sastavu. Konačno, rendgenski zraci koji nastaju interakcijom snopa elektrona sa uzorkom mogu se koristiti za pružanje semikvantitativne analize sastava. Iako nisu tako precizne kao EPMA, prikupljene informacije mogu biti korisne u identifikaciji različitih faza i spojeva. Rezolucija je ograničena na 1-2  $\mu\text{m}$ . Ova tehnika nije tačna za analizu svjetlosnih elemenata (C, O, N) osim ako instrument nije opremljen posebnim detektorom.

### **3.3.9. Mehanička ispitivanja**

Mehanički testovi su često korisni za određivanje "prikladnosti" materijala u njegovom radnom okruženju. Testiranje se također može izvršiti za greške u proizvodnji kako bi se utvrdilo da li materijal ispunjava specifikacije. Ovi testovi mogu uključivati:

- Makro ili mikro tvrdoća
- Zatezna
- Čvrstoća na lom
- Zamor, zamor puzanja i zamor od korozije
- Stres ruptura
- Ispitivanja zavarljivosti.

Mnogi od ovih testova su standardizovani, a procedure su dostupne u ASTM tom 3.01: Mehanička ispitivanja metala; Testovi na povišenim i niskim temperaturama: Metalografija. Preporuke o mogućim testovima zavarljivosti date su u Poglavlju 9.

### **3.3.10. Simulativno testiranje**

U nekim slučajevima može biti od pomoći pokušati simulirati uslove neuspjeha u kontroliranom laboratorijskom testu. Ova vrsta testiranja je dizajnirana da ponovi uslove opterećenja, okolinu i varijable materijala, koje su mogle doprinijeti kvaru. Simulativni testovi su generalno skupi i obično samo približne uslove servisiranja ili proizvodnje koji su doveli do kvara. U slučaju kvarova na servisu, često je teško odrediti stvarne radne uslove (spektar opterećenja, istorija temperature, okruženje, itd.). budite oprezni kada tumačite podatke iz ovih testova.



### **3.3.11. Tehnike ne destruktivne evaluacije**

Tehnike ne destruktivne evaluacije (NDE) često su korisne za određivanje stepena pucanja u komponenti koja možda nije očigledna vizuelnom inspekcijom. Ove tehnike se također mogu koristiti kada se odlučuje o odabiru uzoraka ili planovima sekcije. NDE je također veoma koristan za inspekciju sličnih komponenti ili regiona u blizini glavnog preloma.

Jedna od najčešćih od ovih tehnika je poznata kao penetrantna inspekcija. To uključuje čišćenje komada od interesa, nanošenje boje koja će prodrijeti u pukotine, a zatim nanošenje razvijaa koji će otkriti gdje su na površini prisutne pukotine ili defekti. Ova tehnika je korisna samo za pukotine koje se nalaze na površini komponente, kao što je zamorna pukotina. Za masovnu analizu potrebne su rendgenske radiografije, ultrazvučne tehnike ili tehnike vrtložne struje.

### **3.3.12. Procjena integriteta konstrukcije**

Principi mehanike loma mogu se povremeno koristiti za procjenu strukturalnog integriteta materijala u kontekstu njegovog servisnog ili proizvodnog okruženja. Različite metode numeričke analize, kao što su analiza konačnih elemenata i analiza konačnih razlika, također se mogu koristiti za procjenu raspodjele napona u blizini pukotine ili diskontinuiteta. Ove metode, osim u vrlo jednostavnim sistemima, su u najboljem slučaju približne, stoga budite oprezni kada tumačite rezultate.

### **3.3.13. Konsultacije sa kolegama stručnjacima**

Ako kvar uključuje područja izvan vaše stručnosti (korozija, mehanika loma, uviđajem, itd.), obratite se stručnjaku. On/ona može imati značajno iskustvo sa sličnim neuspjesima i često može biti od neprocjenjive važnosti u utvrđivanju uzroka. Ovi konsultanti mogu imati pristup informacijama koje su ključne za istragu neuspjeha. Postoji mnogo konsultantskih inženjerskih firmi koje su specijalizovane za procenu integriteta konstrukcije i analizu kvarova. Mnogi univerzitetski profesori se također bave eksternim savjetovanjem. Zapamtite da je vaš krajnji cilj precizno odrediti uzrok neuspjeha, stoga budite otvoreni za traženje pomoći od stručnjaka.

### **3.3.14. Završno izvještavanje**

Sada ste spremni za asimilaciju svih prikupljenih informacija u sažet izvještaj. Formatu izvještavanja se razlikuju, ali sljedeći odjeljci bi obično bili uključeni u izvještaj o analizi neuspjeha:

Sažetak (ili izvršni sažetak). Ovo bi trebao biti vrlo sažet opis onoga što je urađeno i glavnih nalaza.

Pozadina. Navedite istoriju postupaka proizvodnje i/ili servisnog ponašanja dotične komponente. Ovaj odjeljak mora pružiti dovoljno informacija da podrži nalaze koje ćete prijaviti. U nekim slučajevima, detaljne informacije mogu biti uključene u dodatke kako bi se smanjila dužina ovog odjeljka.

Metodologija. Ovaj dio je veoma važan, jer je potrebno precizno opisati način odabira uzoraka, korištene šeme sekcije, metodologiju za identifikaciju uzoraka i korištene analitičke tehnike.

Značajni rezultati. Iako je istraživanje moglo proizvesti mnoge rezultate (mikrografije, fraktografije, mehanička ispitivanja, hemijske analize, itd.), najbolje je da ih izvijestite što je moguće sažetije. Upotreba tabela je dobar način da se sumiraju podaci. Informacije koje su perifernije, ili koje želite da uključite radi potpunije, mogu se dati u dodatku.

Diskusija o rezultatima. Diskusija može biti uključena u prethodni odjeljak, ali u nekim slučajevima može biti korisno imati ovo kao poseban odjeljak.

Zaključci. Ovo su kratke koncizne izjave koje obuhvataju glavne tačke istrage. Obično je najbolje da ih numerišete, jer to znatno olakšava upućivanje na konkretne zaključke.

Preporuke. Na osnovu rezultata istrage, ovaj odjeljak se može koristiti za preporuku korektivnih mjera, promjene u dizajnu ili odabiru materijala ili rješavanje drugih korektivnih pitanja.

Dodatni rad (ako analiza nije potpuna). Ako su zaključci nepotpuni ili uzrok kvara još uvijek nije jasan, može se preporučiti dodatna analiza ili testiranje kako bi se analiza završila.

Reference. Navedite sve reference na koje ste se oslonili u svom izvještaju. To može uključivati prethodne izvještaje, druga stručna mišljenja, podatke iz priručnika, članke iz časopisa ili druge izvore tehničkih informacija.

Prilozi. Upotreba dodataka je dobar način da budete inkluzivni u svom izvještavanju, dok istovremeno smanjujete „nered“ u tijelu izvještaja. Na primjer, može biti važno prijaviti rezultate mehaničkog ispitivanja koje pruža podatke iz svakog testiranog uzorka. Ovi detalji se mogu sažeti u tijelu izvještaja koristeći tabelu s pratećim informacijama u dodatku. Većina istraga kvarova rezultira stotinama (ili hiljadama) fotografija. Ovo je najbolje uključiti u dodatak.

## Literatura:

- [1] Joy DC, Romig AD Jr, Goldstein JI, editors. Principles of Analytical Electron Microscopy. New York: Plenum Press; 1986.
- [2] Goldstein JI, Newbury DE, Echlin P, Joy DC, Romig AD Jr, Lyman CE, Fiori C, Lifshin E. Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis. New York: Plenum Press; 1992.
- [3] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 12: Fractography. 9th ed. Metals Park, OH: ASM International; 1987.
- [4] Matsuda F. Solidification crack susceptibility of weld metal. In: David SA, Vitek JM, editors. Recent Trends in Welding Science and Technology. Metals Park, OH: ASM International; 1990. p 127–136.
- [5] Appleby WR, Pellini WS. Factors which influence weld hot cracking. Weld J 1954;33 (2):83s–90s.
- [6] Nelson DE, Baeslack III WA, Lippold JC. An investigation of weld hot cracking in duplex stainless steels. Weld J 1987;66 (8):241s–250s.
- [7] Caron JL, Babu SS, Lippold JC. The weld heat-affected zone liquation cracking susceptibility of naval steels. Weld J 2013;92 (4):110s–123s.
- [8] Qian M, Lippold JC. Effect of multiple postweld heat treatment cycles on the weldability of Waspaloy. Weld J 2002;81 (11):233s–238s.
- [9] Nissley NE. Intermediate temperature embrittlement in Ni-base weld metals [PhD Dissertation]. Columbus, OH: The Ohio State University; 2006.
- [10] Collins MG, Ramirez A, Lippold JC. An investigation of ductility-dip cracking in Ni-base filler metals, Part 3. Weld J 2004;83 (2):39s–49s.
- [11] Norton SJ, Lippold JC. Development of a Gleeble-based test for postweld heat treatment cracking susceptibility, Trends in Welding Research VI. Columbus, OH: ASM International; 2003. p 609–614. Proceedings of the 6th International Conference, April 15–19, 2002, Callaway Gardens, Ga. ASM International Metals Park, OH.
- [12] Beachem C. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”). Metall Trans 1972;3:441–455.
- [13] Yue X, Feng X, Lippold JC. Quantifying heat-affected zone hydrogen cracking in high strength naval steels. Weld J 2013;92 (9):265s–273s.
- [14] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 11: Failure Analysis and Prevention. 9th ed. Metals Park, OH: ASM International; 1986.
- [15] Kayafas I. Technical note: corrosion product removal from steel fracture surfaces for metallographic examination. Corrosion 1980;36 (8):443–445.