



Oleksandr M. Savitskyi¹, Mychailo M. Savitskyi¹, Darko Bajić^{2,a}

UTICAJ HEMIJSKOG SASTAVA NA STRUKTURNE TRANSFORMACIJE KOD UGLJENIČNIH ČELIKA I NJIHOVIH ZAVARENIH SPOJEVA

INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION ON STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN CARBON STEELS AND THEIR WELDED JOINTS

Originalni naučni rad / Original scientific paper

Rad je u izvornom obliku objavljen u Zborniku sa 31. Savetovanja sa međunarodnim učešćem "Zavarivanje 2020" održanog u Kladovu, Srbija od 13. do 16. Oktobra 2021.

Rad primljen / Paper received:

Oktobar 2021.

Rad prihvaćen / Paper accepted:

April 2022.

Ključne reči: transformacija, prokaljivost, hemijski sastav, austenit, ugljenik, zavareni spoj

Rezime

U radu je na osnovu analize zavisnosti temperaturnih kritičnih tačaka strukturnih transformacija od hemijskog sastava čelika pokazano da se ugljenik može smatrati opredjeljujućim faktorom uticaja na kinetiku formiranja strukture kod ugljeničnih čelika i njihovih zavarenih spojeva. Iako sa povećanjem sadržaja ugljenika povećava se i period inertnosti difuzione (perlitne) i intermedijalne (beinitne) transformacije pothlađenog austenita, pri tom tok transformacije se ubrzava. Ovo stvara preduslove za rešenje zadatka razvoja difuzione i intermedijalne transformacije pothlađenih austenita u metalu zavarenih spojeva sklonih prokaljivanju i predpređuje martenzitne (bezdifuzione) transformacije. Međutim, za svrsishodno započinjanje naznačenih oblika transformacija neophodan je efikasan metod ili način skraćenja perioda inertnosti njegovog raspada u predviđenim granicama. Legirajući elementi koji formiraju karbide uvećavaju pozitivno dejstvo ugljenika na $\gamma \rightarrow \alpha$ transformaciju u difuzionoj oblasti i slabe u intermedijalnoj oblasti. Svi drugi legirajući elementi u uslovima kontinualnog hlađenja usporavaju raspad pothlađenog austenita u difuzionoj i intermedijalnoj oblasti i uvećavaju period inertnosti, neophodnog za njegov početak.

Adresa autora / Author's address:

¹ E.O.Paton, Institut elektrolučnog zavarivanja pri Alademiji nauka Ukraine, Kiev, Ukraina

² Univerzitet Crne Gore, Mašinski fakultet, Podgorica, Crna Gora

E mail: ^a darko@ucg.ac.me

Keywords: transformation, hardenability, chemical composition, austenite, carbon, welded joint

Abstract

In this paper, based on the analysis of the dependence of temperature critical points of structural transformations on the chemical composition of steel, it is shown that carbon can be considered a determining factor influencing the kinetics of structure formation in carbon steels and their welded joints. With the carbon content increases, the period of inertia of diffusion (perlite) and intermediate (beinite) transformation of subcooled austenite increases, while the course of transformation accelerates. This creates preconditions for solving the task of development of diffusion and intermediate transformation of subcooled austenite in metal of welded joints prone to hardenability and prevents martensitic (non-diffusion) transformations. However, for the purposeful beginning of the indicated forms of transformations, an efficient method or a way of shortening the period of inertness of its decomposition within the predicted limits is necessary. Carbide-forming alloying elements increase the positive effect of carbon on $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in the diffusion region and weak in the intermediate region. All other alloying elements under conditions of continuous cooling slow down the decomposition of subcooled austenite in the diffusion and intermediate region and increase the period of inertia, necessary for its onset.



1. Uvod

Hladne prsline i okrupnjavanje metalnog zrna u zoni uticaja toplote (ZUT) predstavljaju jedan od problema koji se javljaju pri zavarivanju čelika sklonih prokaljivosti [1-4]. Sklonost ka lomu, u prvom redu, pokazuju one zone zavarenog spoja koje posjeduju niži nivo plastičnosti i podvragavaju se intenzivnom naprezanju usled neravnomjernog zagrijavanja i faznih transformacija [1-3]. Pojava ovih defekata kod čelika je moguća već pri sadržaju ugljenika 0,01-0,15% i legirajućih elemenata 3% [1, 3].

Konvencionalni način poboljšanja kvaliteta zavarenih spojeva ugljeničnih čelika sklonih prokaljivosti, predviđa mogućnost maksimalnog približavanja realnih uslova njihovog hlađenja ka idealnom termičkom ciklusu. Ovo podrazumijeva ubrzano zagrijavanje metala ZUT-a do maksimalne temperature i ubrzanog hlađenja do temperature A_{r_3} , što obezbjeđuje minimalnu dužinu njegovog boravka u temperaturnom intervalu $A_{c_3}-A_{r_3}$ gdje se intenzivno razvijaju procesi pregrijavanja i rasta austenitnog zrna. Pri temperaturama nižim od A_{r_3} idealni termički ciklus predviđa maksimalno usporeno hlađenje zavarivanog materijala u perlitnoj (difuzionoj) i beinitnoj (intermedijalnoj) oblasti, s ciljem razvoja perlitne i beinitne transformacije pothlađenog austenita i sprečavanje njegovog raspada u martenzitnoj (bezdifuzionoj) oblasti [3]. Ovo zapravo predstavlja ravnotežu, veoma blisko izotermičkim uslovima hlađenja u naznačenim temperaturnim intervalima, analogno termičkoj obradi.

Obezbijediti pri zavarivanju ovakvu kombinaciju uslova zagrijavanja i hlađenja praktično je nemoguće, jer termičko stanje zavarenih spojeva definiše pogonska energija zavarivanja [5].

Brzine zagrijavanja i hlađenja obrnuto je proporcionalna pogonskoj energiji zavarivanja [6]. Promijeniti ovu zakonitost samo na račun parametara zavarivanja je nemoguće. Zbog toga, u praksi se primjenjuje kombinacija niskog nivoa pogonske energije zavarivanja i zagrijavanja zavarivanog materijala. Najoptimalnije se pokazalo zagrijavanje materijala nakon zavarivanja. Iako su ove metode prilično efikasne, one smanjuju produktivnost zavarivanja, povećavaju potrošnju energije, obim posla i cijenu zavarene konstrukcije. Pored toga, ove tehnološke metode omogućavaju samo slabljenje prokaljivosti na račun procesa otpuštanja martenzitne strukture, no ne dozvoljava razvoj drugih oblika transformacija – perlitne i

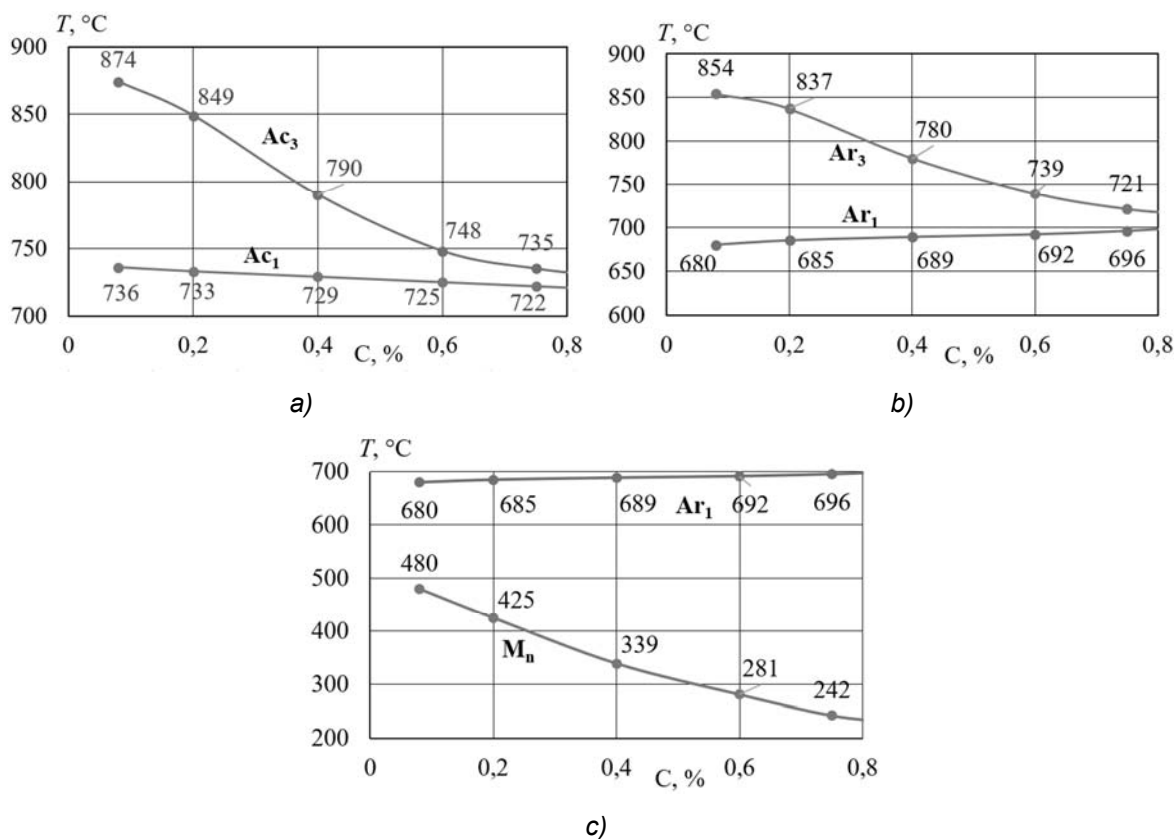
beinitne, što čini osnovni zadatak idealnog termičkog ciklusa zavarivanja.

2. Eksperiment i diskusija

Osnovni legirajući element koji ima dominantni uticaj na kinetiku stuktturnih transformacija kod ugljeničnih čelika i njihovih zavarenih spojeva je ugljenik. Ostali legirajući elementi u nejednakom stepenu povećavaju ili smanjuju taj uticaj, no ne mijenjaju njegov karakter. Uticaju hemijskog sastava čelika na kinetiku njihovih stuktturnih transformacija, naučnici iz oblasti zavarivanja posmatraju ugljenik kao negativan faktor. Povećanje njegovog sadržaja u čeliku, povezuje se sa pogoršanjem njegove zavarljivosti, povećanje sklonosti ka pregrijavanju metala zavarenog spoja i formiranje prsline u njima.

Na Slici 1 [7-10] prikazani su rezultati istraživanja koji nam pomažu u razumijevanju oblika uticaja ugljenika na temperature kritičnih tačaka stuktturnih transformacija pri zagrijavanju i hlađenju ugljeničnih čelika. Ovi podaci ukazuju da povećan sadržaj ugljenika u čeliku doprinosi smanjenju vrijednosti temperature A_{c_3} (sl.1a).

Stepen uticaja ugljenika na kritične temperature u fazi zagrijavanja je različit. U poređenju sa A_{c_3} uticaj ugljenika na temperaturu A_{c_1} je minimalan (sl.1a). Smanjenje temperature A_{c_1} je ~10 puta manja nego što je to slučaj sa razlikom temperatura tačke A_{c_3} istog čelika. Neravnomjeran uticaj sadržaja ugljenika na temperature A_{c_1} i A_{c_3} doprinosi skraćenju temperaturnog intervala austenitne transformacije od $A_{c_3}-A_{c_1}=138^{\circ}\text{C}$ za 0,07%C do $A_{c_3}-A_{c_1}=15^{\circ}\text{C}$ za 0,8%C (sl.1a). Intenzivno skraćenje temperaturnog intervala austenizacije i njegovo pomjeranje u oblast nižih temperatura ukazuje na ubrzanje procesa austenitne transformacije adekvatnom povećanju sadržaja ugljenika u čeliku, što korespondira s rezultatima istraživanja Sadovskog [11, 12].



Slika 1. Uticaj ugljenika na temperature kritičnih tačaka i ravnotežnih međukritičnih intervala bliskih izotermičkim uslovima: a) austenitna transformacija, b) perlitna transformacija pothlađenog austenita, c) beinitna transformacija pothlađenog austenita; Ac₁, Ac₃ – temperature početka i kraja austenitne transformacije; Ar₃, Ar₁ – temperature početka i kraja perlitne transformacije pothlađenog austenita; M_n – temperatura martenzitne transformacije pothlađenog austenita

Figure 1. Influence of carbon on temperatures of critical points and equilibrium intercritical intervals close to isothermal conditions: a) austenitic transformation, b) pearlitic transformation of undercooled austenite, c) bainitic transformation of undercooled austenite; Ac₁, Ac₃ – temperatures of the beginning and end of the austenitic transformation; Ar₃, Ar₁ – temperatures of the beginning and end of pearlitic transformation of undercooled austenite; M_n – temperature of martensitic transformation of undercooled austenite

Difuzioni raspad austenita (sl.1b) kod čelika s 0,07%C započinje pri temperaturi Ar₃=854°C. Dalje povećanje sadržaja ugljenika u čeliku do 0,8%, doprinosi smanjenju temperature Ar₃. Ovi podaci potvrđuju da povećanje sadržaja ugljenika u čeliku, pomjera početak difuzionog raspada austenita u oblast nižih temperatura. Temperatura završetka raspada (Ar₁) raste (sl.1b). Povećanje temperature Ar₁ i skraćenje temperaturnog intervala difuzionog raspada austenita omogućava da se pretpostavi da povećanje sadržaja ugljenika u čeliku doprinosi ubrzanju procesa difuzionog raspada pothlađenog austenita.

Uticaj ugljenika na proces difuzionog raspada austenita nije jednoznačan. S jedne strane, povećan sadržaj ugljenika u čeliku doprinosi povećanju postojanosti austenita pri pothlađenju, pomjerajući njegov raspad u oblast niskih temperatura i povećava period inertnosti (inkubacioni period) transformacije [13], što se

negativno odražava na kinetiku formiranja strukture čelika. S druge strane, povećan sadržaj ugljenika može ubrzati transformaciju pothlađenog austenita [10], što predstavlja pozitivnu stranu njegovog uticaja na strukturne transformacije kod čelika.

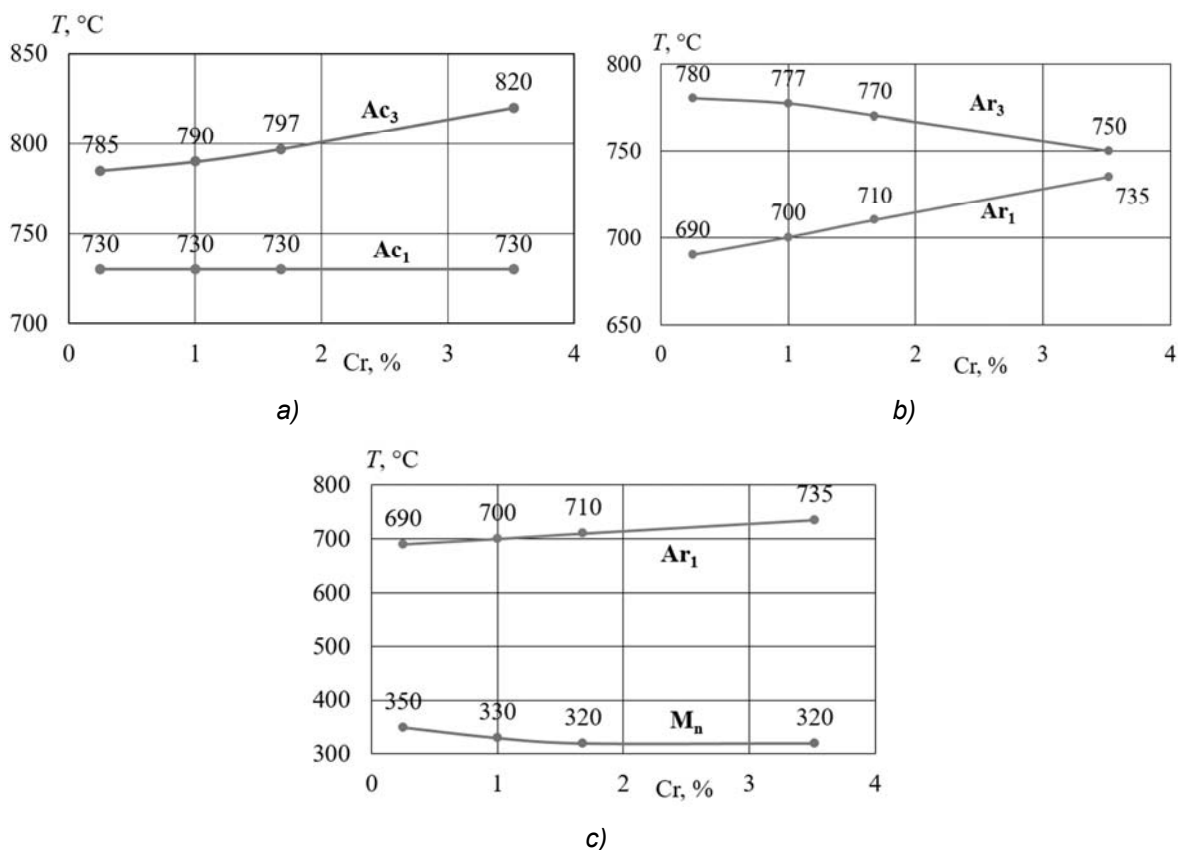
Kada su u pitanju drugi oblici transformacija pothlađenog austenita, uticaj ugljenika na iste se potkrepljuju rezultatima ispitivanja prikazanim na slici 1c [7-10]. Povišen sadržaj ugljenika u čeliku prati sniženje temperature martenzitne transformacije. Jednovremeno povećanje temperature Ar₁ i smanjenje M_n sa povećanjem sadržaja ugljenika u čeliku dovodi do povećanja temperaturnog intervala intermedijalne transformacije koji je ograničen datim kritičnim tačkama (sl.1c). Slijedi logičan zaključak, sa povećanjem sadržaja ugljenika intermedijalna transformacija se kod čelika postepeno usporava.



Uticaj drugih legirajućih elemenata na temperature kritičnih tačaka faznih transformacija u čeliku nije jednoznačan i značajno je slabiji nego što je uticaj ugljenika. Ovi elementi mogu uticati na jačanje ili slabljenje uticaja ugljenika, ali nisu u stanju da promijene tendenciju koja mu je svojstvena.

Karakter uticaja elemenata koji formiraju karbide na temperaturama kritičnih tačaka strukturnih

transformacija pri zagrijavanju i hlađenju ugljeničnih čelika može se ocijeniti na primjeru hroma (sl.2) [7-9]. Poznato je da ovaj element, s jedne strane intenzivno formira karbide, a s druge strane je dobar austenizator [13]. Prisustvo hroma u čeliku, po pravilu, potpomaže povećanju temperature tačke Ac_3 (sl.2a). Shodno tome, mijenja se i temperaturni interval austenizacije koji se širi.



Slika 2. Uticaj hroma na temperature kritičnih tačaka i ravnotežnih međukritičnih intervala bliskih izotermičkim uslovima: a) austenitna transformacija, b) perlitna transformacija pothlađenog austenita, c) beinitna transformacija pothlađenog austenita; Ac_1 , Ac_3 – temperature početka i kraja austenitne transformacije, Ar_3 , Ar_1 – temperature početka i kraja perlitne transformacije pothlađenog austenita, M_n – temperatura martenzitne transformacije pothlađenog austenita

Figure 2. Influence of chromium on the temperatures of critical points and equilibrium intercritical intervals close to isothermal conditions: a) austenitic transformation, b) pearlitic transformation of undercooled austenite, c) bainite transformation of undercooled austenite; Ac_1 , Ac_3 – temperatures of the beginning and end of austenite transformation, Ar_3 , Ar_1 – temperatures of the beginning and end of pearlite transformation of undercooled austenite, M_n – temperature of martensitic transformation of undercooled austenite

Prisustvo hroma u čeliku usporava difuzione procese pri njegovom zagrijavanju o čemu svjedoči proširenje temperaturnog intervala austenizacije, uglavnom, u oblasti visokih temperatura na račun intenzivnijeg rasta temperature Ac_3 . To doprinosi skraćenju temperaturnog intervala rasta zrna i homogenizaciju austenita, a takođe skraćuje vrijeme boravka metala u istom. Mehanizam takvog uticaja hroma objašnjava u svom radu Šoršorov [14]. Karbidi hroma imaju visok nivo postojanosti i

raspoređuju se po granici zrna, te na taj način predstavljaju mehaničku barijeru za njihov rast. Dok se karbidi ne raspadnu intenzivni rast zrna i homogenizacija austenita u čeliku se ne uočavaju.

Bazirajući se na ove podatke i njihovim upoređenjem sa podacima o uticaju ugljenika na vrijednosti temperatura kritičnih tačaka strukturnih transformacija, možemo pretpostaviti da se transformacija pothlađenog austenita kod čelika sa



povišenim sadržajem hroma nalazi u oblasti viših temperatura, s obzirom na smanjenje nivoa homogenizacije austenita. Međutim, sve se dešava suprotno (sl.2b). Povećanje sadržaja hroma doprinosi smanjenju temperature Ar_3 pri istovremenom povećanju temperature Ar_1 .

Intenzitet uticaja hroma na intermedijalne i martenzitne transformacije ilustruje Slika 2c. Povećanje sadržaja hroma doprinosi neznatnom sniženju temperature martenzitne tačke. S obzirom na to da se temperatura M_n smanjuje, a temperatura Ar_1 povećava, srazmjerno povećanju sadržaja hroma u čeliku širi se temperaturni interval beinitne transformacije, pa se može zaključiti da se transformacija usporava. Analogna tendencija se dobija i kod drugih čelika legiranih hromom ili drugim elementima koji formiraju karbide.

Povoljan uticaj hroma na kinetiku formiranja strukture čelika posledica je njegovog austenizujućeg djelovanja na metal. S jedne strane, legiranje čelika hromom doprinosi stabilizaciji austenita i povećava se njegova postojanost pri hlađenju [13, 14]. S druge strane, ubrzavaju se procesi u oblasti difuzione transformacije austenita, o čemu svjedoči još veće, u poređenju s ugljenikom, skraćivanje intervala Ar_3 - Ar_1 .

Uticaj ostalih legirajućih elemenata u osnovi se manifestuje pomjeranjem međukristalnog temperaturnog intervala strukturnih transformacija u oblast nižih temperatura [7-10].

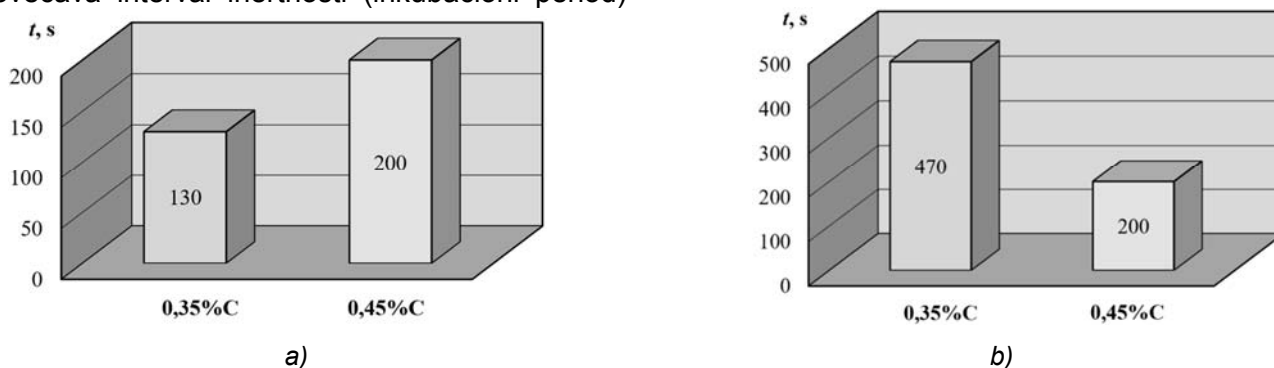
Prethodno navedeni podaci svjedoče, da se taj uticaj intenzivno manifestuje u svim stadijumima termičkog uticaja na čelik: pri zagrijavanju, hlađenju i zadržavanju čelika u definisanim temperaturnim intervalima. Pri tom, uticaj ugljenika na kinetiku formiranja strukture u čeliku nije jednoznačno. S jedne strane ugljenik doprinosi stabilizaciji austenita i povećava interval inertnosti (inkubacioni period)

njegovog raspada. Ovo pojačava tendenciju ka prokaljivosti, posebno tokom procesa koji su zasnovani na lokalnom termičkom uticaju na čelik, kao što je proces zavarivanja. S druge strane, povećanje sadržaja ugljenika u čeliku može dovesti do ubrzanja difuzionih procesa pri raspadu austenita, što omogućava da se u čeliku gore navedenim procesima stvore plastične strukture, koje se karakterišu povišenom stabilnošću i otpornošću na formiranje hladnih prslina.

Na osnovu prethodno izloženog možemo zaključiti da pri zavarivanju ugljeničnih čelika možemo svrsishodno upravljati procesom formiranja struktura metala zavarenog spoja, a samim tim i njegovim svojstvima. Međutim, sve prethodno izloženo se odnosi na uslove termičke ravnoteže, blisko izotermičkim.

Pri zavarivanju praktično je nemoguće obezbijediti uslove hlađenja identične ili približno identične uslovima termičke ravnoteže. U uslovima kontinualnog hlađenja, što je karakteristika procesa zavarivanja, uticaj ugljenika i legirajućih elemenata na kinetiku raspada pothlađenog austenita, kao što su rezultati ispitivanja pokazali (Slike 3-5), razlikuju se od uslova termičke ravnoteže. Rezultati ispitivanja ukazuju da povećanje sadržaja ugljenika u čeliku uslovljava usporenje difuzione transformacije pothlađenog austenita.

Na Slici 3 data je kinetika difuzionog raspada pothlađenog austenita u uslovima kontinualnog hlađenja u temperaturnom intervalu 700-600°C kod čelika sa sadržajem ugljenika 0,35% i 0,45%. Sa povećanjem sadržaja ugljenika u čeliku period inertnosti difuzionog raspada austenita se povećava ~50% (sl.3a). Pri tom, trajanje njegovog difuzionog raspada se skraćuje za više od dva puta (sl.3b), tj. transformacija se ubrzava saglasno povećanju sadržaja ugljenika u čeliku.



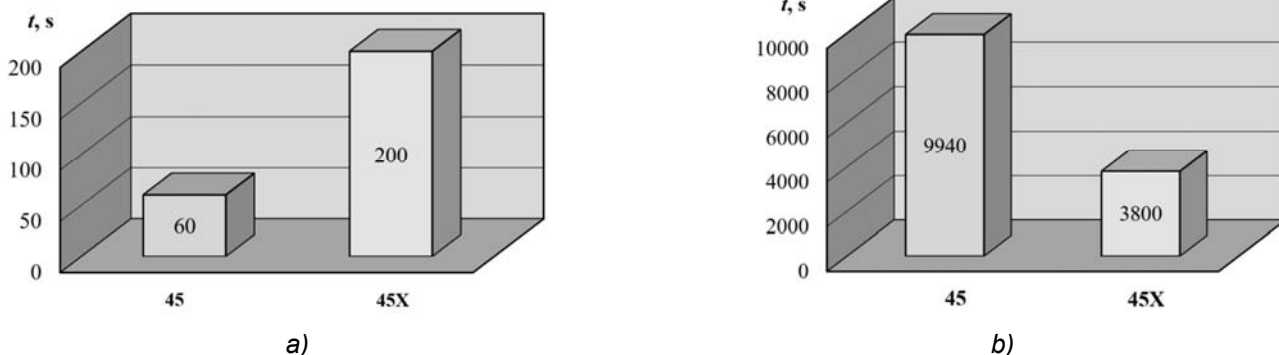
Slika 3. Uticaj ugljenika na kinetiku difuzionog raspada pothlađenog austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) u uslovima kontinualnog hlađenja (700-600°C): a) period inertnosti raspada; b) trajanje raspada

Figure 3. The influence of carbon on the kinetics of diffusion decomposition of undercooled austenite ($\gamma \rightarrow \alpha$) under continuous cooling conditions (700-600°C): a) decomposition inert period; b) duration of decomposition



Karakter uticaja hroma na kinetiku raspada pothlađenog austenita u difuzionoj oblasti u uslovima kontinualnog pothlađenja pokazuju čelici 45 i 45X (GOST) (sl.4). Njihov hemijski sastav je dat u Tabeli 1. Upoređujući podatke uočava se da

čelici legirani hromom uvećavaju interval inertnosti difuzione transformacije pothlađenog austenita više od 3 puta (sl.4a). U ovom slučaju, ista difuziona transformacija pothlađenog austenita se ubrzava za ~2,6 puta (sl.4b).



Slika 4. Uticaj hroma na kinetiku difuzionog raspada pothlađenog austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) u uslovima kontinualnog hlađenja (700-680°C): a) period inertnosti raspada; b) trajanje raspada

Figure 4. The influence of chromium on the kinetics of diffusion decomposition of undercooled austenite ($\gamma \rightarrow \alpha$) under continuous cooling conditions (700-680°C): a) decomposition inert period; b) duration of decomposition

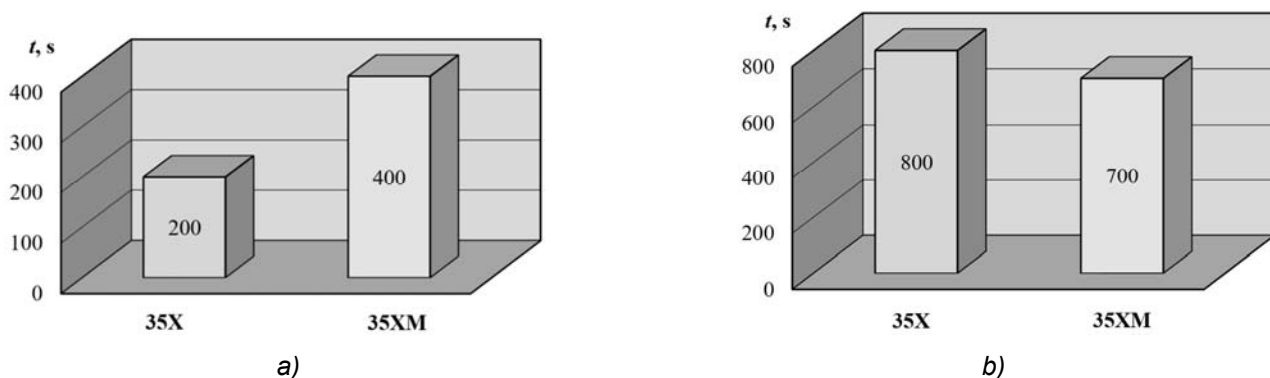
Analogni uticaj na kinetiku raspada pothlađenog austenita u difuzionoj oblasti pokazuju i drugi legirajući elementi tvorci karbida, kao što je molibden. Oni doprinose povećanju perioda

inertnosti transformacija, ali pri tom ubrzavaju sam raspad. Primjer - čelik 35X i 35XM (GOST) (sl.5), čiji su hemijski sastavi dati u Tabeli 1.

Tabela 1. Hemijski sastav čelika [9]

Table 1. Chemical composition of steel [9]

Čelik (GOST)	Sadržaj elemenata, %									
	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	P	S	Cu	As
45	0,45-0,50	≤0,25	-	≤0,25	0,50-0,80	0,17-0,37	0,035	0,04	0,25	0,08
45X	0,41-0,49	0,80-1,10	-	≤0,30	0,50-0,80	0,17-0,37	0,035	0,035	0,30	-
35X	0,31-0,39	0,80-1,10	-	≤0,30	0,50-0,80	0,17-0,37	0,035	0,035	0,30	-
35XM	0,32-0,40	0,80-1,10	0,15-0,25	≤0,30	0,40-0,70	0,17-0,37	0,035	0,035	0,30	-
40XH	0,36-0,44	0,45-0,75	-	1,00-1,40	0,50-0,80	0,17-0,37	0,035	0,035	0,30	-
35ГC	0,30-0,37	≤0,30	-	≤0,30	0,80-1,20	0,60-0,90	0,40	0,45	0,30	-



Slika 5 Uticaj molibdena na kinetiku difuzionog raspada pothlađenog austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) u uslovima kontinualnog hlađenja (700-650°C): a) period inertnosti raspada; b) trajanje raspada

Figure 5 The influence of molybdenum on the kinetics of diffusion decomposition of undercooled austenite ($\gamma \rightarrow \alpha$) under continuous cooling conditions (700-650°C): a) decomposition inert period; b) duration of decomposition

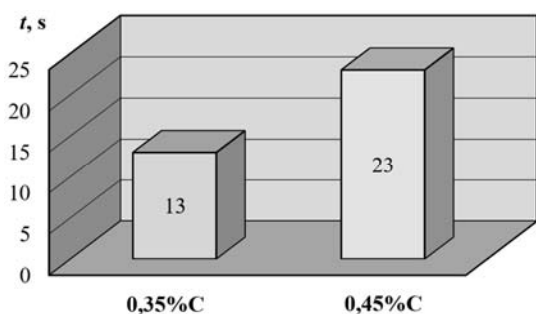


Karakter uticaja ugljenika i legirajućih elemenata tvorca karbida na raspada pothlađenog austenita u intermedijalnoj oblasti pokazuju podaci prikazani na Slici 6-8.

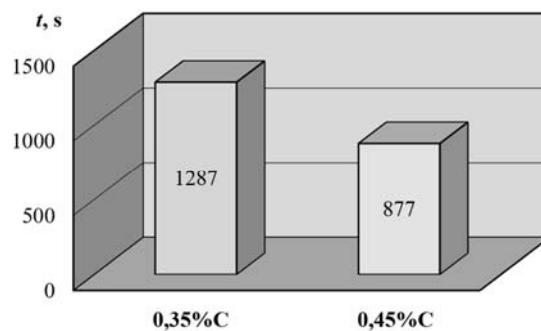
Povećanje sadržaja C u čeliku na intermedijalni raspada austenita ima isti efekat kao i u difuzionoj oblasti. Upoređujući čelike sa sadržajem ugljenika 0,35% i 0,45% uočava se da sa povećanjem sadržaja C period inertnosti intermedijalnog

raspada pothlađenog austenita se povećava ~80% (sl.6a). Istovremeno se interval njegovog poluraspada u temperaturnom intervalu 500-300°C skraćuje za ~32% (sl.6b).

Legiranje čelika elementima tvorcima karbida praćeno je usporenim intermedijalnim transformacijama i povećanjem perioda njegove inertnosti.



a)



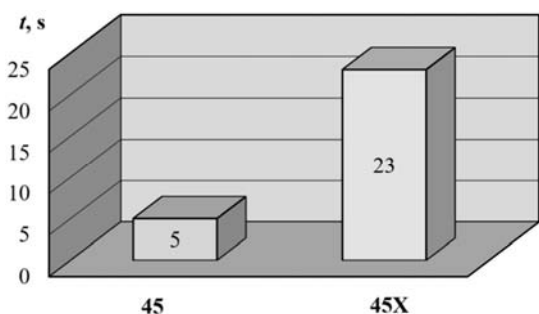
b)

Slika 6. Uticaj ugljenika na kinetiku intermedijalnog raspada pothlađenog austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) u uslovima kontinualnog hlađenja (500-300°C): a) period inertnosti raspada; b) trajanje raspada

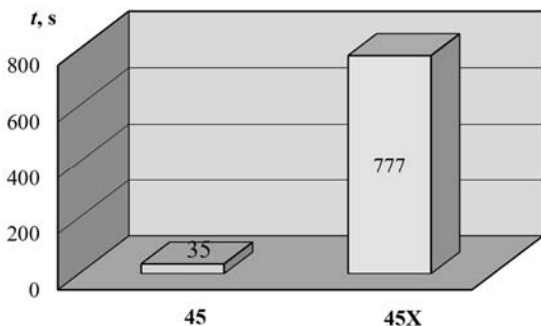
Figure 6. Influence of carbon on the kinetics of intermediate decomposition of undercooled austenite ($\gamma \rightarrow \alpha$) under continuous cooling conditions (500-300°C): a) period of inertness of decomposition; b) duration of decomposition

Intermedijalni raspada austenita kod čelika 45 pri temperaturi 550°C započinje nakon perioda inertnosti koji traje 5 s (sl.7a) i traje 35 s u temperaturnom intervalu 550-350°C (sl.7b). U slučaju legiranja čelika hromom (45X) za početak intermedijalne transformacije pothlađenog austenita neophodan je period inertnosti od 23 s, što je ~5 puta više nego kod čelika 45 (sl.7a). Beinitna transformacija u čeliku 45X u temperaturnom intervalu 550- 350°C traje 777 s, što je ~22 puta više nego kod čelika 45 (sl.7b).

Legiranjem čelika sa nekoliko elemenata tvorcima karbida doprinosi daljem povećanju perioda inertnosti i produžetak raspada austenita u beinitnoj oblasti (sl.8). Za inicijaciju beinitne transformacije pri temperaturi 500°C, za čelik 35XM neophodan je period inertnosti veći za ~30% nego za čelik 35X (sl.8a). Beinitni raspada austenita u čeliku 35X u temperaturnom intervalu 500-400°C je za ~20% manji nego kod čelika 35XM (sl.8b).



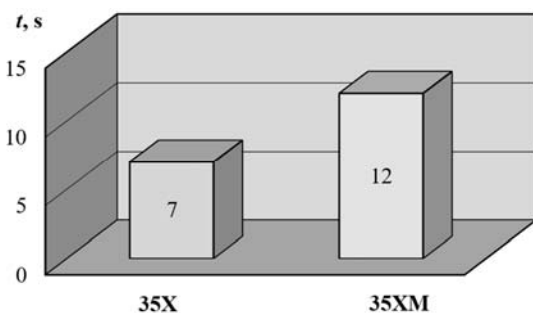
a)



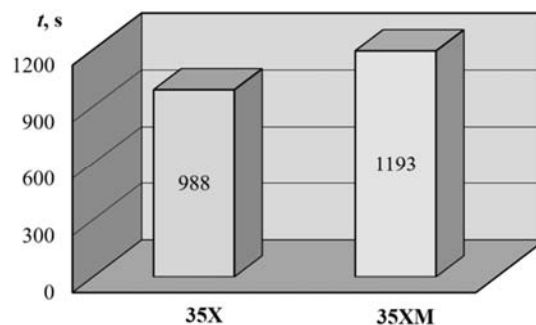
b)

Slika 7. Uticaj hroma na kinetiku intermedijalnog raspada pothlađenog austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) u uslovima kontinualnog hlađenja (550-350°C): a) period inertnosti raspada; b) trajanje raspada

Figure 7. The influence of chromium on the kinetics of intermediate decomposition of undercooled austenite ($\gamma \rightarrow \alpha$) under continuous cooling conditions (550-350°C): a) decomposition inert period; b) duration of decomposition



a)



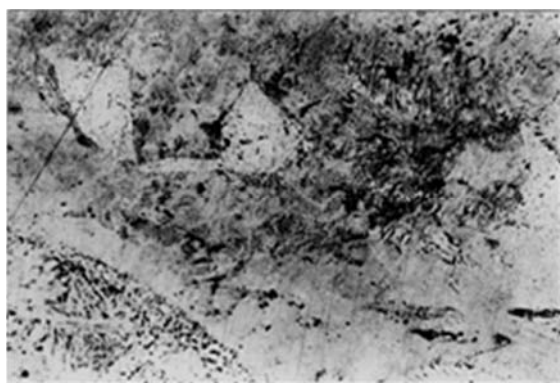
b)

Slika 8. Uticaj molibdena na kinetiku intermedijalnog raspada pothlađenog austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) u uslovima kontinualnog hlađenja (500-400°C): a) period inertnosti raspada; b) trajanje raspada

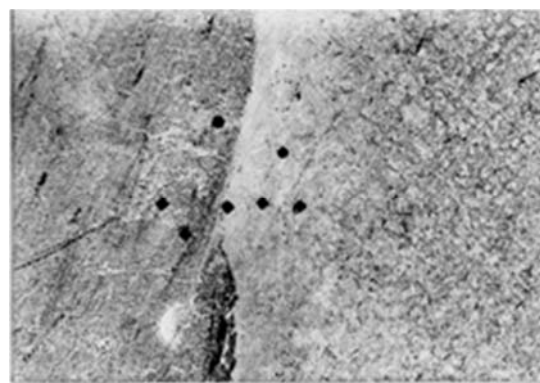
Figure 8. The influence of molybdenum on the kinetics of intermediate decomposition of undercooled austenite ($\gamma \rightarrow \alpha$) under continuous cooling conditions (500-400°C): a) decomposition inert period; b) duration of decomposition

Svi drugi legirajući elementi u uslovima kontinualnog hlađenja usporavaju raspad pothlađenog austenita u difuzionoj i intermedijalnoj oblasti i povećavaju period inertnosti, neophodnog za njegov početak.

Primjena rezultata ovih ispitivanja pri zavarivanju u zaštitnoj atmosferi čelika 40XH i 35ГC (GOST) (tab.1), sklonih prokaljivosti omogućilo je formiranje u metalu ZUT-a zavarenog spoja čelika 40XH beinitno-perlitnu strukturu (sl.9a), a u čeliku 35ГC – beinitnu (sl.9b).



a)



b)

Slika 9. Mikrostrukture metala u ZUT-u zavarenih spojeva čelika: a) 40XH – beinitno-perlitna (uvećnje x400); b) 35ГC – beinit (uvećanje x120)

Figure 9. Metal microstructures in HAZ of welded steel joints: a) 40XH – bainite-pearlite (magnification 400 times); b) 35GS – beinit (magnification 120 times)

Zavarivanje je izvršeno pri istim uslovima: ista pogonska energija bez predgrijavanja i naknadne termičke obrade zavarenih spojeva, dodatni materijal puna žica feritno-perlitne klase. Dobijeni rezultati govore da u pomenutim uslovima zavarivanja, u metalu zavarenog spoja čelika s visokim sadržajem ugljenika, legiranog hromom, raspad austenita je započeo u difuzionoj oblasti i završio se u intermedijalnoj. U zavarenim spojevima čelika s niskim sadržajem ugljenika i koji u svom sastavu nemaju elemente tvorce karbida, raspad austenita se desio u intermedijalnoj oblasti. Dakle, u zavarenim spojevima čelika s višim sadržajem ugljenika formirana je povoljnija

struktura s višim pokazateljima duktilnosti, plastičnosti i otpornosti na prsline.

Analiza dobijenih rezultata ispitivanja pokazuju da u uslovima kontinualnog hlađenja, koji odgovaraju termičkim ciklusima zavarivanja, povišeni sadržaj ugljenika kod čelika izaziva ubrzanje raspada pothlađenog austenita u difuzionoj i intermedijalnoj oblasti. Ovo stvara preduslove za rješenje zadatka razvoja difuzione i intermedijalne transformacije pothlađenog austenita u metalu zavarenih spojeva čelika, sklonih prokaljivosti i upravljanjem kinetikom formiranja njihovih struktura i svojstava.



4. Zaključak

Analiza prikazanih zakonitosti potvrđuje da se kinetika transformacije pothlađenog austenita u uslovima kontinualnog hlađenja značajno razlikuje od uslova termičke ravnoteže.

U uslovima neprekidnog hlađenja, koji odgovaraju uslovima termičkog ciklusa, povišeni sadržaj ugljenika u čeliku doprinosi ubrzanju raspada pothlađenog austenita u difuzionoj i intermedijalnoj oblasti. Legirajući elementi tvorc karbida inteziviraju ovu tendenciju u difuzionoj oblasti i slabe u intermedijalnoj oblasti, usporavajući beinitni raspad austenita. Ostali legirajući elementi usporavaju raspad austenita u svim temperaturnim oblastima. U uslovima kontinualnog hlađenja povećani sadržaj ugljenika stvara preduslove za rješavanje problema razvoja difuzione i intermedijalne transformacije pothlađenog austenita u metalu zavarenih spojeva i ciljanog upravljanja procesom formiranja struktura i svojstava zavarenih spojeva ugljeničnih čelika.

Negativni uticaj ugljenika izražen je u njegovom uticaju na povećanje perioda inertnosti difuzionog i intermedijalnog raspada austenita. Zbog toga za ciljano iniciranje navedenih vrsta transformacija neophodan je efektivni postupak snižavanja postojanosti austenita i skraćenje perioda inertnosti njegovog raspada.

Literatura / References

- [1] Макара, А.М., Мосендз, Н.А., Сварка высокопрочных сталей, К. Техніка, Кієво, 1971.
- [2] Шоршоров, М.Х., Смирнов, Б.А., Белов, В.В., Об особенностях превращения аустенита при сварке плавлением, Сварочное производство, 11 (1959), pp. 12-15.
- [3] Патон, Б.Е., Технология электрической сварки плавлением, М.: Машиностроение, Moskva, 1974.
- [4] Davidson, J.A., Konkol P.j., Sovak, J.F., Assessing fracture toughness and cracking susceptibility of steels weldments - A review, Welding Research Council, New York, 1989.
- [5] Рыкалин, Н.Н., Пугин, А.И., Тепловые процессы при сварке плавлением. М.: Профиздат, Moskva, 1959.
- [6] Волченко, В.Н., Ямпольский, В.М., Винокуров, В.А., Парахин, В.А., Ермолаева, В.И., Макаров, Э.Л., Григорьянц, А.Г., Гаврилюк, В.С., Шип, В.В., Теория сварочных процессов: учебник, под ред. В.В. Фролова. М.: Высшая школа, Moskva, 1988.
- [7] Марочник стали для машиностроения, М.: Науч. исслед. ин-т. информации по машиностроению, Moskva, 1968, p.600.

4. Conclusion

The analysis of the presented lawfulness confirms that the kinetics of the transformation of undercooled austenite under conditions of continuous cooling is significantly different from conditions of thermal equilibrium. In the conditions of continuous cooling, which correspond to the conditions of the thermal cycle, the increased carbon content in the steel contributes to the acceleration of the decomposition of undercooled austenite in the diffuse and intermediate regions. Carbide-forming alloying elements intensify this tendency in the diffusion region and weaken it in the intermediate region, slowing down the bainite decomposition of austenite. Other alloying elements slow down the breakdown of austenite in all temperature ranges. In the conditions of continuous cooling, the increased carbon content creates prerequisites for solving the problem of the development of diffusion and intermediate transformation of undercooled austenite in the metal of welded joints and targeted management of the process of forming structures and properties of welded joints of carbon steels. The negative influence of carbon is expressed in its influence on increasing the period of inertness of diffusion and intermediate decomposition of austenite. Therefore, for the targeted initiation of the mentioned types of transformations, an effective procedure for lowering the durability of austenite and shortening the period of inertness of its decomposition is necessary.

- [8] Марочник стали для машиностроения. М.: Науч. исслед. ин-т. информации по машиностроению, Moskva, 1965, p.594.
- [9] Сорокин, В.Г., Волосникова, А.В., Вяткин, С.А., Марочник сталей и сплавов, под ред. В.Г. Сорокина, М.: Машиностроение, Moskva, 1989.
- [10] Савицький, О.М., Шкрабалюк, Ю.М., Особливості впливу вуглецю на кінетику перетворення переохолодженого аустеніту в дифузійній і проміжній областях, Металознавство та обробка металів, 4(2013), pp. 28-34.
- [11] Садовский, В.Д., Превращения переохлажденного аустенита. М.: Металлургиздат, Moskva, 1947.
- [12] Садовский, В.Д., Структурные превращения при закалке и отпуске конструкционных сталей, Свердловск: Издательство уральского филиала АН СССР, 1945.
- [13] Гуляев, А.П., Металловедение, М.: Металлургия, Moskva, 1966.
- [14] Шоршоров, М.Х., Белов, В.В., Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. М.: Наука, Moskva, 1972.



Savetovanje sa međunarodnim učešćem Zavarivanje 2022

U periodu od 12 - 15. oktobra 2022. u hotelu Omorika na Tari, održano je 32. Savetovanje sa međunarodnim učešćem ZAVARIVANJE 2022 / WELDING 2022 u organizaciji DUZS i tehničkoj organizaciji agencije BBN Congress Management.



Zajednička fotografije učesnika savetovanja „Zavarivanje 2022“

Savetovanje je pokazalo je da su u stalnom porastu aktivnosti iz oblasti zavarivanja, kako u Srbiji tako i u regionu jugoistočne Evrope, odakle su bili praktično svi učesnici. U prilog ovome idu činjenice da je bilo preko 90 učesnika i/ili autora i koautora iz 9 zemalja: Srbije, Bosne i Hercegovine, Severne Makedonije, Hrvatske, Crne Gore, Nemačke, Slovenije, Ukrajine i Australije.

Kao prvi i verovatno najvažniji zaključak je da je Savetovanje bilo veoma uspešno i uz prisustvo eminentnih stručnjaka iz Srbije i regiona. Izloženo je preko 20 radova. Izloženi radovi su pokazali da su praktično svi segmenti i tematske celine Skupa bili predmet interesovanja i rada ne samo mašinske i metaloprerađivačke industrije, već i da su postignuti izuzetni rezultati u proizvodnom i tehnološkom delu. Posebno treba istaći da su u okviru Savetovanja prikazani rezultati istraživanja i razvoja novih tehnologija i fenomena, koji su bili predmet izloženih radova. Zaključeno je da je kvalitet radova na visokom nivou, što je i ranije bio slučaj kod Savetovanja "ZAVARIVANJE".

Značajno je napomenuti da je ovo Savetovanje bilo u duhu obeležavanja 70 godina od osnivanja i uspešnog rada Društva za unapređivanje zavarivanja u Srbiji. Podsećanje na godine zajedničkog rada i saradnje sa Društvima iz bivših republika Jugoslavije je izazvalo i pozitivne emocije, pri čemu nisu izostale i čestitke od strane predstavnika zavarivačkih udruženja iz svih zemalja bivše zajedničke države.



Fotografije sa savetovanja „Zavarivanje 2022“

Nastavak na strani 166