

# Intermetalītisko – ķīmisko savienojumu veidošanās un to izraisītās metālu sakausējumu struktūru izmaiņas atkarībā no to ķīmisko elementu sastāva

Ingrīda Vītiņa<sup>1</sup>, Aija Krūmiņa<sup>2</sup>, Velta Belmane<sup>3</sup>, <sup>1-3</sup>RTU Neorganiskās ķīmijas institūts

**Kopsavilkums.** Intermetalīdu un ķīmisko savienojumu veidošanās, to klātbūtne rūpnieciskos izstrādājumos, kā metālu lūšanas cēlonis dzelzs un vara-cinka sakausējumos, pētīta, nosakot ķīmisko elementu sastāvu, sakausējumu struktūru un veicot rentgenfāžu analīzi. Struktūru izmaiņas sakausējumu rekristalizācijas procesos ar intermetalīdu, karbīdu un grafiāta graudu izdalīšanos atkarībā no to ķīmiskā elementu sastāva pētītas ar optiskās mikroskopijas metodēm.

**Atslēgas vārdi:** intermetalīdi, metālu struktūra, ķīmiskais un fāžu sastāvs.

## I. IEVADS

Pēdējos 10 gados aktualizējušies pētījumi par metālu rekristalizācijas procesiem, trauslo intermetalītisko un ķīmisko savienojumu veidošanos metālu sakausējumos, kas bieži ir izstrādājumu sabrukšanas cēlonis. Metālu sakausējumu ķīmisko elementu sastāvs nosaka to struktūru un fāžu stabilitāti, pretkorozijas, termisko un līdz ar to mehānisko izturību.

Intermetalītisko – ķīmisko savienojumu veidošanās metālos ir atkarīga no to ķīmisko elementu sastāva un ekspluatācijas apstākļiem, bet kā aktuālu problēmu to izvirza:

- metālu ekonomijas politika pasaulē, kuras mērķis ir samazināt izstrādājumu metāla ietilpību;
- nepieciešamība samazināt krāsaino metālu – Ni, Cr, Mo patēriņu leģētajos tēraudos, leģējošo elementu daudzumu vara sakausējumos;
- nepieciešamība respektēt ekoloģijas prasības un nepielietot Cd, Be, Pb, kā arī samazināt Ni un Cr patēriņu;
- nepieciešamība metalurģijā izmantot metālu sakausējumu ottrreizējo pārstrādi.

Tādēļ, lai nodrošinātu metālu izstrādājumiem ekspluatācijas tehniskās garantijas, ekspluatācijas drošumu, t.sk. mehānisko, termisko un pretkorozijas izturību, ir nepieciešami jauni pētījumi metālu ķīmijā un fizikā.

Lai risinātu šīs problēmas, strauji attīstās jaunu dzelzs sakausējumu – leģēto tēraudu ražošana, kuros kā leģējoši elementi bez Mo var būt Co ≤11 mas.%, W 4,5-5,5 mas.%, V 0,05-0,25 vai 5,8-7,8 mas.%, Nb 0,1-3,0 mas.% [1, 2, 3, 4, 5, 6].

Lai paaugstinātu mehānisko izturību, novērstu augsttemperatūras koroziju un metāla oksidēšanos, dzelzs sakausējumiem bez Ti vai Nb pievieno arī Zr [2, 7, 8]. Veiktie salīdzinošie pētījumi par tēraudu termisko stabilitāti parāda, ka Cr-Mo tēraudu rekristalizāciju ar neatgriezeniskām metāla struktūras izmaiņām, tā saucamo Creep procesu, nosaka tieši Cr un Mo daudzums. Dzelzs sakausējums ar Cr daudzumu

2,25 mas.% un Mo daudzumu 1,0 mas.% temperatūru intervālā no 500-600°C ir ar daudz augstāku pretoksidēšanās izturību, salīdzinot ar tēraudu, kurā šo elementu daudzums ir mazāks – Cr 1,25 un Mo 0,5 mas.% [9].

Ni-Cr-Co sakausējumos, karsējot 2000 stundas 704 un 760°C, notiek metālu karbīdu MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> un M<sub>6</sub>C veidošanās [10].

Pētījumos [11] par plaisu veidošanos metinājumu šuvju tuvumā 1. tabulā uzrādītajiem pamatmetāla un metināšanai izmantotā tērauda ķīmisko elementu sastāviem ir noteikts, ka, īslaicīgi karsējot 1313K 4 stundas un papildus 2 stundas, ilgstoši karsējot 923K 3000, 4000 un 7000 stundas, un nemainīgā spiedienā, sīkās karbīdu daļiņas kļūst rupjgraudainākas, palielinās to daudzums tēraudā metinājuma šuves tā saucamajā pārkaršanas zonā. Konstatēta karbīdu veidošanās uz graudu robežvirsmām, kas savukārt izraisa tukšumu un vakanču veidošanos graudos. Ilgstošajā karsēšanas procesā turpinās lielo karbīdu graudu augšana uz graudu robežvirsmām, bet vienlaicīgi sākas sīku karbīdu graudu palielināšanās graudu iekšienē bāzes metāla metinājuma šuvei pieguļošajā pārkaršanas zonā. Noteikts, ka ilgstošajā rekristalizācijas procesā veidojas karbīdi Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> un ķīmiskā savienojuma Fe<sub>2</sub>W fāze. Ar rastra elektronu mikroskopiju noteikta graudu agregācija uz graudu robežvirsmām. Bāzes metālā metinājuma šuvei pieguļošajā pārkaršanas zonā jau metināšanas procesā noteikta karbīdu MX klātbūtne, kur M var būt vanādijs vai niobijs, bet X – ogleklis vai slāpekļis. Palielinoties karsēšanas un mehāniskā slogojuma ilgumam, palielinās šādu struktūru veidošanās, kas ir metāla plaisāšanas cēlonis.

Līdzīgi rezultāti par karbīdu veidošanos iegūti pētot dzelzs sakausējumu – tēraudu rekristalizāciju atkarībā no W daudzuma tajā [12].

Karsējot tēraudu no 1000 līdz 15000 stundām temperatūras intervālā no 823-923K, izmantojot mikroskopijas metodi, novērota rupju graudu struktūru veidošanās tēraudā, kas atbilst M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> tipa karbīdiem. Silšanas laikam palielinoties, novērota karbīdu aglomerācijas paātrināšanās, ko, kā norāda autori, nosaka tēraudā esošo ķīmisko elementu atomu savstarpējā difūzija. Taču šādu karbīda joslu veidošanās ir bijusi ievērojami mazāka, ja dzelzs sastāvam, kas dots 2. tabulā, pievieno W. Pētījumos ir noteikts, ka, tēraudu leģējot ar 2-4 mas.% W, ievērojami samazinās karbīda graudu veidošanās. Šādu sakausējumu ar W daudzumu līdz 4 mas.%, kā metālu ar paaugstinātām pretoksidēšanās un mehāniskām īpašībām ir ieteikts izmantot boileru un turbīnu ražošanā. Šāda tipa tēraudu iesaka papildus leģēt ar Mo, V, Nb un B, lai to stabilizētu ilgstošā termiskā un mehāniskā slogojumā.

1. TABULA  
PAMATMETĀLA UN METINĀMĀ METĀLA ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%)

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
Pamatmetāls	0,10	0,47	0,4	0,001	0,008	8,77	0,12
Metināmais metāls	0,12	0,29	0,7	0,008	0,009	9,08	0,49

	Mo	W	V	Nb	B	Al	N	Fe
Pamatmetāls	0,38	1,48	0,16	0,054	0,0011	0,02	0,043	Bāzes metāls
Metināmais metāls	0,42	1,72	0,19	0,06	0,003	0,01	0,06	

2. TABULA  
TĒRAUDA ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%)

C	Cr	W	Mn	Si	P	S	O	N
0,104	8,96	-	0,49	0,30	<0,002	0,003	0,011	0,002

3. TABULA  
TĒRAUDU ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
TP316H	0,092	0,39	0,44	0,011	0,003	8,68	0,92
Thermanīts	0,052	0,51	1,77	0,031	0,006	16,76	2,05
Nicro 82	0,011	0,07	3,21	0,004	0,001	20,71	0,004

	Ni	Al	V	Nb	Ti	Cu	Fe
TP316H	0,25	0,015	0,2	0,064	-	-	Bāze
Thermanīts	11,13	-	-	-	-	-	Bāze
Nicro 82	Bāze	-	-	2,6	0,368	0,01	0,31

4. TABULA  
TĒRAUDU ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%)

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N
<b>304</b>	0,08	2,00	0,045	0,03	0,75	18-20	8,0-12,0	0,1
<b>308</b>	0,08	2,00	0,045	0,03	1,00	19-20	10,0-12,0	0,1

5. TABULA  
METĀLU ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%)

	C	Fe	Ti	Mn	P	Si	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
<b>Ti</b>	0,20	0,32	bāze	-	-	-	-	-	-	-	-	0,20
<b>AISI 304L</b>	0,01	bāze	-	1,15	0,045	0,23	0,09	21,20	8,42	0,03	0,09	-

Karbīdu graudu veidošanās tēraudu rekristalizācijas procesā noteikta dzelzs sakausējumiem ar ķīmisko elementu sastāvu, kas parādīts 3. tabulā [13].

Sakausējumu uzkaršanās temperatūra bija 1322 un 1362°C. Pēc metināšanas paraugus izturēja 1 stundu 750°C. Šādos temperatūras režīmos tēraudā bija novērojamas graudu robežvirsmu izmaiņas un starpgraudu plaisu veidošanās. Tika konstatēta karbīdu  $M_{23}C_6$ , kur M ir Cr vai Fe, un savienojumu MX veidošanās, kur M ir V vai Nb, bet X ir N vai C. Autori [13] norāda, ka tēraudu struktūrā atsevišķu reģionu veidošanās ar rupjgraudu un sīkgraudu daļiņām noris tērauda pamatfāzu

transformācijas rezultātā pie augsttemperatūras slogojuma, kad migrējošu elementu atomi veido savienojumus. Plaisu veidošanos autori skaidro ar starpgraudu plīsumiem, kas tālāk veido plaisas.

Rekristalizācijas un metāla tā saucamā neatgriezeniskā „noguršana” (creep process) ir novērota arī Cr-Ni legētajos AISI/ASTM 304. un 308. markas tēraudos [14] ar ķīmisko elementu sastāvu, kas dots 4. tabulā.

Neskatoties uz ļoti līdzīgo ķīmisko elementu sastāvu un daudzumu, pētījumos novērota atšķirīga šo metālu sakausējumu neatgriezeniskā rekristalizācijas „noguruma”

iestāšanās. 923K temperatūrā un nepārtraukta cikliska spiediena ietekmē 308. markas tērauds uzrādīja mazāku rekristalizācijas pretestību nekā 304. Plaisu veidošanās 304. un 308 markas tēraudu metinājumos tiek skaidrota ar dažādām rekristalizācijas un neatgriezeniska metāla noguruma norisēm. Izsmēlošākus pētījumus par šādu atšķirīgu norišu un plaisu veidošanos autori šajā rakstā nesniedz.

Būtiskāki pētījumu rezultāti par AISI 304. markas tērauda rekristalizāciju doti citā literatūras avotā [15]. Pētīts tērauds ar sekojošu ķīmisko elementu sastāvu (mas.%): C – 0,02; Mn – 1,6; Ni – 8,2; Cr – 18,5; Cu – 0,8. Pēc tērauda paraugu 3 min ilgas karsēšanas līdz 1200°C, temperatūru kāpinot par 5°/sek., pēc tam atdzesējot līdz 850-1100°C un šādu temperatūru uzturot 2 min, bet pēc tam uzliekot spiedes slogojumu no 50 līdz 250 MPa, tāpat novērota rekristalizācija, kura saistīta ar graudu lieluma un robežvirsmu izmaiņām.

Jaunu ķīmisku savienojumu veidošanās, kā elementu atomu difūzijas process, ir pētīta [16] karsēšanas procesā starp leģēto tēraudu AISI 304L un titānu, kuru ķīmiskie sastāvi parādīti 5. tabulā.

Karsēšana šajos pētījumos realizēta kā eksplozīvs metināšanas process (detonācija 2400 m/s ar blīvumu 850 kg/m<sup>3</sup>). Pēc tam paraugi argona atmosfērā karsēti 1 stundu temperatūras intervālā no 650-950°C. Novērota intermetalīdu slāņu, kuru biežums pieaug, paaugstinot temperatūru, veidošanās. Noteikts difūzijas slāņu ķīmisko elementu sastāvs 650, 750, 850 un 950°C un tas, ka Ti difūzija dzelzs sakausējumā ir lēnāka par Fe, Cr un Ni atomu difūziju titānā. Pētījumu rezultātā konstatēts, ka 750°C veidojas trauslie intermetalītiskie savienojumi FeTi, Fe<sub>2</sub>Ti un jauktais oksīds Fe<sub>2</sub>Ti<sub>4</sub>O, bet temperatūras intervālā no 850°C līdz 950°C – Fe<sub>2</sub>Ti<sub>4</sub>O un trausli intermetalītiskie savienojumi FeTi, Fe<sub>2</sub>Ti, Cr<sub>2</sub>Ti, NiTi, TiFe<sub>2,603</sub>O<sub>0,36</sub>.

Kā parāda literatūras dati, plaisu veidošanos tēraudu izstrādājumos nosaka gan mikroplaisu veidošanās starp sakausējumu graudiem, gan trauslo intermetalītisko savienojumu veidošanās atomu migrācijas procesos. Intermetalītisko savienojumu veidošanās, to lokalizēšanās konkrētā izstrādājuma visvairāk termiski un mehāniski slogotajās vietās, var būt cēlonis izstrādājuma lūšanai.

Intermetalīdu veidošanās tēraudos un vara sakausējumos sakarā ar izmainītu un daudzveidīgu jaunu ķīmisko elementu pielietošanu ir maz pētīta.

Vara sakausējumam ar 40 mas.% Zn, kas nesatur leģējošos elementus, ir raksturīgs trauslums. Tādēļ, lai paaugstinātu misiņa mehānisko izturību, to leģē ar Pb, Ni, Fe, Bi. Taču, neskatoties uz Pb daudzumu sakausējumā līdz 3,7 mas.%, ir novērojama Cu-Zn sakausējuma rekristalizācija un Pb viskeru augšana uz virsmas [17]. Ņemot vērā Eiropas direktīvas Nr.2002/95/EC „Inovatīvu, videi draudzīgu tehnoloģiju un produktu izstrādes stratēģija un metodika” (RoHS) prasības par Pb pielietošanas maksimālu ierobežošanu un pat aizliegumu, ir izstrādāts jauns vara sakausējums [18] ar sekojošu ķīmisko elementu sastāvu (mas.%): Zn – 40,86, Sn – 0,59; Pb – 0,005; Ni – 0,004; Fe – 0,23; Al – 0,005; Cr – 0,34; Bi – līdz 2,85; Cu – bāzes metāls. Šāds iegūtais Cu-Zn sakausējums satur 0,2-0,4 tilpuma procentus Fe-Cr intermetalītiskā savienojuma Cr<sub>1,36</sub>Fe<sub>0,52</sub>, kas izveidojies karsēšanas procesā. Neskatoties uz intermetalīda klātbūtni, sakausējuma mehāniskās īpašības ir par 29% augstākas,

salīdzinot ar Pb saturošo Cu-Zn sakausējumu. Citu Cu-Zn intermetalīdu veidošanās sakausējumā šajā gadījumā nav noteikta.

Citu autoru pētījumos [19] pēc Cu-Zn sakausējuma (ar Zn daudzumu 48,7 mas.%) 15 min ilgas karsēšanas pie 500°C tā β fāzē, kuras struktūra ir sānu skaldnēs centrēts kubs, novērota tilpumā centrētas kubiskas kristālu struktūras veidošanās. Ar rentgenfāžu analīzi noteiktas fāžu sastāva izmaiņas gan pēc 48 stundu ilga mehāniskā slogojuma, gan 15 minūšu ilgas karsēšanas 500°C. Darbā tomēr nav dota analīze, kādi savienojumi ir veidojušies, kas nosaka izmaiņas rentgenogrammā, kā arī nav dota struktūras salīdzinošā metalogrāfiskā analīze pirms un pēc sakausējuma mehāniskā un termiskā slogojuma.

Intermetalītisko savienojumu fāžu klātbūtne ir noteikta Cu-Zn sakausējumā, kas iegūts 300°C no Cu un Zn, tiem pievienojot Fe, Si, Al un P, kā CuFe, CuSi, CuAl un CuP sakausējumus [20]. Karsēšanā iegūts tipiskais α+β' kausējums. β' fāzes daļā ir novērotas izmaiņas, ko autori skaidro ar dažādo silīcija un alumīnija daudzumu pie samazinātā Zn daudzuma šajā fāzē. Rentgenogrāfiskā analīze liecina par Fe<sub>x</sub>Si<sub>y</sub> un CuZn<sub>y</sub> intermetalīdu klātbūtni. Tālākie pētījumi parādījuši intermetalīdu ietekmi uz sakausējuma termofizikālajām īpašībām.

Kā liecina literatūras dati, trauslo ķīmisko un intermetalītisko savienojumu veidošanās tēraudos un vara sakausējumos, tos termiski un mehāniski slogojot, ir maz pētīta. Tajā pašā laikā dzelzs sakausējumu rekristalizācijas procesos pie atomu savstarpējās difūzijas un starpgraudu mikroplaisu veidošanās, trauslo ķīmisko un intermetalītisko savienojumu papildus veidošanās var būtiski ietekmēt sakausējumu mehāniskās īpašības – izraisīt to plaisāšanu un lūšanu.

Pilnīgi jauni un fragmentāri ir pētījumi par intermetalīdu veidošanos Cu-Zn sakausējumos, atkarībā no ķīmisko elementu sastāva, gan šo sakausējumu iegūšanā, gan tos termiski un mehāniski slogojot.

Šie uzskaitītie faktori nosaka nepieciešamību veikt detalizētus un sistematizētus metalogrāfiskos, struktūru un rentgenfāžu pētījumus par trauslo ķīmisko un intermetalītisko savienojumu veidošanos dzelzs un vara sakausējumos atkarībā no to ķīmisko elementu sastāva, lai sakausējumu pareiza izvēle pie konkrēta termiskā un mehāniskā slogojuma novērstu plaisāšanu un lūšanu.

## II. EKSPERIMENTĀLĀ DAĻA

Metālu sakausējumu struktūra, to neviendabība, kurā atklājas izmainītu struktūru joslas, bloki vai atsevišķu polikristālisku graudu grupas, pētīta ar metalogrāfijas mikroskopu XJL-17 (1600×) pie palielinājuma 400-800×. Struktūru analīzē lietoti metāla sakausējumiem raksturīgie metālu struktūru iekodināšanas šķīdumi. Struktūras fotografētas caur mikroskopu uz 30 megapikseļu jutības filmām, to skaitā – krāsainām. Struktūru rentgenfāžu analīze un intermetalīdu identificēšana veikta ar iekārtu A D8 ADVANCE Bruker AXS GMBH, kas apgādāta ar programmu DIFFRAC plus Evaluation Package Release 2007-EVA V13. Metālu ķīmisko elementu sastāvs noteikts ar iekārtu „Bruker S4 PIONEER XRF Spektrometer”, lietojot dzelzs un vara

sakausējumu standartus ar noteiktu ķīmisko elementu daudzumu.

### III. REZULTĀTI UN TO IZVĒRTĒJUMS

#### *Intermetalītisko un ķīmisko savienojumu veidošanās dzelzs sakausējumos*

Lai noskaidrotu intermetalītisko un ķīmisko savienojumu veidošanās dzelzs sakausējumos, kā pētāmo paraugu izmantoja 250 mm garu dzelzs sakausējuma stieni ar 25 mm diametru. Izmantojot rūpniecisko lieces tehnoloģiju, stieni karsēja no 3 līdz 5 min metālu griešanas gāzes degļa liesmā temperatūrā pie  $\sim 1200^{\circ}\text{C}$ . Šajā gadījumā stienis neliecās, bet salūza. Lai noteiktu lūšanas cēloņus, tika veikta sakausējuma ķīmiskā sastāva analīze.

Veiktā metāla sakausējuma struktūras analīze tuvināti lūzuma vietai ar šķērsslīfu mikroskopijas metodi pēc virsmas

spoguļpulēšanas un iekodināšanas etilspirta–slāpekļskābes šķīdumā, parādīja atšķirīgus norobežotus polikristālisku graudu blokus (1.a,b,c att.), kas pēc savas struktūras būtiski atšķiras no sakausējuma struktūras.

Kā liecina veiktie rentgenfāžu analīžu pētījumi, šādu norobežotu, neviendabīgu sakausējuma struktūru nosaka lielā daudzumā esošu dzelzs-volfrāma-oglekļa  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C} + \text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$  un mazākā daudzumā – dzelzs-molibdena-oglekļa  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$  un  $\text{Fe}_3\text{C}$  savienojumu veidošanās karsēšanas procesā (2.att.).

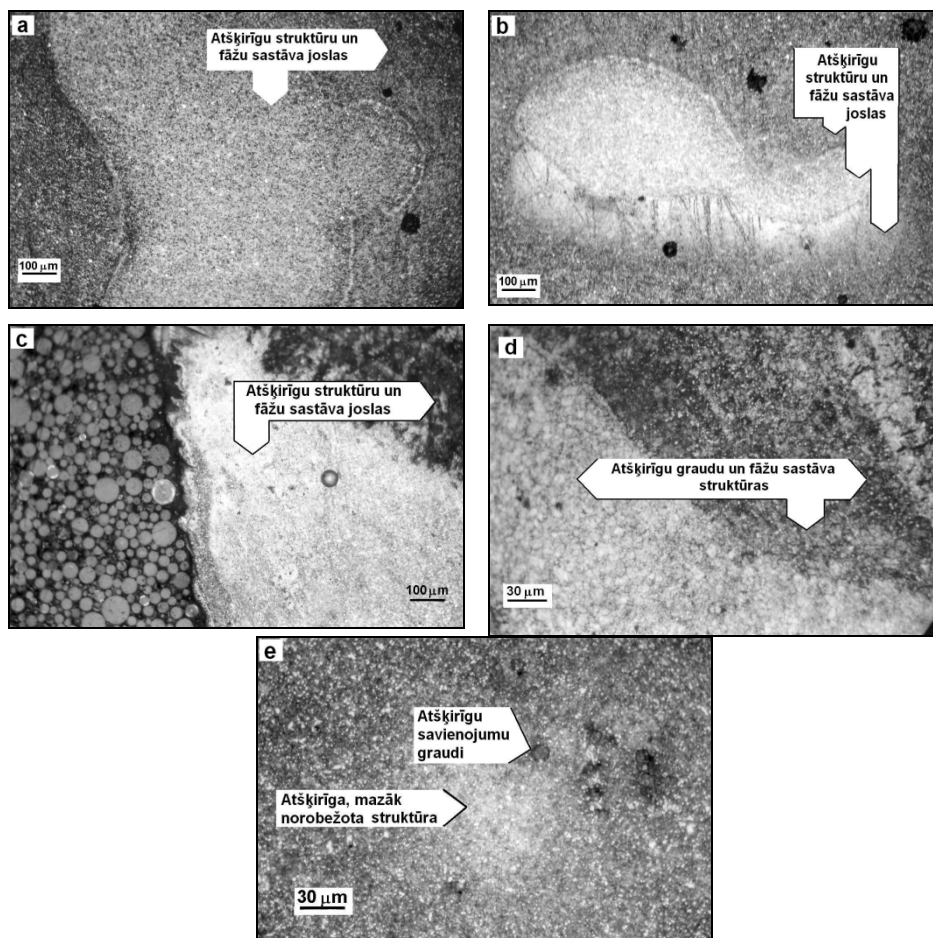
Mazāk norobežotas, atšķirīgas struktūras veidošanos (1.d,e att.) iespējams nosaka šo savienojumu kā atsevišķu graudu veidošanās mazākā daudzumā starp dzelzs sakausējuma graudiem.

Šādu jaunu savienojumu veidošanās sakausējumos, tos termiski slogojot, sākas un noris elementu atomu savstarpējās difūzijas rezultātā uz sakausējumu kristālu graudu robežvirsmām.

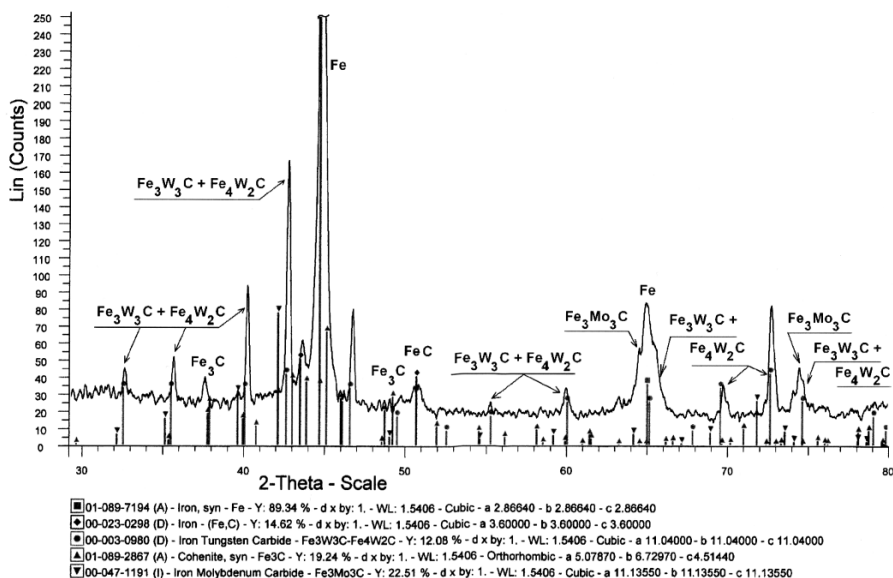
6. TABULA

PĒTĀMĀ PARAUGA ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Cu	S	P	Fe
0,17	0,465	0,485	0,28	3,93	4,92	5,28	1,92	0,17	0,006	<0,01	82,3



1. att. Atšķirīgu, norobežotu (a,b,c) un mazāk norobežotu (d,e) polikristālisku graudu bloku neviendabīgas struktūras raksturojums.

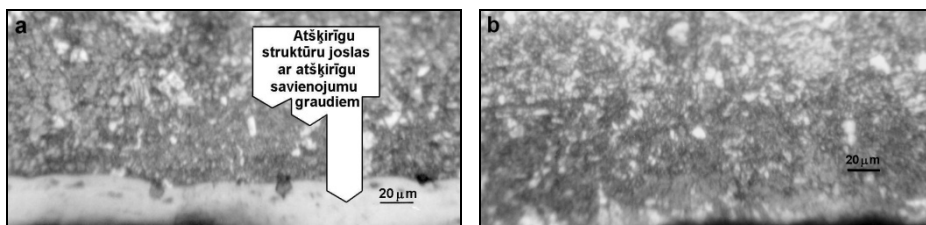


2. att. Norobežoto atšķirīgo struktūru – polikristālisko graudu bloku fāžu sastāva raksturojošā rentgenogramma.

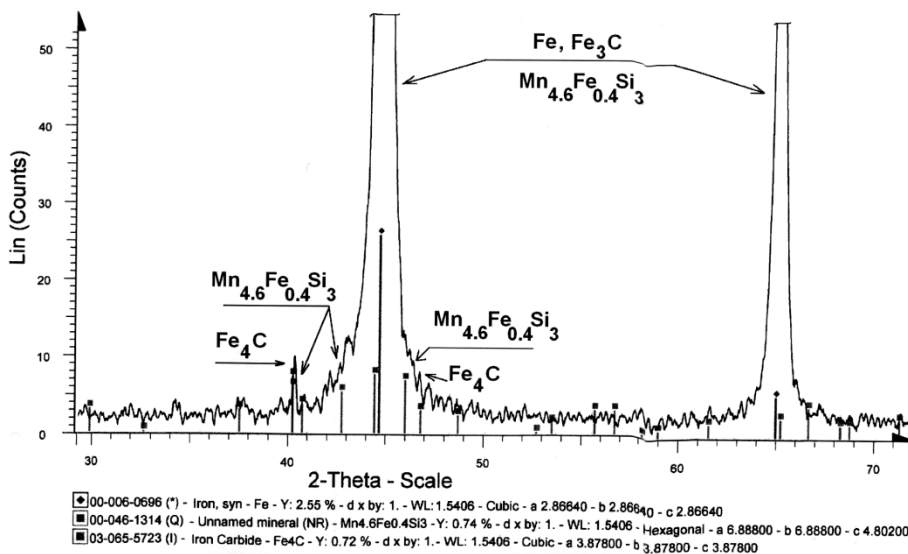
7. TABULA

METĀLA VIRSMAS ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%): 1. PIRMS VIZUĀLI REDZAMĀM IZMAIŅĀM; 2. PĒC REKRISTALIZĀCIJAS

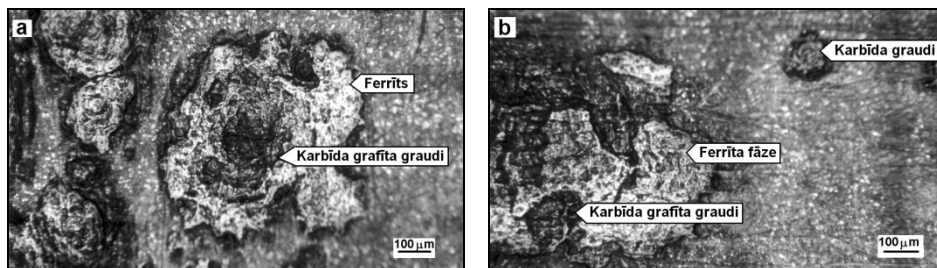
Metāla virsmas slānis	C	O	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu	S	Al	Fe
1.	0,56	-	0,23	0,62	0,06	1,39	0,74	0,30	0,07	0,02	0,05	bāze
2.	1,50-1,6	2,04	0,73-0,89	0,47	0,054	1,08	0,56	0,23	0,06	0,09		bāze



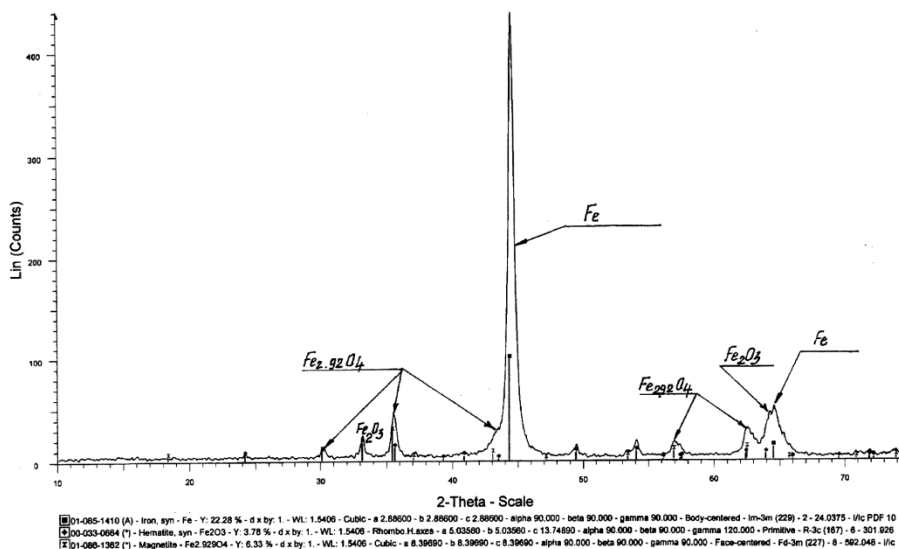
3.att. Metāla rekrystalizācijas neviendabīgas struktūras veidošanās raksturojums parauga šķērs griezumā.



4.att. Metāla rekrystalizācijas neviendabīgas struktūras fāžu sastāva raksturojums.



5.att. Karbīda graudu un oglekļa – grafiņa izdalīšanas raksturojošie metāla virsmas struktūrtattēli.

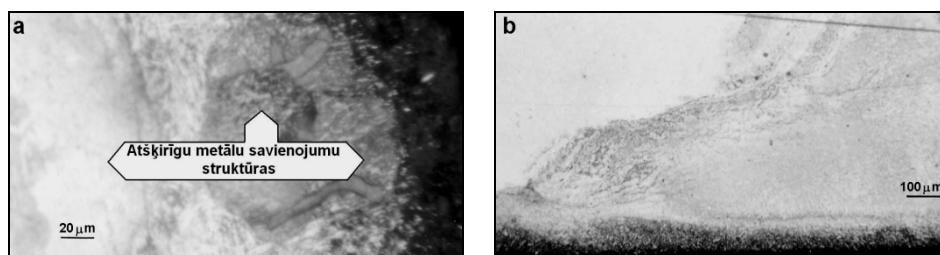


6.att. Metāla fāžu sastāva raksturojošā rentģenogramma pēc rekristalizācijā radušos pelēki-melno savienojumu notīrīšanas.

8. TABULA

METĀLA VIRSMAS ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS (MAS.%): 1. PIRMS VIZUĀLI REDZAMĀM IZMAIŅĀM; 2. PĒC REKRISTALIZĀCIJAS

Metāla virsmas slānis	C	O	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu	S	P	Nb
1.	0,58	-	0,22	0,48	0,40	10,35	0,6	0,15	0,074	0,08	0,02	0,33
2.	1,98	25,3	2,22	0,33	0,246	7,22	0,423	0,10	0,05	0,19	0,02	0,23



7.att. Atšķirīgu, norobežotu un mazāk norobežotu polikristālisku graudu struktūras raksturojums.

Atomu savstarpējās difūzijas rezultātā veidojas vakances un tukšumi graudos, kas savukārt paātrina šo atomu difūzijas procesus graudu tilpumā un sekmē starpgraudu mikroplaisu veidošanos [21]. Papildus trauslo intermetalītisko-ķīmisko savienojumu graudu veidošanās, kas šajā gadījumā ir  $Fe_3W_3C$ ,  $Fe_4W_2C$ ,  $Fe_3Mo_3C$  un  $Fe_3$ , rada priekšnoteikumus sakausējuma trauslumam un tā lūšanai, mehāniski slogojot [21, 22].

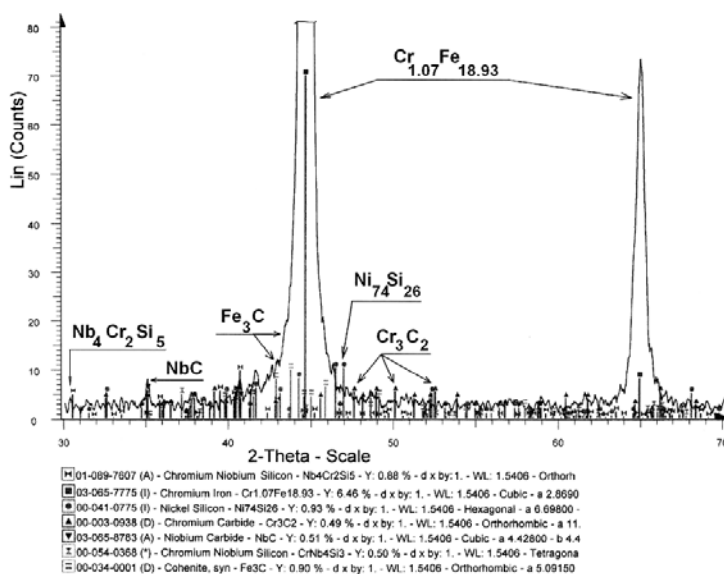
Līdzīga intermetalītisko un ķīmisko savienojumu veidošanās rekristalizācijas rezultātā 500°C un pie ~4500 stundu ilga mehāniskā slogojuma, noteikta citam paraugam ar atšķirīgu ķīmisko elementu sastāvu (7.tab. 2.poz.).

Kā parāda šķērstruktūru mikroskopijas attēli izstrādājuma daļai bez vizuāli redzamām izmaiņām metāla virsmā (7.tab. 1.poz.), tā struktūra ir neviendabīga, tajā redzami atšķirīgu metāla savienojumu graudi (3.a,b att.).

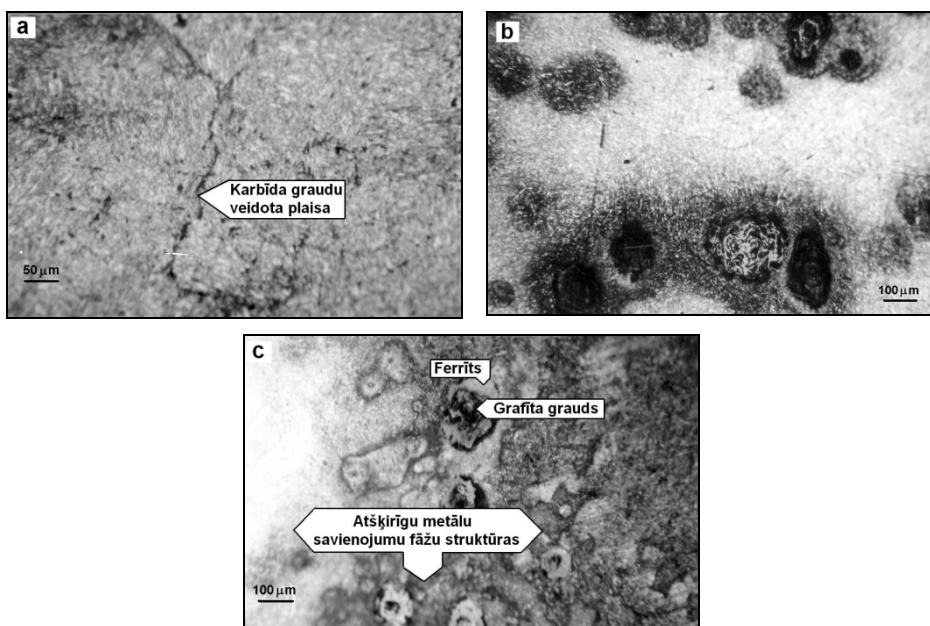
Virsmas ārējā slānī veidojas atšķirīga biezuma oksīdu kārtiņa. Rentgenfāžu analīze (4.att.) parāda, ka metālā ir veidojušies un notikusi savienojumu  $Mn_{4,6}Fe_{0,4}Si_3$ ,  $Fe_3C$ ,  $Fe_4C$  graudu augšana.

Izstrādājuma daļā, kurā bez temperatūras slogojuma ir bijis paaugstināts mehāniskais spiediens, rekristalizācija ir noritējusi intensīvāk. Mikroskopijas attēli (5.a,b att.) parāda struktūras izmaiņas metālā ar karbīda graudu izdalīšanos uz virsmas un to tālāku sadalīšanos, rentgenamorfa grafiņa izdalīšanos, kā rezultātā izmainās dzelzs sakausējuma pamatstruktūra. Ap šiem grafiņa graudiem veidojas ferrīta fāze. Kā parāda tālākie virsmu analīžu rezultāti, līdzīgi noris savienojuma  $Mn_{4,6}Fe_{0,4}Si_3$  sadalīšanās ar Si izdalīšanos. Šādu rekristalizācijas procesa norisi apstiprina virsmas ķīmisko elementu sastāva analīžu dati

(7.tab., 2.pozīcija salīdzinājumā ar 1.poz.), kas parāda ievērojamu C un Si daudzuma pieaugumu slānī. Skābekļa piesaiste virsmas slānī raksturo tā oksidēšanos. Karbīda graudu sadalīšanās ar rentgenamorfu C un Si veidošanos ir novērojama vizuāli kā neviendabīgs pelēki-meln virsmas slānis. Rekristalizācijas procesu ar karbīda un silīcija savienojumu izdalīšanos apstiprina rentgenfāžu diagramma metāla virsmai pēc pelēki-melnā slāņa noņemšanas. Tā parāda, ka metāla virsmas fāžu sastāvs ir ievērojami izmainīts. Metāls vairs nesatur  $Fe_3C$ ,  $Fe_4C$  un  $Mn_{4,6}Fe_{0,4}Si_3$  (6.att.).



8.att. Norobežotās, atšķirīgās polikristāliskās graudu struktūras fāžu sastāvu raksturojošā rentgenogramma.



9.att. Karbīda graudu augšana uz dzelzs sakausējumu graudu robežvirsmām, to veidotā plaisa (a) un grafiņa izdalīšanās (b), ferrīta fāzes veidošanās ap grafiņa graudiem.

Neskatoties uz dzelzs sakausējuma legējumu ar ievērojami paaugstinātu Cr daudzumu un Nb pievienošanu, arī šajā gadījumā notikusi sakausējuma rekristalizācija ar ķīmisko elementu un fāžu sastāva izmaiņām virsmas slānī pie 4500 stundu ilga slogojuma 500°C.

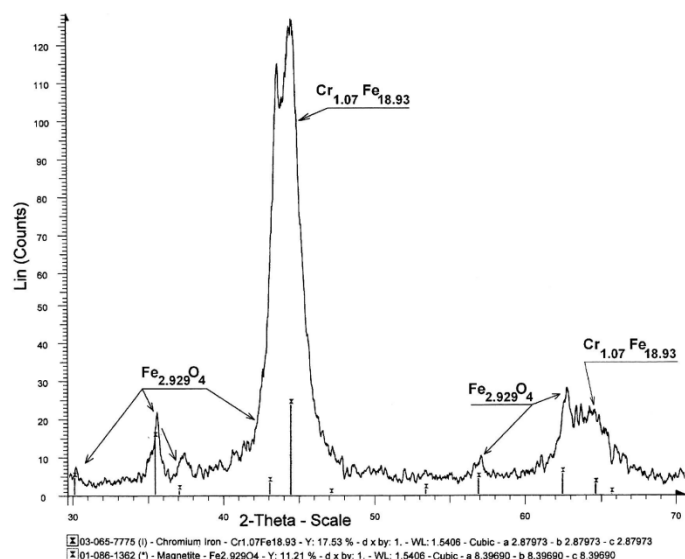
Kā parāda mikroskopijas attēli (7.a,b att.), gan virsmas virsējā slānī, gan attālināti no parauga malas metāla dziļumā, ir redzamas ievērojamas struktūras izmaiņas. Mikroskopijas attēli atklāj lielu, atšķirīgu metāla savienojumu fāžu joslas ar atšķirīgiem metālu graudiem.

Rentgenfāžu analīžu rezultāti liecina (8.att.), ka metāla sakausējumam rekristalizējoties, tajā ir veidojusies virkne savienojumu –  $\text{Cr}_{1,07}\text{Fe}_{18,93}$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{NbC}$ ,  $\text{Ni}_{74}\text{Si}_{26}$  un  $\text{Nb}_4\text{Cr}_2\text{Si}_5$ . Arī šajā gadījumā izstrādājuma daļā, kurā bez ilgstoša temperatūras slogojuma pie paaugstināta ilgstoša mehāniskā slogojuma ir turpinājusies rekristalizācija.

Metāla sakausējuma dziļās rekristalizācijas rezultātā, līdzīgi kā iepriekšējam sakausējuma paraugam, noris karbīda graudu, un no tiem oglekļa izdalīšanās, kā arī Si graudu izdalīšanās no silīcija saturošajiem savienojumiem uz metāla parauga virsmas, kas būtiski izmaina metāla struktūru (9.att.).

Šādu rekristalizācijas procesa gaitu sakausējuma paraugā ar paaugstinātu Cr daudzumu un Nb klātbūtni apstiprina virsmas ķīmisko elementu analīze (8.tab. 2.poz.), kas parāda ievērojamu oglekļa un silīcija daudzuma pieaugumu un, sakarā ar virsmas oksidēšanos, skābekļa piesaisti līdz 25,3 mas.%. Sakarā ar karbīdu un silīcija savienojumu izdrupšanu no virsmas virskārtā ir samazinājies Cr, Ni, Mo, V, Nb ķīmisko elementu daudzums pēc pelēki melnā slāņa noņemšanas.

Sakausējuma slāņa rentgenfāžu analīze parāda, ka metāls, notiekot rekristalizācijai, ir zaudējis savu kristālisko struktūru, tas ir it kā „kusis”, kas liecina par neatgriezenisku metāla „nogurumu” vai t.s. Creep procesa norisi – metāla sakausējuma struktūras sabrukšanu (10.att. salīdzinājumā ar 8.att.).



Kā parāda iegūtie rezultāti, Cr daudzuma paaugstināšana līdz 10,35 un Nb pievienošana līdz 0,33 mas.% nenovērš

dzelzs sakausējumu rekristalizāciju ar karbīdu un citu ķīmisko savienojumu veidošanos uz graudu robežvirsmām, to izdalīšanos uz metāla paraugu virsmas, mikroplaisu veidošanos starp graudiem un visā struktūrā, kas ir struktūras izmaiņu un sabrukšanas cēlonis (9.a.att.) [21].

Šāda karbīdu graudu un oglekļa izdalīšanās no dzelzs sakausējumiem ir stingri kontrolējama un limitējama ar Cr, Mo, Co, Ti pievienošanu. Grafitā izdalīšanās rezultātā metāla struktūras izmaiņas, papildus tā trauslumam, rada izstrādājuma biezuma samazināšanos, kas var būt viens no lūšanas cēloņiem.

Salīdzinājumā ar citu autoru iegūtajiem rezultātiem, pētīt sakausējumus ar līdzīgu ķīmisko elementu sastāvu [10, 11], mūsu pētījumu novitāte ir detalizēti izsekotas ķīmisko elementu un fāžu sastāva izmaiņas dzelzs sakausējumos atbilstoši mikroskopijas attēlos redzamajām struktūru izmaiņām, kas deva iespēju noteikt ne tikai karbīdu, bet papildus arī Ni, Cr, Fe, Si ķīmisko un intermetalītisko savienojumu veidošanos atkarībā no sakausējuma elementu sastāva.

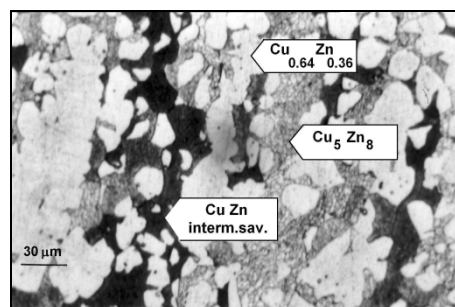
Metālu mikrogrāfijas attēlos redzamo struktūru izmaiņu analīze veikta, pamatojoties uz metālu analīžu datiem enciklopēdiskajā izdevumā „Metallographie” [23].

#### Intermetalītisko savienojumu veidošanās vara-cinka sakausējumos

Cu-Zn sakausējumiem – misiņiem bez legējošo elementu klātbūtnes, ja Zn daudzums sakausējumā ir virs 20 mas.%, piemīt trauslums, kas pieaug, Zn daudzumam palielinoties līdz 40 mas.%. Pie šādas Cu un Zn attiecības sakausējums veidojas no divām fāzēm, t.i.,  $\alpha$  fāzes, kas ir Cu un Zn sakausējuma cietais šķīdums  $\text{Cu}_{0,64}\text{Zn}_{0,36}$  ar skaldnēs centrēta kuba struktūru, un  $\beta'$  fāzes, kas ir intermetalītiskais elementu savienojums ar tilpumā centrēta kuba struktūru.  $\beta'$  fāzes pieaugums sakausējumā ar Zn daudzuma 40 mas.% arī nosaka Cu-Zn sakausējuma trauslumu. Lai novērstu Cu-Zn sakausējumu patvaļīgo plaisāšanu zemās temperatūrās un paaugstinātu to mehānisko stiprību, tiem parasti pievieno Fe, Mn, Pb, Ni, Si – kopā līdz 7,0-8,0 mas.%.

Sakarā ar vispārējo tendenci ekonomēt legējošos elementus, lai spriestu par šāda samazināta legējošo elementu daudzuma ietekmi uz Cu-Zn sakausējuma trauslumu, veikti sakausējumu pētījumi, kuru ķīmisko elementu saturs un sastāvs parādīts 9.tabulā.

Kā liecina sakausējuma parauga mikroskopiskā analīze (11.att.), struktūrā līdz ar  $\alpha$  un  $\beta'$  fāzes kristāliem ir redzami trešās fāzes kristālu graudi.



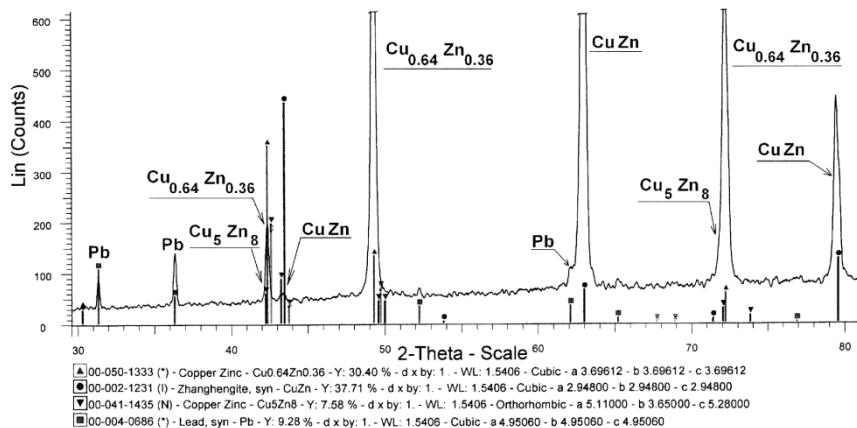
11.att.Vara-cinka sakausējuma struktūras raksturojums pie samazināta legējošo elementu daudzuma.



9. TABULA

VARA-CINKA SAKAUSĒJUMA ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS AR SAMAZINĀTU LEĢĒJOŠO ELEMENTU DAUDZUMU (MAS.%)

Cu	Zn	Pb	Sn	Ni	Fe	S	Kopējais leģējošo elementu daudzums
57,82	39,65	1,90	0,20	0,10	0,34	0,05	2,44

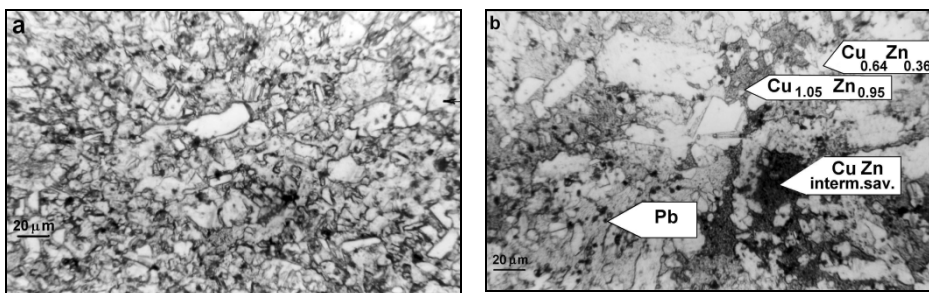


12.att. Vara-cinka sakausējuma ar samazinātu leģējošo elementu daudzumu fāžu sastāva raksturojošā rentgenogramma.

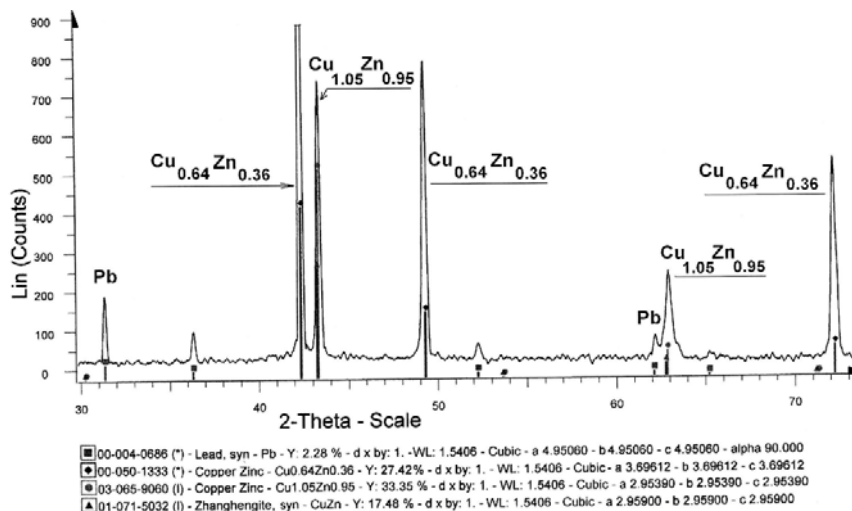
10. TABULA

VARA-CINKA SAKAUSĒJUMA ĶĪMISKO ELEMENTU SASTĀVS AR PAAUGSTINĀTU LEĢĒJOŠO ELEMENTU DAUDZUMU (MAS.%)

Cu	Zn	Ni	Al	Pb	Sn	Fe	Mn	Cr	Si	P	Kopējā leģ. elementu saturs
57,44	38,0	0,375	0,37	2,53	0,72	0,472	0,03	0,014	0,032	0,015	4,53



13.att. Cu-Zn sakausējuma struktūras raksturojums pie tā leģējuma ar 9 elementiem.



14.att. Cu-Zn sakausējuma pie tā leģējuma ar 9 elementiem fāžu sastāvu raksturojošā rentgenogramma.

Kā redzams struktūras attēlā un kā apstiprina rentgenfāžu analīze (12.att.), sakausējumā, neskatoties uz leģējošo elementu Pb, Fe, Sn klātbūtni, metalurģiskajā procesā papildus  $\beta'$  fāzei – intermetalīdam CuZn – ir izveidojies ļoti trauslais intermetalīds  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$ , t.i.,  $\gamma$  fāze.

Neskatoties uz to, ka sakausējums saturēja 1,9 mas.% Pb un kopējais leģējošo elementu daudzums bija 2,44 mas.%, izstrādājums, kas izgatavots no šī sakausējuma, bez termiskās sloģojuma, bet pie mehāniskā sloģojuma, saplaisāja.

Lai spriestu par ķīmisko elementu ietekmi uz pašlaik ražošanā pielietoto jaunākās paaudzes Cu-Zn sakausējuma struktūru un fāžu sastāvu, tika pētīts paraugs ar ķīmisko elementu sastāvu, kas parādīts 10. tabulā.

Kā parāda struktūru raksturojošie attēli (13.a,b att.), Cu-Zn sakausējumam ir izveidojusies netradicionāla misiņa struktūra, kurā ir redzami triju fāžu graudi. Ievērojami samazinātā daudzumā ir  $\beta'$ , t.i., – CuZn intermetalīda fāze. Kā parāda rentgenfāžu analīze (14.att.), Cu-Zn sakausējums šajā gadījumā sastāv no vara un cinka sakausējumu cietajiem šķīdumiem  $\text{Cu}_{0,64}\text{Zn}_{0,36}$ ,  $\text{Cu}_{1,05}\text{Zn}_{0,95}$  un samazināta intermetalīda CuZn  $\beta'$  fāzes daudzuma.

Neskatoties uz leģējošo elementu kopējo daudzumu, kas ir mazāks par literatūrā norādītajiem 7,0-8,0 mas.%, šis sakausējums parādīja labu pretplaisāšanas izturību pie mehāniskā sloģojuma.

Šo pētījumu novitāte, salīdzinot ar literatūras datiem, parāda būtiskas izmaiņas gan Cu-Zn sakausējumu fāžu sastāvā, gan to struktūrā atkarībā no sakausējuma ķīmisko elementu sastāva.

Noteikta trauslā intermetalīda  $\gamma$  fāzes –  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  veidošanās, kas papildus  $\beta'$  intermetalīdam nosaka Cu-Zn sakausējumu trauslumu.

#### SECINĀJUMI

Ar optiskās mikroskopijas, ķīmisko elementu sastāva un rentgenfāžu analīzes metodēm, atkarībā no dzelzs sakausējumu leģējuma ar elementiem Cr, Ni, Mo, Mn, Si un papildus leģējuma ar V, W, Ti, Nb termiskā un mehāniskā sloģojuma sakausējumos, ir noteiktas struktūru izmaiņas ar lokālu atšķirīgu polikristālisku bloku veidošanos, kas ir ar izmainītu fāžu sastāvu.

Atkarībā no dzelzs sakausējumu ķīmisko elementu sastāva, termiskā un mehāniskā sloģojuma ierosinātās metālu rekristalizācijas, tajos veidojas gan trauslie karbīdu, gan intermetalītiskie savienojumi –  $\text{FeC}$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_4\text{C}$ ,  $\text{Fe}_2\text{W}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ , kas savukārt metālu sakausējumam piedod trauslumu un ar savu veidošanos uz graudu robežvirsmām izraisa mikroplaisu veidošanos un ir izstrādājumu lūšanas cēlonis.

Pie zema Cr, Ni, V daudzuma bez citu leģējošo elementu – W, Co klātbūtnes un ilgstoša temperatūras un mehāniskā sloģojuma, notiek metāla rekristalizācija ar savienojuma  $\text{Mn}_{4,6}\text{Fe}_{0,4}\text{Si}_3$  un karbīdu  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_4\text{C}$  veidošanos un sadalīšanos, izdaloties C rentgenamorfā grafitā veidā.

Noteikts, ka Cu-Zn sakausējumos pie nepietiekosa leģējošo elementu daudzuma, bez trauslā intermetalīda CuZn  $\beta'$  fāzes, veidojas trauslais intermetalīds  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$ .

Pie leģējošo elementu – Pb, Fe, Sn, Al, Ni, Mn, Si, Cr summārā daudzuma 4,53 mas.% Cu-Zn sakausējumā ir novērsta  $\gamma$  fāzes –  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  veidošanās, ievērojami samazināts  $\beta'$  fāzes daudzums. Sakausējumu veido  $\text{Cu}_{0,64}\text{Zn}_{0,36}$  un  $\text{Cu}_{1,05}\text{Zn}_{0,95}$  cietie šķīdumi.

#### LITERATŪRAS SARAKSTS

- [1] **Faulkner, R.G., Williams, J.A., Sanchez, E.G., Marshall, A.W.** (2003). Influence of Co, Cu and W on microstructure of 9 % steel weld metals. *Material Science and Technology*, 19 (3), 347-354. <http://dx.doi.org/10.1179/026708303225009652>
- [2] **Ueta Shigeki, Noda Toshiharu.** Nickel alloy for heat resistant springs. Eur.Pat.Appl. EP1, 340, 825, Cl.C22 C19(03), 3 sep.2003, Ref.217675x.
- [3] **Neftema, Sh. Austenitic Ni-Cr-Fe alloy suitable for heat – resistant pipes in petroleum refining.** Russ. RU 2, 149, 205 (Cl.C22 C30/00) 20 may 2000.
- [4] **Gorynin, I.V., Karzov, G.P., Zhuravlen, Yu.M., Galyatkin, S.N., Mikhaleva, E.J., Lebedeva, A.Yu., Yakovleva, G.P., Ermakova, E.N.** Microalloyed Cr-Mo-V type steel wire for welding of pearlitic steel parts. Russ.RU 2, 194, 602. Abstract 138, 23, 2003. Ref.356624x.
- [5] **Crook, P., Caruso, M.** Ni-Cr-Mo-Cu alloys resistant to acid attack. Brit.UK Pat. Appl.GB 2, 389, 590. Abstract 140, 3, 2004. Ref. 30217c.
- [6] **Hsieh Chih-Ching.** Taiwan high – strength iron alloy. Ger. Gebrauchsmusterschrift DE 202, 007, 010, 241 (Cl.C22 C38/24), 3 Jan. 2008. Abstract 148, 5, 2008. Ref. 103740v.
- [7] **Wood, J.H., Feng, G.B., Cyril, G.** Ni-Cr-Co alloys for cast and/ or welded parts of gas turbines. U.S. Pat. Appl. Publ. US 2004. 22, 661 (Cl.420-448, C22 C19105. Abstract 140, 9, 2004. Ref. 132050k.
- [8] **Shchepochkina, Yu.A.** Steel. Russ. RU 2, 313, 616 (Cl.C22 C38/54), 27 Dec 2007.
- [9] **Al-Mazrouee, A., Raman, R.K.Singh.** (2007). High temperature oxidation of Cr-Mo steels in the context of Accelerated Rupture Testing for Creep Life Prediction. *Journal of Pressure Vessel Technology. American Society of Mechanical Engineers*, 129 (3), 454-459. <http://dx.doi.org/10.1115/1.2748826>
- [10] **Zhao Shuang-qun, Dang, Jian-xin, Xie, Xi-shan.** (2003). Structure stability of Ni-Cr-Co base superalloy aged at 704°C and 760°C. *Zhongguo Youse Jinshu Xuebao*, 13 (3), 565-569. Abstract Vol.140, 8, 2004, Ref.Nr. 140.115098.
- [11] **Lei Zhao, Hongyang Jing, Lianyong Xu, Yongdian Han, Junjie Xiu.** (2012). Experimental study on creep damage evolution process of Type IV cracking in 9Cr-0,5Mo-1,8W-VNb steel welded joint. *Engineering Failure Analysis*, 19, 22-31. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2011.09.003>
- [12] **Abe, F.** (2004). Coarsening behavior of lath and its effect on Creep rates in tempered martensitic 9Cr-W steels. *Material Science and Engineering A* 387-389, 565-569. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.057>
- [13] **Ladislav Falat, Milan Svoboda, Anna Vyrostkova, Ivan Petryshynets, Martin Sopko** (2012). Microstructure and creep characteristics of dissimilar T91/TP316H martensitic/austenitic welded joint with Ni-based weld metal. *Materials characterization* 2012. MTL-07191. [www.elsevier.com/locate/matchar. http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2012.06.014](http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2012.06.014)
- [14] **Bhanu Sankara Rao, K., Sandhya, R., Mannan, S.L.** (1993). Creep-fatigue interaction behaviour of type 308 stainless steel weld metal and type 304 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 15 (3), 221-229. [http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123\(93\)90180-X](http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123(93)90180-X)
- [15] **Dehghan-Manshadi, A., Barnett, M.R., Hodgson, P.D.** (2008). Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation. *Materials Science and Engineering A* 485, 664-672. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.026>
- [16] **Akhari Mousavi, S.A.A., Farhadi Sartangi, P.** (2008). Effect of post-weld heat treatment on the interface microstructure of explosively welded titanium-stainless steel composite. *Materials Science and Engineering A* 494, 329-336. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.032>
- [17] **Zheng Ming Sun, Hitoshi Hashimoto, Michel W. Barsoum.** (2007). On the effect of environment on spontaneous growth of lead whiskers from commercial brasses at room temperature. *Acta Materialia*, 55, 3387-3396. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2007.01.035>

- [18] Haruhiko Atsumi, Hisashi Imai, Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh Yoshiharu Kousaka, Akimichi Kojima. (2011). High strength, lead-free machinable  $\alpha$ - $\beta$  duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys. *Material Science and Engineering A* 529, 275-281. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.029>
- [19] Gialanella, S., Lutterotti, L. (2001). Metastable structures in  $\alpha$ - $\beta'$  brass. *Journal of Alloys and compounds* 317-318, 479-484. [http://dx.doi.org/10.1016/S0925-8388\(00\)01374-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0925-8388(00)01374-8)
- [20] Kondracki, M., Gauronski, J., Szajnar, J. (2005). Role of the intermetallic phases in technological process of fixture brasses. *Journal of Materials Processing Technology* 162-163, 332-335. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.076>
- [21] McEvily, A.J. (2002). *Metal Failures: mechanisms, analysis, prevention*. New York: John Wiley and Sons, Inc.
- [22] Gale, W.F., Totemeier, T.C. (2004). *Smithells Metals Reference Book*. Elsevier.
- [23] Schumann, H. (1991). *Metallographie*. Wiley-VCH Verlag GmbH
- [24] Standarts GOST 1763-68 Сталь. Методы определения глубины обезуглероженного слоя.

**Ingrida Vitina**, Dr.habil.chem. degree awarded by the Institute of Inorganic Chemistry of the Latvian Academy of Sciences in the year 1994. Experience: Head of Laboratory of Metal Electrodeposition of the Institute of Inorganic Chemistry of the Riga Technical University (RTU) in the years 1987-2012.

International scientific collaboration: The Institute of Chemical Kinetics and Combustion of the Russian Academy of Sciences, for the research project on the electrodeposition of superconductive layers in the years 1974-1991. The Laboratory of Metal Electrodeposition of the Institute of Inorganic Chemistry of RTU was included since the year 1998 in the international catalogue "Survey of Corrosion Research Laboratories" issued by the International Corrosion Council (ICC), and Ingrida Vitina was elected as a member of ICC in the year 2008: [http://www.icc-net.org/ICCMembers\\_Latvia.html](http://www.icc-net.org/ICCMembers_Latvia.html) E-mail: [ingrida.vitina@inbox.lv](mailto:ingrida.vitina@inbox.lv)

**Aija Krumina**, diplomaed chemist. Education: Faculty of Chemistry of the University of Latvia. Speciality: Analytical chemistry, X-ray diffraction analysis. Co-author of 23 publications. Experience: Research Assistant at the Institute of Inorganic Chemistry of RTU in the years 1995-2013. E-mail: [kruminaaija2@gmail.com](mailto:kruminaaija2@gmail.com)

**Velta Belmane**, Master of Science degree was conferred by the Academic Information Centre, decision No. 142/20367 on 2 October 2013, according to the Cabinet of Ministers Regulations No.142 (Article 5, 2 March 2012), on the ground of referencing the diploma of the Faculty of Physics and Mathematics of the University of Latvia. Speciality: Optical and scanning electron microscopy. Co-author of 37 publications. Experience: Research Assistant at the Institute of Inorganic Chemistry of RTU in the years 1991-2013. E-mail: [velta.belmane@gmail.com](mailto:velta.belmane@gmail.com)

### **Ingrida Vitina, Aija Krumina, Velta Belmane. Formation of Intermetallic Compounds and Changes in Metal Alloy Structures Caused by Different Elemental Compositions of the Metal Alloys**

Elemental composition of different steel alloys may vary from traditional 5 elements Cr, Ni, Mo, Mn, Si (apart from Fe, C, P, S) with different wt. % to even 10 or more, when the steel alloy contains also V, W, Ti, Nb, Al, Co, Ta, Zr, Re. There is a similar variety of copper alloys, where presence of Pb, Ni, Fe, Co, Ti, Zr, Cr and other elements apart from conventional alloy elements Cu, Zn, Sn is significant in whole with the aim to ensure them high mechanical, heat and corrosion resistance. As a result of our studies, using optical microscopy, metal elemental and X-ray diffraction analysis, it was found that a number of intermetallic compounds, e.g. FeC, Fe<sub>3</sub>C, Fe<sub>2</sub>W<sub>3</sub>C, Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C, form under exploitation conditions, in the case of inadequate elemental composition, initial non-uniform alloy structure and under mechanical and thermal loads. The intermetallic compounds embrittle the metal alloy and are the reason of breaking of steel articles. In another case, insufficient alloying of the steel with Cr, Ni, V and exploitation mechanical and thermal loads have caused a complete metal recrystallization with formation of Mn<sub>4,6</sub>Fe<sub>0,4</sub>Si<sub>3</sub> compound, decomposition of Fe<sub>3</sub>C and Fe<sub>4</sub>C and carbon release as X-ray amorphous graphite. Similarly in copper alloys with a reduced content of alloying metals, brittle intermetallic CuZn and Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> compounds form already in the metallurgical process, causing breaking of the articles. Both hot-dip and electrodeposited metal coatings are embrittled on their obtaining by formation of intermetallic compounds. In hot-dip galvanizing, formation of vertical and horizontal cracks in the zinc coating and scaling of the zinc coating off a substratum are caused by a very brittle Fe<sub>3</sub>Zn<sub>10</sub>, which forms apart from a usually formed intermetallic FeZn<sub>13</sub>. Formation of cracks in Sn-Co alloy layers may be caused by formation of CoSn<sub>2</sub> compound in a thick layer.

At the total amount of 4.53 wt.% of the alloying elements Pb, Fe, Sn, Al, Ni, Mn, Si, Cr, formation of  $\gamma$  phase Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> is prevented, the amount of  $\beta'$  phase is reduced, the alloy is formed by the solid solutions Cu<sub>0,64</sub>Zn<sub>0,36</sub> and Cu<sub>1,05</sub>Zn<sub>0,95</sub>.

### **Ингрида Витиня, Аяя Крумина, Велта Белмане. Образование интерметаллических – химических соединений в сплавах и их влияние на изменение структуры в зависимости от химического состава**

Число и содержание элементов (в вес.%) в железных сплавах может меняться в пределах от 5 основных элементов – Cr, Ni, Mo, Mn, Si (кроме Fe, C, P, S) до 10, когда сплавы дополнительно содержат V, W, Ti, Nb, Al, Co, Ta, Zr, Re.

В медных сплавах различного элементного состава, кроме основных элементов – Cu, Zn, Sn, существенное влияние на увеличение механических свойств и стойкости против химической и высокотемпературной коррозии также имеют элементы Pb, Ni, Co, Fe, Cr, Zn, Ti.

Применением оптической и металлографической микроскопии, определением рентгенофазового и элементного состава сплавов установлено, что в случае высокого термического и механического воздействия на железные сплавы, при несоответствии эксплуатационным требованиям как по химическому элементному составу, так и в результате неоднородности структуры, образуются интерметаллические соединения FeC, Fe<sub>3</sub>C, Fe<sub>2</sub>W<sub>3</sub>C, Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C, Fe<sub>3</sub>Mo<sub>3</sub>C, что придает сплавам хрупкость. Недостаточное легирование железных сплавов Cr, Ni, V при их механической и термической нагрузке является причиной образования соединения Mn<sub>4,6</sub>Fe<sub>0,4</sub>Si<sub>3</sub> и разложения карбидов Fe<sub>3</sub>C и Fe<sub>4</sub>C с выделением C в виде рентгеноаморфного графита.

В медных сплавах, в зависимости от элементного состава и при отсутствии легирующих элементов Ni, Fe, Pb, могут образоваться хрупкие интерметаллические соединения CuZn и Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>.

При взаимодействии расплавленного цинка с железом образование хрупкого интерметаллида Fe<sub>3</sub>Zn<sub>10</sub>, наряду с соединением, определяющим адгезию, FeZn<sub>13</sub>, вызывает горизонтальное и вертикальное растрескивание цинкового покрытия.

Растрескивание покрытия из сплава Sn-Co как при электроосаждении, так при термическом воздействии вызывает образование интерметаллида CoSn<sub>2</sub>.