

Gunārs Vērdiņš, Ilmārs Dukulis

MATERIĀLU MĀCĪBA



Jelgava 2008

LATVIJAS LAUKSAIMNIECĪBAS UNIVERSITĀTE
TEHNISKĀ FAKULTĀTE
Spēkratu institūts

Gunārs Vērdiņš, Ilmārs Dukulis

MATERIĀLU MĀCĪBA

Mācību līdzeklis

Jelgava 2008



Mācību līdzeklis sagatavots un izdots ESF projekta „Inženierzinātņu studiju satura modernizācija Latvijas Lauksaimniecības universitātē” ietvaros, projektu līdzfinansē Eiropas Savienība.

Vērdiņš G., Dukulis I. Materiālu mācība: mācību līdzeklis. – Jelgava: LLU, 2008. – 240 lpp.

Mācību līdzeklī aplūkota mašīnbūvē lietojamo materiālu struktūras formēšanās, metālu un sakausējumu uzbūve, īpašības, marķēšana pēc LVS EN standartiem, termiskās apstrādes pamati un tehnoloģijas, dots ieskats pulvermetallurģijā, nanomateriālu pielietošanā, kompozītmateriālu uzbūvē un īpašībās.

Mācību līdzeklis paredzēts augstskolu inženierzinātņu specialitāšu studentiem. To var izmantot arī mašīnbūvē un metālapstrādē strādājošie inženiertehniskie darbinieki, koledžu un profesionālo mācību iestāžu pasniedzēji un nozarē strādājošie.

Recenzenti: Jānis Ozoliņš, RTU profesors
Jānis Feldmanis, Jelgavas Mašīnbūves rūpnīcas konstruktors

ISBN 978-9984-784-74-8

© Gunārs Vērdiņš, Ilmārs Dukulis
© LLU Tehniskā fakultāte

SATURS

Ievads	6
1. Materiālu struktūras formēšanās likumsakarības	7
1.1. Materiālu iedalījums pēc to struktūras	7
1.2. Kristalogrāfijas pamati	9
1.3. Saišu veidi kristālos	12
1.4. Sakausējumu fāzu veidi	13
1.5. Kristālu defekti	18
1.6. Difūzijas procesi metālos un sakausējumos	21
1.7. Šķidrie kristāli	22
1.8. Polimēru un stiklu struktūras	23
1.9. Keramika	25
1.10. Nanostruktūras	28
2. Metālzinība un termiskā apstrāde	30
2.1. Metālu vispārējs raksturojums un pētīšanas metodes	30
2.2. Metālu struktūras veidošanās kristalizācijas procesā	31
2.3. Metāliska lietņa uzbūve	33
2.4. Polimorfās pārvērtības	33
3. Materiālu fizikāli mehāniskās īpašības	34
3.1. Īpašību klasifikācija	34
3.2. Mehāniskās īpašības statiskās slodzes iedarbībā	35
3.3. Materiālu cietība	38
3.4. Materiālu īpašības dinamiskās slodzes iedarbībā	42
3.5. Materiālu īpašības cikliskas slodzes iedarbībā	43
3.6. Uzkalde un rekristalizācija	44
4. Sakausējumu teorija	47
4.1. Sakausējumu stāvokļa diagrammas	47
4.2. Divkārsu sakausējumu tipveida stāvokļa diagrammas	49
4.3. Fāzu un struktūru pārvērtības cietā stāvoklī	57
4.4. Sakarība starp sakausējumu stāvokļa diagrammu, uzbūvi un īpašībām	60
4.5. Trīskāršu sakausējumu stāvokļa diagrammas	61
5. Dzelzs un tās sakausējumi	64
5.1. Dzelzs fizikāli mehāniskās īpašības	64

5.2.	Dzelzs-oglekļa sakausējumu pamatstruktūras	66
5.3.	Dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagramma	69
5.4.	Pārvērtības dzelzs-grafīta sistēmas sakausējumos.....	75
5.5.	Oglekļa un pastāvīgo piemaisījumu ietekme.....	77
5.6.	Leģējošo elementu ietekme	79
6.	Materiāli uz dzelzs bāzes	83
6.1.	Tēraudu klasifikācija un marķēšana	83
6.2.	Neleģētie konstrukciju tēraudi.....	87
6.3.	Neleģētie instrumentu tēraudi.....	90
6.4.	Čugunu klasifikācija, marķēšana, īpašības	91
6.5.	Leģētie tēraudi	99
6.5.1.	Leģēto tēraudu iedalījums	99
6.5.2.	Leģētie konstrukciju tēraudi.....	99
6.5.3.	Leģētie instrumentu tēraudi.....	103
6.5.4.	Leģētie speciālie tēraudi.....	107
7.	Termiskās apstrādes teorija.....	112
7.1.	Termiskās apstrādes veidi.....	113
7.2.	Neleģētu tēraudu termiskā apstrāde.....	118
7.2.1.	Tēraudu pārvērtības karsējot.....	118
7.2.2.	Austenīta graudu augšana.....	120
7.2.3.	Austenīta pārvērtības dzesējot.....	121
7.2.4.	Austenīta izotermiskās pārvērtības.....	122
7.2.5.	Austenīta pārvērtības nepārtrauktas atdzesēšanas gadījumā	126
7.2.6.	Martensīta pārvērtības tēraudos	129
7.2.7.	Pārvērtības, atlaidinot rūdītu tēraudu	133
7.3.	Austenīta izotermiskās pārvērtības leģētiem tēraudiem	136
8.	Termiskās apstrādes tehnoloģija	139
8.1.	Karsēšanas iekārtas.....	139
8.2.	Termiskās apstrādes tehnoloģiskie procesi	141
8.3.	Tēraudu rūdīšanas tehnoloģija.....	142
8.3.1.	Neleģētu tēraudu nepārtrauktā rūdīšana vienā dzesējošā vidē.....	143
8.3.2.	Rūdīšana divās dzesējošās vidēs (pārtrauktā rūdīšana).....	146
8.4.	Tēraudu dziļrūdāmība.....	148
8.5.	Tēraudu atkvēlināšana	150
8.6.	Tēraudu atlaidināšana	157

8.7.	Iekšējie spriegumi un rūdīšanas defekti.....	159
8.8.	Tēraudu termomehāniskā apstrāde	160
9.	Detaļu virsmas nostiprināšanas paņēmieni	163
9.1.	Ķīmiski termiskā apstrāde	163
9.1.1.	Tēraudu cementēšana	164
9.1.2.	Tēraudu nitridēšana	168
9.1.3.	Tēraudu borēšana	171
9.1.4.	Tēraudu nitrocementēšana un cianēšana	172
9.1.5.	Tēraudu sulfonitrocementēšana.....	173
9.2.	Virsmas rūdīšana	174
9.3.	Difūzijas metalizācija	177
10.	Krāsainie metāli un to sakausējumi	180
10.1.	Krāsaino metālu klasifikācija un marķēšana	180
10.2.	Varš un tā sakausējumi	180
10.3.	Alumīnijs un tā sakausējumi.....	187
10.4.	Magnijs un tā sakausējumi	192
10.5.	Titāns un tā sakausējumi.....	195
10.6.	Berilijs un tā sakausējumi.....	196
10.7.	Antifrikcijas materiāli.....	197
11.	Pulvermetalurģija	201
11.1.	Pulvermateriālu iedalījums	201
11.2.	Kompaktie metālkeramiskie materiāli.....	202
11.3.	Porainie metālkeramiskie sakausējumi.....	205
11.4.	Frikcijas materiāli	206
11.5.	Metālkeramiskie instrumentu materiāli	207
12.	Nanomateriāli	209
13.	Kompozītmateriāli.....	213
14.	Sevišķi cieti materiāli	223
15.	Plastmasas	226
	Literatūra.....	236
	Pielikumi	238

IEVADS

Materiālu mācība ir pielietojamā zinātne, kas pēta sakarības starp materiālu sastāvu, struktūru un īpašībām. Materiālu zinātnes sasniegumi būtiski ietekmē tautsaimniecības, zinātnes, medicīnas, sporta un daudzu citu nozaru attīstību. Materiālu zinātnes atziņas būtiski ietekmē ražošanas tehnoloģijas, nosaka, kā risināt tehniskās problēmas, saistītas ar mašīnu un aparātu materiālietilpības samazināšanu, mehānismu un ierīču precizitātes, drošuma un darba spēju paaugstināšanu. Jaunu materiālu radīšana veicina jaunu tehnisku ideju rašanos. Kompozītmateriālu parādīšanās deva iespēju attīstīt aviāciju un raķešu būvi. Pusvadītāji, supervadītāji, amorfie sakausējumi un šķidrie kristāli būtiski izmainīja elektronikas, radiotehnikas un skaitļošanas tehnikas nozaru tehnoloģijas un iespējas. Savukārt elektronu mikroskopijas sasniegumi stimulēja nanomateriālu un nanotehnoloģiju zinātnes strauju attīstību. Nanomateriālu pielietošana nākotnē var revolucionāri izmainīt ļoti daudzu materiālu un izstrādājumu īpašības, radīt pilnīgi jaunas tehnoloģijas un produktus.

Iepriekšēja mācību grāmata materiālu mācībā latviešu valodā, kas paredzēta tehnisko specialitāšu studentiem, kā arī mašīnbūvē un aparātbūvē strādājošiem inženiertehniskajiem darbiniekiem, ir 1978. gadā izdotā J. Ozoliņa mācību grāmata. Tās saturs daudzās jomās ir ievērojami novecojis. No 2004. gada Latvijā ir spēkā LVS standarti par materiālu marķēšanu. Tie ir adaptēti ar Eironormām un būtiski atšķiras no līdz šim pielietotajiem bijušās PSRS un tagadējiem Krievijas standartiem. Ievērojami ir papildinājusies informācija par kompozītmateriāliem, plaši attīstās pētījumi par nanomateriāliem un nanotehnoloģijām, šķidrajiem kristāliem, jauniem sakausējumiem un gūtas jaunas atziņas materiālu struktūras pētījumos.

1. MATERIĀLU STRUKTŪRAS FORMĒŠANĀS LIKUMSAKARĪBAS

1.1. Materiālu iedalījums pēc to struktūras

Visus dabā sastopamos materiālus pēc to struktūras un īpašībām var iedalīt kristāliskos un amorfos.

Kristāliskie materiāli ir cieti un saglabā savu formu līdz noteiktai temperatūrai, pie kuras tie pāriet šķidrā stāvoklī. Atdzesējot process norit pretējā secībā.

Amorfie materiāli karsējot zaudē cietību lielākā temperatūras intervālā, kļūst viskozi un pēc tam pāriet šķidrā stāvoklī. Atdzesējot process norit pretējā secībā.

Kristālisko materiālu stāvoklis ir stabilāks nekā amorfo. Amorfiem materiāliem ir lielāka viskozitāte nekā šķidrumiem. Amorfos ķermeņos atomi vai molekulas izvietotas haotiski.

Kristāliskie ķermeņi sastāv no telpā sakārtotiem atomiem, joniem vai molekulām. Kristālu īpašības atkarīgas no atomu uzbūves, no atomu mijiedarbības kristālā, no ķīmiskā sastāva. Materiālu ķīmiskā sastāva noteikšanai plaši pielieto dažādas spektrālās analīzes metodes. Atomu telpiskais izvietojums, ķīmiskais sastāvs, izmēri un kristāla forma raksturo materiāla *struktūru*.

Materiālu struktūru raksturojošie parametri saistīti ar pielietotajām pētīšanas metodēm un pētījumos pielietotās aparātūras izšķiršanas spēju. Atkarībā no struktūras sastāvdaļu lieluma izšķir makrostruktūru, mikrostruktūru un substruktūru.

Materiālu *makrostruktūru* novēro ar neapbruņotu aci vai nelielā palielinājumā (līdz 40 reizēm) lūzuma vietā vai uz speciāliem makrošlīfiem, kurus izgriež no lielām sagatavēm (lējumiem, kalumiem) vai izstrādājumiem. Makrošlifu virsmu noslīpē un kodina ar speciāliem kodinātājiem, kas dažādas struktūras sastāvdaļas izkodina vai iekrāso dažādi, izceļot mikroporas un plaisas.

Lūzuma pētīšana ir vienkāršākā metāla kristāliskās uzbūves analīzes metode. Pēc lūzuma var spriest par graudu lielumu, kausēšanas un liešanas īpatnībām (liešanas temperatūru, atdzesēšanas ātrumu un virzienu, viendabīgumu u.c.), termisko apstrādi, kā arī lūzuma raksturu, noslodzes veidu un lūzuma cēloni. Lūzuma raksturs atsedz iekšējās uzbūves defektus lūzuma plaknē un var noderēt par kritēriju metāla trausluma noteikšanai. Metāla kvalitātes un lūzumu cēloņu pētīšanai izmanto *fraktogrāfijas*

metodes. Pētot makrošlifu, var noteikt graudu formu un lielumu lietā metālā, tekstūru plastiski deformētā metālā, ķīmisko neviendabīgumu, kas radies kristalizācijas procesā, termiskajā vai ķīmiski termiskajā apstrādē, un uzbūves defektus – sarukuma dobumus, poras, plaisas, gāzu ieslēgumus, nemetāliskos ieslēgumus u.c.

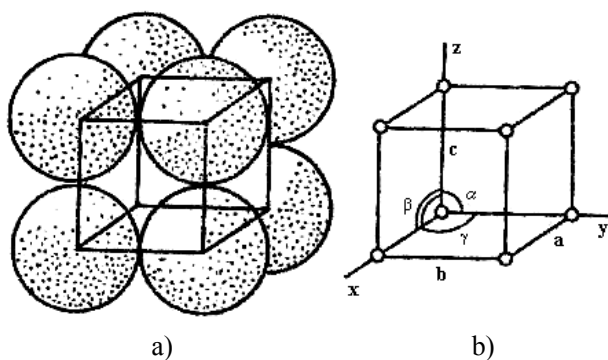
Makrostruktūras pētīšana ir vienkārša, lietderīga materiālu analīzes metode, kas ļauj spriest par materiāla iegūšanu, iepriekšējo apstrādi un noteikt vietu, kur izgriezt paraugus mikrostruktūras pētīšanai.

Mikrostruktūra parāda fāzu izvietojumu, to formu un izmērus. Mikrostruktūru pēti ar mikroskopu uz mikrošlifa virsmas, kuru sagatavo, slīpējot, pulējot un kodinot ar katram metālam atbilstošu kodinātāju. Optiskajos metalogrāfijas mikroskopos mikrostruktūras attēla ieguvei izmanto no parauga atstaroto balto gaismu ar viļņa garumu 600 nm, tādēļ palielinājums nepārsniedz 1000...1500 reizes (izšķiršanas spēja 0,15...0,2 μm). Materiālu pētīšanai izmanto arī elektronu mikroskopus, kas ļauj iegūt palielinājumu līdz 10 000 000 reizēm. Ar elektronu mikroskopiem var izpētīt smalkus struktūras veidojumus – t.s. substruktūru, kā arī tieši novērot kristāliskās struktūras defektus. Elektronu mikroskopos attēla iegūšanai izmanto paātrinātu elektronu kūli, uzskatot, ka tam, tāpat kā gaismai, ir viļņa garums, tikai ļoti mazs (0,4...1,2 nm), kas dod iespēju aplūkot daļiņas ar izmēriem 0,15...0,20 nm. Metalogrāfijā visefektīvākie ir izrādījušies skenējošie elektronmikroskopi. Tajos elektronu kūli vai ļoti asu elektriski lādētu adatu pārvieto tuvu parauga virsmai un līdzīgi kā televīzijā, pa rindām apseko visu pētāmo virsmu. Skenējošos tuneļmikroskopos elektroni pārlec pāri spraugai starp adatu un paraugu. Spraugas platums nosaka radītās strāvas lielumu. Dators uztur strāvu, līdz ar to arī spraugu, pastāvīgā lielumā, kamēr adata slīd virs atomiem parauga virsmā. Vertikālā adatas kustība nodrošina parauga virsmas trīsdimensiju kartes izveidi. Tuneļmikroskopi dod iespēju pētīt objektu kristāliskā režģa uzbūvi un defektus substruktūru atomārā līmenī, padarot saskatāmus pat atsevišķus atomus, kuri mikroskopā redzami kā pūkainas lodītes. Substruktūra apraksta elementārdaļiņu izvietojumu kristālos un elektronu izvietojumu atomos (jonos). Substruktūras pētījumos plaši izmanto arī difrakcijas metodes (rentgenogrāfija, elektronogrāfija, neitronogrāfija). Piemaisījumu un speciāli pievienoto elementu izvietojuma pētīšanai sakausējumos pielieto rentgenspektrālo mikroanalīzi.

Metālu un sakausējumu pētīšanā plaši izmanto fizikālās metodes (siltuma, tilpuma, elektriskās, magnētiskās), piemēram, diferenciālo termisko analīzi (dzesēšanas līkņu uzņemšana koordinātēs temperatūra – laiks), dilatometrijas metodi (tilpuma izmaiņu noteikšana fāzu pārvērtību rezultātā).

1.2. Kristalogrāfijas pamati

Ar atomāri kristālisko uzbūvi saprot atomu (jonu) izvietojumu reālā kristālā. Cietā stāvoklī metāli veido konstrukciju, kas sastāv no pozitīvi lādētiem joniem, kurus „apskalo” brīvu kolektivizētu elektronu „gāze”. Kristālā elementārdaļiņas (joni, atomi, molekulas), no kurām veidots kristāls, ir satuvinātas līdz saskarei un var būt dažādi izvietotas (skat. 1.1. a att.). Lai vienkāršotu un padarītu uzskatāmāku elementārdaļiņu savstarpējo izvietojumu, telpiskos attēlus aizvieto ar modeļiem, kuros ar punktiem atzīmē atomu kodolu atrašanās vietas (skat. 1.1. b att.).



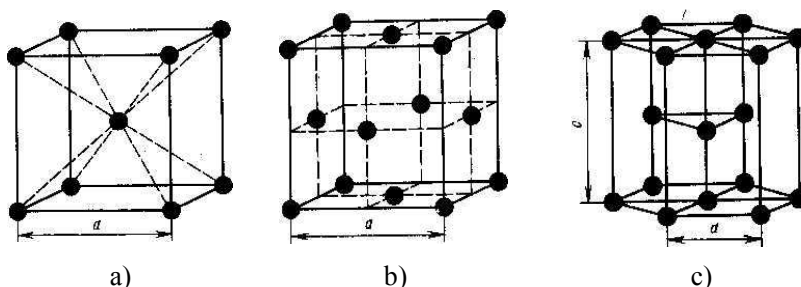
1.1. att. **Elementārdaļiņu izvietojums kristālā:** a – telpisks attēls; b – modelis

Vispārējā gadījumā attālumi starp atomiem dažādos kristālu simetrijas asu virzienos nav vienādi. Atomi metālos izvietojas likumsakarīgi, veidojot pareizu kristālisko režģi. Režģis sastāv no daudzām iedomātām līnijām un plaknēm, kas atrodas noteiktos attālumos cita no citas un iet caur atomu (jonu) centriem. Mazākais ģeometriskais veidojums, no kura var izveidot kristālisko režģi jebkurā tilpumā ir kristāliskā režģa elementāršūna. Elementāršūnas raksturošanai jāzina: trīs šķautņu garumi – a , b , c un trīs leņķi starp asīm – α , β , γ . Visus daudzveidīgos kristāliskos režģus var iedalīt septiņās sistēmās (skat. 1. tabulu).

Kristālisko režģu sistēmas

<i>Sistēma</i>	<i>Šķautnes</i>	<i>Leņķi</i>
Kubiskā	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Tetragonālā	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Heksagonālā	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ$
Rombiskā	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Romboedriskā	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
Monoklīnā	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma \neq 90^\circ$
Triklīnā	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

Vairums metālu kristalizējas vai nu tilpumā centrēta kuba, vai skaldnēs centrēta kuba, vai heksagonāla režģa formā (skat. 1.2. att.).



1.2. att. **Izplatītāko kristālisko režģu modeļi:** a – tilpumā centrēts kubs; b – skaldnēs centrēts kubs; c – heksagonāls režģis

Tilpumā centrēta kuba kristāliskajā režģī atomi izvietoti kuba virsotnēs un viens atoms novietots kuba centrā. Šāds režģis ir metāliem K, Na, Li, Rb, Ti, Zr, Ta, W, Mo, V, Fe, Cr, Nb, Ba.

Skaldnēs centrēta kuba kristāliskajā režģī atomi izvietoti kuba virsotnēs un visu skaldņu centros. Šāds režģis ir metāliem Ca, Ce, Sr, Th, Pb, Sc, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Ir, Fe, Cu, Co.

Heksagonālā režģī atomi izvietoti sešstūra prizmas pamatņu virsotnēs un to centrā, bet trīs atomi novietoti prizmas vidū. Šāds režģis ir elementiem Hf, Mg, Ti, Cd, Re, Os, Ru, Zn, C, Be, Ca, Y, La, Zr.

Tetragonāls režģis ir Mn un Ir.

Kristāliskā režģa izmērus raksturo attālums starp paralēlām atomu plaknēm elementāršūnā, un to sauc par periodu.

Režģa periodu mēra nanometros ($1\text{ nm} = 1 \cdot 10^{-9}\text{ m}$). Metāliem režģa periods ir robežās no 0,228 nm līdz 0,652 nm.

Lai raksturotu režģa sarežģītību, nosaka atomu skaitu uz vienu kristāliskā režģa elementāršūnu.

Tilpumā centrēta kuba šūnai pieder tikai 2 atomi, jo 8 atomi, kas atrodas kuba virsotnēs vienlaicīgi pieder vēl 7 blakus esošām elementāršūnām. Tādejādi elementāršūnai no šiem 8 pieder tikai viens atoms. Elementāršūnas centrā esošais atoms pieder tikai šai vienai šūnai. Tātad var secināt, ka tilpumā centrēta kuba šūnai pieder 2 atomi.

Skaldnēs centrēta kuba šūnai pieder 4 atomi – viens atoms no virsotnēs izvietotajiem atomiem un trīs atomi no skaldnēs izvietotajiem, jo tie vienlaicīgi pieder 2 blakus esošām elementāršūnām.

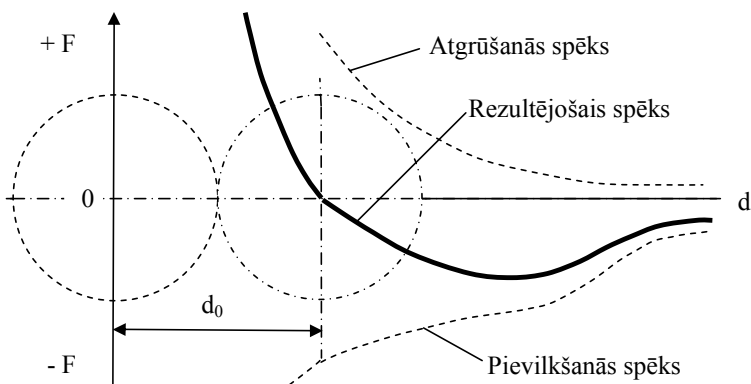
Atomu izvietojuma blīvumu kristāliskajā režģī raksturo koordinācijas skaitlis – katram atomam tuvāko vienādos attālos izvietoto kaimiņu atomu skaits. Jo lielāks koordinācijas skaitlis, jo lielāks atomu pakojuma blīvums.

Tilpumā centrēta kuba elementāršūnai koordinācijas skaitlis ir 8 un blīvums (atomu tilpuma attiecība pret režģa tilpumu) ir 68 %. Skaldnēs centrēta kuba un blīvi sakārtota heksagonāla režģa elementāršūnām koordinācijas skaitlis ir 12 un blīvums – 74 %. Starp joniem un valences elektroniem veidojas elektrostātiski pievilkšanas spēki un šādu saistību sauc par *metālisko saiti*.

Starpt atomiem pastāv vienlaicīgi pievilkšanās un atgrūšanās spēki. Atomu tuvināšanās vai attālināšanās var notikt tikai veicot zināmu darbu, lai pārvarētu atomu (jonu) savstarpējās pievilkšanās vai atgrūšanās spēkus.

Atomi izvietojas tādā attālumā, lai to mijiedarbības spēks F būtu minimāls. Kā redzams 1.3. attēlā, šim stāvoklim atbilst līdzsvara attālums d_0 .

Atomu satuvināšanai vajadzīga ievērojami lielāka enerģija nekā attālināšanai. Rezultējošais spēks ir minimāls, ja atomi atrodas līdzsvara attālumā d_0 . Šādam attālumam atbilst minimālā saites enerģija, kas padara kristālu termodinamiski stabilu. Tā nosaka kušanas un iztvaikošanas temperatūru, elastības moduli, lineārās termiskās izplešanās koeficientu u.c.



1.3. att. Mijiedarbības spēka F izmaiņas atkarībā no starpatomu attāluma d

1.3. Saišu veidi kristālos

Visus kristālus pēc noteicošās saites rakstura iedala molekulāros, kovalentos, jonu un metāliskos kristālos. Dažos gadījumos var darboties vienlaicīgi vairāki saišu tipi.

Molekulāriem kristāliem galvenās ir Van der Valsa saites, kas izveidojas starp jebkurām elementārdaļiņām (joniem, atomiem, molekulām). Tās ir salīdzinoši vājas saites, novērojamas starp inerto gāzu atomiem. Van der Valsa saitēm nav virziena rakstura, jo momentālais dipols veidojas ar katru no blakus esošiem atomiem. Molekulāriem kristāliem ir zema kušanas temperatūra.

Kovalentie kristāli ir Ce, Si, Ge, Sn, Sb, Bi, Se, Te, Po u.c. elementiem. Mijiedarbības rezultātā šo elementu atomi apvieno elektronus, aizpildot valences zonu. Elektroni vienlaikus pieder vairākiem atomiem, visu laiku ceļo no viena atoma pie otra, veido apmaiņas kovalentos spēkus. Atomu skaits n , kuriem ir kopēji elektroni, atkarīgs no elementa vērtības N un nosakāms no izteiksmes: $n = 8 - N$. Piemēram, ogleklim $n = 8 - 4 = 4$ atomi. Tā kā oglekļa atomam ir 4 valences elektroni, kuri veido 4 saites, tas saistās ar 4 blakus esošiem atomiem.

Dabā ogleklis pastāv divos veidos: dimants vai grafiīts. Abos kristāliskos režģos katram atomam ir četri tuvākie kaimiņi.

Dimanta kristāliskajā režģī visi četri blakus esošie atomi atrodas vienādā attālumā no centrālā atoma. Dimanta kristāliskajam režģim ir mazs koordinācijas

skaitlis (4), mazs blīvums un saites ir stingri orientētas, kā rezultātā dimants ir trausls un ļoti ciets materiāls ar augstu iztvaikošanas temperatūru.

Grafīta kristāliskajā režģī trīs atomi atrodas vienādā nelielā attālumā, bet ceturtais atoms atrodas daudz tālāk. Starp trim atomiem darbojas kovalentās saites, bet ar ceturto – daudz vājākie Van der Valsa spēki. Deformējot grafītu vispirms tiek sagrauta šī vājākā saite. Tas arī izskaidro grafīta mazo cietību.

Jonu kristāli veidojas vielās, kas sastāv no dažādas valences elementiem. Atomiem tuvojoties notiek elektronu pārdalīšana: elektriski pozitīvais elements zaudē valences elektronu un pārvēršas pozitīvā jonā, bet elektriski negatīvais elements iegūst elektronu, aizpilda valences zonu un pārvēršas negatīvā jonā. Joni novietojas jonu kristālu mezglos. Jonu saitēm ir virziena raksturs, jo valences elektronu apmaiņa notiek starp vienas molekulas atomiem, piemēram, NaCl kristālā – starp vienu nātrija un vienu hlora atomu.

Jonu kristālu saites enerģija ir tuva kovalento kristālu saites enerģijai. Jonu kristāliem ir samērā augsta kušanas temperatūra, liels elastības modulis, liela cietība un zems plastiskums.

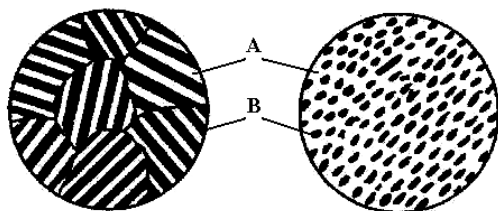
Metālu kristāli ir elementiem ar metālu īpašībām. Tie viegli atdod savus valences elektronus. Metālu saitei nav virziena rakstura. Metāliem veidojas kompakts kristāliskais režģis ar lielu koordinācijas skaitli. Metālu kristālu saites enerģija ir nedaudz mazāka par kovalento kristālu saites enerģiju, tādēļ metāliem ir zemāka kušanas enerģija, mazāks elastības modulis un cietība, bet lielāks plastiskums un elektrovadītspēja.

1.4. Sakausējumu fāzu veidi

Šķidrā stāvoklī sakausētajiem elementiem visbiežāk ir neierobežota savstarpēja šķīdība. Dažkārt sastopama arī tikai daļēja šķīdība šķidrā stāvoklī, piemēram, vara sakausējumā ar svinu vai dzelzs sakausējumā ar svinu notiek to noslāņošanās jeb vara un svina vai arī dzelzs un svina atdalīšanās. Šķidrā stāvoklī savstarpēji nešķīst tie metāli, kuriem ir liela atomu izmēru un kušanas temperatūru starpība.

Pēc sakausējuma sacietēšanas elementi, kas ietilpst tā sastāvā, var veidot mehānisku maisījumu, cietu šķīdumu vai ķīmisku savienojumu.

Mehāniskie maisījumi. Mehāniskais maisījums rodas tad, ja sakausējamie elementi cietā stāvoklī ir atdalīti ar robežvirsmu – savstarpēji nešķīst. Mehānisku fāzu maisījumu veido Pb-Sb, Cu-Bi, Zn-Sn, Pb-Sn, Ni-Cr, Al-Cu un citi. Mehāniskiem maisījumiem (skat. 1.4. att.) raksturīga plāksnīšu vai graudaina struktūra.



1.4. att. Mehānisko maisījumu mikrostruktūras

Mehāniskais maisījums veidojas, ja starp elementiem ir noteikta attiecība. Mehāniskiem maisījumiem raksturīgi, ka to kristalizācija un kušana notiek nemainīgā temperatūrā un šādu struktūru kušanas temperatūra ir zemāka nekā to sastāvā ietilpstošajiem elementiem. Divu komponentu mehānisko maisījumu, kas izveidojas, atdzesējot šķīdno fāzi, sauc par eitektiku (grieķiski – labi būvēta).

Sakausējumiem, kuru ķīmiskais sastāvs atšķiras no eitektiskā sastāva, kristalizācijas process sākas ar pārākumā esošā elementa kristalizāciju un noslēdzas ar eitektikas kristalizāciju pastāvīgā temperatūrā. Ja sakausējumā komponentu ir vairāk par maksimālo šķīdību, iegūst piesātinātu cieto šķīdumu vai cietā šķīduma un ķīmiska savienojuma maisījumu.

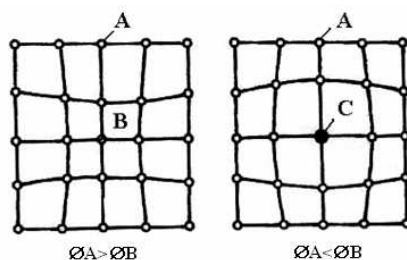
Cietie šķīdumi. Par cietajiem šķīdumiem sauc mainīga sastāva cieto fāzi, kurā viena elementa atomi saglabā sev raksturīgo kristāliskā režģa struktūru, bet otra elementa atomi izvietojas pirmā elementa kristāliskajā režģī. Elementu, kas saglabā savu kristālisko režģi, sauc par šķīdinātāju.

Cietie šķīdumi saglabā metāliem raksturīgās starpatomu saites, un tos apzīmē vai nu ar grieķu alfabēta burtiem (α , β , γ utt.), vai arī šādi: $A(B)$, kur A – šķīdinātājs, B – izšķīdušais komponents. Cietie šķīdumi ir vienfāzes sakausējumi.

Atkarībā no atomu izvietojuma šķīdinātāja kristāliskajā režģī cietos šķīdumus iedala aizvietošanas un iespiešanās tipa cietajos šķīdumos.

Aizvietošanas tipa cietie šķīdumi. Veidojoties aizvietošanas tipa cietajam šķīdumam, izšķīdušā komponenta atomi aizvieto daļu šķīdinātāja atomu tā kristāliskajā

režģī. Ja izšķīdušā elementa atomi šķīdinātāja elementa kristāliskajā režģī var aizvietot jebkuru atomu, tad iegūst nesakārtotu cieto šķīdumu. Tā kā šķīdinātāja un izšķīdušā elementa atomi ir ar dažādiem izmēriem un blīva pakojuma veidošanās tendence saglabājas, tad ap izšķīdušā elementa atomiem notiek kristāliskā režģa deformācija un rodas iekšējie spriegumi (skat. 1.5. att.). Izšķīdušā elementa atomi koncentrējas ap dislokācijām. Mazāka diametra atomi koncentrējas kristāliskā režģa saspiestajā daļā, lielāka diametra atomi – šķīdinātāja elementa režģa izstieptajā daļā.



1.5. att. Kristāliskā režģa deformācija atkarībā no izšķīdušā atoma izmēriem

Cietā šķīduma mikrostruktūra līdzsvara stāvoklī sastāv no viendabīgiem graudiem.

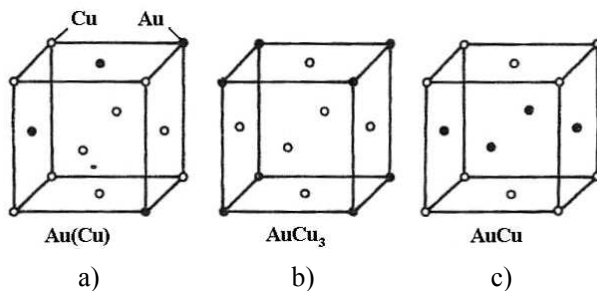
Visi metāli lielākā vai mazākā mērā šķīst cits citā. Ja komponenti var viens otru kristāliskajā režģī pilnīgi aizvietot jebkurā attiecībā, tad veidojas nepārtraukta cieto šķīdumu rinda, piemēram, zelta un vara sakausējumi.

Lai veidotos cietie šķīdumi ar neierobežotu šķīdību, jābūt izpildītiem šādiem noteikumiem:

- abiem komponentiem jābūt ar viena tipa kristāliskajiem režģiem;
- abu komponentu, atomu izmēri nedrīkst atšķirties vairāk par 8 %;
- abiem komponentiem jābūt ar līdzīgam īpašībām, vienādu valences elektronu skaitu un nelielu kušanas temperatūru starpību.

Neierobežotas šķīdības cietos šķīdumus veido arī vara-niķeļa, ģermānija-silīcija sakausējumi. Biežāk tomēr sastopami cietie šķīdumi ar ierobežotu šķīdību.

Daudziem aizvietošanas tipa cietajiem šķīdumiem paaugstinātā temperatūrā piemīt spēja pāriet sakārtotā stāvoklī, kad brīvās aizvietošanas vietā abu elementu atomi cietajā šķīdumā izvietojas stingri noteiktā kārtībā. Šādus cietos šķīdumus sauc par sakārtotiem. Aizvietošanās tipa cieto šķīdumu struktūras dotas 1.6. attēlā.



1.6. att. **Zelta un vara sakausējuma kristāliskais režģis:**

a – nesakārtots; b – sakārtots pēc AuCu_3 sastāva; c – sakārtots pēc AuCu sastāva

Sakārtotiem cietiem šķīdumiem raksturīga liela elektriskā pretestība, cietība un stiprība. Tie parasti veidojas, ja komponentu attiecība ir 1:1 vai 1:3, un tos var uzskatīt par starpfāzi starp cietajiem šķīdumiem un ķīmiskajiem savienojumiem. Tie saglabā šķīdinātāja kristālisko režģi.

Iespiešanās tipa cietie šķīdumi. Šādi cietie šķīdumi veidojas, sakausējot metālus ar nemetāliem, kam ir mazs atomu diametrs, piemēram, H, N, C, B. Galvenais faktors, kas nosaka iespiešanās tipa cietā šķīduma veidošanās iespēju, ir attiecība starp spraugas izmēru kristāliskajā režģī un nemetāla atoma diametru. Ja atomu diametri ir nedaudz lielāki par spraugu izmēriem, to ārējais elektronu apvalks pārsedzas ar šķīdinātāja atomu elektronu apvalku. Iespiešanās tipa cieto šķīdumu šķīdība ir ierobežota.

Lielākā šķīdība ir elementiem ar heksagonālu vai skaldnēs centrēta kuba režģi, kuriem spraugas lielums vienāds ar $0,82 D$, kur D – šķīdinātāja atoma diametrs. Tāpēc centrēta kuba režģa sprauga nepārsniedz $0,58 D$.

Veidojoties iespiešanās tipa cietajiem šķīdumiem, izšķīdušā elementa atomi izvietojas izstiepta kristāliska režģa daļā un izmaina fizikāli mehāniskās īpašības. Šķīdināmā elementa atomi dislokācijas apvidū izvietojas vieglāk nekā apgabalos ar pareizu režģi, radot mazāku režģa deformāciju. Iespiešanās atomi stipri pievelkas pie dislokācijām un veido Kotrela atmosfēru. Šādas atmosfēras izveidošanās samazina kristāliskā režģa deformāciju un nosaka tā stabilitāti. Atoma iziešana no minētās atmosfēras ir saistīta ar atkārtotu režģa deformēšanas, tādēļ tā ir apgrūtināta. Līdz ar to dislokāciju kustība nobremzējas un materiāls nocietinās.

Iespiešanās tipa cietā šķīduma piemēri ir oglekļa cietie šķīdumi Fe_α un Fe_γ . Fe_γ ir skaldnēs centrēta kuba kristāliskais režģis, kas var izšķīdināt līdz 2,14 % oglekļa. Fe_α ir tilpumā centrēta kuba režģis, kas var izšķīdināt ļoti niecīgu oglekļa daudzumu – 0,02 %. Veidojoties iespiešanās tipa cietajiem šķīdumiem, ievērojami deformējas šķīdinātāja elementu kristāliskais režģis, tā rezultātā pieaug elektriskā pretestība un cietība, strauji samazinās plastiskums un stīgrība. Sakausējuma stiprību ļoti ietekmē graudu un bloku robežas, uz kurām izvietojas dislokācijas un ar tām saistītie izšķīdušā metāla vai nemetāla atomi.

Ķīmiskie savienojumi. Ķīmisko savienojumu kristāliskais režģis atšķiras no sakausējuma komponentu kristāliskajiem režģiem, kas ir ķīmisko savienojumu un cieto šķīdumu galvenā atšķirība. Atomu izvietojums kristāliskajā režģī var būt nesakārtots vai sakārtots, pie tam struktūrā bieži vien ir defekti, jo trūkst viena elementa atomu. Šādas fāzes var būt ar pastāvīgu un mainīgu sastāvu. Savienojumus ar pastāvīgu sastāvu sauc par ķīmiskajiem savienojumiem. Tie parasti ir cieti un trausli ar raksturīgām elektriskajām īpašībām.

Visus metālu ķīmiskos savienojumus iedala divās pamatgrupās.

Pie pirmās grupas pieder ķīmiskie savienojumi ar normālu valenci. Tos veido metāli un nemetāli. Šīs grupas savienojumiem ir stingri noteikts ķīmiskais sastāvs, to formulas nosaka atsevišķo elementu valences, piemēram, FeO , Al_2O_3 , Fe_2O_3 .

Otrās grupas ķīmiskos savienojumus veido metāli. Visizplatītākie otrās grupas savienojumi ir elektroniskie savienojumi un iespiešanās fāzes.

Elektroniskos savienojumus sakausējumos veido vairāki metāli, ievērojot noteiktu elektronu koncentrāciju. Par godu angļa fiziķim Jum-Rozeri tos sauc arī par Jum-Rozeri fāzēm. Šīm fāzēm raksturīga noteikta valences elektronu un atomu skaita attiecība – $3/2$, $21/13$, $7/4$. Uzrādīto elektronu koncentrāciju var izteikt arī ar attiecīgu ķīmisko formulu. Tā, piemēram, vara un cinka sakausējumiem, kas var veidot visus minētos savienojumus, būs šādas formulas: CuZn , Cu_5Zn_8 un CuZn_3 . Fāzes ar elektronu koncentrāciju $3/2$ pieņemts saukt par β fāzēm (tilpumā centrēta kuba režģis), fāzes ar elektronu koncentrāciju $21/13$ – par γ fāzēm (sarežģīts kuba režģis) un fāzes ar elektronu koncentrāciju $7/4$ – par ε fāzēm (heksagonāls režģis).

Elektronisko savienojumu īpašības ir atkarīgas no komponentu atomu sakārtojuma savienojuma kristāliskajā režģī. Savienojumi ar nesakārtotu kristālisko režģi pēc īpašībām ir tuvi cietajiem šķīdumiem. Elektroniskie savienojumi sastopami vara sakausējumos ar cinku, alumīniju un alvu. Tie nostiprina minētos sakausējumus.

Iespiešanās fāzes veido dzelzs, hroms, volframs, molibdēns, citi metāli un nemetāli ar mazu atoma diametru (C, N, H, B). Iespiešanās fāzes veidojas, ja nemetāla un metāla atomu diametru attiecība mazāka par 0,59. Fāzēm ir savs kristāliskais režģis (vienkāršs, blīvi pakots), kura mezglos izvietojas metāla atomi, bet nemetāla atomi iespīēzas dobumos starp metāla atomiem. Iespiešanās fāzu ķīmisko sastāvu uzdod ar šādām formulām: MeX , Me_2X , Me_4X un MeX_4 , kur Me – metāls, X – nemetāls. Šīm fāzēm raksturīgs mainīgs sastāvs, pie tam parasti nemetāla atomu ir mazāk, nekā uzrādīts formulā, t.i., iespīēšanās fāzēm ir struktūras defekti. Pie iespīēšanās fāzēm pieder karbīdi (TiC , WC , VC , Mo_2C), nitrīdi (Fe_4N , FeN , WN , Cr_2N , CrN u.c.), hidrīdi un borīdi.

Iespīēšanās fāzes labi vada elektrību, tām ir liela cietība un augsta kušanas temperatūra. Karbīdus, kas veidojas kā iespīēšanās fāzes, izmanto cietsakausējumu izgatavošanai. Karbīdi paaugstina konstrukciju un instrumentu tēraudu cietību un karstumizturību.

Ja nemetāla un metāla atomu diametru attiecība lielāka par 0,59, tie sakausējumos veido sarežģītu kristālisko režģi ar daudziem atomiem. Pie šādiem karbīdiem pieder dzelzs, hroma un mangāna karbīdi (Fe_3C , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3), kuriem ir pietiekami liela cietība un augsta kušanas temperatūra, taču tie ir trausli. Iespīēšanas fāzes plaši sastopamas tēraudiem.

1.5. Kristālu defekti

Reāliem kristāliem atšķirībā no ideāliem kristāliem ir sastopamas dažādas struktūras nepilnības (defekti). Defektu kustīguma un mijiedarbības dēļ to koncentrācija kristālā mainās. Vismazāk defektu satur monokristāli un atkvēlināti metāli. Reālos metālos defektu koncentrācija palielinās, ja tos rūda, deformē vai pakļauj citiem apstrādes veidiem.

Kristāliskās uzbūves defektus iedala punktveida, lineāros un virsmas defektos.

Vienkāršākie *punktveida defekti* ir vakances, starpmezglu atomi un piemaisījumu atomi.

Par *vakanci* sauc kristāliskā režģa tukšu mezglu. Par *starpmezglu atomu* sauc atomu, kas novietojies starp kristāliskā režģa mezgliem. *Piemaisījumu atomi* izvietojas kristāliskā režģa mezglos vai starp tiem, veidojot aizvietošanas vai iespiešanās tipa cietos šķīdumus.

Atomu pāreju no viena līdzsvara stāvokļa uz citu sauc par *difūziju*.

Punktveida defektu rašanās saistīta ar atomu difūziju un piemaisījumu atomu klātbūtni metālos, kas izkropļo pamatmetāla kristālisko režģi. Kristālā vienmēr ir atomi, kuru enerģija ir lielāka vai mazāka par enerģijas vidējo vērtību attiecīgajā temperatūrā. Atomi ar lielāku enerģiju spēj pārvietoties ievērojamā attālumā no līdzsvara stāvokļa, pārvarēt potenciālu barjeru un pāriet starpmezglu stāvoklī, var iznākt uz metāla virsmas vai savienoties ar kādu kristāliskā režģa defektu. Minimālo enerģijas daudzumu, kas nepieciešama, lai pārvarētu šīs barjeras, sauc par *aktivizācijas enerģiju*.

Visi punktveida defekti izkropļo kristālisko režģi, palielina elektrisko pretestību un nosacīti nostiprina kristālu.

Lineāriem defektiem raksturīgi mazi izmēri divos simetrijas asu virzienos un ievērojams izmērs trešajā virzienā. Šādu kristālu uzbūves nepilnību sauc par *dislokāciju*.

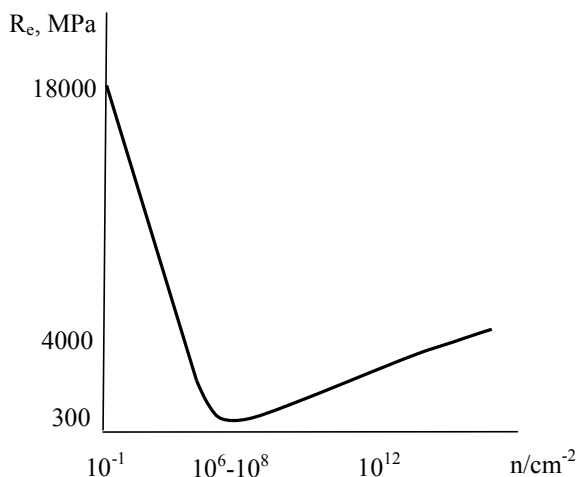
Svarīgākie lineāro dislokāciju veidi ir lineārās un skrūves dislokācijas. Lineārās dislokācijas rodas, kad kristāliskajā režģī ir radusies lieka pusplakne – ekstraplakne, kas izkropļo režģi noteiktā tilpumā. Ekstraplaknes mala ir lineārā dislokācija, kuras garums var būt vairāki tūkstoši starpatomu attālumu. Kristāliskā režģa deformāciju raksturo Birgera vektors.

Skrūves dislokācijas rodas, ja vienu kristāla daļu nobīda plaknē. Ap skrūves dislokāciju atomu plaknes ir izliektas pa vītņveida virsmu. Dislokācijām ar vienādi pretējos virzienos vēršiem Birgera vektoriem ir pretējas zīmes un tās parasti savstarpēji pievelkas.

Parasti dislokāciju līnijas sākas un beidzas uz graudu robežām un kristālu ārējām virsmām. Dislokāciju blīvumu raksturo dislokāciju līniju skaits, kas iziet caur 1 cm^2

laukumu. Dislokāciju blīvumu nosaka eksperimentāli, saskaitot dislokācijas, kas iziet caur metalogrāfijas šlifa laukuma vienību.

Dislokācijas rodas jau kristalizācijas procesā, kā arī termiskās apstrādes un plastisko deformāciju laikā. Dislokāciju blīvums lielā mērā nosaka materiālu īpašības. Mazoglekļa tērauda nosacītās tecēšanas robežas atkarība no dislokāciju blīvuma parādīta 1.7. attēlā.



1.7. att. Tērauda tecēšanas robežas R_e atkarība no dislokāciju blīvuma, n/cm^{-2}

Visaugstākā stiprība ir ideālam kristālam un tā ir noteikta teorētiski. Vislielākā praktiski noteiktā stiprība ir adatveida monokristāliem, kas satur nelielu dislokāciju skaitu. Vismazākā stiprība ir atkvēlinātam metālam, kurā dislokāciju skaits n ir robežās no 10^6 līdz 10^8 cm^{-2} . Plastiski deformētā metālā dislokāciju skaits sasniedz 10^{11} līdz 10^{12} cm^{-2} un tā stiprība ir ievērojami augstāka nekā atkvēlinātam.

Ražošanā izmantojamie metāli ir *polikristāliski* – tie sastāv no daudziem smalkiem kristāliem jeb graudiem, kuros kristāliskās plaknes ir orientētas dažādos virzienos. Katrs grauds sastāv no subgraudiem jeb blokiem. Bloks ir grauda daļa ar samērā pareizu uzbūvi. Visvairāk kristāliskā režģa defektu ir uz graudu un bloku robežas, kur veidojas pārejas zonas starp atsevišķiem režģiem. Pārejas zonas ir aptuveni 10 starpatomu attālumu biezās ar sarežģītu uzbūvi. Tajās nav pareiza atomu izvietojuma, ir liela dislokāciju koncentrācija un palielināts piemaisījumu daudzums. Graudu robežas ietekmē daudzas mehāniskās īpašības. Tās traucē dislokāciju

pārvietošanos, koncentrē piemaisījumus un noder par kristalizācijas centru rašanās vietām fāzu pārvērtību laikā.

1.6. Difūzijas procesi metālos un sakausējumos

Daudzi metālos un sakausējumos notiekošie procesi paaugstinātas temperatūras apstākļos saistīti ar pašdifūziju vai difūziju.

Pašdifūzija ir atoma pāreja no viena kristāliskā režģa mezgla uz blakus esošo kristālu vai starp mezgliem paaugstinātas temperatūras ietekmē.

Difūziju saprot kā dažāda tipa atomu pārnesei, kā rezultātā izmainās komponentu koncentrācija sakausējuma atsevišķās zonās.

Lai difūzijas process varētu notikt, atomam vajadzīga tik liela aktivācijas enerģija, lai tas varētu pārvarēt enerģētisko barjeru. Aktivācijas enerģija atkarīga no starpatomu saišu spēkiem un kristālisko režģu defektiem. Defekti atvieglo pārejas. Metāliskiem atomiem vieglāk realizējas vakanču aizvietošanas mehānisms, bet elementiem ar mazu atoma diametru (N, C, H) biežāk realizējas starpmezglu mehānisms.

Difūzijas procesu aprakstīšanai izmanto Fika likumus. Pirmais Fika likums liecina, ka nemainīgas temperatūras apstākļos caur vienu laukuma vienību difundējušās vielas masa laika vienībā ir proporcionāla koncentrāciju gradientam un difūzijas koeficientam. Difūzijas koeficientu mērvienība ir $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Difūzija notiek virzienā, kas pretējs koncentrāciju gradienta vektora virzienam. Tas nozīmē, ka difūzija notiek virzienā no zonas, kurā difundējošais elements ir pārākumā, uz zonu, kurā difundējošais elements ir mazākumā.

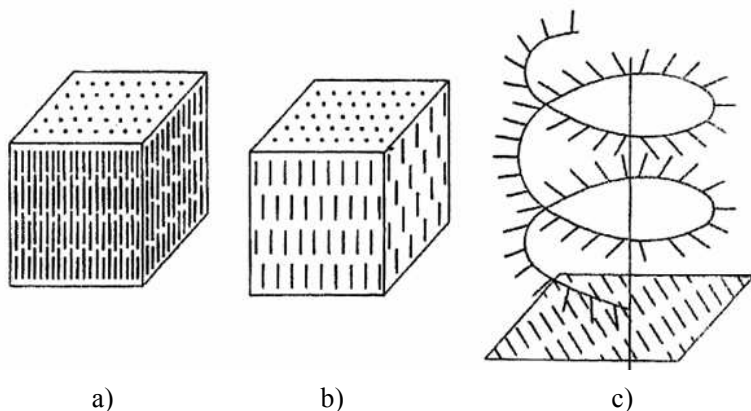
Otrais Fika likums apraksta procesu, kad difūzijas koeficients ir mainīgs laikā, pieņemot, ka difūzijas koeficients nemainās. Tas izriet no pirmā Fika likuma. No otrā Fika likuma izriet, ka difūzijas koeficients ir atkarīgs no sakausējuma sastāva, graudu izmēriem un temperatūras.

Difūzijas procesi izskaidro kristalizāciju un rekristalizāciju, fāzu pārvērtības un sakausējumu virsmu piesātināšanu ar citiem elementiem.

1.7. Šķidrie kristāli

Šķidrie kristāli ir šķidrumi ar sakārtotu molekulāro struktūru. Šķidrie kristāli tek tāpat kā parasti šķidrumi, bet tajā pat laikā tiem piemīt īpašību anizotropija kā kristāliem. Starp vairākiem simtiem zināmo šķidro kristālu īpašu vietu ieņem dažu organisko vielu kristāli ar pagarinātām molekulām. Kausējot šādas vielas, to molekulas izkārtojas noteiktā veidā. Šāds stāvoklis saglabājas temperatūru intervālā no kausēšanas temperatūras līdz šķidrā kristāla pārejai izotropā šķidrumā. Pārejas procesā šķidro kristālu struktūra pilnīgi izzūd un materiāls kļūst caurspīdīgs. Tāpēc augšējo šķidro kristālu eksistēšanas temperatūru sauc par dzidrināšanās punktu.

Pēc struktūras šķidros kristālus iedala nematiskos, smektiskos un holesteriskos (skat. 1.8. att.).



1.8. att. Šķidro kristālu uzbūves shematisks attēls:

a – nematiskais kristāls; b – smektiskais kristāls; c – holesteriskais kristāls

Nematiskos kristālos molekulas izvietotas paralēli, veidojot molekulu virknes. Galveno molekulu orientācijas virzienu sauc par šķidrā kristāla optisko asi.

Smektiskos kristālos molekulas arī izvietojas paralēli, taču veido slāņus, kuri var viegli pārvietoties attiecībā pret citiem.

Holesterisko kristālu struktūra ir sarežģītāka. Molekulas izvietojas uz telpiskas spirāles. Garās molekulas veido paralēlus slāņus un katra slāņa struktūra atbilst nematisko kristālu struktūrai. Galvenais molekulu orientācijas virziens, pārejot no slāņa uz slāni, vienmērīgi mainās, veidojot spirāli ar noteiktu kāpi.

Molekulu orientācija un izvietojums veido anizotropiju. Atkarībā no mērīšanas virziena attiecībā pret kristāla orientāciju atšķirīgi ir šķidro kristālu gaismas laušanas, dielektriskās caurlaidības, relatīvās elektriskās pretestības, viskozitātes un citi parametri.

Spiediena, elektriskā lauka vai temperatūras izmaiņu rezultātā šķidro kristālu struktūra mainās. Tas dod iespēju vadīt šķidro kristālu īpašības, iedarbojoties uz tiem ar ārējiem faktoriem. Šī īpašība ļauj izmantot šķidros kristālus sevišķi jūtīgu indikatoru izgatavošanai.

Nematisko un holesterisko kristālu īpašība mainīt optiskās īpašības elektriskā lauka un temperatūras izmaiņu ietekmē plaši izmanto aparātībūvē. Uz šķidro kristālu bāzes izgatavo medicīnas termometrus, temperatūras devējus dažādu mezglu un detaļu sasiluma kontrolei, neredzamā infrasarkanā starojuma pārvēršanai redzamā gaismā. Šķidros kristālus izmanto informācijas nesējos – kalkulatoros, rokas pulksteņos, automobiļu mērinstrumentos, gaismas plūsmas vadīšanas ierīces, monitoros utt.

1.8. Polimēru un stiklu struktūras

Par *polimēriem* sauc vielas ar lielu molekulāro masu, kuru molekulas sastāv no vienādu atomu grupām jeb posmiem. Katrs posms ir monomēra molekula ar mainītu sastāvu. Polimērus iegūst, apvienojot monomērus garās lineārās ķēdēs vai makromolekulās, kur atomi saistīti ar kovalentām saitēm. Atkarībā no saišu rakstura starp molekulām polimērus iedala termoplastiskos un termoreaktīvos. Atšķirības starp tiem labi parādās karsēšanas procesā.

Termoplastiskie polimēri karsējot var daudzkārt sakust un dzesējot sacietēt, pie tam to īpašības cietā stāvoklī nemainās. Termoplastisko polimēru molekulas saista vājie Van der Valsa spēki. Sakarsējot, saites starp molekulām pavājinās un materiāls kļūst mīksts un padevīgs.

Termoreaktīvie polimēri karsējot saglabā cietību līdz pilnīgai sairšanai.

Vairumam polimēru galvenās ķēdes sastāv no oglekļa atomiem, bet silīcij-organiskie polimēri sastāv no skābekļa un silīcija atomu virknējuma. Sānu grupas veido atomi (ūdeņradis, halogēni), radikāļi (-OH, -CN, -C₆H₅ un citi) vai īsas polimēru ķēdes no dažiem posmiem.

Makromolekulas polimēros nav izvietotas blīvi un blīvumu nosaka t.s. „brīvais tilpums” – attiecība starp faktisko relatīvo blīvumu un teorētisko relatīvo blīvumu, ja molekulas izvietotas maksimāli blīvi. Atkarībā no brīvā tilpuma polimēru materiāli atrodas vienā no trim iespējamajiem stāvokļiem: stiklveida, superelastīgā, viskozi tekošā. Pāreja no viena stāvokļa citā notiek bez siltuma izdalīšanās vai siltuma uzņemšanas. Pārejas temperatūras sauc par stiklošanās vai tecēšanas temperatūrām.

Stiklveida stāvoklī molekulu pagriešanās ir apgrūtināta un polimērs ir elastīga cieta viela. Slogojot ar nelielām slodzēm, elastīgās deformācijas nepārsniedz dažus procentus un, noņemot slodzi, samazinās līdz nullei.

Superelastīgais stāvoklis ir tāds stāvoklis, kad brīvais tilpums ir aptuveni 2,5 %. Šajā stāvoklī polimērs uzvedas kā elastīgs ķermenis. Ideālā gadījumā tam raksturīga spēja atgriezeniski izmainīt ķermeņa izmērus un formu lielu deformāciju gadījumā. Reālam polimēram raksturīgas daudz sarežģītākas superelastīgās deformācijas likumsakarības. Deformējot reālu polimēru, piemēram, kaučuku, tā tilpums izmainās. Reālā kaučukā superelastīgām deformācijām ir relaksācijas raksturs (relaksācija ir no līdzsvara novirzītas sistēmas atgriešanās līdzsvara stāvoklī). Relaksācijas procesa ātrumu raksturo relaksācijas laiks. Reālā kaučukā deformācija nav tikai superelastīga, jo vienlaikus notiek arī tecēšana. Tecēšanu var samazināt, palielinot režģa blīvumu.

Viskozi tekošā stāvoklī polimērs uzvedas kā viskozs šķidrums. Slogojot polimēru, makromolekulas iztaisnojas un slīd viena attiecībā pret otru. Tecēšana apstājas līdz ar slodzes noņemšanu, bet materiāls saglabā iegūto formu.

Stikli ir amorfas vielas, kas veidojas, sakausējot oksīdus vai skābekli nesaturošus savienojumus. Stikli veidojas no SiO_2 , B_2O_3 , P_2O_5 , GeO_2 , kā arī no dažiem arsēna, selēna, telūra neoksīdiem. Neorganisko stiklu pamatā ir telpisks tīkls no viendabīgiem strukturāliem elementiem. Telpiskais tīkls bez silīcija un skābekļa satur alumīniju, titānu, germāniju, beriliju.

Atkarībā no ķīmiskā sastāva stiklus iedala silikātu (SiO_2), alumosilikātu (Al_2O_3 – SiO_2), borsilikātu (B_2O_3 – SiO_2), alumoborsilikātu (Al_2O_3 – B_2O_3 – SiO_2), alumofosfātu (Al_2O_3 – P_2O_5) stiklos. Atkarībā no modifikatora stiklus iedala sārmainos (satur oksīdus Na_2O , K_2O), bez sārmu un kvarca stiklos.

Kvarca stikliem pamatā ir SiO_4 tetraedri, kuru virsotnes ir savienotas. No analogiem tetraedriem veidota kristāliskā kvarca struktūra. Rūpniecībā visbiežāk ražo silikātu stiklus, kam pievieno dažādus oksīdus. Stikla izstrādājumus veidošanai stiklus jāuzkarsē līdz 1000...1100 °C, kad tie kļūst viskozi un plastiski.

Silikātu stikli kļūst viskozi pie zemākām temperatūrām nekā kvarca stikli un no tiem vieglāk izgatavot dažādus izstrādājumus. Silikātu stiklos atomi saistīti ar kovalentām un jonu saitēm. Stikla ķīmiskā sastāva izmaiņas izraisa to īpašību izmaiņas, piemēram, stikla krāsas maiņu.

Stikliem piemīt augsta stiprība spiedē, maza stiprība stiepē un liecē, maza stigrība, trauslums. Stiklu mehāniskās un termiskās īpašības var uzlabot rūdot un termiski vai termokīmiski nostiprinot. Augstāku stiprību stiepē, liecē un stigrību var palielināt, veidojot slāņainas kompozīcijas, piemēram, tripleksus.

Uz neorganisko stiklu bāzes izveidota materiālu grupa – *sitali*, kas ieņem starpstāvokli starp stikliem un keramiku. No neorganiskiem stikliem tie atšķiras ar to, ka tiem ir kristāliska struktūra, bet no keramikas ar to, ka to struktūra ir smalkgraudaināka un viendabīgāka. Sitalus iegūst, kausējot speciāla sastāva izejmateriālus katalizatoru klātbūtnē, atdzesējot līdz plastiskam stāvoklim un formējot izstrādājumus, izmantojot stiklu ražošanas tehnoloģijas ar sekojošu kristalizāciju. Izstrādājumus no sitaliem var iegūt arī ar pulvermetallurģijas metodēm, saķepinot.

Sitali ir izotropi materiāli ar ļoti vērtīgām fizikāli mehāniskām īpašībām. Salīdzinot ar neorganiskiem stikliem, sitaliem ir lielāka stiprība, cietība, stigrība, temperatūras izturība. Cietība līdzinās rūdīta tērauda cietībai. Sitali ir ķīmiski noturīgi skābēs un sārmos, neoksidējas pat pie augstām temperatūrām, ir gāzu necaurlaidīgi, neuzsūc ūdeni un ir labi dielektriķi.

1.9. Keramika

Keramika ir materiāli, kurus iegūst, saķepinot minerālu pulverus. Materiāla struktūra veidojas, formējot minerālu masu augstā temperatūrā (1200...2500 °C).

Tehniskā keramika sastāv no mākslīgi sintezētiem keramiskiem materiāliem, kuriem ir dažāds ķīmiskais un fāzu sastāvs. Galvenās tehniskās keramikas komponent-

tes ir oksīdi un skābekli nesaturošu metālu savienojumi. Visi keramiskie materiāli ir daudzfāzu savienojumi. Tajos var ietilpt kristāliska, stiklveida un gāzveida fāzes.

Kristāliskā fāze parasti ir kāds ķīmiskais savienojums vai cietais šķīdums. Šī ir keramikas pamatfāze, kas nosaka mehānisko stiprību, cietību, temperatūras izturību un citas pamatīpašības.

Stiklveida fāze keramikā izvietojas starp kristāliskās fāzes daļiņām un sasaista materiālu vienā veselā. Parasti keramikā stiklveida fāze aizņem 1...10 % no tilpuma. Tā samazina mehānisko stiprību un pasliktina siltuma noturību. Stiklveida fāze vienkāršo keramikas izstrādājumu izgatavošanas tehnoloģiju.

Gāzveida fāzi veido gāzes, kas atrodas keramikas porās. Atkarībā no gāzēm keramiku iedala blīvā, bez atvērtām porām un porainā. Nav vēlamas pat slēgtās poras, jo tās samazina materiāla mehānisko stiprību.

Visus keramikas veidus iedala keramikās uz tīru oksīdu bāzes un skābekli nesaturošās keramikās.

Oksīdu keramiku izgatavo no Al_2O_3 , ZrO_2 , MgO , CaO , BeO , ThO_2 , UO_2 . Šīs keramikas struktūra ir polikristāliska un sastāv no vienas fāzes. Oksīdu keramikas kušanas temperatūra ir virs $2000\text{ }^\circ\text{C}$ un tāpēc to pieskaita ugunsizturīgiem materiāliem.

Keramikai uz Al_2O_3 bāzes (korundu keramika) piemīt augsta stiprība spiedē, kas saglabājas arī augstās temperatūrās, ķīmiskā noturība un labas dielektriskās īpašības. Temperatūras noturība ir relatīvi zema ($\sim 800\text{ }^\circ\text{C}$).

Keramika uz ZrO_2 bāzes ir ķīmiski inerta, ar zemu siltumvadāmības koeficientu un augstu temperatūras izturību. To izmanto ugunsizturīgu metālu un sakausējumu kausēšanas tīģeļu izgatavošanai, krāšņu siltumizolācijai, metālu pārklājumiem.

Keramikai uz berilija oksīda bāzes piemīt augsta siltumvadāmība un augsta temperatūras izturība, bet samērā zema stiprība. To izmanto viegli kūstošu metālu kausēšanas tīģeļu izgatavošanai un kā vakuumkeramiku atomreaktoros.

Skābekli nesaturošās temperatūras izturīgās keramikas ir savienojumi ar oglekli (MeC) – karbīdi, savienojumi ar boru (MeB) – borīdi, savienojumi ar slāpekli (MeN) – nitrīdi, savienojumi ar silīciju (MeSi) – silicīdi, savienojumi ar sēru (MeS) – sulfīdi. Tiem piemīt augsta ugunsizturība ($2500\text{...}3500\text{ }^\circ\text{C}$), liela cietība un nodilumizturība agresīvās vidēs. Materiāli ir trausli.

No karbīdiem plaši izmanto silīcija karbīdu – karborundu. Tam ir augsta temperatūras izturība (1500...1600 °C), augsta cietība, noturība pret skābēm. No tiem izgatavo sildelementus, aizsargpārklājumus grafitam un abrazīvos instrumentus.

Borīdiem piemīt metāliskas īpašības. Tiem ir augsta elektrovadāmība, liela cietība, nodilumizturība. Tehnikā izmanto grūti kūstošu metālu diborīdus (TiB_2 , ZrB_2 u.c.). Cirkonija diborīds ir noturīgs alumīnija, vara un dzelzs sakausējumos. To izmanto virs 2000 °C agresīvās vidēs strādājošu termopāru, cauruļu un tīģeļu izgatavošanai, kā arī cietu, ķīmiski noturīgu un nodilumizturīgu pārklājumu veidošanai.

Nemetāliskie nitrīdi ir augstu temperatūru izturīgi materiāli ar zemu siltuma un temperatūras vadāmību. Parastās temperatūrās tos izmanto kā izolatorus, bet augstās temperatūrās – kā pusvadītājus.

Bora nitrīdam $\alpha\text{-BN}$ jeb „baltajam grafitam” ir grafitam līdzīga heksagonāla struktūra. Tas ir mīksts pulveris, ko izmanto kā ugunsizturīgu eļļošanas materiālu. Saķepināts augstās temperatūrās bora nitrīds ir labs dielektriķis.

Cita bora nitrīda modifikācija $\beta\text{-BN}$ jeb dimantam līdzīgais bora nitrīds ar kubisku struktūru, ir elbors (arī kubonīts, belbors u.c.). To iegūst zem liela spiediena 1360 °C temperatūrā katalizatora klātbūtnē. Elbors kūst 3000 °C temperatūrā, tam ir liela cietība, nodilumizturība un noturība pret oksidēšanos līdz 2000 °C.

Silīcija nitrīds Si_3N_4 ir noturīgs gaisā un skābi saturošā atmosfērā līdz 1600 °C. Pēc īpatnējās stiprības augstās temperatūrās tas pārspēj visus zināmos konstrukciju materiālus, bet tā cena ir vairākas reizes zemāka nekā citiem karstumizturīgiem materiāliem. Silīcija nitrīds ir materiāls ar augstu stiprību, nodilumizturību un karstumizturību. To izmanto tādu iekšdedzes dzinēju detaļu izgatavošanai, kurām jābūt izturīgām pret koroziju, eroziju, augstām temperatūrām.

Silīciādiem raksturīgas pusvadītāju īpašības, tie ir plāvu neveidojoši, skābēs un sārmos noturīgi materiāli. Tos var izmantot temperatūrās no 1300 līdz 1700 °C. Molibdēna disilīcīdu MoSi_2 izmanto kā sildelementu elektrokrāsnīs līdz 1700 °C, kur tas iztur ilgstošu temperatūras iedarbību. No molibdēna silīcīda keramikas izgatavo gāzu turbīnu lāpstiņas, dzinēju sprauslu ieliktnus. To izmanto gultņu eļļošanai un grūti kūstošu metālu aizsardzībai no oksidēšanās augstās temperatūrās.

No sulfīdiem praktiski pielieto tikai molibdēna disulfīdu MoS_2 , kam ir augstas antifrikcijas īpašības. To izmanto kā vakuumizturīgu eļļošanas materiālu. Darba temperatūra gaisā ir no $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ līdz $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, bet vakuumā – līdz $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Virs $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ molibdēna sulfīds sāk oksidēties, bet $592\text{ }^{\circ}\text{C}$ temperatūrā izveidojas MoO_3 , kas ir abrazīvs materiāls.

1.10. Nanostruktūras

Nanokristālu materiāli, turpmāk, nanomateriāli, ir pulveru tipa materiāli, kuru daļiņu izmēri ir ļoti mazi un tos izsaka nanometros. Nanometrs (nm) ir 10^{-9} metru. Vienā nm var izvietoties 2...5 atomi, atkarībā no atomu izmēriem. Nanomateriālu iegūšanas un apstrādes tehnoloģijas – nanotehnoloģijas – strauji attīstās pateicoties jaunu tehnoloģiju un elektronmikroskopijas attīstībai, sevišķi ar skenējošo mikroskopu (spēka mikroskopu, tuneļmikroskopu u.c.) ražošanas apguvi un ieviešanu pētījumu praksē.

Pie nanomateriāliem pieskaita materiālus, kuru daļiņu izmērs ir mazāks par 100 nm. Ļoti daudziem materiāliem piemīt pārsteidzošas un derīgas īpašības, kuras izpaužas tikai nanolīmeņa struktūrās. Nanostruktūru īpatnības un iespējas izmantojamas ļoti daudzos veidos. Ir nanomateriāli ar ļoti lielu stiprību, cietību un elastību augstās temperatūrās, nodilumizturību, korozijizturību un lielu ķīmisko aktivitāti. Nanomateriāliem piemīt laba formējamība, pie tam daudz labāka nekā izejmateriālam, no kura iegūts nanomateriāls.

Nanomateriālu iegūšanai izmanto dažādas tehnoloģijas. Visplašāko atzinību ieguvušas: *sol-gel* sintēze, inertās gāzes kondensēšana, mehāniska sakausēšana vai malšana lodīšu dzirnavās (augstas enerģijas lodīšu), plazmas sintēze u.c.

Vislielākās iespējas ir *sol-gel* sintēzei. Ar šo paņēmieni iespējams iegūt relatīvi lētus metālu un keramikas materiālus pietiekami lielos daudzumos pie samērā zemām temperatūrām ($65\text{...}315\text{ }^{\circ}\text{C}$ pret $1370\text{...}3590\text{ }^{\circ}\text{C}$ parastajās tehnoloģijās). Var sintetēt gandrīz visus materiālus, sintetēt divus vai vairākus materiālus vienlaicīgi, var veidot ļoti viendabīgus viena vai vairāku materiālu pārklājumus (metāla vai keramikas), var sintetēt ļoti augstas tīrības (99,9999 %) materiālus, var izveidot ļoti precīzas kompozīcijas pat agrīnā procesa stadijā, jo sintezēšana faktiski notiek atomu līmenī,

var precīzi kontrolēt gala produkta mikrostruktūru un precīzi kontrolēt gala produkta fizikālās, mehāniskās un ķīmiskās īpašības.

Plazmas sintēzes metode ir apgūta arī Latvijā, Neorganiskās ķīmijas institūtā (NĶI). NĶI gatavo nanopulverus no nitrīdiem – AlN, Si₃N₄, TiN, karbonitrīdiem – TiC_xN_{1-x}, Cr₃C_{1,6}N_{0,4}, oksīdiem – MgO, Al₂O₃, ZrO₂, Y₂O₃, MgAl₂O₄ un kompozītus pulverus – Si₃N₄-TiN, Si₃N₄-AlN, Si₃N₄-SiC un citus. Daļiņu izmēri ir robežās no 20...150 nm.

2. METĀLZINĪBA UN TERMISKĀ APSTRĀDE

Metālzinība ir mācība, kas pēta metālu uzbūvi un īpašības, un nosaka sakarības starp metālu sastāvu, uzbūvi un īpašībām.

2.1. Metālu vispārējs raksturojums un pētīšanas metodes

Visi metāli un to sakausējumi ir kristāliski ķermeņi. Kristāliskiem ķermeņiem raksturīgi, ka to daļiņas (atomi, joni, molekulas) ir izvietoti stingri noteiktā kārtībā, veido kristālisko režģi. Mendeļejeva periodiskajā sistēmā 82 elementi ir metāli.

Metāli cietā stāvoklī saglabā savu formu līdz noteiktai temperatūrai, pie kuras pāriet šķidrā stāvoklī (sākas kušana). Dzesējot šķidru metālu, process notiek apgrieztā secībā – atdziestot līdz noteiktai temperatūrai, sākas kristalizācija. Metāli, kas iegūti ar parastām metodēm ir polikristāliski ķermeņi, kas sastāv no ļoti daudziem sīkiem ($1 \dots 10^{-4}$ mm), savstarpēji dažādi orientētiem kristāliem.

Metāliem piemīt vairākas raksturīgas īpašības:

- augsta siltumvadāmība un elektrovadāmība;
- elektronu emisija sakarsētā stāvoklī (termoemisija);
- metālisks spīdums un labas atstarošanas spējas;
- plastiskas deformēšanas iespējas;
- daudziem metāliem piemīt supravadāmība (pazeminoties temperatūrai tuvu absolūtai nullei, elektropretestība lēcienvēidīgi samazinās praktiski līdz nullei);
- metālu elektropretestība, pieaugot temperatūrai, palielinās.

Metālu īpašības var izskaidrot ar brīvo elektronu klātbūtni. Atoms sastāv no pozitīvi lādēta kodola un negatīvi lādētiem elektroniem. Elektronu skaits atbilst kodola pozitīvajam lādiņam un ir vienāds ar elementa kārtas numuru Mendeļejeva periodiskajā sistēmā. Izšķir ārējos (valences) elektronus, kas vāji saistīti ar kodolu, un iekšējos elektronus, kas daudz stiprāk saistīti ar kodolu. Ārējo elektronu skaits metālos ir neliels, tie var viegli atrauties no kodola un veidot elektronu gāzi. Atomi, kuri zaudējuši elektronus, pārvēršas par pozitīvi lādētiem joniem.

Tīriem metāliem (piemaisījumu mazāk par 0,01 %), iegūtiem parastā veidā, ir zema stiprība un tāpēc to pielietojums ir visai ierobežots. Visbiežāk izmanto

sakausējumus. Sakausējumus iegūst, sakausējot vai saķepinot divus vai vairākus metālus vai metālus un nemetālus. Ķīmiskos elementus, no kuriem veidojas sakausējums, sauc par *komponentēm*. Sakausējums var sastāvēt no divām vai vairākām komponentēm. Sakausējumiem piemīt metāliem raksturīgās īpašības.

Metālu un sakausējumu īpašības lielā mērā ir atkarīgas no to struktūras. Ar metālu un sakausējumu *struktūru* saprot fāzu savstarpējo izvietojumu, formu un izmērus. *Fāze* ir viendabīga sistēmas daļa, kurai piemīt viendabīgs sastāvs, īpašības, kristāliskā uzbūve, agregātstāvoklis un kas no pārējām daļām (fāzēm) ir atdalīta ar robežvirsmu.

2.2. Metālu struktūras veidošanās kristalizācijas procesā

Gandrīz visus mašīnbūvē lietojamus materiālus iegūst kausējot. Materiāla pāreju no šķidrā vai tvaikveida stāvokļa cietā stāvoklī, veidojot kristālisku struktūru, sauc par *primāro* kristalizāciju. Jaunu kristālu veidošanos cietā materiālā sauc par *sekundāro* kristalizāciju.

Kristalizācija noris tādēļ, ka sistēma cenšas ieņemt izdevīgāko termodinamisko stāvokli, ko raksturo mazāka brīvā enerģija vai zemāks termodinamiskais potenciāls. Līdzsvara stāvoklī vielai ir minimāla brīvā enerģija P , kuru aprēķina pēc izteiksmes:

$$P = H - T \cdot S,$$

kur H – sistēmas pilnā enerģija;

T – absolūtā temperatūra;

S – entropija.

Kristalizācijas process noris tikai tad, ja cietās fāzes brīvā enerģija ir mazāka nekā šķidrās fāzes brīvā enerģija.

Kristalizācijas process sākas ar kristalizācijas centru rašanos. Kristalizācijas centru parādīšanās izmaina termodinamisko potenciālu sistēmā. No vienas puses, šķidram metālam pārejot kristāliskā stāvoklī, termodinamiskais potenciāls samazinās, bet, no otras puses, jaunu robežvirsmu izveidošanās starp šķidro fāzi un kristalizācijas centriem izraisa tā palielināšanos. Mazo kristalizācijas centru augšana palielina sistēmas brīvās enerģijas daudzumu, bet samērā lielu kristalizācijas centru augšana brīvo enerģiju samazina. Kristalizācija centra augšana notiek, pievienojot atomus no

pārdzesētā šķidrā metāla. Kristāls aug pa kārtām, kuru biezums vienāds ar viena atoma izmēru. Kristālu augšanas ātrums atkarīgs no jaunu centru rašanās varbūtības un temperatūras. Kristālu veidošanos veicina nelīdzenumi uz to skaldnēm.

Kristālu izmērus nosaka kristalizācijas centru skaita un kristālu augšanas ātruma attiecība. Jo lielāks kristalizācijas centru skaits un jo lielāks to augšanas ātrums, jo ātrāk norit kristalizācijas process.

Graudu lielums atkarīgs no kristalizācijas centru skaita un to augšanas ātruma. Jo vairāk kristalizācijas centru un jo mazāks to augšanas ātrums, jo smalkāki kristāli (graudi) izaug no katra centra. Maza atdzesēšanas ātruma gadījumā kristalizācijas centru skaits ir mazs, to augšanas ātrums pietiekami liels, tā rezultātā izveidojas rupjgraudaina struktūra.

Graudu lielums stipri ietekmē metāla mehāniskās īpašības, sevišķi plastiskumu un stigrību. Smalkgraudainam metālam šīs īpašības ir ievērojami labākas. Metālu graudu lielumu ietekmē arī metāla kausēšanas un izliešanas temperatūra, ķīmiskais sastāvs, sevišķi piemaisījumi.

Dažādi piemaisījumi nemetālisku ieslēgumu, oksīdu un citos veidos pastāv visos metālu sakausējumos. Ja piemaisījumu daļiņu kristāliskais režģis ir vienāds ar pamatmetāla kristālisko režģi, tad šīs daļiņas ir gatavi kristalizācijas centri. Piemaisījumu daļiņu virsma adsorbē sakausējuma atomus un uz savas virsmas veido pareizu adsorbēto atomu sakārtojumu. Uz cieto daļiņu virsmas nosēžas atomu slānis pēc atomu slāņa un kristāls aug. Jo vairāk piemaisījumu, jo smalkgraudaināks metāls izveidojas. Par kristalizācijas centru veidošanās vietu kalpo arī liešanas veidnes sienas.

Praksē smalkgraudainu metālu ieguvei plaši izmanto modificēšanu, kad šķidrā kausējumā ievada n daudz speciālu vielu, kas neizmaina metāla ķīmiskās īpašības, bet sekmē graudu samazināšanos un uzlabo mehāniskās īpašības. Modificētāji sastāda no dažām tūkstošdaļām līdz dažām desmitdaļām procenta no metāla svara. Par modificētājiem izmanto virsmas aktīvas vielas (bors, nātrijs u.c.), grūti kūstošus metālus un to sakausējumus (karbīdi, nitrīdi, oksīdi), magnēzītu, krītu, alumīniju un kalcija karbīdus, magniju u.c.

2.3. Metāliska lietņa uzbūve

Šķidrā metāla kristalizācija veidnē sākas no aukstās veidnes sienām. Sakarā ar lielo dzesēšanas ātrumu lietņa virskārtā veidojas plāna perpendikulāri pret veidnes sienām orientētu smalku kristālu zona. Aiz šīs zonas veidojas garenu dendrītveida kristālu zona. Šo kristālu augšana notiek pretēji siltuma atdeves virzienam – perpendikulāri veidnes sienām. Dendrītu tālāka augšana notiek virzoties šķidrajā metālā un veidojoties atzarojumiem. Ja maz pārkarsētu metālu lēni atdzesē, piemēram, lielu lējumu vidusdaļā, un siltuma aizvadišana nav ar noteiktu virzienu, tad izveidojas zona ar dažādi orientētiem lielākiem un mazākiem dendrītiem (graudiem). Dendrītu izmēri atkarīgi no metāla temperatūras, atdzesēšanas ātruma un piemaisījumu klātbūtnes.

Šķidram metālam ir lielāks īpatnējais tilpums nekā cietam. Tādēļ tajā lietņa daļā, kur metāls sacietē visvēlāk, izveidojas tukšums – sarukuma dobums. Ap sarukuma dobumu metāls ir visvairāk piesārņots. Lietņu defektētās daļas parasti neizmanto, bet nogriež un pārkausē vēlreiz, jo metāla defektu dēļ var rasties brāķis velmēšanas, kalšanas un citos apstrādes procesos.

2.4. Polimorfās pārvērtības

Daži metāli atkarībā no temperatūras maina kristālisko režģi un līdz ar to arī īpašības. Polimorfās pārvērtības noris, kristāliskai vielai pārejot uz stāvokli ar zemāku brīvās enerģijas līmeni. Šo spēju sauc par alotropiju un dažādās polimorfās formas – par alotropiskām modifikācijām. Alotropiskās pārvērtības pakļaujas visiem kristalizācijas likumiem. Jaunās modifikācijas kristalizācijas centri visbiežāk veidojas uz graudu robežām. Šo pārvērtību rezultātā veidojas jauni kristāliskie graudi ar citādu formu un izmēriem. Tīru metālu pāreja no vienas alotropiskās modifikācijas citā noris pastāvīgā temperatūrā, izdaloties vai absorbējoties siltumam. Tīra metāla dzesēšanas (karsēšanas) termiskajā līknē alotropiskās pārvērtības attēlo ar horizontālu nogriezni. Katras alotropiskās modifikācijas kristāliskajam režģim ir cits blīvums, tādēļ vienas modifikācijas pāreja citā vienmēr saistīta ar tilpuma izmaiņām un iekšējo spriegumu rašanos. Alotropiskās pārvērtības dod iespēju izmainīt struktūru un īpašības metāliem un sakausējumiem, ja tos karsē virs alotropisko pārvērtību temperatūrām un atdzesē ar noteiktu ātrumu, t.i., veic termisko apstrādi.

3. MATERIĀLU FIZIKĀLI MEHĀNISKĀS ĪPAŠĪBAS

Lai raksturotu materiālu piemērotību dažādu izstrādājumu izgatavošanai un to pielietošanas efektivitāti, izmanto dažādus raksturotājus. Mašīnbūvē izmantojamo materiālus raksturošanai pielieto veselu virkni raksturlielumu.

3.1. Īpašību klasifikācija

Materiālu salīdzināšanai un kvalitātes vērtēšanai galvenokārt izmanto *fizikālās* (atoma izmēri, kušanas un kristalizācijas temperatūra, blīvums u.c.), *ķīmiskās* (atomsvars, ķīmiskā aktivitāte, struktūra u.c.), *mehāniskās* (cietība, stiepes stiprība, relatīvais pagarinājums, stigrība, ilgizturība, šļūde u.c.), *tehnoloģiskās* (kaļamība, lejamība, metināmība, apstrādājamība griežot u.c.), *ekspluatācijas* (nodilumizturība, karstumizturība, korozijizturība u.c.) un citas īpašības.

Par mehāniskajām īpašībām sauc īpašības, kas apraksta materiāla izturēšanos mehānisku slodžu iedarbībā. Slodzes iedarbībā materiāls deformējas un tajā rodas *spriegums*. Par *deformāciju* sauc ķermeņa izmēru un formas izmaiņas pielikto slodžu iedarbības rezultātā. Slodze var būt pielikta no ārienes, piemēram, stiepe vai spiede. Tādā gadījumā spriegumu σ ($\text{N}\cdot\text{m}^{-2}$) nosaka kā spēka F dalījumu ar slogojamā parauga šķērsgriezuma laukumu S :

$$\sigma = \frac{F}{S}.$$

Gadījumos, kad spriegumi materiālā rodas bez ārējas slodzes iedarbības, piemēram, no temperatūras nevienmērīga sadalījuma vai kristālu tilpuma izmaiņām fāzu pārvērtībās, veidojas *iekšējie* spriegumi. Spriegums ir vektoriāls lielums un tā virziens ne vienmēr sakrīt ar slogojamā ķermeņa simetrijas asi. Tādos gadījumos sprieguma vektoru sadala divās komponentēs – *normālais* spriegums un *tangenciālais* spriegums. To lielums atkarīgs no pieliktās slodzes virziena un no kristālu orientācijas. Ja, spriegumu nosakot, spēku daļa ar slogotā parauga laukumu slogošanas brīdī, šo spriegumu sauc par *īsteno* spriegumu. Ja spēku daļa ar parauga šķērsgriezuma laukumu pirms slogošanas, spriegumu pieņemts saukt par *nosacīto*. Atkarībā no tā, kas izsauc spriegumu rašanos, izšķir *temperatūras* vai *termiskos* spriegumus (rodas pie nevienmērīgas metāla ārējo un iekšējo slāņu sasilšanas vai atdzišanas), *fāzu* vai

struktūras spriegumus (rodas metālu kristalizācijas procesā vai fāzu pārvērtību rezultātā), *laikā mainīgus* spriegumus (rodas izlīdzinoties vai mainoties iekšējiem spriegumiem).

Deformācijas iedala *elastīgās* un *plastiskās*.

Par *elastīgām* sauc deformācijas, kuru ietekme uz materiāla formu, struktūru un īpašībām pilnīgi izbeidzas pēc ārējās slodzes noņemšanas. Elastīgās deformācijas neizraisa būtiskas paliekošas izmaiņas metāla struktūrā un īpašībās. Slodzes iedarbības laikā notiek nelielas atomu novirzes no līdzsvara stāvokļa vai kristāla bloku pagriešanās. Pēc slodzes noņemšanas atomi atgriežas sākuma pozīcijās un materiāls atgūst savu formu un izmērus.

Relatīvā deformācija izsaka bāzes deformācijas attiecību pret mērīšanas bāzes sākuma garumu.

Lielāko spriegumu, ko metāls iztur bez paliekošo deformāciju rašanās, sauc par *elastības robežu*. Elastīgā deformācija ir proporcionāla spriegumam. Sakarību starp spriegumu un relatīvo deformāciju izsaka *elastības modulis*. Metālu struktūra un apstrāde maz ietekmē elastības moduli. Tas galvenokārt atkarīgs no starpatomu saites spēkiem un kristāliskā režģa veida.

Plastiskā deformācija neizzūd pēc slodzes noņemšanas un tās rezultātā notiek paliekošas ķermeņa formas un izmēru izmaiņas. Šāda deformācija saistīta ar ievērojamām atomu pārbīdēm graudos un notiek slīdes un dubultošanās veidā.

Mehāniskās īpašības raksturo materiālu un sakausējumu pretestību deformācijām un pretestību sagraušanai. Mehānisko pārbaudžu rezultātā iegūst mehānisko īpašību skaitliskās vērtības. Visas pārbaudes var iedalīt trīs grupās:

- statiskas gludu paraugu standartizētas pārbaudes stiepē, spiedē, liecē, cietības noteikšanā un dinamiskas pārbaudes stigrības noteikšanai;
- materiālu drošuma un ilgturības pārbaudes ekspluatācijas apstākļos;
- visas konstrukcijas stiprības noteikšana dažādos slogošanas apstākļos.

3.2. Mehāniskās īpašības statiskās slodzes iedarbībā

Par statiskām sauc pārbaudes metodes, kurās paraugu slogo lēni un vienmērīgi (apmēram $3 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$). Visbiežāk izmanto slogošanu stiepē, kas dod iespēju no vienas

Pārbaudes sākumā, kad slodze ir neliela, parauga pagarinājums Δl ir proporcionāls slodzei F . Šāda sakarība ir novērojama līdz slodzei F_e , pie kuras aprēķina elastības robežu R_e ($\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}$):

kur S_0 – parauga sākotnējais šķērsriezuma laukums, mm^2 .

Ja spriegums materiālā nepārsniedz elastības robežu, tas praktiski izraisa tikai elastīgo deformāciju, t.i., deformāciju, kas izzūd pēc slodzes noņemšanas. Paaugstinot slodzi virs F_e , plastiskiem materiāliem slodzes un deformācijas lineārā sakarība izzūd, diagramma no taisnes pāriet līknē, pie tam bieži slodzei F_t atbilst horizontāls nogrieznis vai stāvs izliekums. Iedarbojoties ar šādu slodzi uz metālu, tas sāk pagarināties bez ievērojama slodzes pieauguma – tecēt. Attiecīgo spriegumu R_t sauc par *tecēšanas robežu* ($\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}$), un to aprēķina šādi:

36

Tecēšanas robeža ir mazākais spriegums, pie kura paraugs deformējas bez ievērojama slodzes pieauguma. Lielākajai daļai materiālu nav spilgti izteiktas tecēšanas zonas un diagrammas likne vienmērīgi pāriet no elastīgās zonas uz zonu, kas raksturo plastisko deformāciju. Šajā gadījumā lieto *nosacīto tecēšanas robežu* ($R_{p0,2}$), kuru nosaka no $\sigma - \varepsilon$ diagrammas tajā brīdī, kad parauga bāzes garumam rodas 0,2 % liels paliekošs pagarinājums.

Mašīnbūvē bieži nosacīto tecēšanas robežu, ņemot vērā tās samērā ērtu noteikšanu, izvēlas par stiprības rādītāju un, vadoties no tās, aprēķina pieļaujamos spriegumus. Elastības un tecēšanas robežas raksturo materiāla pretošanos nelielām plastiskām deformācijām. Tālāka slodzes palielināšanās izraisa ievērojamu plastisku deformāciju visā materiāla tilpumā.

Spriegumu, kas atbilst lielākajai slodzei $F_{\max}$ pirms parauga sagraušanas, sauc par stiepes stiprību R_m ($\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$):

$$R_m = \frac{F_{\max}}{S_0}.$$

Plastiskiem materiāliem, sasniedzot spriegumu R_m , deformācija koncentrējas vienā parauga zonā. Paraugā var novērot vietēju šķērsgriezumā samazināšanos – veidojas kakliņš, un pēc neliela laika paraugs pārtrūkst.

Izdarot materiāla pārbaudi stiepē, nosaka arī plastiskuma rādītājus: relatīvo pagarinājumu un relatīvo šķērsgriezuma samazinājumu.

Relatīvais pagarinājums A (procentos) ir attiecība starp parauga pagarinājumu pēc pārraušanas un parauga sākotnējo garumu:

$$A = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100,$$

kur l_k – parauga bāzes garums pēc pārraušanas, mm;

l_0 – parauga bāzes garums, mm.

Relatīvais šķērsgriezuma samazinājums Q (procentos) ir attiecība starp parauga šķērsgriezuma samazinājumu pēc pārraušanas un tā sākotnējo šķērsgriezumu:

$$Q = \frac{S_0 - S_k}{S_0} \cdot 100,$$

kur S_0 – parauga sākotnējais šķērsgriezuma laukums, mm^2 ;

S_k – parauga šķērsgriezuma laukums pārraušanas vietā, mm^2 .

Relatīvais šķērsgriezuma samazinājums ir atkarīgs no nemetālisko piemaisījumu un udeņraža klātbūtnes tēraudos, un to var izmantot par tehnoloģisku raksturlielumu, piemēram, aukstā štancēšanā, vilkšanā, kur nepieciešams ļoti plastisks materiāls.

Izdarot pārbaudi stiepē, parauga šķērsgriezums izmainās. Tā kā stiepes sprieguma aprēķiniem izmanto parauga sākotnējo šķērsgriezuma laukumu, tad plastiskiem materiāliem stiepes spriegumu noteikšana ir ar noteiktu kļūdu, Daudz precīzāku parauga deformācijas un sprieguma sakarību iegūst pēc īsteno spriegumu diagrammas, kur īsteno spriegumu aprēķina, dalot slodzi dotajā momentā ar šai momentā esošo parauga šķērsgriezuma laukumu.

Bez pārbaudes stiepē veic arī materiālu pārbaudi spiedē, liecē un vērpē. Materiāla mehāniskās īpašības ilgstošas slodzes iedarbības apstākļos ir zemākas nekā īslaicīgas slodzes apstākļos. Lai novērtētu atšķirības, veic šļūdes pārbaudi.

Par *šļūdi* sauc materiāla spēju lēni un nepārtraukti plastiski deformēties ilgstošas slodzes iedarbībā. Slodzes lielums ir mazāks par tecēšanas robežu. Laika gaitā šļūde var radīt nepieļaujami lielas izmēru izmaiņas vai pat detaļas sagraušānu. Plastiskās deformācijas attīstība ir atkarīga no slogojuma veida un temperatūras.

Visbiežāk veic šļūdes pārbaudi stiepē. Pārbaudes rezultātā nosaka šļūdes robežu – vislielāko spriegumu, pie kura šļūdes deformācija vai ātrums noteiktā laika periodā nepārsniedz iepriekš noteiktu lielumu.

Šļūdes robežu apzīmē ar R un skaitļu indeksu, kas norāda pārbaudes temperatūru, pieļaujamo deformāciju procentos un pārbaudes ilgumu stundās. Piemēram, $R_{1700^{\circ}0,2/1000}$ uzrāda, ka dotajam materiālam šļūde 700°C temperatūrā, ja pieļaujamā deformācija ir 0,2 % un pārbaudes ilgums ir 1000 stundas, nebūs lielāka par 1 %.

3.3. Materiālu cietība

Par *cietību* sauc materiāla spēju pretoties plastiskai deformācijai, ko rada cita, cietāka ķermeņa iespiešanās.

Cietības noteikšanas metožu vienkāršības un ātruma dēļ, kā arī tādēļ, ka pēc materiāla cietības bez parauga sagraušānas aptuveni var spriest par tā īpašībām, šīs pārbaudes metodes tiek plaši izmantotas materiālu kvalitātes kontrolē.

Visus cietības noteikšanas paņēmienus var iedalīt divās grupās:

- metodes cietības noteikšanai speciāliem paraugiem vai maza izmēra detaļām;
- metodes cietības noteikšanai liela izmēra izstrādājumiem.

Pie pirmās grupas pieskaitāmas Brineļa metode, Rokvela metode, Vikersa metode un mikrociētības noteikšanas metode.

Brineļa metode (LVS EN ISO 6506-1).

Pārbaudāmā materiāla virsmā ar pastāvīgu slodzi F iespiež lodīti. Pēc slodzes noņemšanas materiālā paliek iespaidums ar diametru d un dziļumu h .

Cietība pēc Brineļa metodes HBW (ja lodīte ir no metālkeramikas) vai HBS (ja lodīte ir no rūdīta tērauda) ir slodzes attiecība pret iegūtā iespaiduma virsmas laukumu:

$$HBW = \frac{0,102 \cdot 2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} = \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot d \cdot h},$$

kur: F – slodze, N;

D – lodītes diametrs, mm;

d – iespaiduma diametrs, mm;

h – iespaiduma dziļums, mm.

Slodzes F un lodītes diametra D izvēle atkarīga no pārbaudāmā materiāla cietības un biezuma. Dažādām materiālu grupām standarts iesaka labāko attiecību $F:D$ (īpatnējo spiedienu), reizinātu ar koeficientu 0,102.

Piemēram, tēraudiem, niķeļa un titāna sakausējumiem šis skaitlis ir 30 N·mm⁻¹. Tādu īpatnējo spiedienu var nodrošināt, iespiežot 10 mm lodīti ar spēku 29420 N, vai 5 mm lodīti iespiežot ar spēku 7355 N, vai 2,5 mm lodīti iespiežot ar spēku 1839 N, vai 1 mm lodīti iespiežot ar spēku 294,2 N.

Lai noteiktu cietību metāliem, izmēra iespaiduma diametru divos savstarpēji perpendikulāros virzienos un izrēķina vidējo vērtību d , pēc kuras izrēķina vai, izmantojot standarta pielikumā esošās tabulas, nosaka cietību. Izturēšanas laiku parasti izvēlas no 10 līdz 15 s. Gadījumos, ja izturēšanas laiku pagarina, to uzrāda pie cietības skaitļa apzīmējuma.

1. piemērs: 350 HBS 5/750 nozīmē, ka materiāla cietība ir 350 vienības pēc Brineļa metodes, tērauda lodītes diametrs ir 5 mm, slodze ir 7355 N (750 kgf pēc agrāk lietotiem apzīmējumiem), izturēšanas laiks ir 10...15 s.

2. piemērs: 600 HBW 1/30/20 nozīmē, ka materiāla cietība ir 600 vienības pēc Brineļa metodes, cietmetāla lodītes diametrs ir 1 mm, slodze ir 294,2 N (30 kgf pēc agrāk lietotiem apzīmējumiem), izturēšanas laiks ir 20 s.

Brineļa metode piemērojama materiāliem ar cietību, ne lielāku par HRW 650. Minimālais pārbaudāmo paraugu biezums:

- 0,08 mm – ja lodītes diametrs 1 mm, iespaiduma diametrs 0,2 mm;
- 0,29 mm – ja lodītes diametrs 2,5 mm, iespaiduma diametrs 0,6 mm;
- 0,58 mm – ja lodītes diametrs 5 mm, iespaiduma diametrs 1,2 mm;
- 1,17 mm – ja lodītes diametrs 10 mm, iespaiduma diametrs 2,4 mm.

Rokvela metode (LVS EN ISO 6508-1).

Pēc šīs metodes izmanto skalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, T, N. Materiālā iespiež dimanta konusu ar virsotnes leņķi 120° un virsotnes noapaļojuma rādiusu 0,2 mm vai lodītes ar diametru 1,5875 mm vai 3,175 mm, kas izgatavotas no rūdīta tērauda vai cietmetāla.

Mēra iespaiduma dziļumu pirms un pēc slogošanas. Dimanta konusu lieto cietiem, bet lodītes – mīkstākiem materiāliem.

Konusu un lodīti slogo ar divām secīgām slodzēm – priekšslodzi un pamatslodzi. Cietību pēc Rokvela metodes mēra nosacītās vienības. To aprēķina pēc šādas formulas:

$$HR = k - \frac{h_1 - h_0}{c},$$

kur h_0 – iespaiduma dziļums no priekšslodzes F_0 , mm;

h_1 – iespaiduma dziļums no pamatslodzes un priekšslodzes $F_p + F_0$, mm;

k – konstante, kas skalām A, C, D, N un T ir 100, pārējām skalām – 130;

c – konstante, kas vienāda ar 0,002, izņemot skalām N un T, kad $c = 0,001$.

Rokvela cietības skaitlis uzrāda uzgaļa iespaidumu dziļumu starpību – jo cietāks metāls, jo šī starpība ir mazāka un skaitlis lielāks. Iespaidumu dziļumu starpību automātiski uzrāda uz pārbaudes aparāta indikatora skalas. Rokvela cietības skaitli apzīmē ar burtiem HR, pierakstot arī lietotās skalas apzīmējumu.

1. piemērs: 64 HRC – Rokvela cietības skaitlis ir 64, ja lietota C skala. Šāds pieraksts lietojams skalām A, C un D.

2. piemērs: 60 HRBW – Rokvela cietības skaitlis ir 60, ja lietota B skala un lodīte ir izgatavota no cietkausējuma. Šāds pieraksts lietojams skalām B, E, F, G, H un K.

3. piemērs: 70 HR30N – Rokvela cietības skaitlis ir 70, ja lietota skala 30 N un kopējā slodze ir 294,2 N.

4. piemērs: 40 HR30TS – Rokvela cietības skaitlis ir 40, ja lietota skala 30 T, kopējā slodze ir 294,2 N un lodīte ir no tērauda. Ja lietota cietmetāla lodīte, pēdējā burtā S vietā raksta burtu W.

Mērot cietību rotācijas virsmām, jāņem vērā korekcijas koeficienti, kas ievērtē mērāmās virsmas liekuma rādiusu. Šo koeficientu vērtības dotas standarta pielikumos.

Sakarā ar mērīšanas vienkāršību, ātrumu, augsto precizitāti un iespaiduma nelielo izmēru, Rokvela metodi plaši izmanto materiālu cietības noteikšanai rūpniecībā un zinātniskajā darbā.

Vikersa metode (LVS EN ISO 6507-1).

Šo cietības pārbaudes metodi lieto plānu detaļu un plānu virsmas slāņu cietības noteikšanai. Cietību nosaka, iespiežot ar noteiktu spēku pārbaudāmajā virsmā četrstūra dimanta piramīdu (leņķis starp skaldnēm 136°) un izmērot rombiskā iespaiduma diagonāļu vidējo garumu. Cietību pēc Vikersa ($\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}$) nosaka, aprēķinot attiecību starp piramīdai pielikto slodzi F un iespaiduma virsmas laukumu pēc šādas formulas:

$$HV = \frac{0,189 \cdot F}{d^2},$$

kur F – spēks (50, 100, 200, 300, 500, 1000, 1200 N);

d – vidējais iespaiduma diagonāļu (d_1, d_2) garums, mm.

Slodzes lielumu izvēlas no standartā dotām tabulām atkarībā no pārbaudāmā materiāla biezuma. Jo plānāks materiāls, jo mazāka slodze piramīdai jāpieliek. Vikersa cietības skaitli, zinot izmērītas diagonāles garumu, var aprēķināt vai noteikt pēc tabulām. Nosakot cietību izliektām virsmām, jāņem vērā korekcijas koeficienti. Cietības skaitli pieraksta, piemēram, šādi: 230 HV 30/20, kas nozīmē, ka cipars 230 ir cietības skaitlis, kuš noteikts pēc Vikersa metodes (HV), ja uz piramīdu iedarbojas 30 kgf vai 294,2 N liels spiedes spēks, un spēka iedarbība ilgusi 20 s. Ja spēka iedarbība ilgst 10...15 s, pēdējo ciparu neraksta.

Mikrocietības metode (LVS EN ISO 6507-1:2006).

Šo metodi izmanto, lai noteiktu cietību ļoti plāniem slāņiem, maza izmēra detaļām un atsevišķām struktūras sastāvdaļām. Cietību mēra ar aparātu, kas ļauj dimanta piramīdu slogot ar nelielu slodzi – 0,05...5 N un mikroskopā nolasīt iespaiduma diagonāles garumu. Šo metodi var izmantot arī struktūras nevienmērības noteikšanai, konstruējot pēc mērījumu rezultātiem t.s. atkārtotās biežuma līknes. Mērīšanas paraugus jā sagatavo līdzīgi mikrošlīfiem. Mikrocietību nosaka pēc tādas pat formulas kā Vikersa metodei. Mikrocietības apzīmējumam H bieži pievieno indeksu, kas rāda slodzes lielumu N , piemēram, $H_{0,5} = 2200 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$.

Liela izmēra izstrādājumu detaļu cietības noteikšanai izmanto mobilas iekārtas. Visbiežāk pielieto Poldi, Šora, Mora, ultraskaņas, vibrācijas un citas metodes.

Poldi metode paredz lodītes vienlaicīgu iespiešanu pārbaudāmajā detaļā un etalonparaugā, kura cietība ir zināma. Pārbaudāmā materiāla cietību aprēķina no iespaidumu diametru attiecības.

Šora metodi realizē ar skleroskopu – cilindru ar iedaļām, kurā brīvi pārvietojas tērauda lodīte. Materiāla cietību nosaka pēc lodītes atlēciena augstuma no pārbaudāmā materiāla.

Mora metode paredz veikt pārbaudāmajā materiālā skrāpējumu ar dimanta adatu, kuru piespiež pie pārbaudāmās virsmas ar nemainīgu slodzi. Cietību nosaka pēc ieskrāpētās rievas platumā.

Ultraskaņas metodi realizē analogi Vikersa metodei, iespiežot paraugā dimanta piramīdu ar ultraskaņas palīdzību un nolasot iespaiduma diagonāļu garumu.

3.4. Materiālu īpašības dinamiskās slodzes iedarbībā

Mašīnu un mehānismu detaļām, kuras darbojas mainīga virziena spēku, vibrāciju, triecienu un citāda veida slodžu iedarbībā, rodas vajadzība noteikt materiālu dinamiskās īpašības. Vienkāršākā dinamisko īpašību noteikšanas metode ir triecienizturības vai stigrības pārbaude – *Šarpī triecientests* (LVS EN 10045-1), kas ļauj noteikt materiāla īpašību sagrūt dinamiskās slodzes iedarbībā. Triecienizturības pārbaudes paraugu ar iegriezumu slogo triecieniecē un nosaka darbu, kāds nepieciešams, lai paraugu sagrautu. Paraugu uzstāda uz svārstvesera atbalstiem, un

paceltais svārstis krītot paraugu sagrauj. Parauga sagraušanai patērētā darba daudzumu džoulos (J) nolasa uz skalas. Izmanto standarta paraugus, kuru profils ir kvadrāts ar malu garumu 10 mm. Paraugu garums ir 55 mm. To vidū izveido speciālu iegriezumu. Paraugus ar U-veida iegriezumu apzīmē ar KCU un tajos ir 5 mm dziļš, 2 mm plats iegriezums ar rādiusu 1 mm. Paraugus ar V-veida iegriezumu apzīmē ar KCV un tajos ir 2 mm dziļš iegriezums ar virsotnes leņķi 45° un noapaļojuma rādiusu 0,25 mm. Attālums starp svārstvesera atbalstiem ir 40 mm. Parauga sagraušanai izmanto svārstveseri, kura izmēri mainās atkarībā no tā jaudas. Nominālas jaudas svārstvesera potenciālā enerģija vai darbs ir 300 J. Gadījumos, kad tiek izmantoti citas jaudas svārstveseri, izmēģinājumu rezultātos tas tiek atrunāts. Piemēram, $KCU\ 100 = 65\ J$ nozīmē, ka parauga ar U-veida iegriezumu sagraušanai ir izmantots svārstveseris, kura potenciālā enerģija ir 100 J un parauga sagraušanai patērēts 65 J darba (vai enerģijas).

Materiāla stigrība mainās atkarībā no temperatūras. Stigrības pārbaudi izmanto materiāla aukstlūstamības noteikšanai, t.i., materiāla pārejas temperatūru no stigra stāvokļa uz trauslu stāvokli noteikšanai. Stigrības pārbaudes veic plašā temperatūras intervālā – no $+500$ līdz $-200\ ^\circ C$.

Temperatūras pazemināšanās stipri palielina pretestību plastiskai deformācijai – tecēšanas robežu R_t . Tādēļ materiāli, kas ir plastiski istabas temperatūrā, zemākās temperatūras kļūst trausli. Temperatūru, kad metāls pāriet no stigra stāvokļa trauslā, sauc par *kritisko trausluma temperatūru*. Izstrādājuma izmēru un deformācijas ātruma palielināšana veicina trausla lūzuma rašanos.

3.5. Materiālu īpašības cikliskas slodzes iedarbībā

Materiāls mainīga virziena un lieluma slodzes apstākļos sagraust pat tad, ja spriegumi ir ievērojami mazāki par materiāla stiprības un nosacīto tecēšanas robežu. Materiāla sagraušānu mainīga sprieguma iedarbības rezultātā sauc par *nogurumu*. Noguruma lūzums veidojas pakāpeniski. Vispirms visvairāk slogotajā šķērsgriezumā veidojas mikroplaisa, kas rodas vietējās plastiskās deformācijas rezultātā ap *noguruma zonas* centru. Parasti plaisa sāk veidoties uz detaļas virsmas, kur stiepes spriegumi ir vislielākie un sastopami virsmas defekti, spriegumu koncentratori un dažādi ieslēgumi. Mikroplaisai attīstoties, slodzes iedarbības laikā veidojas makroplaisa, kas pakāpeniski

samazina detaļas visvairāk slogoto šķērsgriezumu. Kad palikušais šķērsgriezums vairs nespēj uzņemt visu slodzi, notiek pēkšņa detaļas sagrūšana. Materiāla pretestību nogurumam raksturo *ilgizturības robeža* – lielākais spriegums, ko materiāls iztur mainīgas slodzes apstākļos.

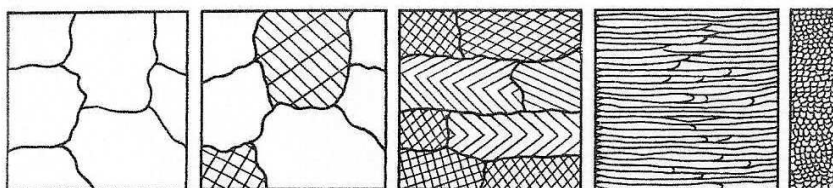
Ilgizturības robeža ir atkarīga no mainīgās slodzes ciklu skaita, slodzes lieluma un ciklu rakstura. Cikli var būt simetriski (spriegumi ir vienāda lieluma ar dažādām zīmēm), asimetriski vai gadījuma rakstura. Ilgizturības robeža ir stipri atkarīga no detaļas virsmas kvalitātes. Ilgizturības robežu ievērojami samazina virsmas iegriezumi un straujas šķērsgriezumu izmaiņas. Ilgizturības robežu nosaka ar pārbaudes mašinām, ar kurām imitē mainīgu ciklisku slodzi lieces, stiepes, spiedes, vērpes un sitiena gadījumos. Pārbaudes veidu izvēlas atbilstoši detaļas ekspluatācijas apstākļiem. Nosaka vislielāko spriegumu, pie kura paraugs bez sagrūšanas iztur bāzes ciklu skaitu. Tēraudiem bāzes ciklu skaits pieņemts $5 \cdot 10^6$, krāsainiem metāliem – $(10 \dots 20) \cdot 10^6$.

3.6. Uzkalde un rekristalizācija

Plastiskās deformācijas rezultātā tangenciālu spriegumu ietekmē materiālā notiek bīdes deformācijas, kā rezultātā pieaug materiālu cietība un stiprība. Šo procesu sauc par *uzkaldi*.

Deformācijas enerģija daļēji uzkrājas metālā, radot kristāliskā režģa kropļojumus un jaunus režģa defektus. Palielinot deformācijas pakāpi, tecēšanas robeža pieaug straujāk nekā stiprības robeža un noteiktas deformācijas pakāpes gadījumā sasniedz to. Tai pašā laikā relatīvais pagarinājums samazinās līdz nullei un, turpinot metālu deformēt, metāls sagrūst, jo nav spējīgs plastiski deformēties. Uzkaldes rašanos aukstajā plastiskajā deformācijā izskaidro ar dislokāciju blīvuma palielināšanos, struktūras bloku sašķelšanos un to pagriešanos, kā arī ar kristāliskā režģa deformāciju un līdz ar to trešās kārtas iekšējo spriegumu veidošanos. Visi kristāliskā režģa defekti apgrūtina dislokāciju pārvietošanos, līdz ar to palielinot pretestību deformēšanai un samazinot plastiskumu. Uzkaldināts metāls ir ķīmiski aktīvāks, tas vieglāk korodē. Pieaugot deformācijas pakāpei, palielinās materiāla īpatnējā elektriskā pretestība, taču samazinās magnētiskā caurlaidība, paliekošā indukcija un metāla blīvums.

Uzkaldi izmanto detaļu mehānisko īpašību uzlabošanai. Piemēram, virsmas uzkalde paaugstina detaļas ilgzituriību. Plastiskuma samazināšanos uzkaldes procesā izmanto, lai uzlabotu plastisku un stigru materiālu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem. Lielākai daļai metālu deformētā struktūra istabas temperatūrā saglabājas neierobežoti ilgi, jo pāreja uz stabilāku stāvokli prasa paaugstinātu atomu kustīgumu. Paaugstinot temperatūru, palielinās atomu kinētiskā enerģija, defektu pārvietošanās ātrums, izmainās dislokāciju izvietojuma apstākļi un samazinās to skaits.



3.2. att. **Metāla struktūras un īpašību izmaiņas plastiskās deformācijas procesā**

Par *rekristalizāciju* sauc procesu, kad deformēts metāls vai metālu sakausējums atbrīvojas no kristāliskā režģa un struktūras defektiem. Vienlaikus izzūd arī iekšējie spriegumi, deformētie bloki veido jaunus graudus, graudi turpina augt, cietība samazinās un pieaug plastiskums.

Plastiski deformēti metāli karsējot var rekristalizēties tikai tad, ja deformācijas pakāpe pārsniedz noteiktu minimālu kritisku lielumu (2...8 %). Pastāv arī rekristalizācijas sliekšnis (temperatūra) – zemākā temperatūra, kurai pastāvot rodas iespēja deformēto graudu vietā veidoties jauniem graudiem. Rekristalizācijas temperatūra nav pastāvīgs fizikāls lielums, tā ir atkarīga no materiāla uzbūves, iepriekšējās deformācijas pakāpes, karsēšanas ilguma, graudu lieluma un citiem faktoriem. Jo lielāka deformācijas pakāpe, lielāks karsēšanas ilgums un rupjāki graudi, jo rekristalizācijas sliekšnis ir zemāks.

Starp rekristalizācijas temperatūru T_{rekr} un metāla vai sakausējuma kušanas temperatūru pastāv šāda sakarība:

$$T_{rekr} = k \cdot T_k,$$

kur T_k – metāla kušanas absolūtā temperatūra, K;

k – koeficients, kas atkarīgs no metāla sastāva, struktūras, deformācijas pakāpes.

Ļoti tīriem metāliem $k = 0,1...0,2$, tehniski tīriem metāliem $k = 0,3...0,4$, sakausējumiem, kas veido cietos šķīdumus, $k = 0,5...0,6$. Grūti kūstošu metālu piemaisījumi var šo koeficientu paaugstināt pat līdz $0,7...0,8$. Jo lielāka rekristalizācijas temperatūra, jo līdz lielākai temperatūrai materiāls saglabā augstu stiprību. Rekristalizācijas procesā notiek jauno graudu kristalizācijas centru rašanās un to augšana. Rekristalizācija ir saistīta ar difūziju. Jauno graudu kristalizācijas centri rodas tajās vietās, kur ir lielākais dislokāciju blīvums un kristāliskā režģa deformācija. Šādas vietas parasti ir deformēto graudu robežas vai slīdes plaknes un joslas graudu iekšienē. Jo augstāka ir deformācijas pakāpe, jo vairāk rekristalizācijas centru izveidojas. Tie ir submikroskopiski apgabali ar minimālu punktveida un lineāro defektu skaitu. Šie apgabali aug, pievienojot atomus no deformētā materiāla. Kad viss materiāls sastāv no jauniem graudiem, sākotnējā rekristalizācija ir beigusies.

Ja turpina karsēšanu vai izturēšanu šajās temperatūrās, sākas graudu augšana, ko sauc par savācošo rekristalizāciju. To izraisa materiāla tieksme ieņemt stāvokli ar mazāku brīvo enerģiju. Rupjākiem graudiem ir mazāka summārā virsma un līdz ar to arī mazāka brīvās enerģijas rezerve. Graudu augšanai ir difūzijas raksturs, un tā notiek, atomiem no mazākajiem graudiem caur graudu robežām pievienojoties lielākajiem graudiem. Paaugstinot temperatūru, graudu augšanas ātrums palielinās un izveidojas rupjgraudaina struktūra. Rekristalizācija pilnīgi noņem uzkaldi. Rezultātā materiāls iegūst līdzsvarotu struktūru ar minimālu kristāliskā režģa defektu skaitu. Atjaunojas nedeformētā metāla sākotnējās fizikālās un mehāniskās īpašības. Uzkaldes noņemšanai lieto termisko apstrādi – rekristalizācijas atkvēlināšanu, kad deformēto metālu sakarsē virs rekristalizācijas temperatūras un iztur, līdz izveidojas rekristalizēta struktūra. Metālu un to sakausējumu plastiskums un stīgrība ir atkarīgi no iegūtā graudu lieluma.

Rekristalizācijas procesā izveidojušos graudu lielums ir atkarīgs no iepriekšējās plastiskās deformācijas pakāpes un karsēšanas temperatūras. Palielinot deformācijas pakāpi virs kritiskās, rodas lielāks rekristalizācijas centru skaits un graudu lielums samazinās. Graudu skaits palielinās ātrāk nekā tie paspēj augt. Temperatūras paaugstināšana paātrina savācošās rekristalizācijas iestāšanos un palielina graudu lielumu.

4. SAKAUSĒJUMU TEORIJA

Tīri metāli ir samērā dārgi, tiem ir labas fizikālās īpašības, taču daudz lielākas iespējas piešķirt vajadzīgās mehāniskās un tehnoloģiskās īpašības ir, veidojot sakausējumus. Metālu sakausējumi ir lētāki nekā tīrie metāli, tiem ir labākas mehāniskās īpašības un bieži vien daudz vērtīgākas fizikālās un ķīmiskās īpašības. Metālu sakausējumiem pa lielākai daļai raksturīgas arī labākas tehnoloģiskās īpašības, piemēram, vara sakausējumiem (bronzām) ir zemāka kušanas temperatūra un labāka šķidrplūstamība, tie lejas labāk nekā varš, alumīnija sakausējumi labāk apstrādājami ar griezējinstrumentiem nekā tīrs alumīnijs u.tml.

Par sakausējumiem sauc savienojumus, kas iegūti, izkausējot divus vai vairākus elementus, un kam ir raksturīgas metāla īpašības. Par pamatelementu tajos jābūt metālam. Arvien plašāk sastopami sakausējumi, kurus iegūst ar saķepināšanas, elektriskās nogulsnešanas, iztvaicēšanas, difūzijas, elektrolīzes, plazmas uzsmidzināšanas un citiem paņēmieniem.

Viens no metālu mācības uzdevumiem ir noskaidrot sakarības starp sakausējumu sastāvu, struktūru, kušanas temperatūru un īpašībām.

4.1. Sakausējumu stāvokļa diagrammas

Metālu sakausējumu kristalizācijas procesu un ar to saistītās likumsakarības var attēlot sakausējumu stāvokļa vai fāzu līdzsvara diagrammās. Stāvokļa diagrammas uzskatāmi attēlo funkcionālo sakarību starp sakausējuma ķīmisko sastāvu, fāzu sastāvu un tā uzbūvi (struktūru) atkarībā no temperatūras, sakausējumam atrodoties līdzsvara stāvoklī.

Dotās temperatūras un spiediena apstākļos, ja sakausējums ir līdzsvara stāvoklī, brīvās enerģijas daudzums ir minimāls un nemainīgs. Līdzsvara stāvokli sauc arī par stabili stāvokli, jo tas laika gaitā nemainās. Šādu stāvokli var sasniegt, tikai ļoti lēni dzesējot vai lēni karsējot. Praktiski iegūt sakausējumu līdzsvara stāvoklī ir grūti. Visbiežāk tie atrodas metastabilā stāvoklī, kas noteiktos apstākļos var pāriet stabilākā stāvoklī. Stāvokļa diagrammas raksturo sakausējuma galējo stāvokli, kad kristalizācijas process un visas pārvērtības notikušas līdz beigām. Šādu sakausējuma stāvokli

raksturo sistēmas fāzu skaits un to sastāvs, kas ir atkarīgs no ārējiem apstākļiem – temperatūras un spiediena.

Par *komponentēm* sauc sistēmas neatkarīgas sastāvdaļas, kas var būt ķīmiskie elementi vai ķīmiskie savienojumi.

Par *fāzi* sauc viendabīgu sistēmas daļu, kas no pārējām daļām atdalīta ar robežvirsmu. Fāzes var būt cietas, šķidrās un gāzveida. Eitektiku un eitektoidu sastāvā ir tik daudz fāzu, cik tajos ir komponentu.

Par sistēmu sauc fāzu kopumu cietā, šķidrā vai gāzveida stāvoklī, kas var atrasties noteiktā temperatūrā t , zem noteikta spiediena p un ieņem kopējo tilpumu V . Fāzu likums rāda sakarību starp sistēmas fāzu, komponentu un brīvības pakāpju skaitu:

$$C = k + p - f,$$

kur C – sistēmas brīvības pakāpju skaits;

k – sistēmu veidojošo komponentu skaits;

p – ārējo faktoru skaits (temperatūra, spiediens);

f – līdzsvarā esošo fāzu skaits.

Par sistēmas brīvības pakāpju skaitu sauc to iespējamo variantu skaitu, kurus var iegūt, ja izmaina temperatūru, spiedienu un koncentrāciju, neizjaucot līdzsvara stāvokli. Lietojot fāzu likumu metāliem un to sakausējumiem, rēķinās tikai ar vienu ārējo faktoru – temperatūru, jo spiediens parastajos apstākļos maz ietekmē fāzu skaitu. Līdz ar to fāzu likums ir šāds: $C = k + 1 - f$.

Tā kā brīvības pakāpju skaits nevar būt negatīvs, tad, lai neizjauktu līdzsvara stāvokli, fāzu skaits nedrīkst būt lielāks par $k + 1$, tāpēc $f \leq k + 1$.

Ja līdzsvarā atrodas maksimālais fāzu skaits, sistēmas brīvības pakāpju skaits ir nulle ($C = 0$) un sistēma atrodas bezvariantu stāvoklī. Šādā bezvariantu līdzsvara stāvoklī sakausējums var būt tikai noteiktos apstākļos – pastāvīgā temperatūrā ar noteiktu ķīmisko sastāvu, kad visas pārvērtības sākas un beidzas vienā pastāvīgā temperatūrā.

Tā, piemēram, tīrs metāls kristalizācijas procesā ir vienas komponentes sistēma, kas sastāv no divām fāzēm (šķidrās un cietās) ar vienādu ķīmisko sastāvu. Šāds stāvoklis iespējams tikai nemainīgā temperatūrā, jo $C = 1 + 1 - 2 = 0$. Ja fāzu skaits samazinās par vienu, sistēmas brīvības pakāpju skaits pieaug par vienu ($C = 1$) un

sistēma atrodas monovariantā stāvoklī. Tā, piemēram, divkomponentu sakausējums kristalizācijas laikā sastāv no divām fāzēm. Tādā gadījumā $C=1$. Tas nozīmē, ka, nemainoties fāzu skaitam, noteiktās robežās var mainīt ārējo faktoru – temperatūru. Tāds sakausējums atšķirībā no tīrā metāla kristalizējas temperatūras intervālā.

Ja sakausējums sastāv no vienas fāzes ($C=2$), tad var mainīt gan temperatūru, gan arī koncentrāciju, neizjaucot sistēmas līdzsvaru.

4.2. Divkāršo sakausējumu tipveida stāvokļa diagrammas

Sakausējuma stāvokļa diagramma grafiski attēlo dotās sistēmas fāzu stāvokli atkarībā no temperatūras un ķīmiskā sastāva. Konstruējot divkomponentu stāvokļa diagrammas, uz horizontālās (koncentrācijas) ass atliek sakausējuma sastāvu procentos, bet uz vertikālās – temperatūru. Piemēram, uz horizontālās ass punktā A komponents A saturs ir 100 %. Komponenta B daudzums palielinās no kreisās puses uz labo pusi, un punkts B atbilst komponenta B daudzumam 100 %. Stāvokļu diagrammu trūkums ir tas, ka šīs diagrammas nesatur laika faktoru un atbilst tikai līdzsvara gadījumam, t.i., ļoti lēnas dzesēšanas un lēnas karsēšanas nosacījumiem.

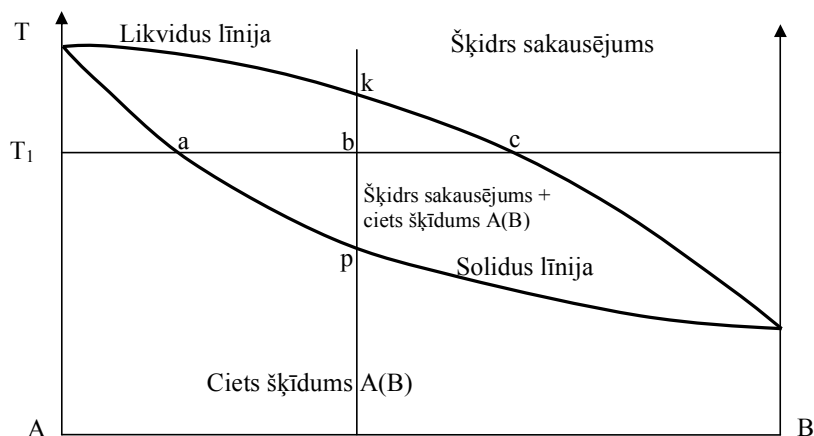
Sakausējumu stāvokļa diagrammu konstruēšanai izmanto termiskajā analīzē iegūtās termiskās līknes (atdzišanas un karsēšanas līknes). Termisko līkņu slīpie vai horizontālie nogriežņi attēlo pārvērtību raksturu atkarībā no temperatūras. Temperatūras, kurām termiskajās līknēs atbilst horizontāli nogriežņi vai lūzumi, sauc par kritiskajiem punktiem. Pārvērtības sakausējumos, kuri atrodas cietā stāvoklī, pētī ar dažādām fizikālām analīzes metodēm, piemēram, mikrostruktūras, rentgenogrāfijas, dilatometrijas, magnētisko, cietības, mikrociētības, radioaktīvo izotopu un citām.

Pēc eksperimentāli iegūtām dzesēšanas līknēm konstruētās stāvokļa diagrammas ir aptuvenas. Tās neatbilst sakausējuma faktiskajam līdzsvara stāvoklim, jo sakausējumi tiek dzesēti reālos apstākļos. Mūsdienās izstrādātas teorētiskas metodes stāvokļa diagrammu aprēķināšanai pēc termodinamiskajām funkcijām, izmantojot datorus.

Lai eksperimentāli konstruētu diagrammu, izgatavo sēriju sakausējumu ar dažādu komponentu A un B saturu. Katram sakausējumam uzņem termisko atdzišanas līkni un nosaka fāzu pārvērtību kritiskos punktus. Pētāmo sakausējumu kritiskos punktus atliek uz vertikālās līnijas, kas atbilst sakausējuma ķīmiskajam sastāvam. Pēc tam, savienojot

atbilstošos pārvērtību kritiskos punktus, iegūst stāvokļa diagrammas līnijas. Tā, piemēram, savienojot visus kristalizācijas sākumpunktus, iegūst likvidus līniju (*likvidus* – latīņu valodā „šķidr”). Virs šīs līnijas visi sakausējumi atrodas šķidrā stāvoklī. Savienojot kristalizācijas beigu temperatūras, iegūst līniju, ko sauc par solidus līniju (*solidus* – latīņu valodā „ciets”). Zem šīs līnijas visi sakausējumi atrodas cietā stāvoklī. Likvidus un solidus līnijas sadala sakausējuma stāvokļa diagrammas atsevišķos fāzu apgabalos. Eksperimentāli iegūtās termiskās līknes un stāvokļa diagrammas pārbauda, izmantojot fāzu likumu.

Nogriežņu likums jeb *koncentrācijas likums*. Kristalizācijas procesa laikā sakausējumam jebkurā temperatūrā ir noteikts fāzu skaits un noteikta fāzu koncentrācija. Kristalizācijas periodā (starp punktiem k un p) sakausējumu fāzu koncentrāciju (ķīmisko sastāvu) jebkurā temperatūrā var noteikt pēc koncentrācijas likuma (caur punktu b novelk horizontālu līniju ac). Šķidrās fāzes koncentrācija dotajā temperatūrā (skat. 4.1. att.) atbilst punktam c uz likvidus līnijas.



4.1. att. **Sakausējuma stāvokļa diagramma**

Cietās fāzes koncentrācija šajā temperatūrā atbilst punktam a uz solidus līnijas. Tādējādi redzams, ka sakausējumā komponents B dažādi izvietojas šķidrajā un cietajā fāzē. Tā kā komponents B ir ar zemāku kušanas temperatūru, tas vairāk saglabājas šķidrajā fāzē, bet mazāk ietilpst izveidotajos cietā šķīduma $A(B)$ kristālos. Grūtāk kūstošais komponents A vairāk atrodas cietajos kristālos.

Pazeminoties temperatūrai, cietā šķīduma kristālu sastāvs (koncentrācija) mainās pa solidus līniju, bet šķidrās fāzes sastāvs mainās pa likvidus līniju. Šķidrajā fāzē pieaug vieglāk kūstošā komponenta koncentrācija.

Kad kristalizācijas procesa gaitā sakausējums, ļoti lēni atdziestot, tuvojas līdzsvara stāvoklim, cieto kristālu ķīmiskais sastāvs difūzijas rezultātā izlīdzinās. Kristalizācijas beigās tas atbilst sakausējuma ķīmiskajam sastāvam (punkts p).

Reālos atdzesēšanas apstākļos ķīmiskā sastāva pilnīga izlīdzināšanās nevar notikt un ikviena kristāla dažādu šķēsgriezumu ķīmiskais sastāvs ir atšķirīgs. Šādu ķīmiskā sastāva nevienādīgumu sauc par interkristālisko likvāciju vai dendrītveida likvāciju.

Fāzu daudzumu attiecību kristalizācijas procesā arī var noteikt pēc nogriežņu likuma. Tā, piemēram, temperatūrā T_1 šķidrās un cietās fāzes daudzumi sakausējumā ir apgriezti proporcionāli nogriežņiem (skat. 4.1. att):

$$\frac{Q_{\text{šķ}}}{Q_{\text{sak}}} = \frac{ab}{ac}, \quad \frac{Q_{A(B)}}{Q_{\text{sak}}} = \frac{bc}{ac}, \quad \frac{Q_{\text{šķ}}}{Q_{A(B)}} = \frac{ab}{bc},$$

kur Q_{sak} – sakausējuma daudzums;

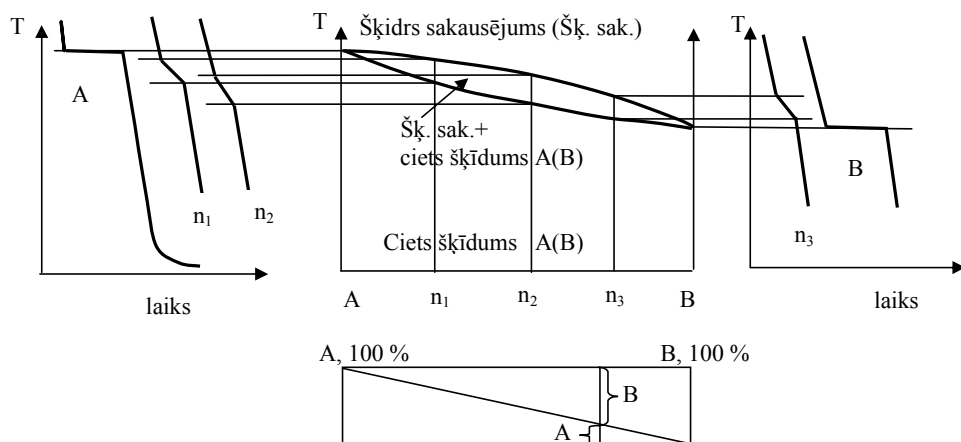
$Q_{\text{šķ}}$ – šķidrās fāzes daudzums;

$Q_{A(B)}$ – cietā šķīduma kristālu daudzums.

Kā redzams, šķidrās fāzes daudzums ir proporcionāls nogriežnim ab , kas pieguļ solidusa līnijai, bet cietās fāzes $A(B)$ daudzums – nogriežnim bc , kas pieguļ likvidusa līnijai. Kristalizācijas procesa gaitā nogrieznis ab , kas raksturo šķidrās fāzes daudzumu, saīsinās, bet nogrieznis bc – pagarinās. Visu sakausējumu (100 %) raksturo horizontālais nogrieznis ac .

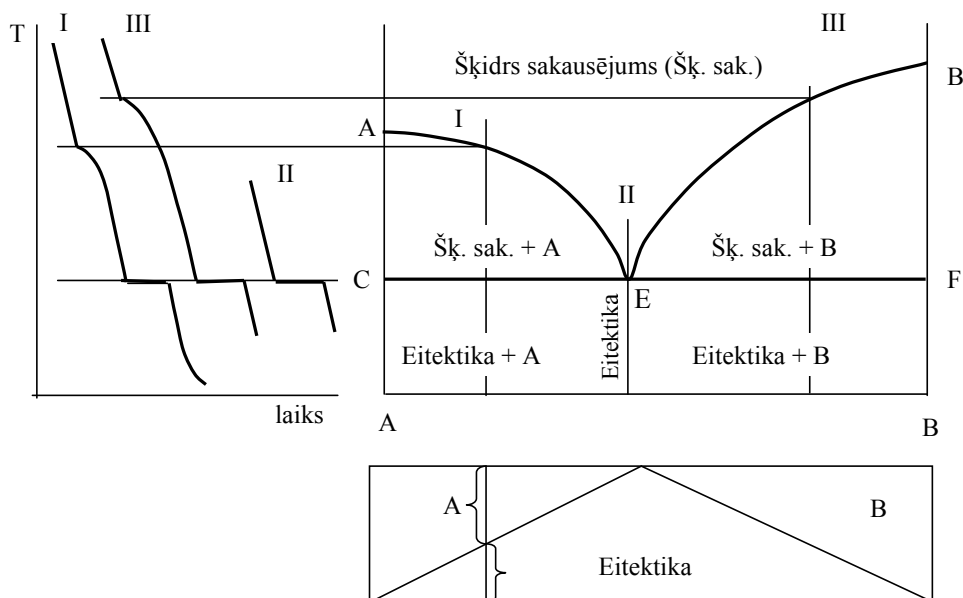
Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abas komponentes gan cietā, gan arī šķidrā stāvoklī neierobežoti šķīst viena otrā.

Šāda stāvokļa diagramma parādīta 4.2. attēlā. Šī tipa sakausējumos cietā stāvoklī veidojas rinda cieto šķīdumu. Šādus cietos šķīdumus ar neierobežotu šķīdību var novērot Ag-Au, Cu-Au, Cu-Ni un citos sakausējumos.



4.2. att. Divkāršo sakausējumu tipveida stāvokļa diagramma, ja abas komponentes neierobežoti šķīst viena otrā

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abas komponentes pilnīgi šķīst viena otrā šķidrā stāvoklī, bet nešķīst cietā stāvoklī un sacietējot eitektisko pārvērtību rezultātā veido komponentu mehānisko maisījumu, parādīta 4.3. attēlā. Šajā gadījumā cietā fāze veidojas no ķīmiski tīriem komponentiem vai starpfāzēm ar stabilu uzbūvi un šo fāžu mehāniska maisījuma – eitektikas.



4.3. att. Sakausējumu, ja komponentes nešķīst cietā stāvoklī, termiskās līknes, stāvokļa diagramma un struktūras diagramma

Sakausējumus, kas atrodas pa kreisi no eitektiskā punkta, sauc par pirmseitektiskiem sakausējumiem, bet sakausējumus pa labi no eitektiskā punkta – par aizeitektiskiem sakausējumiem. Apskatot pirmseitektiskā sakausējuma I kristalizācijas procesu, redzams, ka pirmie kristāli sāk veidoties, atdzesējot zem likvidusa līnijas AE . Veidojoties kristāliem, šķidrās fāzes ķīmiskais sastāvs vienmēr tiecas uz eitektisko koncentrāciju, kuru tā sasniedz temperatūrā CEF . Sakausējumā palikušī šķidrā fāze kristalizējas pastāvīga temperatūrā, veidojot kristālu mehānisku maisījumu – eitektiku. Eitektika sastāv no komponentu A un B tīru kristālu mehāniska maisījuma ar šādu daudzumu attiecību: krist. A /krist. $B = EF/CE$.

Sakausējums pēc sacietēšanas sastāv no attiecībā pret eitektisko sastāvu pārākumā esošā komponenta kristālu un eitektikas maisījuma. Jo sakausējuma ķīmiskais sastāvs ir tuvāks eitektiskajam sastāvam, jo tā struktūrā ir vairāk eitektikas.

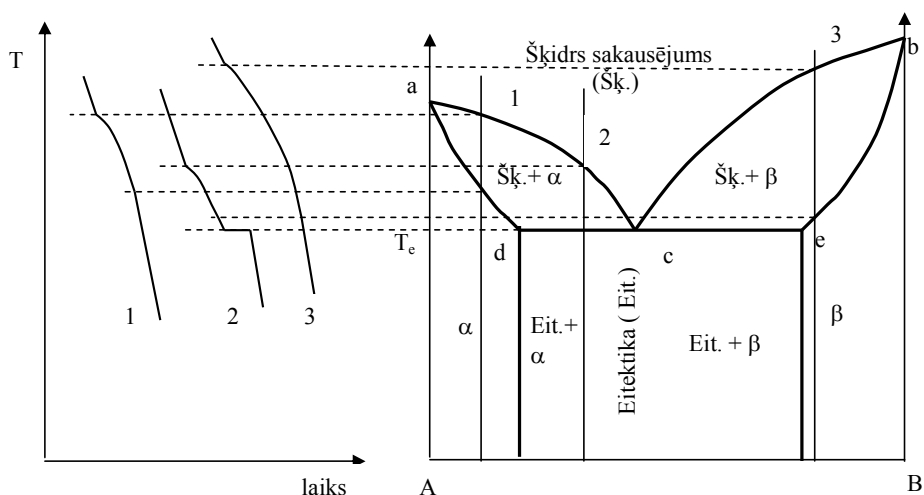
Aizeitektiskā sakausējuma III kristalizācijas process noris līdzīgi, tikai vispirms kristalizējas otrā komponenta B kristāli un tikai tad, kad sakausējums sasniedz eitektisko sastāvu, kristalizējas eitektika.

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abas komponentes pilnīgi šķīst viena otrā šķidrā stāvoklī, bet ierobežoti šķīst cietā stāvoklī un eitektisko pārvērtību rezultātā veido mehānisku maisījumu (skat. 4.4. att.).

Komponenta B šķīdību komponentā A (cietais šķīdums α) nosaka punkts d ; bet komponenta A šķīdību komponentā B (cietais šķīdums β) – punkts e .

Līdz ar to sakausējumi, kuru ķīmiskais sastāvs atrodas pa kreisi no punkta d (sakausējums 1) un pa labi no punkta e (sakausējums 3), kristalizējas tā, kā sakausējumi, kas veido cieto šķīdumu. Eitektiskais sakausējums kristalizējas pastāvīgā temperatūrā, vienlaikus izdalot divas cietās fāzes ar noteiktu ķīmisko sastāvu: cieto šķīdumu α ar punktam d atbilstošu koncentrāciju un cieto šķīdumu β ar punktam e atbilstošu koncentrāciju. Abas cietās fāzes veido mehānisku maisījumu. Sakausējumu, kurš kristalizējas pastāvīgā temperatūrā, kas šai sistēmai ir zemākā, veidojot cieto fāzu mehānisku maisījumu, sauc par eitektisko sakausējumu, bet tā struktūru – par eitektiku.

Eitektisko norišu procesā vienlaikus pastāv trīs fāzes, tādēļ sistēmas brīvības pakāpe $C = k + 1 - f = 2 + 1 - 3 = 0$.



4.4. att. Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abi komponenti pilnīgi šķīst viens otrā šķidrā stāvoklī, bet ierobežoti šķīst cietā stāvoklī un eitektisko pārvērtību rezultātā veido mehānisku maisījumu

Eitektikai raksturīga noteikta fāzu attiecība, kas saglabājas pastāvīga visiem šīs sistēmas sakausējumiem. Eitektikas fāzu sastāvu var noteikt pēc stāvokļa diagrammas, izmantojot nogriežņu likumu. Cieto šķīdumu α un β kristāliem ir plāksnīšu vai graudu forma.

Pirmseitektiskā sakausējumā 2 kristalizācijas process sākas ar cietā šķīduma α kristālu veidošanos. Cietā šķīduma ķīmisko sastāvu nosaka līnija ad . Veidojoties kristāliem, palikušā šķidrā fāze bagātinās ar komponentu B pa līniju ac . Kad sakausējums atdzesēts līdz temperatūrai T_e , tas sastāv no divām fāzēm: šķidrās fāzes ar punktam c atbilstošu koncentrāciju un cietā šķīduma α ar punktam d atbilstošu koncentrāciju.

Pastāvīgā temperatūrā T_e palikušī šķidrā fāze pārvēršas eitektikā $\alpha_d + \beta_e$. Tādējādi sakausējuma struktūru veido sākotnējie cietā šķīduma α kristāli un eitektika.

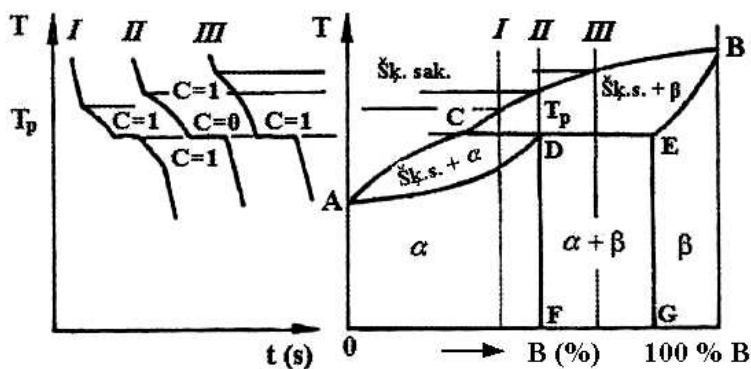
Aizeitektiskiem sakausējumiem līdz eitektiskās pārvērtības temperatūrai T_e izdalās ar komponentu B bagātākā cietā šķīduma β kristāli. Primārās kristalizācijas gaitā šķidrās fāzes ķīmiskais sastāvs mainās pa līniju bc , t.i., tajā samazinās komponenta B saturs. Kad šķidrā fāze sasniegusi eitektisko sastāvu un temperatūru, tā

kristalizējas pastāvīgā temperatūrā, veidojot eitektiku. Aizeitektisko sakausējumu struktūru veido cietā šķīduma β kristāli un eitektika.

Eitektikas saturs struktūrās ir dažāds, jo tā veidojas no šķidrās fāzes, kuras koncentrācija atbilst punktam c , kas dažādiem sakausējumiem, nonākot līdz temperatūrai T_e , ir dažādā daudzumā. Jo sakausējums ir tuvāk eitektiskajam sastāvam, jo tā struktūrā ir vairāk eitektikas. Struktūras sastāvdaļu daudzumu istabas temperatūrā var noteikt pēc struktūras diagrammas, izmantojot trīsstūra likumu. Šādas diagrammas konstruē koordinātēs sakausējuma ķīmiskais sastāvs – struktūras sastāvdaļu daudzums procentos, izmantojot nogriežņu likumu.

Sakausējumu stāvokļu diagramma, ja abas komponentes pilnīgi šķīst viena otrā šķidrā stāvoklī, bet ierobežoti šķīst cietā stāvoklī un peritektisko pārvērtību rezultātā veido mehānisku maisījumu.

Sakausējumus ar peritektiskām pārvērtībām veido Fe-C, Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Al un citi elementi (skat. 4.5. att).



4.5. att. Sakausējumu ar peritektiskām pārvērtībām termiskās līknes un stāvokļa diagramma

Sakausējumi ar komponenta B koncentrāciju līdz punktam C un aiz punkta E kristalizējas, veidojot atbilstošus cietos šķīdumus α un β . Sakausējumu II sauc par peritektisku sakausējumu, jo pēc primāras β kristālu kristalizācijas no šķidrās fāzes temperatūrā T_p notiek peritektiskās pārvērtības, kuru rezultātā noteiktas koncentrācijas cietais šķīdums β_E un noteikts daudzums šķidrās fāzes ar punktam C atbilstošu sastāvu mijiedarbojas un izveido jaunu cieto fāzi – cieto šķīdumu α_D . Peritektiskajās

pārvērtībās piedalās 3 fāzes: viena šķidrā un divas cietās fāzes. Tās noris nemainīgā temperatūrā, jo sistēmas brīvības pakāpe $C = k + 1 - f = 2 + 1 - 3 = 0$.

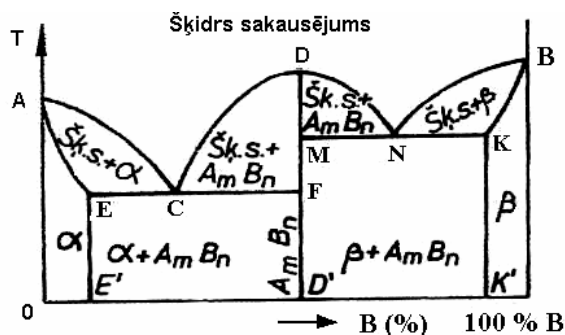
Šķidrās fāzes un cietā šķīduma β daudzumu, kas nepieciešams jauna cietā šķīduma izveidošanai, var noteikt pēc nogriežņu likuma.

Pirmsperitektiskiem sakausējumiem, piemēram, sakausējumam *I*, pēc cietā šķīduma β kristalizācijas temperatūrā T_p pārākumā ir šķidrā fāze, kas turpina kristalizēties pēc peritektiskajām pārvērtībām, veidojot cietā šķīduma α kristālus.

Aizperitektiskiem sakausējumiem, piemēram, sakausējumam *III*, pēc peritektiskajām norisēm pārākumā ir cietā šķīduma β kristāli, kas arī saglabājas sakausējuma struktūrā. Pirmsperitektiskiem sakausējumiem ir vienfāzes struktūra un ir grūti atšķirt peritektiskās pārvērtībās veidojušos un pēc tam no šķidrās fāzes izkristalizējušos cietā šķīduma α kristālus. Aizperitektisko sakausējumu struktūra ir cieto šķīdumu α_D un β_E kristālu mehāniskais maisījums.

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abas komponentes pilnīgi šķīst viena otrā šķidrā stāvoklī, bet cietā stāvoklī veido ķīmisko savienojumu.

Ja sistēmā *A-B* veidojas stabils ķīmiskais savienojums, to var uzskatīt par patstāvīgu komponenti, kas kopā ar komponentēm *A* un *B* veido divas vienkāršas stāvokļa diagrammas (skat. 4.6. att.).



4.6. att. Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja komponentes veido stabilu ķīmisko savienojumu

Sakausējums, kura ķīmiskais sastāvs atbilst punktam *D*, veido stabilu ķīmisko savienojumu, ko var apzīmēt ar $A_m B_n$. Šī fāze ir stabila, jo saglabājas līdz pat kušanas temperatūrai (atbilst punktam *D*). Ķīmiskā savienojuma un tīru komponentu *A* un *B* stāvokļa diagrammas var apskatīt neatkarīgi citu no citas.

4.3. Fāzu un struktūru pārvērtības cietā stāvoklī

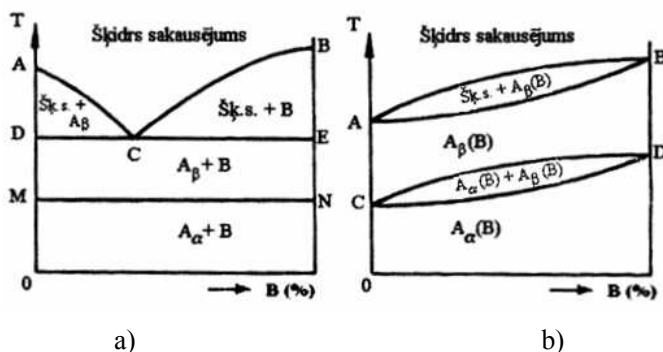
Daļai sakausējumu arī cietā stāvoklī notiek fāzu izmaiņas. To pamatā ir alotropiskās (polimorfās) pārvērtības, pilnīga vai daļēja cietā šķīduma sairšana, kas saistīta ar šķīdības izmaiņām cietā stāvoklī un ķīmiskā savienojuma izveidošanos.

Pārvērtības cietā stāvoklī ir sekundārā kristalizācija, kura, tāpat kā primārā kristalizācija, sākas ar jaunās fāzes kristalizācijas centru veidošanos. Cietā šķīduma sairšanas rezultāta veidojas jauna, pēc ķīmiskā sastāva pilnīgi atšķirīga fāze. Jaunu kristalizācijas centru veidošanās un to tālākas augšanas mehānisms ir saistīts ar difūziju, jo atomiem jāpārvietojas ievērojamos attālumos. Atomu pārvietošanās difūzijas veidā cietā stāvoklī ir apgrūtināta. Līdz ar to jaunās fāzes kristalizācijas centru veidošanās un augšana noris ievērojami lēnāk nekā šķīdrajā fāzē. Pārvērtības cietā stāvoklī var notikt, tikai ievērojami pārdzesējot sākotnējo fāzi. Ja pārdzesēšanas pakāpe ir ļoti liela, difūzijas procesi var pilnīgi apstāties un fāzu pārvērtības var notikt bez fāzu ķīmiskā sastāva izmaiņām. Cieto šķīdumu bezdifūzijas pārvērtības notiek slīdes veidā, t.i., atomi pārvietojas saistīti un noteiktos attālumos, kas nepārsniedz starpatomu attālumus.

Metālu sakausējumiem ar struktūras pārvērtībām cietā stāvoklī ir liela praktiska nozīme. Šos sakausējumus iespējams termiski apstrādāt, iegūstot vēlamo struktūru un līdz ar to arī noteiktas īpašības.

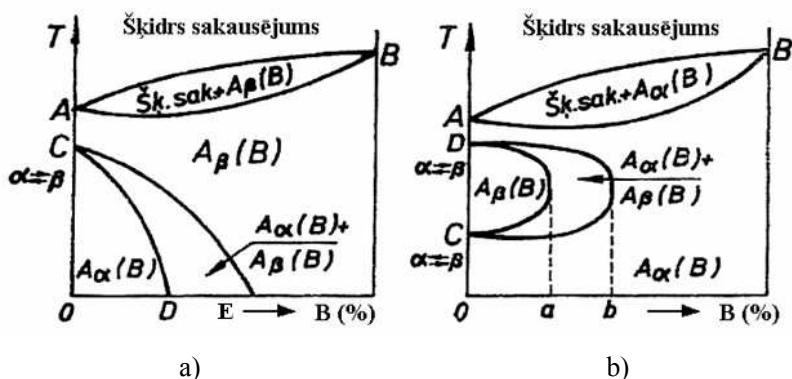
Sakausējumu stāvokļa diagrammas tādā gadījumā, kad ar komponentēm cietā stāvoklī notiek *polimorfās pārvērtības*, parādītas 4.7. attēlā. Polimorfās pārvērtībās izdalās siltums, kas izmaina dzesēšanas līknes raksturu. Šajā gadījumā kristāliskās struktūras izmaiņas notiek cietā stāvoklī, un to sauc par sekundāro kristalizāciju. Ja komponentes savā starpā nešķīst un veido mehānisku maisījumu, tad jebkuras komponentes polimorfās pārvērtības notiek nemainīgā temperatūrā ($k = 2$; $f = 3$; $C = 0$), ko diagrammā attēlo ar horizontālu līniju MN (skat. 4.7. att. a).

Ja polimorfā pārvērtība notiek vienā no cietā šķīduma komponentēm un veidojas jauns cietais šķīdums, tad šī pārvērtība notiek temperatūras intervālā, līdzīgi kā cietā šķīduma $A_{\beta}(B)$ kristalizācija no šķīdās fāzes (skat. 4.7. att. b).



4.7. att. Sakausējumu stāvokļa diagrammas alotropisko (polimorfās) pārvērtību gadījumā: a – mehāniskam maisījumam; b – cietam šķīdumam

Ja tikai vienai no komponentēm iespējamas polimorfās pārvērtības, tad tās veidotie cietie šķīdumi var eksistēt tikai noteiktās temperatūrās un tikai sakausējumam ar noteiktu ķīmisko sastāvu. Visi šādas sistēmas sakausējumi veido cieto šķīdumu $A_{\beta}(B)$ ar neierobežotu šķīdību. Pazeminot temperatūru līdz punktam C (skat. 4.8. att. a), komponentes A modifikācija mainās no β uz α .



4.8. att. Sakausējumu stāvokļa diagrammas, ja komponentei A noris alotropiskās pārvērtības

Sakausējumiem šī pārvērtība notiek temperatūras intervālā starp līnijām CE un CD. Šajā apgabalā pastāv divas fāzes – $A_{\alpha}(B)$ un $A_{\beta}(B)$. Fāžu maiņa noris pēc visiem kristalizācijas likumiem un ir saistīta ar komponentu difūzijas rakstura sadalīšanos starp abām fāzēm.

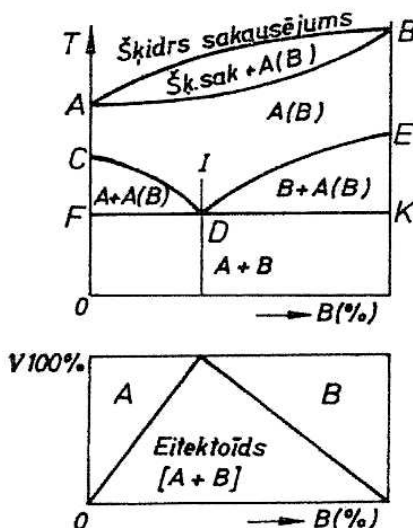
Sakausējumiem ar ķīmisko sastāvu līdz punktam D ištabas temperatūrā ir vienfāzes struktūra, bet sakausējumiem ar ķīmisko sastāvu aiz punkta E polimorfās

pārvērtības vispār nenotiek un tie jebkurā temperatūrā saglabā cietā šķīduma $A_\beta(B)$ struktūru.

Nedaudz atšķirīga ir 4.8. attēlā b dotā stāvokļa diagramma. Polimorfās pārvērtības pilnīgi notiek sakausējumos ar komponenta B saturu līdz punktam a , bet no punkta a līdz punktam b tās notiek daļēji.

Sakausējumi, kas atrodas pa labi no punkta b , visās temperatūrās sastāv tikai no cietā šķīduma $A_\alpha(B)$. Pārējie sakausējumi A pēc primārās kristalizācijas, tālāk atdziestējot, pārkristalizējas divas reizes un zemās temperatūrās arī sastāv tikai no cietā šķīduma $A_\alpha(B)$.

Ja cietais šķīdums ir stabils augstās temperatūrās, bet zemās temperatūrās tas pārvēršas divu cietu fāzu mehāniskajā maisījumā, tad šīs pārvērtības sauc par eitektoidām pārvērtībām (skat. 4.9. att.).



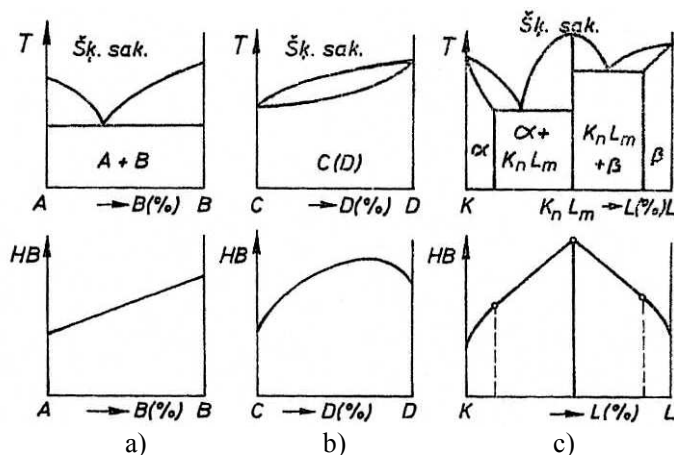
4.9. att. Sakausējumi ar eitektoidām pārvērtībām

Sakausējumā I cietais šķīdums saglabājas līdz eitektoido pārvērtību temperatūrai T_D . Šeit cietais šķīdums $A(B)$ veido atsevišķus tīro metālu A un B kristālus. Pārvērtības noris nemainīgā temperatūrā, jo tajās piedalās trīs fāzes un sistēmas brīvības pakāpe ir 0. Izveidojušos cieto fāzu maisījumu sauc par eitektoidālu struktūru.

Eitetoīdās pārvērtības pēc rakstura ir līdzīgas eitektiskajām pārvērtībām, tikai tās noris, sakausējumam esot cietā stāvoklī. Gan pirmseitetoīdos, gan arī aizeitetoīdos sakausējumos vispirms cietais šķīdums izdala tīru komponentu A un B kristālus, izmainot ķīmisko sastāvu līdz eitetoīdam, pie tam pārvērtības beidzas nemainīgā temperatūrā, veidojot eitetoīda struktūru. Līdzīgi cietais šķīdums var polimorfī pārvērsties divu jaunu cieto šķīdumu mehāniskajā maisījumā. Eitetoīdam ir daudz smalkgraudaināka uzbūve nekā eitektikai, taču smalkgraudainības pakāpe ir atkarīga no pārdzesēšanas pakāpes.

4.4. Sakarība starp sakausējumu stāvokļa diagrammu, uzbūvi un īpašībām

Starp sakausējumu sastāvu, stāvokļa diagrammu, struktūru un īpašībām pastāv noteiktas sakarības. Sakausējumu, kas veido mehānisku maisījumu, īpašības (cietība, blīvums, elektriskā pretestība u.c.) ir lineāri atkarīgas no to ķīmiskā sastāva. Sakausējumu īpašības atrodas robežās starp to komponentu īpašībām (skat. 4.10. att. a).



4.10. att. **Sakausējumu stāvokļa diagrammas un īpašību izmaiņas:** a – sakausējumi bez komponentu savstarpējās šķīdības; b – sakausējumi, kas veido cietos šķīdumus; c – sakausējumi, kas veido ķīmiskos savienojumus

Cieto šķīdumu stiprība un cietība ir daudz lielākas nekā komponentu stiprība un cietība. To īpašību izmaiņas notiek pa līkni (skat. 4.10. att. b). Stiprības un cietības paaugstināšanās cietajos sakausējumos ir saistīta ar kristāliskā režģa deformāciju

vietās, kur iespiedušies otras komponentes atomi, kas savukārt bremsē dislokāciju pārvietošanos. Tajos ir paaugstināta arī elektriskā pretestība.

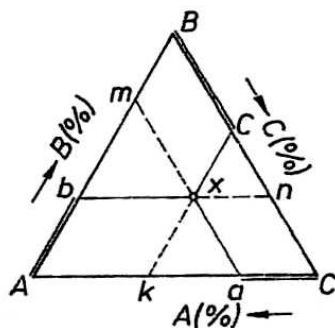
Ja sakausējumu diagrammā ir gan vienfāzes, gan arī divfāzu apgabali, tad sakausējumu īpašības atkarībā no sastāva izmaiņām vienfāzes apgabalā mainās pa līkni, bet divfāzu apgabalā – lineāri. Ja elementu koncentrācija atbilst ķīmiskā savienojuma sastāvam, īpašību līknēs vērojams raksturīgs lūzums. Tas izskaidrojams ar to, ka ķīmiskā savienojuma kristāliskais režģis un īpašības ir citādas nekā komponentēm. Ķīmiskie savienojumi, it sevišķi metāla un oglekļa vai metāla un slāpekļa savienojumi, ir ļoti cieti un trausli. Sakausējumu īpašības ir atkarīgas arī no struktūras sastāvdaļu dispersitātes pakāpes (graudu lieluma, bloku izmēriem, fāzu dispersitātes pakāpes).

Starp sakausējumu stāvokļa diagrammas veidu un sakausējumu tehnoloģiskajām īpašībām, it sevišķi liešanas īpašībām, pastāv noteikta sakarība. Sakausējumiem, kas veido cietos šķīdumus, liešanas īpašības ir sliktas. Labākas liešanas īpašības ir eitektiskajiem sakausējumiem. Toties vienfāzes cieto šķīdumu sakausējumi ir ļoti velmējami un caurami.

Noteiktās sakarības starp sakausējumu uzbūvi un īpašībām ir zinātnisks pamats jaunu sakausējumu ar noteiktām īpašībām radīšanai.

4.5. Trīskāršo sakausējumu stāvokļa diagrammas

Rūpniecībā plaši izmanto sakausējumus, kurus veido trīs un vairāk komponentes, jo to mehāniskās un tehnoloģiskās īpašības ir ievērojami labākas. Trīskāršo sakausējumu fāzu pārvērtību attēlošanai izmanto trīskāršās stāvokļu diagrammas, kuras ir telpiskas un kuru pamatā ir koncentrācijas trīsstūris ar temperatūru uz vertikālās ass. Trīskāršo sakausējumu sastāvu attēlo uz vienādmalu trīsstūra plaknes (skat. 4.11. att.). Šī trīsstūra malas attēlo divkomponentu sakausējumu sastāvu, bet virsotnes atbilst tīrām sakausējumu komponentēm. Jebkurš punkts trīsstūra iekšienē atbilst trīskāršam sakausējumam. Par sakausējuma masu (100 %) pieņem trīsstūra malas garumu. Sakausējuma komponentu masas raksturo nogriežņi, kurus uz trīsstūra malām nošķel no punkta x paralēli malām novilkta taisnes.



4.11. att. Sakausējumu ķīmiskā sastāva trīsstūris

Izmantojot vienādmalu trīsstūra īpašības, redzams, ka visu trīs komponentu summa vienāda ar trīsstūra malas garumu, t.i., 100 %:

$$Ca + Ab + Bc = Ca + ak + Ak = 100 \, \%.$$

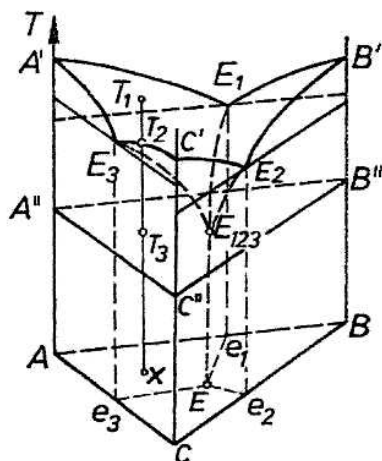
Pastāv arī citi sakausējumu ķīmiskā sastāva attēlošanas paņēmieni. Temperatūru attēlo uz vertikālās ass. Diagrammas, konstruēšanai izmanto atsevišķu sakausējumu termiskās (atdzišanas) līknes. Sakausējumu ķīmisko sastāvu atliek koncentrācijas trīsstūrī un no iegūtajiem punktiem uz vertikālām taisnēm atliek kritiskajiem punktiem atbilstošās temperatūras. Caur šiem punktiem iet trīskāršo diagrammu virsmas – solidusa, likvidusa un citu pārvērtību virsmas. Četrfāzu līdzsvara stāvoklim atbilst horizontāla plakne.

Trīskāršos sakausējumos, līdzīgi divkāršajiem sakausējumiem, var veidot pilnīgas vai daļējas šķīdības cietos šķīdumus, mehāniskos maisījumus un ķīmiskos savienojumus.

Trīskāršā sistēma, ja komponentes cietā stāvoklī nešķīst cits citā un neveido ķīmisko savienojumu.

4.12. attēlā parādītas likvidusa virsmas un solidusa plakne, likvidusa virsmu pāru krustošanās līnijas – divkāršās eitektikas līnijas un triju likvidusa virsmu krustošanās punkts – trīskāršās eitektikas punkts E_{123} . Sakausējumiem parasti ir trīs kritiskās temperatūras: augšējā T_1 atrodas uz likvidusa virsmas, vidējā T_2 – uz divu likvidusa virsmu krustošanās līnijas (piemēram, E_3E_{123}), bet trešā T_3 – uz solidusa plaknes $A''B''C''$, kad kristalizējas trīskāršā eitektika, kas sastāv no tīru komponentu kristāliem. Fāzu pārvērtību pētīšanai trīskāršajos savienojumos lieto speciālus paņēmienus, piemēram, izotermisko griezumus (stāvokļa diagrammu pārškeļ ar

horizontālu plakni; $T = \text{const}$), šķēlumu caur trīsstūra virsotni u.c. Parasti kristalizācija sākas ar tīra komponenta kristālu veidošanos. Pēc tam veidojas divkārša eitektika, un kristalizācijas process beidzas ar trīskāršās eitektikas izveidošanos. Sakausējumam ar punktam E atbilstošu sastāvu ir tikai viena kritiskā temperatūra, kurā kristalizējas trīskāršā eitektika. Šādi sakausējumi ir ar zemu kušanas temperatūru. Tos izmanto tehnikā, grūti kūstošu elementu ievadīšanai sakausējumos, piemēram, volframa ievadīšanai tēraudā, kā arī viegli kūstošu sakausējumu iegūšanai.



4.12. att. Stāvokļa diagramma trīskāršai sistēmai ar eitektiku

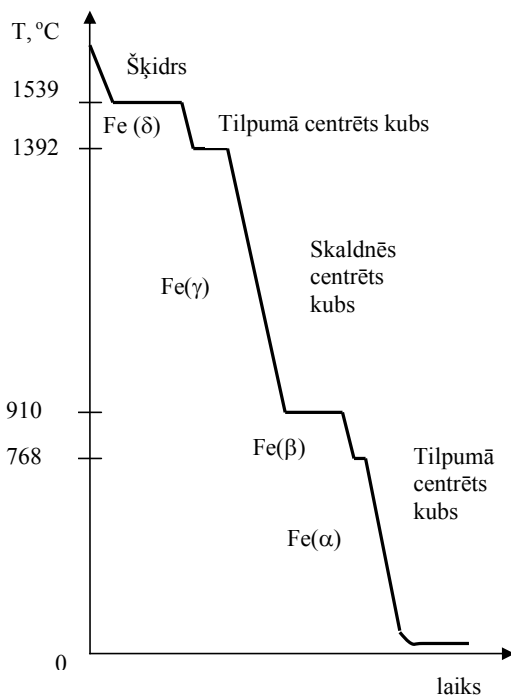
5. DZELZS UN TĀS SAKAUSĒJUMI

Dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagrammas izveidošanas sākumi meklējami 1868. gadā, kad krievu zinātnieks D. Černovs publicēja savu mācību par tērauda kritiskajiem punktiem. Turpmāko gadu laikā šo diagrammu ir pilnveidojuši daudzi zinātnieki, izmantojot arvien pilnīgākas pētīšanas metodes un arvien tīrākus sakausējumu komponentus. No šiem zinātniekiem kā izcilākie minami Robertss-Austens, Amosovs, Rozebums, Osmonds, Herenss, N. Gustovskis, N. Vitorfs, Šteinbergs, Mels, Velss u.c.

Lielā uzmanība, kāda tika pievērsta dzelzs-oglekļa sakausējumu diagrammai, izskaidrojama ar tās lielo praktisko un zinātnisko nozīmi. Tērauds un čuguns ir visbiežāk rūpniecībā lietojamie sakausējumi.

5.1. Dzelzs fizikāli mehāniskās īpašības

Dzelzs var būt dažādās alotropiskās formās. Tīras dzelzs alotropiskās pārejas un īpašības ļoti uzskatāmi parādītas 5.1. attēlā redzamajā tīras dzelzs atdzišanas līknē.



5.1. att. Tīras dzelzs atdzišanas līkne

Pirmais apstāšanās punkts, temperatūrai krītot, ir pie 1539 °C, kurā dzelzs no šķidra stāvokļa pāriet cietā. Šajā laikā izdalās liels sacietēšanas siltuma daudzums, uz ko norāda gara horizontālā līknes daļa. Sacietēšanas rezultātā rodas $Fe(\delta)$ dzelzs, kuras kristāliskajam režģim ir tilpumā centrētā kubiskā elementāršūna ar malu $a = 0,288$ nm. $Fe(\delta)$ dzelzī izšķīst līdz 0,1 % C, un tā nav magnētiska.

Turpmākā atdzišanas gaitā $Fe(\delta)$ dzelzs ir stabila tikai līdz temperatūrai 1392 °C, pie kuras atdzišanas līknē parādās jauns horizontāls nogrieznis, kas atbilst $Fe(\delta)$ dzelzs pārejai jaunā alotropiskā formā – $Fe(\gamma)$ dzelzī. Tai ir kubisks režģis ar centrētām skaldnēm, režģa parametrs $a = 0,364$ nm. $Fe(\gamma)$ dzelzī šķīst līdz 2,14 % C, tā nav magnētiska.

Dzelzij pārejot no vienas alotropiskās formas otrā, izdalās daudz mazāks siltuma daudzums, nekā tai sacietējot, tāpēc līknes horizontālā daļa punktā A_4 (1392 °C) daudz īsāka par iepriekšējo. Atdzesējot $Fe(\gamma)$ dzelzi zem 1392 °C, tā ir stabila tikai līdz 910 °C. Šeit atdzišanas līknei atkal novērojama neliela horizontāla daļa, kas atbilst $Fe(\gamma)$ dzelzs pārejai $Fe(\beta)$ dzelzī, kurai ir tilpumā centrēts kubisks režģis ar malu $a = 0,286$ nm. $Fe(\beta)$ dzelzs nav magnētiska.

Zem 910 °C $Fe(\beta)$ dzelzs saglabājas tikai līdz 768 °C, kad atdzišanas līknē parādās vēl viens horizontāls taisnes nogrieznis. Tas atbilst nemagnētiskās $Fe(\beta)$ dzelzs pārejai magnētiskajā $Fe(\alpha)$ dzelzī, kurai ir tāds pats tilpumā centrētais kubiskais režģis ar malu $a = 0,286$ nm un kurā pie temperatūras 723 °C šķīst līdz 0,02 % C. Šeit horizontālais pakāpiens temperatūras līknē un siltuma izdalīšanās saistīta nevis ar kristāliskā režģa pārveidošanos, bet ar mainām atomu iekšienē, kuru dēļ mainās arī magnētiskās īpašības. $Fe(\alpha)$, $Fe(\beta)$ un $Fe(\delta)$ dzelzij ir viens un tas pats tilpumā centrētais kubiskais režģis; nelielā režģa parametru atšķirība izskaidrojama ar termisko izplešanos. Tātad patstāvīgi dzelzs paveidi, t.i., tās alotropiskās formas, ir tikai $Fe(\alpha)$ un $Fe(\gamma)$ dzelzs. Pie tam $Fe(\gamma)$ dzelzs, kurai ir skaldnēs centrēts kubisks režģis, atšķiras ar blīvāku atomu izvietojumu, tāpēc tās pāreja $Fe(\alpha)$ dzelzī notiek ar strauju tilpuma pieaugšanu koordinācijas skaitļa samazināšanās dēļ.

Dzelzs kritiskie punkti – horizontālās atdzišanas līkņu daļas pie karsēšanas un pie dzesēšanas atšķiras, parādās tā saucamā histerēze, kas ir jo lielāka, jo lielāks karsēšanas vai dzesēšanas ātrums.

Pielietojam fāzu likumu $c = k + 1 - f$ dzelzs atdzišanas līknei un ņemam vērā, ka sistēma ir vienkārša un sastāv tikai no viena komponenta – dzelzs.

Sacietēšanas procesā, kad fāzu skaits $f = 2$ – šķidrā dzelzs un $Fe(\delta)$ dzelzs, brīvības pakāpju skaits $c = 1 + 1 - 2 = 0$.

Tātad nevar mainīt temperatūru, neizjaucot līdzsvaru, un atdzišanas līknē parādās horizontāls nogrieznis.

Cietā stāvoklī, kad eksistē tikai viena fāze – $Fe(\alpha)$, $Fe(\beta)$ vai $Fe(\delta)$ fāzu skaits $f = 1$, tātad brīvības pakāpju skaits $c = 1 + 1 - 1 = 1$, tāpēc temperatūra var mainīties bez pārvērtībām sistēmā.

Dzelzs sakausējumus ar oglekli, kas satur līdz 2 % C, sauc par tēraudiem, bet sakausējumus, kuros oglekļa daudzums ir lielāks par 2 % – par čuguniem.

5.2. Dzelzs-oglekļa sakausējumu pamatstruktūras

Ferīts ir oglekļa cietais šķīdums $Fe(\alpha)$ dzelzī. Ferīts pie 1400 °C temperatūras var saturēt līdz 0,1 % C, pie 723 °C temperatūras var saturēt līdz 0,02 % C, bet istabas temperatūrā – tikai 0,006 % C. Nelegētos tēraudos un čugunos ferīts cietā šķīdumā satur ne tikai oglekli, bet arī silīciju, mangānu, fosforu un citus elementus. Ferīta, tāpat kā tīras dzelzs, mikrostruktūra sastāv no graudiem. Tam ir tilpumā centrēta kubiska struktūra un līdz 768 °C tas ir feromagnētisks.

Ferīta cietība un mehāniskās īpašības ir atkarīgas no cietajā šķīdumā esošajiem piemaisījumu elementiem un to daudzuma. Nelegēto tēraudu un čugunu īpašības visvairāk ietekmē silīcijs un fosfors. Ja ferītā piemaisījumu praktiski nav, tā cietība ir aptuveni HB 60.

Cementīts – Fe_3C ir oglekļa un dzelzs ķīmiskais savienojums, kas satur 6,67 % oglekļa (dzelzs karbīds). Cementītam ir sarežģīts režģis ar lielu koordinācijas skaitli un stiprām metāliskām saitēm starp dzelzs atomiem. Cementīts līdz 210 °C ir feromagnētisks, tam ir ļoti liela cietība ($HB > 800$), tas ir trausls, slikti kodināms; mikrostruktūras pētījumos to var konstatēt pēc raksturīgā spīduma, kā arī pēc tā, ka

neizkodinātie cementīta apgabali paceļas uz virsmas augstāk par citām struktūras sastāvdaļām. Izšķīdinot cementītā mangānu, hromu un citus elementus, kas veido karbīdus, tā cietība pieaug.

Kā cementīts, tā arī ferīts pēc kodināšanas ar parastajiem kodinātājiem (piemēram, slāpekļskābes vai pikrīnskābes šķīdumi spirtā) mikroskopā izskatās gaišs. Tos atšķirt var tikai pēc ārējā izskata un reljefa, lielās atšķirības cietības ziņā, kā arī pēc nokrāsošanās speciālā kodinātājā – nātrija pikrātā. Cementīts šādā gadījumā kļūst tumšs. Cementīts ietilpst tērauda un čuguna struktūrā dažādos veidos: uz graudu robežām izvietota tīkla veidā, adatu veidā, atsevišķu gaišu izdalījumu un graudu veidā.

Austenīts ir oglekļa un citu elementu cietais šķīdums γ dzelzī. Dzelzs atomi austenīta režģī atrodas skaldnēs centrēta kuba stūros un skaldņu centros. Pie 1147 °C γ dzelzī šķīst līdz 2 % C, bet pie 727 °C – līdz 0,8 % C. Tīros dzelzs-oglekļa sakausējumos un vienkāršos oglekļa tēraudos austenīts ir stabils tikai pie augstām temperatūrām. Tā mikrostruktūra sastāv no raksturīgiem viendabīgiem graudiem ar dubultniekiem (dubultnieki – pamatgrauda daļa slīpējuma plaknē, ko it kā ierobežo divas paralēlas līnijas).

Tēraudos, kas satur ap 2 % oglekļa vai arī daudz speciālo elementu, piemēram, mangāna, hroma, niķeļa u.c., austenīts var būt stabils pie parastām temperatūrām, kas dod iespēju viegli pētīt tā struktūru.

Austenīts, tāpat kā γ dzelzs, nav magnētisks, stīgrs. Austenīta cietība, ja tas satur minimālo legējošo elementu daudzumu, ir *HB* 170...220.

Perlīts ir mehānisks maisījums, kas sastāv no ferītā ļoti sīku plātnīšu vai graudiņu veidā ieslēgta cementīta. Perlīts ir eitektoids. Par eitektoidu sauc plātnīšu veida vai graudainu mikromaisījumu, kas līdzīgs eitektikai, bet atšķirībā no tās veidojas nevis no šķidra stāvokļa, bet cietā šķīduma pārvēršanās gadījumā. Eitektoidi, tāpat kā eitektikas, sastopami ne tikai Fe-Fe₃C sakausējumos, bet arī daudzos citos sakausējumos.

Eitektoida tērauda kodinātā slīpējuma virsma atgādina perlamutru. No tā arī cēlies struktūras nosaukums – perlīts.

Dzelzs-oglekļa sakausējumos, kas gandrīz nesatur citus piemaisījumus, tīrs perlīts veidojas, ja oglekļa saturs ir 0,8 %. Tēraudos un čugunos, kas satur silīciju, mangānu un citus elementus, tīrs perlīts veidojas mazāka oglekļa satura gadījumā.

Bez plātnišu perlīta pazīstams arī graudainais perlīts. Cementītam tajā ir lodīšu forma. Šāda struktūra bieži sastopama tēraudos ar augstu oglekļa saturu pēc speciālas atkvēlināšanas graudainā perlīta (cementīta) iegūšanai.

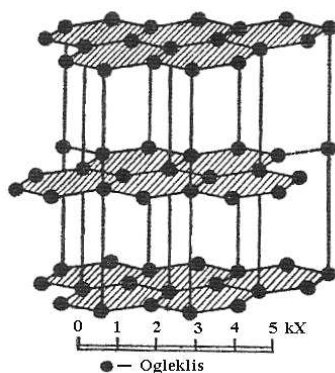
Perlīta mehāniskās īpašības ir atkarīgas no tā, cik sīkas (dispersas) ir cementīta daļiņas. Tā, piemēram, perlītam ar ļoti sīkām cementīta daļiņām stiprība stiepē $R_m = 1330$ MPa un relatīvais pagarinājums $A = 11$ %.

Parastajam plātnišu perlītam $R_m = 820$ MPa un $A = 15$ %, bet perlītam lielu plātnišu gadījumā $R_m = 550$ MPa un $A = 20$ %. Jo lielāki cementīta ieslēgumi perlītā, jo mazāka stiprība stiepē un lielāka relatīvā deformācija. Perlīta cietība ($HB\ 160...250$) arī ir atkarīga no cementīta daļiņu lieluma un formas.

Graudainā perlīta cietība $HB\ 160...200$, bet plātnišu perlītam – $HB\ 200...250$.

Ledeburīts ir eitektika, kas rašanās momentā sastāv no cementīta un austenīta, kurš ir pilnīgi piesātināts ar oglekli. Turpmākajā atdzišanas gaitā austenīts, kas ir bijis ledeburīta sastāvā, pārvēršas par perlītu. Ledeburīta mikrostruktūra mikroskopā redzama kā tumši, lodveidīgi perlīta izdalījumi gaišā cementīta pamatmasā. Oglekļa saturs ledeburītā ir 4,3 %. Ledeburītam ir ļoti liela cietība ($HB > 700$), tas ir trausls.

Grafīts ir viens no oglekļa kristāliskajiem paveidiem ar heksagonālu režģi. Grafīts ir unikāls materiāls, kas saglabā stiprību līdz $2300\ ^\circ\text{C}$, nekūst, iztvaiko pie temperatūras $3800\ ^\circ\text{C}$. Kā trūkums ir grafīta oksidēšanās jau pie $520...560\ ^\circ\text{C}$. Grafīta režģī (skat. 5.2. att.) oglekļa atomi izvietoti heksagonalās prizmas pamatu stūros, t.i., slāņos.



5.2. att. Grafīta kristāliskais režģis

Katrā slānī atomi atrodas tuvu viens pie otra – 0,142 nm attālumā, un ir saistīti ar stiprām starpatomu saitēm. Attālumi starp slāņiem ir daudz lielāki – 0,34 nm, tāpēc arī saites starp tiem ir daudz vājākas. Tas ir slāņainās struktūras un mazās grafiņa stiprības cēlonis. Grafiņa blīvums ir $2200 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Grafiņš sastopams čuguna un grafitizētā tērauda struktūrā; tas konstatējams bez kodināšanas tumšu plātnīšu, pārslu vai lodīšu formas ieslēgumu veidā. Grafiņā var būt izšķīdis zināms daudzums dzelzs un citu elementu.

5.3. Dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagramma

Dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagramma neaptver visus sakausējumus, kas satur no 0 līdz 100 % oglekļa. Tajā ietilpināti tikai tie, kas satur oglekli līdz 6,67 %, jo sakausējumiem ar augstāku oglekļa saturu nav praktiskas nozīmes.

Metastabilā diagramma apraksta sistēmu Fe-Fe₃C (skat. 5.3. att.) gadījumos, kad atdzišanas process noris ātri. Uz diagrammas Fe-Fe₃C horizontālās ass atliek oglekļa koncentrācija no 0 līdz 6,67 %, bet uz vertikālās ass – temperatūru. Katrs diagrammas punkts atbilst noteiktam sakausējuma sastāvam un noteiktai temperatūrai. Sakausējumu Fe-Fe₃C diagramma ir sarežģīta. Pārvēršanās šajos sakausējumos notiek ne tikai šķidrā sakausējuma sacietēšanas procesā, bet arī cietā stāvoklī, dzelzij pārejot no vienas alotropiskas formas otrā.

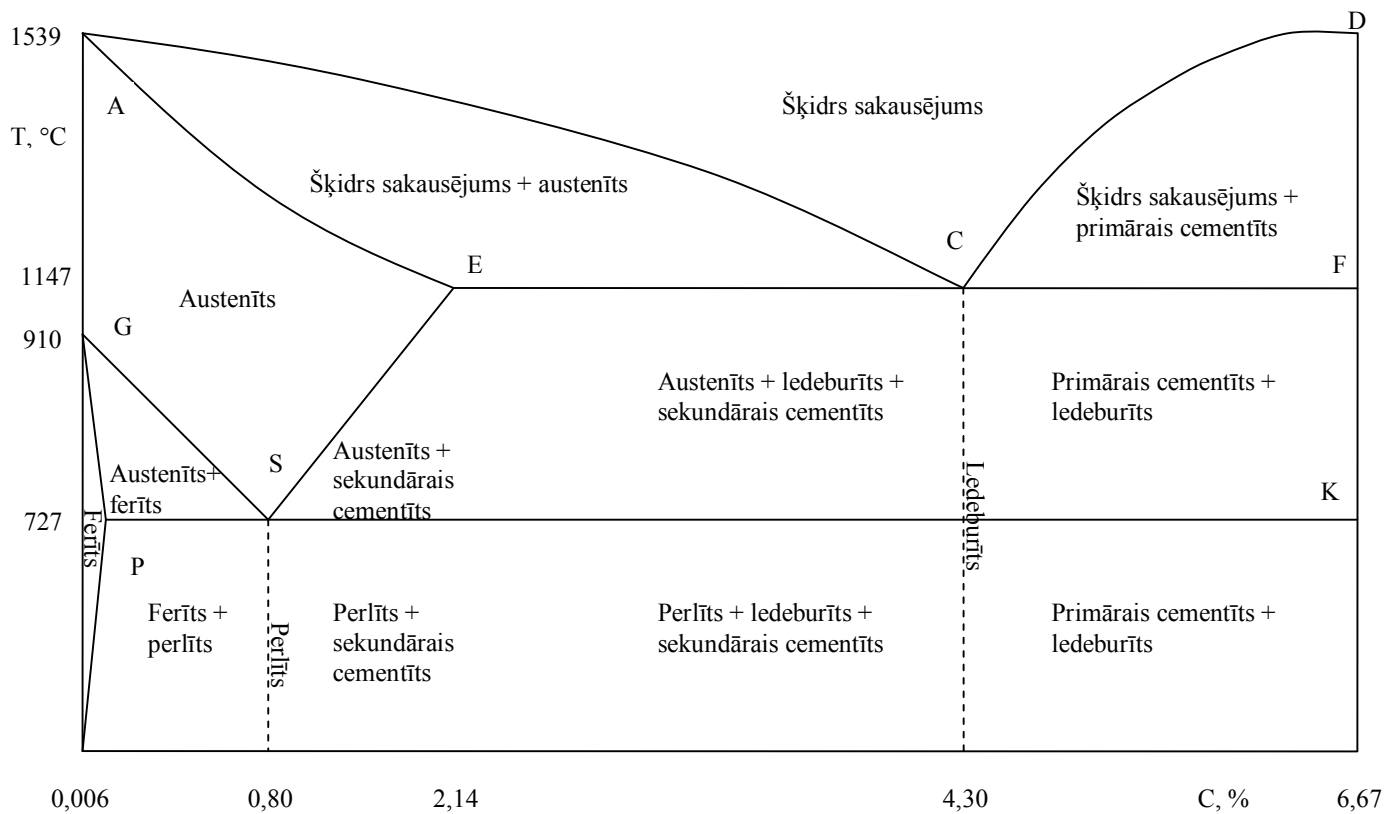
Līnija *ACD* (likvidus līnija) ir sakausējumu Fe-Fe₃C sacietēšanas sākums. Virs šīs līnijas visi sakausējumi atrodas šķidrā stāvoklī.

Tīrs dzelzs sacietē un kūst pie 1539 °C. Eitektiskais sakausējums, kas satur 4,3 % C, kristalizējas un kūst pie 1147 °C. Cietā stāvoklī tam ir tipiska graudaina eitektiskā ledeburīta struktūra. Visi pārējie sakausējumi kristalizējas un kūst zināmā temperatūru intervālā. Sakausējumos, kas satur līdz 2,14 % C, sacietēšana izbeidzas uz līnijas *AE*. Zem līnijas *AE* sakausējumi sastāv tikai no austenīta.

Sakausējumos, kas satur no 2,14 līdz 4,3 % C, sacietēšana beidzas uz līnijas *EC*, kur pāri palikušais eitektiskā sastāva šķidrās sakausējums pārvēršas ledeburītā pie konstantas temperatūras 1147 °C. Tātad zem līnijas *EC* sacietējušā sakausējuma struktūra sastāv no austenīta un ledeburīta.

Eitektiskais sakausējums ar 4,3 % C pilnīgi sacietē pie konstantas temperatūras, kas atbilst punktam *C*, un pēc sacietēšanas veido tikai ledeburītu.

5.3. att. Fe-Fe₃C stāvokļa diagramma



Sakausējumos, kas satur no 4,3...6,67 % C, sacietēšana sākas pie temperatūras, kas atbilst līnijai *CD*. Vispirms no šķidrā sakausējuma izdalās primārā cementīta (cementītu sauc par *primāro cementītu*, ja tas izdalās no šķidrā sakausējuma) kristāli, kā rezultātā šķidrajā sakausējumā oglekļa koncentrācija samazinās. Sasniedzot punktam *C* atbilstošo temperatūru, pāri palikušais šķidrās sakausējums ir ar eitektisku sastāvu un tāpēc sacietē pie nemainīgas temperatūras. Pēc sacietēšanas šāda sakausējuma struktūra sastāv no primārā cementīta un ledeburīta mehāniska maisījuma.

Sakausējumu Fe-Fe₃C struktūras pārvēršanās notiek arī cietā stāvoklī. Tas izskaidrojams ar dzelzs pāreju no vienas alotropiskās formas otrā un ar oglekļa šķīdības izmaiņu kā γ dzelzī, tā arī α dzelzī, temperatūrai pazeminoties. Līnija *GS* atbilst temperatūrām, pie kurām no austenīta sāk izdalīties ferīts. Tā rāda, ka ferīta rašanās temperatūra pazeminās no 910 °C tīras dzelzs gadījumā līdz 727 °C sakausējumam, kas satur 0,80 % C. Ferīts, kas atdzišanas procesā izdalās no austenīta, satur ne vairāk kā 0,02 % C, tāpēc palikušajā austenītā oglekļa koncentrācija pieaug.

Temperatūrai pazeminoties līdz 727 °C (līnija *PS*), sakausējums sastāv no ferīta un austenīta, kas satur 0,80 % C. Šajā temperatūrā notiek atomu pārkārtošanās no γ dzelzs kristāliskā režģa α dzelzs kristāliskajā režģī, kas izsauc oglekļa šķīdības pēkšņu samazināšanos. Tāpēc punktā *S* uz līnijas *PS* notiek eitektoidā pārvēršanās: austenīts ar 0,80 % C pārvēršas par perlītu. Sakausējumi, kas satur mazāk nekā 0,80 % C, pārvēršanās rezultāta iegūst struktūru, kura sastāv no ferīta un perlīta. Jo vairāk sakausējumā oglekļa, jo lielāku tilpumu struktūrā ieņem perlīts. Pie oglekļa satura 0,80 % tērauda struktūra sastāv tikai no perlīta.

Līnija *SE* nosaka vislielāko oglekļa šķīdību austenītā atkarībā no temperatūras. Pie 1147 °C austenītā šķīst līdz 2,14 % oglekļa. Pazeminoties temperatūrai, šķīdība pakāpeniski samazinās un pie 727 °C šķīst tikai 0,80 % oglekļa. Tāpēc, atdzesējot austenītu, kas satur vairāk par 0,80 % C, sākot ar līniju *SE*, notiek *sekundārā cementīta* (cementītu, kas izdalās no austenīta temperatūru intervālā no 1147 °C līdz 727 °C, sauc par sekundāro) izdalīšanās no austenīta. Tas izvietojas vai nu tīkla veidā uz austenīta graudu robežām, vai arī adatu un graudu veidā, kuri ir sīkāki nekā primārā cementīta gadījumā. Tā kā cementītā ir augsts oglekļa saturs (6,67 %), tā izdalīšanās rezultātā oglekļa koncentrācija austenītā samazinās. Tā tas turpinās līdz temperatūrai

727 °C, t.i., līdz līnijai *PSK*, kad oglekļa saturs austenītā ir samazinājies līdz 0,80 % un tas sāk pārvērsties perlītā. Sakausējumiem ar oglekļa saturu no 0,80 līdz 2,14 % galīgā struktūra sastāv no perlīta un sekundārā cementīta, kurš visā izdalīšanās procesā paliek nemainīgs. Jo lielāks oglekļa saturs sakausējumā, jo vairāk ir sekundārā cementīta.

Visos sakausējumos, kas satur no 0,02 līdz 6,67 % oglekļa, uz līnijas *PSK* notiek austenīta pārvēršanās perlītā, pēc tam kad oglekļa koncentrācija austenītā ir sasniegusi 0,80 %. Tāpēc sakausējumos ar oglekļa saturu, lielāku par 2 %, zem līnijas *PSK* ledeburīts sastāv nevis no cementīta un austenīta, kā tas ir virs līnijas, bet no cementīta un perlīta mehāniskā maisījuma. Atkarībā no sastāva, sakausējumos ar oglekļa saturu no 2,14 līdz 4,3 % struktūrā ir perlīts, sekundārais cementīts un ledeburīts; sakausējumos ar 4,3 % C – tikai ledeburīts, bet sakausējumos ar 4,3...6,6 % C – primārais cementīts un ledeburīts. Arī šajos gadījumos, pieaugot sakausējumā oglekļa daudzumam, pieaug cementīta īpatsvars.

Pie 727 °C ferītā izšķīst līdz 0,02 % C. Pazeminoties temperatūrai, oglekļa šķīdība ferītā ātri samazinās un pie 0 °C tā ir tikai 0,006 %. No ferīta izdalās ogleklis terciāra (trešējā) cementīta veidā un zem šīs līnijas struktūra sastāv no ferīta un terciārā cementīta.

Jāatzīmē, ka visas atdzišanas gaitā izveidojušās struktūras ir apgriežamas. Tā, piemēram, sakausējumus Fe-Fe₃C karsējot, virs līnijas *PSK* perlīts atkal pārvēršas austenītā, turpinot karsēšanu, ferīts vai cementīts izšķīst austenītā utt.

Kritiskie punkti ir punkti, kuros sakausējumā sākas vai beidzas strukturālas izmaiņas. Kritiskos punktus tēraudos vispirms noteicis D. Černovs, līdz ar to liekot pamatu dzelzs-oglekļa sakausējumu diagrammai. Pašreiz dzelzs-oglekļa sakausējumu kritiskos punktus pieņemts apzīmēt tāpat kā tīrai dzelzij – ar burtu *A* un skaitlisku indeksu, kas parāda alotropisko pārvēršanos. Kritisko punktu temperatūras atbilst līdzsvara stāvoklim, t.i., ļoti lēnas karsēšanas vai dzesēšanas gadījumam.

Lai atšķirtu kritiskās temperatūras, kas iegūtas karsēšanas vai dzesēšanas gadījumā, indeksam priekšā liek burtus: dzesēšanas gadījumā – *r*, karsēšanas gadījumā – *c*.

Tātad Fe-Fe₃C diagrammā temperatūras punkti, kas veido līniju *GSK*, tiek apzīmēti ar *A_{c3}* un *A_{r3}*, līnijai *PSK* – *A_{c1}* un *A_{r1}*, līnijai *SE* – *A_{cm}*.

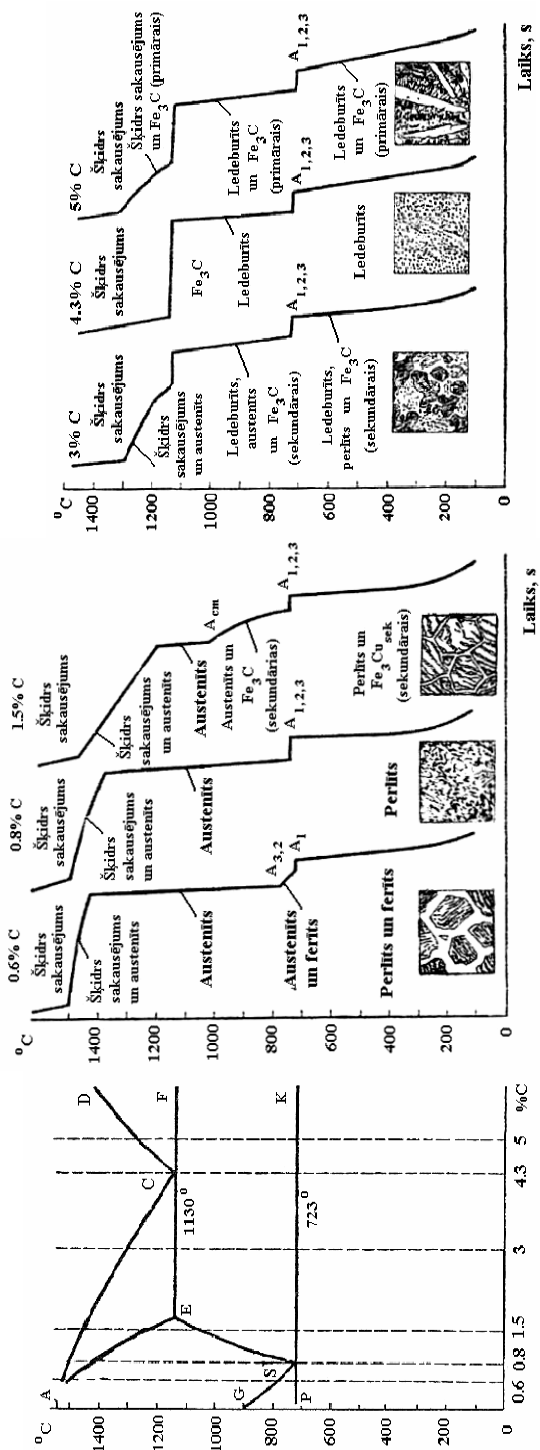
Lai labāk apgūtu Fe-Fe₃C stāvokļa diagrammu, apskatīsim atdzišanas līknes dažiem tēraudiem un čuguniem. Atdzišanas līknes dod iespēju spriest par fāzu pārejām, kas notiek Fe-Fe₃C sakausējumos lēnas karsēšanas vai dzesēšanas, t.i., līdzsvara apstākļos.

Tā, piemēram, sakausējuma (tērauda) ar 0,6 % C atdzišanas līkne (skat. 5.4. att.) rāda, ka sacietēšanas laikā izdalās liels kristalizācijas siltuma daudzums, kas ievērojami samazina atdzišanas ātrumu. Šajā laikā no šķidrā sakausējuma izdalās austenīta kristāli tik ilgi, kamēr viss sakausējums nav pārvērties austenītā. Pēc tam sākas strauja austenīta temperatūras samazināšanās līdz punktam, zem kura no austenīta sāk izdalīties ferīts. Atkal notiek siltuma izdalīšanās, bet jau mazākā daudzumā. Šis process turpinās līdz punktam, kad pie nemainīgas temperatūras notiek eitektoidālā pārvēršanās, kas atbilst horizontālajai daļai atdzišanas līknē. Šajā laikā austenīts ar 0,80 % oglekļa saturu pārvēršas perlītā. Pēc tam perlīta-ferīta maisījuma temperatūra atkal pazeminās.

Sacietējot sakausējumam (tēraudam) ar 0,80 % C, no šķidra stāvokļa arī izdalās austenīts, līdz ar to temperatūras samazināšanās kļūst lēnāka. Tālāk austenīts atdziest jau ātrāk līdz punktam S, kad austenīts ar 0,80 % oglekļa saturu pie nemainīgas temperatūras pārvēršas perlītā. Šajā laikā temperatūras krišanās apstājas. Pēc tam sakausējuma temperatūra atkal pazeminās un nekādas struktūras izmaiņas nenotiek.

Atdzišanas līkne sakausējumam (tēraudam) ar 1,5 % C sākumā ir līdzīgā iepriekšējām, ar to starpību, ka no austenīta ar 1,5 % C sāk izdalīties sekundārais cementīts, kas ļoti maz palēnina atdzišanu, bet palikušais austenīts ar 0,80 % C pie nemainīgas temperatūras pilnīgi pārvēršas perlītā. Rodas perlīta un cementīta maisījums, kas turpina atdzist.

Sakausējumā (baltajā čugunā), kura oglekļa saturs ir robežās no 2,14 līdz 4,3 %, piemēram, C = 3 %, uz likvidus līnijas sākas austenīta kristalizācija un process notiek līdz ar temperatūras pamazināšanos. Austenīts izdalās no šķidrā kausējuma tik ilgi, kamēr šķidrā stāvoklī palikušais sakausējums iegūst eitektikas sastāvu ar 4,3 % C, bet sakausējums atdziest līdz 1147 °C. Pie šīs nemainīgās temperatūras sāk kristalizēties ledeburīts – cementīta eitektika, kas sastāv no austenīta un cementīta. Pēc tam, kad viss ledeburīts ir kristalizējies, temperatūra atkal sāk samazināties.



5.4. att. Sakausējumu Fe-Fe₃C atdzišanas liknes

Šajā laikā no austenīta un no ledeburītā esošā austenīta, kuriem pie 1147 °C oglekļa saturs ir 2,14 %, sāk izdalīties ogleklis, no kura veidojas sekundārais cementīts. Šis process turpinās tik ilgi, kamēr temperatūra sasniedz 727 °C un austenītā ogleklis ir samazinājies līdz 0,8 %. 727 °C temperatūrā viss austenīts pārvēršas perlītā pie nemainīgas temperatūras, kas atbilst atdzišanas līknes horizontālajai daļai. Pārvērtībām noslēdzoties, ledeburīts sastāv no perlīta un cementīta. Turpinot atdzišanos, šāda sakausējuma (baltā čuguna) struktūra, kas sastāv no perlīta, sekundārā cementīta un ledeburīta (ledeburīts sastāv no perlīta, eitektiskā cementīta un sekundārā cementīta), vairs nemainās.

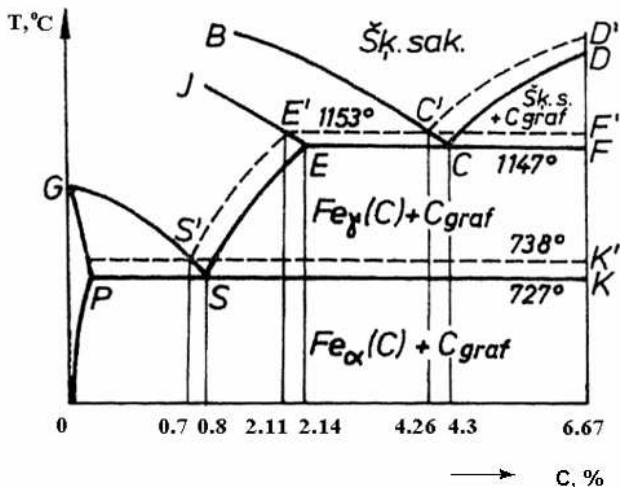
Eitektiskā sakausējuma, baltā čuguna ar 4,3 % C, atdzišanas līkne rāda, ka tas sāk un beidz sacietēt pie nemainīgas temperatūras 1147 °C (pakāpiens uz līknes ir garš). Rezultātā izveidojas ledeburīts, kura sastāvā ir austenīts un eitektiskais cementīts. Turpinoties atdzišanai, no ledeburītā esošā austenīta izdalās ogleklis un veido sekundāro cementītu, papildinot cementīta daudzumu. Pie 727 °C beidzas sekundārā cementīta izdalīšanās no austenīta un sākas tā pārvēršanās par perlītu. Perlīta veidošanās process notiek pie nemainīgas temperatūras. Kad tas beidzas, turpinās sakausējuma atdzišana un galīgā struktūra ir ledeburīts, kurš sastāv no perlīta, eitektiskā cementīta un sekundārā cementīta. Kopējais oglekļa saturs ledeburītā ir 4,3 %.

Sakausējumam aiz eitektiskā punkta (baltajam čugunam) ar 5 % C atdzišanas līkne atšķiras no iepriekšējās ar savu augšējo daļu, jo uz likvidus līnijas sākas primārā cementīta kristalizācija, kas notiek temperatūrai pazeminoties. Pie 1147 °C beidzas primārā cementīta kristalizācija, sākas un beidzas ledeburīta kristalizācija. Turpmākais process notiek analogi kā ledeburītam. Atšķirība ir tikai tajā, ka, atdzišanas procesam beidzoties, izveidojas struktūra, kas sastāv no primārā cementīta un ledeburīta.

5.4. Pārvērtības dzelzs-grafīta sistēmas sakausējumos

Tehniskajos Fe-C sakausējumos, čugunos, kas satur grafīta veidošanos veicinotšos elementus – silīciju, niķeli, varu, alumīniju, ogleklis no šķidrā sakausējuma un no austenīta izdalās grafīta formā. Stabīlās grafīta fāzes veidošanās čugunos tieši no šķidrās fāzes iespējama, ļoti lēni atdzišējot nelielas pārdzesēšanas pakāpes gadījumā. Grafīta veidošanās procesu čugunos sauc par grafitizāciju.

sakausējumu stāvokļa diagrammas (skat. 5.5. att.).



5.5. att. Sakausējumu Fe-C stāvokļa diagramma stabilas sistēmas gadījumā

Šāds dzelzs-grafīta stāvokļa diagrammas attēlošanas paņēmieni ir ērts abu diagrammu salīdzināšanai. Nepārtrauktās līnijas šajā diagrammā atbilst sistēmai dzelzs-cementīts. Sistēmā dzelzs-grafīts eitektika veidojas 1153 °C. Tā satur 4,26 % C un sastāv no austenīta un grafīta. Šo sistēmu sauc par grafīta eitektiku. Eitektoidā pārvērtība dzelzs-grafīta sakausējumiem noris 738 °C temperatūrā, kad oglekļa saturs ir 0,7 %. Šo struktūru sauc par grafīta eitektoidu. Temperatūru intervālā no 1153 °C līdz 738 °C no austenīta izdalās sekundārais grafīts. Dzelzs-grafīta diagrammas lasīšana principiāli neatšķiras no dzelzs-cementīta diagrammas. Visos gadījumos no sakausējumiem izdalās nevis cementīts, bet grafīts.

Praksē abas šīs sistēmas sastopamas kopā. Raksturīgs piemērs ir pelēkais čuguns, kura struktūrā ietilpst grafits, cementīts un perlīts. Par *pelēko čugunu* sauc čugunu, kurā ogleklis kristalizācijas procesā izdalās grafitā plāksnīšu veidā.

Primārais grafīts un grafīts eitektikā kristalizējas, izveidojoties kristalizācijas centriem un tiem augot. Grafīta kristāliem, kas plāksnīšu veidā aug no viena centra, ir sarežģīta forma. Sekundārais un eitektoīdais grafīts aug uz primārā un eitektikas grafīta plāksnītēm. Mikrostruktūrā grafīts redzams izliektu dažāda izmēra ieslēgumu veidā. Grafīta zemās mehāniskās īpašības pasliktina čugunu mehāniskās īpašības.

Grafitu var uzskatīt par iegriezumiem vai plaisām metālā, tādēļ ir svarīgi iegūt grafitu ar tādu formu un izmēriem, kas rada minimālu mehānisko īpašību samazināšanos.

5.5. Oglekļa un pastāvīgo piemaisījumu ietekme

Tērauds ir sakausējums ar sarežģītu ķīmisko sastāvu, kurā bez oglekļa ietilpst Mn, Si, P, S, O, N, H un citi elementi, kas iespaido tērauda īpašības. Šo elementu klātbūtni izskaidro ar tērauda ražošanas tehnoloģiskā procesa īpatnībām. Tā, piemēram, S un P ir grūti atdalāmi, Mn un Si pāriet tēraudā dezoksidēšanas procesā, bet Ni, Cr un citi leģējošie elementi nonāk tēraudā no rūdas vai pārstrādājamiem metāla lūžņiem.

Ogleklis ir tērauda īpašību noteicošais elements. Līdzsvara stāvoklī tērauda struktūru veido ferīta un cementīta maisījums, kurā cementīta daudzums pieaug proporcionāli oglekļa saturam.

Ferīts ir plastisks ($A = 40 \%$), mīksts ($HV 80...90$) un ar nelielu stiprību ($R_m = 250 \text{ MPa}$). Turpretim cementīts ir ciets ($HV 1000$) un ļoti trausls. Šī iemesla dēļ, palielinoties oglekļa koncentrācijai, pieaug tērauda stiprība un cietība, bet samazinās plastiskums un stigrība. Cietās cementīta daļiņas apgrūtina dislokāciju pārvietošanos un līdz ar to paaugstina pretestību deformācijai un samazina plastiskumu. Aizeitektotīdo tēraudu mehāniskās īpašības ievērojami ietekmē sekundārais cementīts, ja tas izvietojies apvalka veidā ap perlīta graudiem. Slodzes iedarbībā cementīta apvalks sagrūst un līdz ar to rada stiprības, plastiskuma un stigrības samazināšanos.

Oglekļa satura palielināšanās veicina tērauda pāreju trauslā stāvoklī negatīvās temperatūrās un paaugstina aukstlūstamības robežu.

Ferītam ir labas induktīvās īpašības un liela caurlaidība, turpretim cementīts strāvu vada vāji un tā magnētiskās īpašības ir zemas. Palielinoties oglekļa koncentrācijai, samazinās magnētiskā piesātinātība, paliekošā indukcija un magnētiskā caurlaidība, bet pieaug koercitīvais spēks un īpatnējā elektriskā pretestība.

Oglekļa ietekme uz tēraudiem pastiprinās pēc to termiskās apstrādes – rūdīšanas un atslādināšanas. Tērauda tehnoloģiskās īpašības – apstrādājamība ar griezējinstrumentiem, kaļamība, štancējamība, dziļā izvilkšana, kā arī metināmība – ir atkarīgas no oglekļa satura. Oglekļa satura palielināšanās izraisa materiāla nocietināšanos un

siltumvadītspējas pazemināšanos. Līdz ar to pasliktinās arī apstrādājamība ar griezējinstrumentiem, palielinās griešanas procesā izdalītā siltuma daudzums, kas atļaidina instrumentu un mazina tā noturību. Tēraudiem ar mazu oglekļa saturu, kuri ir samēra plastiski, stīgi, apstrādājamība ar griezējinstrumentiem ir slikta. Labāka apstrādājamība ir tēraudiem ar oglekļa saturu 0,3...0,4 %.

Pieaugot oglekļa koncentrācijai, samazinās tehnoloģiskais plastiskums – spēja deformēties karstā un it sevišķi aukstā stāvoklī. Sarežģītām štancējamām detaļām oglekļa koncentrāciju ierobežo līdz 0,1 %.

Ogleklis apgrūtina tērauda metināmību. Labi metinās tēraudi ar mazu oglekļa saturu. Tēraudiem ar vidēju un lielu oglekļa saturu metināšana jāveic, iepriekš sakarsējot, lēni atdzesējot un veicot citus tehnoloģiskus pasākumus, lai novērstu karsto un auksto plaisu veidošanos.

Mangāns un silīcijs tēraudā nokļūst dezoksidēšanas procesā. To saturs ir neliels: 0,65...0,8 % Mn, 0,35...0,4 % Si. Mangāns ir derīgs piemaisījums, jo samazina sēra un skābekļa kaitīgo ietekmi. Silīcijs izšķīst ferītā, paaugstina tecēšanas robežspriegumu un pazemina aukstlūstamības robežu.

Sērs ir kaitīgs piemaisījums, kas izraisa tērauda karstlūstamību, t.i., trauslumu karstā spiedapstrādē. Sērs ar dzelzi veido ķīmisko savienojumu FeS, kas savukārt ar dzelzi veido viegli kūstošu (988 °C) eitektiku, kura izvietojas uz graudu robežām. Karsējot tēraudu karstai spiedapstrādei, eitektika izkūst, un deformēšanās procesā var rasties karstās plaisas. Tēraudu karstlūstamību novērš, regulējot mangāna saturu. Mangāns saista sēru, veidojot mangāna sulfīdu MnS, un līdz ar to izpaliek viegli kūstošās eitektikas veidošanās. Gan FeS, gan arī MnS ir nemetāliski ieslēgumi, kas pazemina plastiskumu, stigrību, ilgziturbību un korozijizturbību. Tādēļ sēra saturu tēraudos stingri ierobežo. Jāatzīmē, ka sērs uzlabo tērauda apstrādājamību ar griezējinstrumentiem.

Arī fosfors ir kaitīgs piemaisījums, kas šķīst ferītā un austenītā. Izšķīstot ferītā, fosfors deformē tā kristālisko režģi un līdz ar to paaugstina tērauda stiprību un cietību, taču samazina plastiskumu un stigrību. Fosfors paaugstina tēraudu aukstlūstamības robežu, it sevišķi paaugstināta oglekļa satura gadījumā. Fosfora kaitīgā ietekme

pastiprinās tā lielās likvācijas dēļ. Atkarībā no tērauda kvalitātes fosfora daudzumu pieļauj ne lielāku par 0,025...0,08 %.

Skābeklis, slāpeklis un ūdeņradis ir kaitīgi piemaisījumi. Skābeklis un slāpeklis veido trauslus nemetāliskos ieslēgumus (oksīdus, nitrīdus). Tie mazina plastiskumu un palielina trauslumu. Paaugstināts slāpekļa daudzums izraisa deformēta metāla novecošanos. Auksti deformētā tēraudā slāpekļa atomi uzkrājas ap dislokācijām, veidojot Kotrela atmosfēru, kas bloķē dislokāciju kustību. Novecošanās process lēni attīstās normālā temperatūrā, bet paātrinās, ja materiālu karsē līdz 250 °C. Novecošanās it sevišķi nevēlama ir lokšņu tēraudiem ($< 0,1\%$ C), kas paredzēti sarežģītu detaļu aukstai štancēšanai. Novecošanās sekas daļēji izdodas novērst, izlaižot loksnes caur velmjiem, kas pārloka loksni pretējos virzienos un nedaudz plastiski deformē. Ar šādu apstrādi izdodas izjaukt Kotrela atmosfēru ietekmi un atjaunot materiāla plastiskumu.

Ūdeņradis veido cietos šķīdumus vai uzkrājas porās, kā arī izvietojas ap dislokācijām. Ūdeņradis padara materiālu trauslu, pie tam, jo augstāka ir tērauda stiprība, jo spilgtāk tas izpaužas. Paaugstināta ūdeņraža saturs ietekmē materiālā var veidoties flokēni – iekšējas plaisas. To rašanās mehānisms ir šāds: ja materiālu strauji atdziest, ūdeņraža difūzija nenotiek un tā šķīdība metālā ir minimāla. Turpinot ūdeņradim izdalīties, spiediens metāla iekšējos slāņos pieaug un veidojas plaisas.

Veicot tērauda liešanu vakuumā un pielietojot sintētiskos sārņus, ir iespējams ievērojami samazināt skābekļa un ūdeņraža saturu tēraudos un līdz ar to paaugstināt mehāniskas īpašības.

Gadījuma piemaisījumi ir elementi, kas nokļūst tēraudos no izejmateriāliem, lūžņiem, krāšņu oderējuma utt. Tie maz ietekmē tēraudu īpašības, jo to koncentrācija ir niecīga. No lūžņiem tēraudos nonāk Cr, Ni un Sn, no rūdas – Cu, Ni, Cr un W. Materiāla kvalitāte ir atkarīga arī no ražošanas kultūras, izejmateriālu tīrības un tehnoloģiskā procesa.

5.6. Leģējošo elementu ietekme

Neleģētie tēraudi daudzos gadījumos neapmierina mašīnbūves prasības, jo tiem nav vajadzīgā mehānisko un fizikālo īpašību kompleksa. Piekausējot neleģētiem tēraudiem leģējošos elementus daudzumos, kas pārsniedz LVS EN 10250-2 norādīto

daudzumu, iegūst leģētos tēraudus. Relatīvi lēti un nedeficīti elementi ir mangāns, silīcijs, hroms. Papildus šos materiālus dažreiz leģē ar dārgākiem elementiem – titānu, boru, slāpekli. Lai iegūtu materiālus ar paaugstinātu stiprību, stigrību un ilgizturību paaugstinātu slodžu apstākļos, tēraudus papildus leģē ar daudz dārgākiem un deficītiem elementiem – niķeli, vanādiju, molibdēnu, volframu, niobiju u.c. Leģējot tēraudiem nodrošina vēlamu attiecību starp stiprību un stigrību un ievērojami pazemina temperatūru, kurā tērauds kļūst trausls. Leģēšana uzlabo tērauda dziļrūdāmību un samazina rūdīšanas kritisko ātrumu. Leģētie tēraudi iegūst martensīta struktūru, rūdot eļļā. Leģējošie elementi var veidot ar dzelzi cietos šķīdumus, leģētu cementītu, speciālus karbīdus vai intermetāliskus savienojumus.

Atkarībā no leģējošo elementu ietekmes uz kritisko punktu stāvokli un vienlaikus uz Fe_{α} un Fe_{γ} stabilitāti, leģētos tēraudus iedala austenīta, ferīta, perlīta, ledeburīta un martensīta klases tēraudos.

Tēraudiem, kas pietiekamā daudzumā leģēti ar mangānu, niķeli un kobaltu, ir paplašināts Fe_{γ} apgabals un austenīts ir stabils arī normālā temperatūrā. Tie ir austenīta klases leģētie tēraudi.

Tēraudiem, kas leģēti ar hromu, molibdēnu, volframu, vanādiju, silīciju, alumīniju un citiem elementiem, ir sašaurināts Fe_{γ} apgabals, bet ievērojami paplašināts Fe_{α} apgabals. Tie ir ferīta klases leģētie tēraudi.

Tēraudus, kuru struktūrā ir ledeburīta tipa eitektika, pieskaita ledeburīta klases tēraudiem. Tie parasti satur lielu daudzumu leģējošo elementu.

Tēraudi, kuri pēc sakarsēšanas līdz 900 °C, atdziestot gaisā veido martensīta struktūru, pieskaitāmi martensīta klases tēraudiem.

Visi leģējošie elementi, izņemot kobaltu, palēnina austenīta izotermiskās sairšanas procesu.

Atkarībā no mijiedarbības ar oglekli leģējošos elementus iedala:

- karbīdus veidojošie – mangāns, hroms, molibdēns, volframs, vanādijs, titāns;
- grafitizējošie – silīcijs, niķelis, varš un alumīnijs (silīcijs un niķelis šķīst ferītā vai austenītā);
- neitrālais elements – kobalts atrodas cietos šķīdumos un neizraisa ne karbīdu veidošanos, ne arī grafitizāciju.

Ja karbīdus veidojošo elementu tēraudā ir nedaudz, tie daļēji aizvieto dzelzs atomus cementīta kristāliskajā režģī un veido legēto cementītu $(\text{FeCr})_3\text{C}$, $(\text{FeW})_3\text{C}$ u.c. Ja legējošo elementu koncentrācija ir liela, veidojas īpaši karbīdi, kuros šķīst dzelzs, piemēram, hroma karbīdā Cr_7C_3 šķīst līdz 60 % dzelzs un rodas karbīds $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$.

Elementi, kuri neveido karbīdus, austenīta stabilitāti palielina, bet neizmaina tā izotermisko līkņu raksturu. Turpretim karbīdus veidojošie elementi ne tikai palēnina austenīta izotermisko saīršanu, bet izmaina arī līkņu raksturu.

Legējošie elementi, palielinot austenīta stabilitāti, samazina rūdīšanas kritisko ātrumu un palielina dziļrūdāmību. Lielākā daļa elementu pazemina martensītisko pārvērtību sākuma temperatūru un palielina paliekošā austenīta daudzumu. Karbīdus veidojošie elementi, izņemot mangānu, bremzē austenīta graudu augšanu tērauda karsēšanas procesā. Lielākā legējošo elementu daļa ievērojami palēnina difūzijas norises tērauda atlaidināšanā.

Mangāns palielina tērauda dziļrūdāmību, stiprību un elastību. Ja mangāna saturs sasniedz 13 % un vairāk, tērauds iegūst austenīta struktūru, plastiskās deformācijas rezultātā paaugstinās triecienizturība un nodilumizturība. Mangāns veicina graudu augšanu un atlaidināšanas trauslumu.

Silīcijs palielina tērauda stiprību, nodilumizturību, elastību, dziļrūdāmību un antifrikcijas īpašības, bet samazina plastiskumu, paaugstina rūdīšanas, normalizācijas un atkvēlināšanas temperatūras.

Niķelis palielina dziļrūdāmību (sevišķi kopā ar hromu), veicina stiprības un korozijizturības palielināšanos augstās temperatūrās. Rūdītām struktūrām nodrošina smalkgraudainu struktūru ar augstu stiprību, plastiskumu un stigrību. Niķelis uzlabo arī cementēta slāņa mehāniskās īpašības.

Hroms ir karbīdus veidojošs elements, kas palielina dziļrūdāmību, cietību un nodilumizturību. Tēraudiem ar hroma saturu virs 11 % piemīt augsta korozijizturība un karstumizturība. Hroms piedod tēraudam atlaidināšanas trauslumu.

Molibdēns ir karbīdus veidojošs elements, kas palielina dziļrūdāmību, samazina tērauda noslieci uz atlaidināšanas trauslumu, veicina smalkgraudainību, palielina stiprību, plastiskumu un stigrību.

Titāns ir karbīdus veidojošs elements, kas kopā ar hromu un mangānu veicina smalkgraudainību, korozijizturību un rūdītā stāvoklī palielina tēraudu cietību.

Alumīnijs smalcina graudus, paaugstina triecienstigrību, palielina korozijizturību.

Vanādijs ir karbīdus veidojošs elements, nelielos daudzumos veicina smalkgraudainību, metināmību, cietības saglabāšanos atlaižinot un tēraudu stigrības pieaugumu.

Volframs ir efektīvs karbīdus veidojošs elements, veicina struktūras viendabību, nodrošina rūdītām un atlaižinātām struktūrām augstu cietību un sarkankvēles izturību.

Bors nelielos daudzumos (līdz 0,007 %) stipri palielina hroma-molibdēna tēraudu dziļrūdāmību.

6. MATERIĀLI UZ DZELZS BĀZES

Visus materiālus, kuru pamatmetāls ir dzelzs, sauc par melniem metāliem. Visus melnos metālus iedala tēraudos ($C = 0,01...2,14 \%$) un čugunos ($C = 2,14...6,67 \%$). Tēraudus atkarībā no leģējošo elementu daudzuma iedala nelegētos un legētos tēraudos.

6.1. Tēraudu klasifikācija un marķēšana

Tēraudu klasifikācija pēc Eiropas un kopš 2004. gada arī Latvijas standartiem dota standartā LVS EN 10020 „Tēraudu veidu noteikšana un klasifikācija”.

Šajā standartā visus tēraudus iedala nelegētos, nerūsošos un pārējos legētos.

Ar terminu nelegētie tēraudi ir aizstāts agrāk lietotais termins oglekļa tēraudi, jo tēraudu ražošanas procesā tajos bez dzelzs un oglekļa vienmēr piemaisījumu veidā sastopami arī citi elementi. Piederību vienai vai otrai tēraudu grupai nosaka šo elementu daudzums.

Nelegētajos tēraudos pieļaujamo piemaisījumu daudzumu procentos nosaka standarts LVS EN 10250-2 (2002. g. janv.): Al, Co, Cr, Ni, W – ne vairāk par 0,30 %; B – ne vairāk par 0,0008 %; Bi, La, Se, Te, V – ne vairāk par 0,10 %; Cu, Pb – ne vairāk par 0,40 %; Mn – ne vairāk par 1,65 %; Mo – ne vairāk par 0,08 %; Nb – ne vairāk par 0,06 %; Si – ne vairāk par 0,60 %; Ti, Zr – ne vairāk par 0,05 %; pārējie (izņemot C, P, S, N) – ne vairāk par 0,10 % katrs.

Nerūsošie tēraudi ir tēraudi, kuros ir vismaz 10,5 % hroma un ne vairāk par 1,2 % oglekļa.

Pārējie legētie tēraudi ir tēraudi, kuri neatbilst nerūsošo tēraudu definīcijai un kuros vismaz viena leģējošā elementa saturs pārsniedz standartā LVS EN 10250-2 nosaukto daudzumu, kādu drīkst saturēt nelegētie tēraudi.

Nelegētos tēraudus iedala kvalitātes tēraudos un speciālos tēraudos.

Nelegētie speciālie tēraudi izpilda vienu vai vairākas sekojošas prasības:

- noteiktu minimālo triecienizturību pēc rūdīšanas un atlaidināšanas;
- noteiktu cietību vai virsmas cietību pēc rūdīšanas, rūdīšanas un atlaidināšanas vai virsmas nocietināšanas;
- sevišķi zemu nemetālisko ieslēgumu saturu;

- ierobežotu sēra un fosfora saturu ($\leq 0,020$ % analīzēm no kausa vai $\leq 0,025$ % izstrādājumu analīzēm);
- noteiktu minimālo triecienizturību zemā temperatūrā (-50 °C);
- tēraudi kodolreaktoriem ar samazinātu vara, kobalta, vanādijs saturu;
- noteiktu elektrovadāmību $> 9 \text{ Sm}\cdot\text{mm}^{-2}$;
- tēraudi ar nocietināmu virsmu un nelielu oglekļa saturu (0,25 %);
- iepriekš slogoti tēraudi.

Nelegētie kvalitātes tēraudi ir tēraudi ar speciālām prasībām attiecībā uz īpašībām, piemēram, stiprību, graudu lielumu, un tiem pieskaitāmi visi pārējie nelegētie tēraudi, kuri nav piederīgi speciāliem.

Nerūsošos tēraudus pēc niķeļa satura iedala tēraudos ar niķeļa saturu, mazāku par 2,5 % un tēraudos ar niķeļa saturu 2,5 % un vairāk. Vēl nerūsošos tēraudus iedala korozijizturīgos, karstumizturīgos un izturīgos pret šļūdi.

Pārējos legētos tēraudus iedala kvalitātes legētos tēraudos un speciālos legētos tēraudos.

Kvalitātes legētie tēraudi ir tēraudi ar speciālām prasībām attiecībā uz īpašībām, piemēram, stiprību, graudu lielumu vai formējamību. Tie visumā nav piemēroti rūdīšanai un atlaidināšanai vai virsmas nostiprināšanai. Pie kvalitātes legētiem tēraudiem pieskaitāmi smalkgraudaini metināmi tēraudi, tai skaitā tēraudi cauruļu un spiediena trauku izgatavošanai, tēraudi ar noteiktu minimālo tecēšanas spriegumu, tēraudi ar noteiktu legējošo elementu daudzumu un triecienizturību zemās temperatūrās. Tiem pieskaitāmi legētie tēraudi sliežu, lokšņu velmēšanas rāmju izgatavošanai, tēraudi aukstā stāvoklī deformējamu lokšņu izgatavošanai ar noteiktu legējošo elementu saturu, tēraudi, kuros varš ir vienīgais legējošais elements, legētie elektrotēraudi ar speciālām īpašībām.

Speciālie legētie tēraudi, kuros neietilpst nerūsošie tēraudi, raksturojas ar precīzu ķīmisko sastāvu un īpašu ražošanas uzraudzību, lai nodrošinātu paaugstinātas īpašības. Tiem pieskaitāmi visi pārējie legētie tēraudi, kuri nav piederīgi kvalitātes legētiem tēraudiem. Pie speciālajiem legētajiem tēraudiem pieskaitāmi legētie konstrukciju tēraudi, tēraudi zem spiediena strādājošiem traukiem, gultņu tēraudi, instrumentu

tēraudi, ātrgriezējtēraudi, tēraudi ar speciālām fizikālām īpašībām, piemēram, ar noteiktu termiskās izplešanās koeficientu vai tēraudi ar augstu elektrisko pretestību.

Atkarībā no pielietojuma tēraudus iedala konstrukciju, instrumentu un speciālos tēraudos.

Atkarībā no oglekļa satura tēraudus iedala mazoglekļa ($C < 0,25 \%$), ar vidēju oglekļa saturu ($C = 0,3...0,5 \%$), ar augstu oglekļa saturu ($C > 0,50 \%$).

Atkarībā no mikrostruktūras tēraudus iedala pirmseitektoidos ($C < 0,80 \%$), eitektoidos ($C = 0,80 \%$) un aizeitektoidos ($C > 0,80 \%$).

Tēraudu apzīmējumu sistēma, tēraudu nosaukumi un galvenie simboli doti standartā LVSEN 10027-1 „Tēraudu apzīmējumu sistēma. 1.daļa: Tēraudu nosaukumi, galvenie simboli”. Šajā standartā ieteikts visus tēraudus iedalīt divās grupās: pēc tēraudu pielietošanas un mehāniskajām vai fizikālajām īpašībām; pēc ķīmiskā sastāva.

Apzīmējot tēraudus pēc to pielietošanas un mehāniskajām vai fizikālajām īpašībām, uzdod sekojošus simbolus: S – vispārējas nozīmes konstrukciju tērauds; P – tērauds zem spiediena strādājošiem traukiem; L – cauruļu tērauds; E – mašīnbūves tērauds; B – dzelzsbetona stiegru tērauds; H – auksti velmētu lokšņu tērauds aukstai vilkšanai.

Visiem augstāk minētajiem simboliem apzīmējumā seko skaitlis, kas uzrāda augstāko (R_{eH}) vai zemāko (R_{eL}) tecēšanas spriegumu, vai nosacīto tecēšanas spriegumu R_p , vai tecēšanas spriegumu pie maksimālā pagarinājuma (R_t), $N \cdot mm^{-2}$. Tas dots materiālam ar minimālo standartos uzdoto biezumu vai diametru.

Ar simbolu Y apzīmē tēraudus iepriekš spriegotiem izstrādājumiem, ar simbolu R – sliežu tēraudus. Aiz minētajiem simboliem apzīmējumā seko skaitlis, kas uzrāda minimālo stiprību stiepē R_m , $N \cdot mm^{-2}$.

Ar simbolu D apzīmē tēraudus, kas domāti plakanu izstrādājumu aukstai štancēšanai. Aiz tā seko viens no sekojošiem burtiem: C – auksti velmētiem izstrādājumiem; D – karsti velmētiem izstrādājumiem; X – izstrādājumiem, kuru velmēšanas veids nav noteikts. Aiz tā seko divi simboli, kas raksturo tēraudu un kurus nosaka atbildīgā institūcija.

Ar simbolu T apzīmē tēraudus, kas domāti plakaniem ar alvu pārklātiem izstrādājumiem. Aiz tā vienreiz atjaunotiem izstrādājumiem seko burts H ar sekojošu

skaitli, kas norāda vidējo cietību pēc Rokvela *HR 30Tm*. Divreiz atjaunotiem izstrādājumiem apzīmējumā aiz simbola T seko skaitlis, kas atbilst nominālai tecēšanas robežai, $N \cdot mm^{-2}$.

Ar simbolu M apzīmē elektrotehniskos tēraudus.

Apzīmējot tēraudus pēc to ķīmiskā sastāva, izšķir 4 grupas:

- nelegētie tēraudi ar vidējo mangāna saturu, mazāku par 1 %;
- nelegētie tēraudi ar vidējo mangāna saturu, vienādu/lielāku par 1 %, nelegētie tēraudi (*freecutting*) un legētie tēraudi (izņemot ātrgriezējtēraudus), kuru sastāvā neviens no legējošiem elementiem nesasniedz 5 %;
- legētie tēraudi (izņemot ātrgriezējtēraudus), kuru sastāvā kaut viens no legējošiem elementiem sasniedz 5 %;
- ātrgriezējtēraudi.

Pie *pirmās* grupas piederīgo tēraudu apzīmējumā vispirms rakstāms simbols C un aiz viņa seko skaitlis, kas uzrāda vidējo oglekļa saturu procentos, pareizinātu ar skaitli 100.

Pie *otrās* grupas piederīgo tēraudu kodēšanas (marķēšanas) sistēmā jābūt iekļautiem šādiem simboliem:

- skaitlim, kas norāda vidējo oglekļa saturu procentos, pareizinātu ar skaitli 100;
- legējošo elementu ķīmiskajiem simboliem alfabētiskā kārtībā;
- skaitļiem, kas norāda legējošo elementu vidējo saturu procentos, reizinātu ar faktora koeficientu.

<i>Faktora koeficienti:</i>	Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	×4;
	Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr	×10;
	C, Ce, N, P, S	×100;
	B	×1000.

Piemērs: **13 CrMo 4-5**: C = 0,13 %, Cr = 4/4 = 1 %, Mo = 5/10 = 0,5 %.

Pie *trešās* grupas piederīgo tēraudu kodēšanas (marķēšanas) sistēmā iekļaujami šādi simboli:

- burts X;
- skaitlis, kas norāda vidējo oglekļa saturu procentos, pareizinātu ar skaitli 100;

- leģējošo elementu ķīmiskie simboli;
- skaitļi, kas atbilstošā secībā norāda leģējošo elementu vidējo saturu %.

Piemērs: **X 4CrNi 18-10**: C = 0,04 %; Cr = 18 %; Ni = 10 %.

Ceturtās grupas tēraudu (ātrgriezējtēraudu) marķēšanas sistēmā iekļaujami šādi simboli:

- burti HS;
- skaitļi, kas norāda leģējošo elementu vidējo saturu procentos šādā secībā:
volframs – W, molibdēns – Mo, vanādijs – V, kobalts – Co.

Jāatzīmē, ka visos ātrgriezējtēraudos ir aptuveni 0,8...2 % oglekļa un aptuveni 4 % hroma un šos elementus apzīmējumā neiekļauj.

Piemērs: **HS 6-5-2-5**: W = 6 %; Mo = 5 %; V = 2 %; Co = 5 %; bez tam C = 0,8 %, Cr = 4 %, Fe – pārējais.

6.2. Neleģētie konstrukciju tēraudi

Neleģētiem konstrukciju tēraudiem, kas iegūti karstās velmēšanas rezultātā, tehniskie piegādes nosacījumi, markas, dezoksidācijas metode, ķīmiskais sastāvs, mehāniskās īpašības un lokšņu materiāliem ieteicamie minimālie liekuma rādiusi doti standartos LVS EN 10025-1 un LVS EN 10025-2.

Oglekļa ekvivalenta CEV noteikšanai piedāvāta šāda izteiksme:

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}.$$

Neleģēto tēraudu oglekļa, fosfora un sēra sastāvs atkarībā no prasībām dots trīs veidos: minimālās vērtības, ja tēraudus izmanto speciālām vajadzībām; nominālās vērtības; maksimālās oglekļa ekvivalenta vērtības. Speciālām vajadzībām izmantojamo neleģēto konstrukciju tēraudu markas, ķīmiskais sastāvs, mehāniskās īpašības apkopotas 2. tabulā.

Neleģēto kvalitātes un speciālo tēraudu tehniskie piegādes nosacījumi, markas, ķīmiskais sastāvs, mehāniskās īpašības un ieteicamie termiskās apstrādes režīmi doti standartos LVS EN 10250-2 un LVS EN 10277-2. Neleģēto kvalitātes un speciālo tēraudu markas, ķīmiskais sastāvs, mehāniskās īpašības normalizētā stāvoklī apkopotas 3. tabulā.

Nelegēto konstrukciju tēraudu markas

Tērauda marka	Ķīmiskais sastāvs, %			Stiprība stiepē R_m , MPa	Minimālais tecēšanas spriegums R_{eH} , MPa	Relatīvais pagarinājums A velmēšanas virzienā, %
	C	P	S			
S235JR	0,17	0,035	0,035	360...510	235	26
S235J0	0,17	0,030	0,030	360...510	235	26
S235J2	0,17	0,025	0,025	360...510	235	26
S275JR	0,21	0,035	0,035	430...580	275	23
S275J0	0,18	0,030	0,030	430...580	275	23
S275J2	0,18	0,025	0,025	430...580	275	23
S355JR	0,24	0,035	0,035	510...680	355	22
S355J0	0,20	0,030	0,030	510...680	355	22
S355J2	0,20	0,025	0,025	510...680	355	22
S355K2	0,20	0,025	0,025	510...680	355	22
S450J0	0,20	0,030	0,030	550...720	450	17
S185	–	–	–	310...540	185	18
E295	–	0,045	0,045	490...660	295	20
E335	–	0,045	0,045	590...770	335	16
E360	–	0,045	0,045	690...900	360	11

Mazoglekļa tēraudos oglekļa saturs nepārsniedz 0,22 % un tajos ir relatīvi mazs nedeficīto legējošo elementu saturs. Tēraudus ar mazu oglekļa saturu – C10, C15, C16, S185 izgatavo plānu lokšņu vai stiepļu veidā, kuras pakļauj aukstai štancēšanai ar dziļo izvilkšanu vai izvilkšanai. Mazoglekļa mazlegētie tēraudi labi apstrādājas ar spiedienu (štancējas), labi metinās, neveidojot pie tam rūdīšanas struktūras termiskās ietekmes zonā. Lokšņu tēraudus plaši pielieto štancētu detaļu izgatavošanā. Profilētus tērauda velmējumus izmanto mašīnbūvē un celtniecībā metinātu konstrukciju izgatavošanā. Svarīgi, lai silīcija saturs šajos tēraudos būtu minimāls. Mazoglekļa tēraudus izmanto štancētu un metinātu izstrādājumu, mākslas kalumu un metināšanas stiepļu izgatavošanai.

Nelegēto kvalitātes un speciālo tēraudu markas, ķīmiskais sastāvs, mehāniskās īpašības normalizētā stāvoklī

Tērauda marka	Ķīmiskais sastāvs, %,			Stiprība stiepē R_m , MPa	Minimālais tecēšanas spriegums R_{el} , MPa	Relatīvais pagarinājums A_{min} velmēšanas virzienā, %	Trieclen-izturība KV_{min} , J
	C	P _{max}	S _{max}				
S235JR	0,20 _{max}	0,045	0,045	340	215	24	35
S235J2	0,17 _{max}	0,035	0,035	340	215	24	35
S355J2	0,22 _{max}	0,035	0,035	490	315	20	35
C10	0,08...0,12	0,045	0,045	280	160	40	—
C15	0,12...0,17	0,045	0,045	340	180	35	—
C16	0,13...0,18	0,045	0,045	350	190	33	—
C22	0,17...0,24	0,045	0,045	410	210	25	—
C25	0,22...0,29	0,045	0,045	440	230	23	35
C25E	0,22...0,29	0,035	0,035	440	230	23	35
C30	0,27...0,34	0,045	0,045	480	250	21	—
C35	0,32...0,39	0,045	0,045	520	270	19	30
C35E	0,32...0,39	0,035	0,035	520	270	19	30
C40	0,37...0,44	0,045	0,045	550	290	17	—
C45	0,42...0,50	0,045	0,045	580	305	16	—
C45E	0,42...0,50	0,035	0,035	580	305	16	—
C50	0,47...0,55	0,045	0,045	610	320	14	—
C55	0,52...0,60	0,045	0,045	640	330	12	—
C55E	0,52...0,60	0,035	0,035	640	330	12	—
C60	0,57...0,65	0,045	0,045	670	340	11	—
C60E	0,57...0,65	0,035	0,035	670	340	11	—
28Mn6	0,25...0,32	0,035	0,035	600	310	18	35
20Mn5	0,17...0,23	0,035	0,035	530	300	22	50

Tēraudus C22, C25, C30, S235, S275 normalizētā stāvoklī izmanto nelielas stiprības detaļu izgatavošanai, metinātu konstrukciju veidošanai. Plaši šos tēraudus izmanto tādu neliela izmēra cementējamu un cianējamu detaļu izgatavošanai, kurām

jānodrošina nodilumizturīga virskārta un stigra serdes daļa, piemēram, zobratiem, virzuļu pirkstiem.

Tēraudiem ar vidēju oglekļa saturu – C35, C40, C45, S295, S335 pēc normalizācijas ir liela stiprība, bet pazemināta stigrība un plastiskums. Tos lieto gan normalizētā stāvoklī, gan arī pēc uzlabošanas (norūda un pēc tam veic augsto atlaidināšanu). Uzlabotā stāvoklī šiem tēraudiem ir liela stigrība, liela ilgizturība un tos izmanto cikliski slogotu detaļu (nelielu vārpstu, kloķu, klaņu, asu, zobratu) izgatavošanai.

Tēraudiem ar oglekļa saturu 0,50...0,60 % – C50, C55, C60 pēc normalizācijas ir liela stiprība, zema stigrība un plastiskums. Tos lieto gan normalizētā stāvoklī, gan arī pēc termiskās apstrādes (norūda un pēc tam veic vidējo atlaidināšanu), lai iegūtu izstrādājumus ar maksimālu elastību, piemēram, spirālveida un slokšņu atsperes, vērpes stieņus, atsperu ecēšanas u.c.

6.3. Nelegētie instrumentu tēraudi

Nelegēto instrumentu tēraudu tehniskie piegādes nosacījumi, markas, ķīmiskais sastāvs, cietība atkvēlinātā stāvoklī un termiskās apstrādes režīmi doti standartā LVS EN ISO 4957 un apkopotī 4. tabulā.

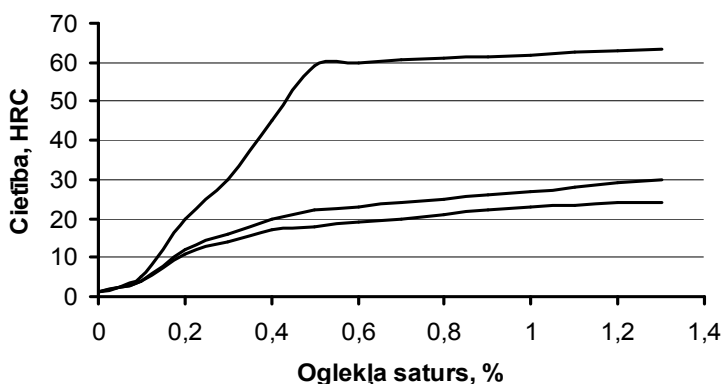
4. tabula

Nelegēto instrumentu tēraudu tehniskie piegādes nosacījumi, markas, ķīmiskais sastāvs, cietība atkvēlinātā stāvoklī un termiskās apstrādes režīmi

Tērauda marka	Ķīmiskais sastāvs, %					Cietība atkvēlinātā stāvoklī HB_{max}	Termiskās apstrādes režīmi, ja rūda ūdenī		
	C vid	Si max	Mn max	P max	S max		Karsēšanas temperatūra rūdot, °C	Atlaidināšanas temperatūra, °C	Cietība HRC _{min}
C45U	0,45	0,4	0,8	0,03	0,03	207	810	180	54
C70U	0,70	0,3	0,4	0,03	0,03	183	800	180	57
C80U	0,80	0,3	0,4	0,03	0,03	192	790	180	58
C90U	0,90	0,3	0,4	0,03	0,03	207	780	180	60
C105U	0,105	0,3	0,4	0,03	0,03	212	780	180	61
C120U	0,120	0,3	0,4	0,03	0,03	217	770	180	62

Par nelegētiem instrumentu tēraudiem sauc tēraudus ar oglekļa saturu 0,7 % un vairāk (izņēmums ir tērauds C45U). Tiem pēc rūdīšanas un zemās atlaidināšanas ir atlaidināšanas martensīta mikrostruktūra un piemīt liela cietība (HRC līdz 65), stiprība un nodilumizturība. Nelegētiem instrumentu tēraudiem (skat. 4. tabulu) apzīmējumā ir burts C, kam seko skaitlis, kas norāda oglekļa saturu procenta simtdaļās, un burts U. Nelegēto instrumentu tēraudu C70U izmanto triecienizturīgu, stīgru instrumentu (āmuru, cirtņu, plakanknaibļu, kokapstrādes instrumentu u.c.) izgatavošanai. Instrumentu tēraudu C80U izmanto krustcirtņu, šanču puansonu un matricu, skrūvgriežu, galdnieku instrumentu izgatavošanai.

No materiāla C90U izgatavo punktsižus, skulptoru instrumentus, asknaibles, kalibrus u.c. rokas instrumentus. Instrumentu tēraudu C105U izmanto vītņurbju, rīvurbju, ēvelēšanas griežņu, vītņu ripiņu, šāberu, ķirurģisko instrumentu, spirālurbju un citu cietu instrumentu izgatavošanai. Sevišķi cietu statiski slogotu instrumentu (vīles, žiletas, šāberi) izgatavošanai izmanto tēraudu C120U. Nelegēto tēraudu maksimālā cietība atkarībā no oglekļa satura un termiskās apstrādes veida pēc rūdīšanas ūdenī, vai pēc normalizācijas, vai pēc pilnās atkvēlināšanas parādīta 6.1. attēlā.



6.1. att. Nelegēto tēraudu maksimālā cietība atkarībā no oglekļa satura un termiskās apstrādes veida: augšējā līkne – pēc rūdīšanas ūdenī, vidējā – pēc normalizācijas, apakšējā – pēc pilnās atkvēlināšanas

6.4. Čugunu klasifikācija, marķēšana, īpašības

Par čuguniem sauc dzelzs oglekļa sakausējumus ar oglekļa saturu no 2,14 līdz 6,67 %. Visus čugunus iedala baltajos jeb pārstrādājamajos čugunos un grafitizētajos.

Baltos čugunus iedala pirmseitektiskos ($C = 2,14 \dots 4,3 \%$), eitektiskajā ($C = 4,3 \%$) un aizeitektiskos ($C = 4,3 \dots 6,67 \%$). Baltie čuguni veidojas pie liela dzesēšanas ātruma un sastāv no ledeburīta, cementīta un perlīta (tikai pirmseitektiskiem čuguniem). Grafitizētie čuguni atkarībā no grafitā formas iedalās pelēkajos, kaļamajos, sferoidālos jeb augstas stiprības un speciālajos. Pēc metāliskās pamatnes mikrostruktūras grafitizētos čugunus iedala ferītiskos, perlītiskos un ferītiski perlītiskos.

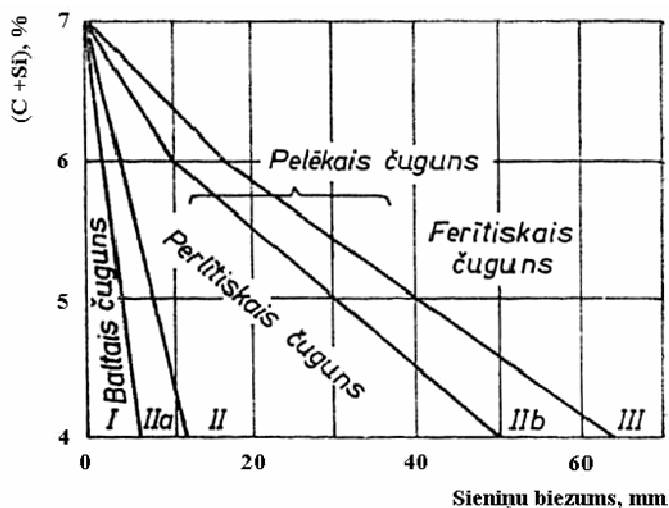
Čugunus marķē pēc standarta LVS EN 1560: 2002.

Ogleklis čugunos var atrasties ķīmiski saistītā (Fe_3C) vai brīvā veidā kā dažādas formas grafitā ieslēgumi. Cementīts (Fe_3C) piešķir materiāla lūzumam gaišu toni, tādēļ cementītu saturošus čugunus sauc par baltajiem čuguniem. Grafitizētiem čuguniem raksturīga daudz mazāka cietība, jo tajos nav cementīta un ledeburīta, no kuriem termiskās apstrādes rezultātā veidojas grafitis. Grafitis lūzumam piedod pelēcīgu toni. Grafitizētiem čuguniem piemīt spēja slāpēt mainīgu slodžu un vibrāciju radītās svārstības. Šo īpašību dēļ čuguni ir labs konstrukciju materiāls. Tie daudzos gadījumos aizstāj relatīvi dārgāko tēraudu. No čuguna izgatavo pat kloķvārpstas. Grafitā ieslēgumi palielina čuguna nodilumizturību (grafīts darbojas kā ziežviela) un atvieglo apstrādi griežot. Čuguna stiprība ir atkarīga no grafitā ieslēgumu daudzuma, lieluma un formas. Grafitā ieslēgumus smalcina, šķīdram čugunam pievienojot modifikatorus: ferosilīciju vai silikokalciju.

Čugunā bez dzelzs un oglekļa ietilpst arī silīcijs, mangāns, fosfors un sērs, bet leģētajos čugunos arī niķelis, hroms, molibdēns, titāns, varš u.c. Katram elementam ir sava atšķirīga ietekme uz čuguna kristalizācijas procesu, mikrostruktūru un īpašībām. Oglekļa saturs čuguna lējumos var būt $3,5 \dots 4,0 \%$. Palielinot tā saturu, pastiprinās grafitā izdalīšanās, palielinās arī grafitā ieslēgumu lielums. Mazāko oglekļa daudzumu pieļauj biezsienu lējumiem, bet lielāko – plānsienu lējumiem.

Silīcijs veicina grafitizācijas procesu. Ar dzelzi tas veido aizvietošanas tipa cieto šķīdumu. Silīcija daudzums čugunos var būt $0,5 \dots 4,5 \%$.

Oglekļa un silīcija kopējā ietekme uz čuguna struktūru dota diagrammā (skat. 6.2. att.). Pēc tās var noteikt oglekļa un silīcija daudzumu, kāds nepieciešams noteiktas struktūras lējumu ieguvei ar sienīņu biezumu 50 mm.



6.2. att. Oglekļa un silīcija ietekme uz čuguna struktūru

Mangāns šķīst ferītā un cementītā, kā arī veido karbīdu Mn_3O . Mangāns nedaudz kavē čuguna grafitizāciju, bet neitralizē sēra kaitīgo ietekmi.

Fosfora ietekme uz čuguna īpašībām būtiski atšķiras no tā ietekmes uz tēraudu. Nelielos daudzumos tas ir vēlams piemaisījums, jo palielina šķidrplūstamību, kam svarīga nozīme, ražojot plānsienu lējumus. Fosfors palielina čuguna nodilumizturību, bet pasliktina apstrādājamību ar griezējinstrumentiem. Līdz 0,3 % fosfora izšķīst čuguna metāla masā, bet, pārsniedzot šķīdības robežu, veidojas fosfīdu eitektika ar kušanas temperatūru 950...980 °C. Ja fosfora saturs ir lielāks par 0,7 %, tad fosfīdu eitektika izdalās tīkla veidā pa graudu robežām un čuguns kļūst trausls. Atbildīgiem čuguna lējumiem fosfora daudzumu pieļauj 0,2...0,3 %, bet lējumiem, kas strādā intensīvas dilšanas apstākļos, – 0,7...0,8 %. Plānsienu mākslas lējumos fosfora daudzumu palielina līdz 1 %, lai uzlabotu čuguna šķidrplūstamību.

Sērs ir nevēlams piemaisījums. Čugunā tas nokļūst no kurināma un rūdām. Sērs veicina čuguna balināšanos, samazina šķidrplūstamību un rada gāzu pūslīšus. Tā balinošā ietekme ir 5...6 reizes lielāka nekā mangānam. Sērs ar dzelzi veido savienojumu FeS , kura ietekme uz čugunu ir analoga ietekmei uz tēraudu.

Ūdeņradis ir nevēlams piemaisījums. Tas paaugstina cementīta stabilitāti un veicina čuguna balināšanos. Ūdeņraža daudzumu čugunā samazina, padodot vagrankā sausāku gaisu.

Niķelis veicina grafitizāciju, smalcina graudus, palielina nodilumizturību. Ja niķeļa daudzums sasniedz 13 %, hroma un vara klātbūtnē veidojas čuguns ar sevišķi augstu nodilumizturību un korozijizturību.

Hroms veicina karbīdu veidošanos, paaugstina karstumizturību, korozijizturību un nodilumizturību.

Molibdēns un titāns kavē grafitizāciju, smalcina čuguna struktūru, būtiski palielina nodilumizturību.

Alumīnijs veicina grafitizāciju, palielina stiprību.

Varš veicina grafitizāciju, palielina stiprību un nodilumizturību.

Fosfors būtiski uzlabo čugunu lejamību.

Magnijs veicina grafitā sfēroidizāciju, palielina čuguna stiprību un stigrību.

Grafitizācijas procesu veicina lējumu lēna atdzesēšana. Atdzesēšanas ātrums ir atkarīgs no lējumu sienīņu biezuma. Biezsienu lējumi dzīst relatīvi lēnāk, un to grafitizācija noris pilnīgāk. Lai nodrošinātu grafitizāciju, ražojot plānsienu lējumus, čugunā palielina oglekļa un silīcija saturu.

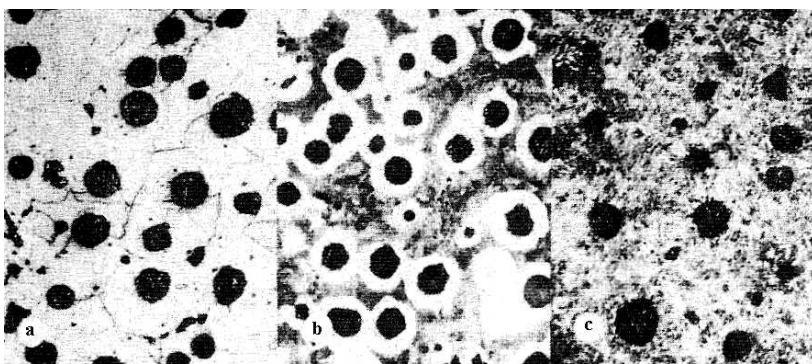
Baltajos čugunos viss ogleklis ķīmiski saistīts cementīta veidā. Tas materiālam piešķir lielu cietību (*HB 700*) un trauslumu. Praksē ražo pelēko čugunu lējumus ar balinātu virskārtu (10...30 mm dziļumā). To iegūst, lējumus ražojot metāla veidnēs (kokilēs), kurās tie strauji atdziest. Tādā veidā ražo detaļas, kas pakļautas berzei (velmji, vagonu riteņi, dzirnavu lodes u.c.).

Čugunu mehāniskās īpašības ir atkarīgas no pamatstruktūras īpašībām un no grafitā ieslēgumu formas, izmēriem un daudzuma. Grafitam ir maza stiprība, tādēļ to var uzskatīt par plaisām čugunā. Atkarībā no grafitā formas un veidošanās apstākļiem izšķir pelēkos, kaļamos un sfēriskos grafitizētos čugunos.

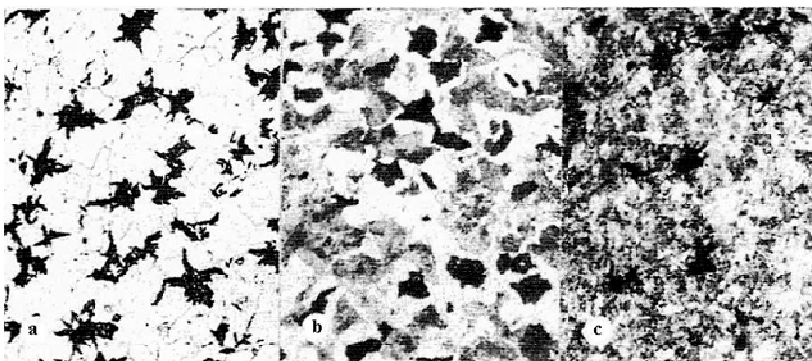
Pelēkajos čugunos grafitis ir plāksnīšu veidā (skat. 6.3. att.) un tas visnelabvēlīgāk sadala čuguna metālisko pamatni. Tādēļ pelēkajam čugunam ir zema robežstiprība stiepē un plastiskums tuvs nullei. Kaļamajos čugunos grafitis ir pārsļu veidā (skat. 6.4. att.), un tas mazāk nekā plāksnītes sadala metālisko pamatni, tādēļ mehāniskās īpašības ir labākas. Augstas stiprības čugunos grafitam ir lodīšu forma (skat. 6.5. att.), un tas vismazāk vājina čuguna stiprību.



6.3. att. Pelēko čugunu mikrostruktūras (×200):
a – ferīts un grafiņš (GJL 100); b – ferīts, perlīts un grafiņš (GJL 250);
c – perlīts un grafiņš (GJL 350).



6.4. att. Sfērisko grafitizēto (augstas stiprības) čugunu mikrostruktūras (×200):
a – ferīts un grafiņš (GJS 350-22); b – ferīts, perlīts un grafiņš (GJS 500-7);
c – perlīts un grafiņš (GJS 900-2).



6.5. att. Kaļamo čugunu mikrostruktūras (×200):
a – ferīts un grafiņš (GJMB 300-6); b – ferīts, perlīts un grafiņš (GJMB 550-4);
c – perlīts un grafiņš (GJMB 800-1)

Pelēko čugunu mikrostruktūra atšķiras no tērauda mikrostruktūras tikai ar grafiņa klātbūtni. Pelēkos čugunus marķē (LVS EN 1561) ar burtiem GJL un skaitli, kas norāda stiprību stiepē, MPa (skat. 5. tabulu).

Kaļamo čugunu iegūst, atkvēlinot augstās temperatūrās baltā čuguna lējumus. Atkvēlināšanas process noris ilgstoši vairākās stadijās. Lai iegūtu ferīta un pārselveida grafiņa struktūru, jāsadala ledeburīts, sekundārais cementīts un perlīts. Ledeburīta un sekundārā cementīta sadalīšanās noris jau pirmajā grafitizācijas stadijā, izturot 10... 15 stundas 950...1000 °C temperatūrā. Perlīta sastāvā esošā cementīta sadalīšanās noris grafitizācijas otrajā stadijā 760...720 °C temperatūrā un ilgst 25... 30 stundas.

5. tabula

Pelēko čugunu markas, īpašības un pielietojuma piemēri

Čuguna marka	R_m stiepē, MPa (kgf/mitf)	R_m liecē, MPa	HB	Pielietojums
GJL 100 GJL 150	100 150	274 314	143...229 163...229	Lieto maz un vidēji slogotām darbmašīnu statnēm, spararatiem, radiatoru, reduktoru un gultņu korpusiem
GJL 200 GJL 250	200 250	392 451	170...229 180...250	Lieto atbildīgām detaļām, motoru blokiem, čaulām, karteriem, hidrocilindriem, darbmašīnu statnēm, detaļām darbam paaugstinātās temperatūrās
GJL 300 GJL 350	300 350	490 539	181...255 197...270	Lieto ļoti atbildīgām detaļām, spiedņu statnēm, hidrocilindriem, gultņiem u.c.

Lai iegūtu kaļamo čugunu ar perlīta un pārslu veida grafiņa struktūru, nepieciešama tikai grafitizācijas pirmā stadija, bet, lai iegūtu ferīta, perlīta un pārslu veida grafiņa struktūru, otrajai grafitizācijas stadijai jānoris daļēji.

Kaļamos čugunus marķē (LVS EN 1562) ar burtiem GJM, burtu B (melnserdes čuguniem) vai burtu W (baltserdes čuguniem) un diviem skaitļiem, no kuriem pirmais skaitlis norāda čuguna stiprību stiepē, MPa, bet otrais – relatīvo pagarinājumu A , %. Kaļamā čuguna ķīmiskais sastāvs: 2,4...3,0 % C, 0,8...1,5 % Si, 0,3...1,0 % Mn, līdz 1 % S un līdz 0,2 % P.

Melnserdes kaļamo čugunu markas, mehāniskās īpašības un pielietojums doti 6. tabulā.

Melnserdes kaļamo čugunu markas, mehāniskās īpašības un pielietojums

Čuguna marka	R_m stiepē, MPa (kgf/mitf)	A, %	HB	Pielietojums
GJMB 300-6	300	6	100...163	Lieto mazatbildīgām detaļām: ķēžu posmiem, sprūdiem, sajūgiem u.c.
GJMB 350-10	350	10	120...180	
GJMB 450-6	450	6	160...200	Lieto automobiļu tiltu un reduktoru korpusiem, riteņu rumbām, svirām, ieliktņiem u.c.
GJMB 500-5	500	5	190...210	
GJMB 550-4	550	4	210...250	Lieto kardānpārveda dakšām, bremžu lokiem, balstiem, skavām, čaulām, sajūgiem, ventiļiem, pneimatisko darbarīku korpusiem u.c.
GJMB 600-3	600	3	230...280	
GJMB 650-2	650	2	260...300	
GJMB 700-2	700	2	285...325	
GJMB 800-1	800	1	310...350	

Baltserdes kaļamo čugunu markas, mehāniskās īpašības un pielietojums doti 7. tabulā.

Baltserdes kaļamo čugunu markas, mehāniskās īpašības un pielietojums

Čuguna marka	R_m stiepē, MPa (kgf/mitf)	A, %	HB	Pielietojums
GJMW 350-4	350	4	140...180	Lieto mazatbildīgām detaļām: ķēžu posmiem, sprūdiem, sajūgiem u.c.
GJMW 360-12	360	12	160...200	
GJMW 400-5	400	5	180...220	Lieto automobiļu tiltu un reduktoru korpusiem, riteņu rumbām, svirām, ieliktņiem u.c.
GJMW 450-7	450	7	260...300	
GJMW 550-4	550	4	300...340	

Sfēriskos grafitizētos vai augstas stiprības čugunus iegūst, modificējot izkausētu pelēko čugunu ar magniju vai cēziju (0,03...0,07 % no čuguna masas), ar nolūku pārvērst plāksņveida grafitā ieslēgumus lodīšu formā. Citu ķīmisko elementu saturs atbilst to daudzumam pelēkāajā čugunā. Augstas stiprības čuguniem ir labas mehāniskās un liešanas īpašības, liela nodilumizturība un laba apstrādājamība. Parasti tajā ir 3,2...3,6 % oglekļa, 1,6...2,9 % silīcija, 0,3...0,7 % mangāna, ne vairāk par 0,2 % sēra un ne vairāk kā 0,1 % fosfora. Tos lieto atbildīgu detaļu ražošanai (kloķvārpstas,

sadales vārpstas, cilindru galvas, metālapstrādes mašīnu korpusi u.c.). Lai uzlabotu čuguna plastiskumu, stigrību un samazinātu iekšējos spriegumus, sfērisko grafitizēto čugunu lējumus termiski apstrādā (atkvēlina, normalizē, rūda un atlaidina).

Sfēriskos grafitizētos (augstas stiprības) čugunus marķē atbilstoši LVS EN 1563 ar burtiem GJS un diviem skaitļiem, no kuriem pirmais skaitlis norāda stiprību stiepē, MPa, bet otrais – relatīvo pagarinājumu, %. Rūpnieciski ražoto sfērisko grafitizēto (augstas stiprības) čugunu mehāniskās īpašības un pielietojuma piemēri doti 8. tabulā.

8. tabula

Sfērisko grafitizēto čugunu markas, cietība un ķīmiskais sastāvs

Čuguna marka	R_m stiepē, MPa	A , %	HB vidēji	Pielietojums
GJS 350-22	350	22	130	Sūkņu korpusi, ventiļi, prešu traversas, velmēšanas velmji
GJS 400-18	400	18	155	
GJS 400-15	400	15	180	
GJS 450-10	450	10	205	
GJS 500-7	500	7	230	Kloķvārpstas, sadales vārpstas, darbmašīnu slogotas detaļas, cilindru galvas
GJS 600-3	600	3	255	
GJS 700-2	700	2	280	
GJS 800-2	800	2	305	
GJS 900-2	900	2	330	

Pie speciālajiem pieskaitāmi nodilumizturīgie, plāvas izturīgie, karstumizturīgie, korozijizturīgie čuguni.

Nodilumizturīgo čugunu (LVS EN 12513) markas, cietība un ķīmiskais sastāvs doti 9. tabulā.

9. tabula

Nodilumizturīgo čugunu ķīmiskais sastāvs un cietība pēc termiskās apstrādes

Marka	Cietība HV	Ķīmiskais sastāvs, %								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
GJN XCr11	600	1,8...2,2	1	0,5	0,08	0,08	11...14	2	3	1,2
GJN XCr14	600	1,8...2,4	1	0,5	0,08	0,08	14...18	2	3	—
GJN XCr18	600	2,4...3,2	1	0,5	0,08	0,08	18...23	2	3	—
GJN XCr23	600	3,2...3,6	1	0,5	0,08	0,08	23...28	2	3	—

Tos izmanto detaļām, kurām jānodrošina liela nodilumizturība, piemēram, darbmašīnu vadotnēm, bremžu detaļām. Nodilumizturīgiem čuguniem ar paaugstinātu hroma saturu ir augsta korozijizturība pret sērskābes, slāpekļskābes un vairāku organisko skābju iedarbību. Čuguniem ar augstu hroma saturu (28...32 %) ir augsta karstumizturība, plāvas izturība gan gaisā, gan kurtuvju un ģeneratoru gāzēs.

Plāvas izturību paaugstina čugunu papildus leģēšana ar niķeli un silīciju.

Karstumizturības paaugstināšanai pelēkos un sfēriskos grafitizētos čugunus termiski apstrādā – atkvēlina 1020...1050 °C temperatūrā un pēc tam atlaidina 550...600 °C. Korozijizturības paaugstināšanai čugunus leģē ar niķeli, molibdēnu, silīciju vai hromu.

6.5. Leģētie tēraudi

6.5.1. Leģēto tēraudu iedalījums

Leģētos tēraudus atpazīst pēc vairākām pazīmēm:

- pēc leģējošo elementu daudzuma (mazleģētie un augsti leģētie);
- pēc tēraudā ietilpstošiem leģējošiem elementiem (hroma, hroma-mangāna, hroma-molibdēna-alumīnija u.c.);
- pēc leģēto tēraudu mikrostruktūras (ferītiskie, austenītiskie, ledeburītiskie, martensītiskie);
- pēc nozīmes.

Marķējot pēc nozīmes, visus leģētos tēraudus iedala trīs lielās grupās – konstrukciju, instrumentu, speciālie.

6.5.2. Leģētie konstrukciju tēraudi

Leģētie konstrukciju tēraudi atkarībā no oglekļa satura un pielietošanas iedalās celtniecības, cementējamās, uzlabojamās, atsperu un ritgultņu tēraudos. Tajos parasti neviens no leģējošiem elementiem nepārsniedz 5 %, tāpēc tos marķē, ievērtējot faktora koeficientus. Turpmāk šos tēraudus dēvēsim par mazleģētiem.

Vara, niķeļa vai vienlaicīgi vara un fosfora piedevs palielina tēraudu korozijas izturību atmosfēras apstākļos un samazina aukstlūstamību.

Celtniecības tēraudi tiek izmantoti stiegru un ne sevišķi atbildīgu detaļu ražošanai.

Cementējamie tēraudi. Cementēšanu pielieto, lai palielinātu virskārtas cietību zobratiem, vārpstām, virzuļu pirkstiem, metālapstrādes darbmašīnu darba vārpstām u.c. Cementējamo tēraudu oglekļa saturs ir robežās no 0,15...0,25 %. Pēc cementēšanas, rūdīšanas un zemās atlaidināšanas cementētā slāņa cietība ir *HRC* 58...62, bet detaļas vidusdaļas cietība ir *HRC* 30...42. Graudu smalcināšanai cementējamus tēraudus leģē ar nelielu V, Ti, Nb, Zr, Al, N daudzumu, kas veido dispersus nitrīdus (VN, TiN, AlN) vai karbīdus (TiC, VC), kas kavē graudu augšanu.

Hroma tēraudi (15Cr4, 20Cr4) pielietojami nelielu vienkāršas formas detaļu (asis, pirksti) izgatavošanai. Cementē 1...1,5 mm dziļumā un pēc rūdīšanas eļļā detaļas vidusdaļā ir beinīta struktūra.

Katrā grupā ietilpstošos tēraudus dala apakšgrupās. Dažas leģēto tēraudu markas no katras grupas dotas 10. tabulā.

Hromniķeļa tēraudus (12CrNi 4-12, 12CrNi 8-16) izmanto dinamiski slogotu liela izmēra detaļu izgatavošanai. Vienlaicīga leģēšana ar hromu un niķeli paaugstina detaļas stiprību, plastiskumu un stigrību. Ievērojami palielinās arī tēraudu dziļrūdāmība, iespējama rūdīšana eļļā un dažreiz pat gaisā. Vidēji slogotu detaļu izgatavošanai plaši lieto hrommangāntitāna tēraudus 18CrMnTi 4-4, 25CrMnTi 4-4, u.c. Ievērojami slogotas liela izmēra detaļas gatavo no hromniķeļmolibdēna (hromniķeļvolframa) tēraudiem 18CrNiMo 8-16-3, 18CrNiW 8-8-4 u.c. Tiem austenīts ir ļoti stabils, un tie rūdās gaisā. Ja detaļas ekspluatācijā nav pakļautas berzei, tad cementējamus tēraudus 18CrMnTi 4-4, 25CrMnTi 4-4, 20CrNi 4-12 un 20CrNi 8-16 var lietot arī bez cementēšanas.

Uzlabojamie tēraudi. Uzlabojamiem leģētiem konstrukciju tēraudiem oglekļa saturs ir 0,3...0,55 %, bet leģējošo elementu saturs – līdz 5 %. Tos pakļauj uzlabošanai: rūdīšanai un augstajai atlaidināšanai. Uzlabojamos tēraudus lieto atbildīgu detaļu izgatavošanai, kuras ekspluatē mainīgas slodzes un triecienslodzes apstākļos. Tos rūda eļļā, un pēc augstās atlaidināšanas tie iegūst atlaidināšanas sorbīta struktūru.

Vidēji slogotas detaļas izgatavo no hromtēraudiem 40Cr4, 45Cr4 un 50Cr4. Pieaugot oglekļa saturam, to stiprība palielinās, bet plastiskums un stigrība pazeminās. Aukstlūstamības sliekšnis tiem ir augstāks nekā oglekļa tēraudiem. Lai izvairītos no atlaidināšanas trausluma, detaļas pēc augstās atlaidināšanas strauji atdzesē. Atbildīgām

detaļām, kuras ekspluatē mainīgas slodzes apstākļos, lieto hromniķeļa tēraudus 40CrNi 4-4, 45CrNi 4-4, 50CrNi 4-4 un citus ar labu mehānisko īpašību kompleksu.

10. tabula

Leģēto tēraudu iedalījums un markas (iekavās tēraudu markas pēc Krievijas standartiem)

Konstrukciju	Instrumentu	Speciālie
<i>Celtniecības</i> 09MnSi 4-8	<i>Leģētie</i> 100Cr4 (X); 105CrWMn 4-4-4 (XBF); 90CrSi 4-4 (9XC); 95MnWCr5 X100CrMoV5 X38CrMoV 5-3 50CrMoV 13-15	<i>Korozijizturīgie</i> X20Cr13 (20X13); X6CrNi 13-3 (06X13H3); X4CrNi 18-9 (04X18H9); X6CrNiTi 18-10-4 (12X18H10T)
<i>Uzlabojamie</i> 40Cr4 (40X); 20CrNi 8-16 (20X2H4A)	<i>Ātrgriezējītēraudi</i> (HS W-Mo-V-Co) HS 18-0,5-1,2 (P18); HS 6-5-2 (P6M5); HS 10-4-0-10 (P10M4K10)	<i>Karstumizturīgie</i> X6Cr5(X5); X4CrSi 9-2(4X9C2); X3CrNiSi 13-7-2 (3X13H7C2)
<i>Atsperu</i> 55Si8 (55C2); 60SiNi 8-8 (60C2H2A) 70SiCr 8-4 (70C2XA)	<i>Štanču</i> 90CrSi 4-4(9XC); X150CrMo12 (X12M); 50CrWSi 4-8-4 (5XB2C); 50CrNiMo12 (5XHM3); X30CrWMo 2-8 (X2B8M)	<i>Magnētiskie</i> Ni79MoFe20 (79HM) Ni50Fe48 (50HXC); NiAlCu19-9-8 (ЮНД8); NiAlCuCo 18-9-14-3 (ЮНДК15); Fe-Ni(12-35)-Al(7-16) (ММК7)
<i>Ritgultņu</i> 100Cr6 (ШХ15); 100CrMo 7-4 20Cr3 18NiCrMo 7-6 X47Cr14 X108CrMo17 X82WMoCrV 6-5-4 X75WCrV 18-4-1	<i>Mērinstrumentu</i> 105CrWMn 4-4-4 (XBF); 90CrSi 4-4 (9XC); 120Cr4 (12X1)	<i>Temperatūrizturīgie</i> X2CrAl11 3-4 (X13Ю4); X2CrAlTi 23-5 (0X23Ю5T); CrNi 20-60 (X20H60)
<i>Cementējamie</i> 15NiMo 8-4; 20Cr4		<i>Kriogēnie</i> XNi6 (0H6A); X3CrMnNiMoTi9-14-6-3 (03X9Г14H6M3T); X12CrNiTi 18-10 (12X18H10T)

Labākie uzlabojamie leģētie konstrukciju tēraudi ir hromniķeļmolibdēna (hromniķeļvolframa) tēraudi 40CrNiMo 4-4-5, 38CrNiMo 4-12-5, 38CrNiMoV 4-12-5 u.c. Niķelis pazemina aukstlūstamības sliekšni un ievērojami palielina dziļrūdāmību. Molibdēna vai titāna piedeva novērš atslābināšanas trauslumu. Šie tēraudi pieder pie martensīta klases un rūdās gaisā. Sevišķi nodilumizturīgu detaļu izgatavošanai lieto tēraudu 38CrMoAl 4-5-5, kuru pēc uzlabošanas nitridē.

Atbildīgu detaļu izgatavošanai plaši izmanto tēraudus, kas nesatur deficīto niķeli (30CrMnSi 4-4-4 un 35CrMnSi 4-4-4). Tie ir ievērojami lētāki un ar labām mehāniskajām un tehnoloģiskajām īpašībām. Tos var lietot gan metinātām konstrukcijām, gan apstrādāt ar spiedienu. Šo tēraudu dziļrūdāmība ir 30...40 mm.

Atsperu tēraudi. Šiem tēraudiem jābūt ar lielu elastību, ilgizturību un pietiekamu stīgrību, bet slodzes apstākļos tiem nedrīkst rasties paliekošā deformācija. Atsperu tēraudus leģē ar silīciju, mangānu, hromu, vanādiju un volframu. Oglekļa saturs tajos vēlams 0,5...0,7 %. Tos pakļauj rūdīšanai un vidējai atslābināšanai (400...500 °C), kas nodrošina atslābināšanas trostīta struktūru.

Atsperu tēraudi 50Si8, 55Si8, 60Si8, 70Si12 un citi ir ļoti elastīgi. Tajos esošais silīcijs kavē martensīta pārvērtības atslābinot un nocietina ferītu. Šos tēraudus lieto automobiļu, traktoru un vagonu atsperu izgatavošanai. Liela izmēra atsperes gatavo no silīcija-hroma tērauda 60SiCr8, silīcija-mangāna tērauda 60SiMn 4-4 un citiem leģētajiem tēraudiem. To dziļrūdāmība sasniedz 50...80 mm. Vislabākās mehāniskās īpašības un elastība ir atsperu tēraudiem 70Si12, 60SiCr 8-4 un 60SiNi 8-8. Atsperveida izstrādājumu ilgizturību palielina, apstrādājot to iekšējās virsmas ar skrošu strūklu, kas rada paliekošos spiedes spriegumus.

Ritgultņu tēraudi. Ritgultņu detaļām vajadzīga liela cietība, nodilumizturība un ilgizturība ciklisku un dinamisku slodžu iedarbībā. Bez tam tiem labi jāapstrādājas ar griežējinstrumentiem un jāslīpējas. Oglekļa saturs ritgultņu tēraudos ir aptuveni 1 %, un tos leģē ar hromu un mangānu. Gultņu kvalitāti un kalpošanas ilgumu nevēlami ietekmē karbīdu likvācija, rindainība un nemetāliskie piemaisījumi tēraudā, kas, atrodoties gultņu detaļu virskārtā, kļūst par spriegumu koncentratoriem un izraisa priekšlaicīgu nogurumu (sagrūšanu).

Atkarībā no termiskās apstrādes veida, ķīmiskā sastāva un ekspluatācijas apstākļiem ritgultņu tēraudus iedala:

- caurrūdāmie, pie kuriem pieder leģētie ar hromu, vai hromu un molibdēnu: 100Cr6 un 100CrMo 7-4;
- cementējamie, kas satur nelielu oglekļa daudzumu, leģēti ar hromu vai niķeli, hromu un molibdēnu: 20Cr3 un 18NiCrMo 7-6;
- rūdīti ar augstfrekvences strāvu: C56E2, 70Mn4 un 43CrMo4;
- korozijizturīgie: X47Cr14, X108CrMo17;
- karstumizturīgie: 80MoCrV 42-16, X82WMoCrV 6-5-4, X75WCrV 18-4-1.

Atšķirībā no pārējiem leģētajiem tēraudiem, ritgultņu tēraudos hroma saturs nav liels. Ritgultņu tēraudu mikrostruktūra atkvēlinātā stāvoklī ir smalkgraudains perlīts, bet pēc rūdīšanas 830...860 °C temperatūrā eļļā un zemās atlaidināšanas 150...200 °C temperatūrā – smalku plāksnīšu martensīts un karbīdi. Nepieciešamā ritgultņu darba virsmu cietība *HRC* 62...65.

Gultņu detaļas, kas lielākas par 400 mm, gatavo no tērauda 18NiCrMo 7-6, kuru cementē 5...10 mm dziļumā; cementēšanas process ilgst 50...60 h.

6.5.3. Leģētie instrumentu tēraudi

Instrumentu tēraudus (LVS EN ISO 4957) iedala mazleģētos, griezējinstrumentu, šanču un mērinstrumentu tēraudos. Tajos oglekļa saturs ir atkarīgs no pielietojuma. Griezējinstrumentiem izmanto tēraudus ar oglekļa saturu vismaz 0,7 %, nodrošinot cietību pēc rūdīšanas *HRC* 60...65, augstu stiprību un nodilumizturību.

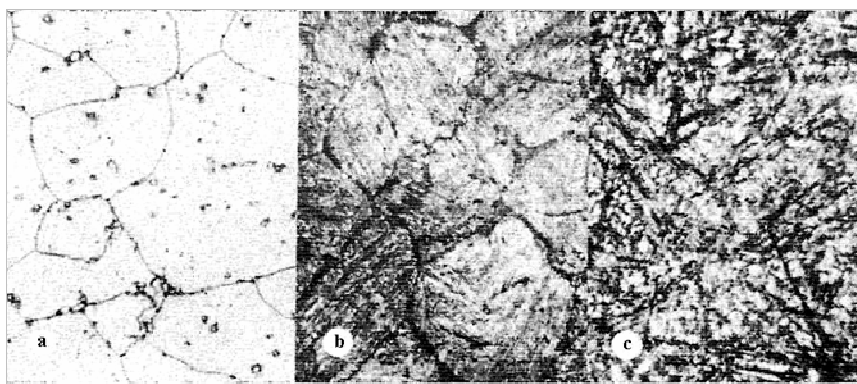
Mazleģētiem instrumentu tēraudiem nozīmīgākie leģējošie elementi ir hroms, volframs un vanādijs. To kopējais daudzums nepārsniedz 4 %. Hroms uzlabo tērauda dziļrūdāmību, volframs – siltumnoturību, bet vanādijs veicina dabiski smalkgraudainas struktūras veidošanos. Mazleģētos instrumentu tēraudus rūda eļļā, tādēļ samazinās instrumentu deformācijas.

Tēraudus 90CrV 4-3, 100Cr4, 90CrSi 4-4 un 90CrWSi 4-4-4 lieto neliela un vidēja diametra instrumentiem: vītņu ripām, urbjiem, rīvurbjiem u.c. Tēraudus 100CrWTi 4-4-2 un 90CrWVSi 4-4-3-5 izmanto relatīvi gariem instrumentiem. To dziļrūdāmība ir 45 mm (100CrWTi 4-4-2) un 80 mm (90CrWVSi 4-4-3-5).

Ātrgriezējūtēraudi. Tie ir augsti leģētie tēraudi ar sarkankvēles izturību līdz 600...650 °C temperatūrai. Sarkankvēles izturība ir spēja saglabāt cietību un nodilumizturību augstā temperatūrā. Augstu sarkankvēles izturību nodrošina volframa un citu karbīdus veidojošu elementu (hroma, vanādijs, molibdēns) piedeva.

Ātrgriezējūtēraudus apzīmē ar burtiem HS. Skaitļi aiz burtiem norāda attiecīgi volframa, molibdēna, vanādijs un kobalta saturu procentos. Ātrgriezējūtēraudi pieder pie ledeburīta klases tēraudiem. Lai likvidētu lieto ātrgriezējūtēraudu nevēlamos karbīdus (ledeburīta eitektiku) un novērstu trauslumu, tos pakļauj karstajai spiedienapstrādei (velmēšanai, kalšanai), bet pēc tam atkvēlina 830...850 °C temperatūrā. Pēc atkvēlināšanas mikrostruktūra sastāv no sorbītveida perlīta ar karbīdu piejaukumu līdz 25 %. Labas mehāniskās īpašības ir instrumentiem, kas izgatavoti ar pulvermetallurģijas tehnoloģiju.

Sarkankvēles izturību ātrgriezējūtēraudi iegūst pēc rūdīšanas un vairākkārtējas atlaidināšanas. To rūdīšanas temperatūras ir augstas (HS18 – 1270...1290 °C, HS9 – 1220...1240 °C). Rūdāmos tēraudus karsē sāļu vannās. Zemās siltumvadītspējas dēļ līdz 850 °C temperatūrai tos karsē lēni elektrokrāsnīs, bet pēc tam pārnes uz sāļu vannām. Augstā rūdīšanas temperatūra ir nepieciešama, lai izšķīdinātu karbīdus un iegūtu augsti leģētu austenītu.



6.6. att. Ātrgriezējūtērauda HS18-0-1 mikrostruktūras (×200):

a – pēc rūdīšanas; b – pēc rūdīšanas un vienas atlaidināšanas; c – pēc rūdīšanas un trīsreizējas atlaidināšanas

Ātrgriezējūtēraudu marķu ķīmiskais sastāvs un sarkankvēles izturība dota 11. tabulā.

Atrgriezējterapijas ķīmiskais sastāvs un cietība atkvēlinātā stāvoklī

Tērauda marka	Ķīmiskais sastāvs, %							Cietība HB max.
	C	Co	Cr	Mo	V	W	Si	
HS0-4-1	0,77...0,85	–	3,9...4,4	4...4,5	0,9...1	–	≤0,65	262
HS1-4-2	0,85...0,95	–	3,6...4,3	4,1...4,8	1,7...2,2	0,8...1,4	≤0,65	262
HS18-0-1	0,73...0,83	–	3,8...4,5	–	1...1,2	17,2...18,7	≤0,45	269
HS2-9-2	0,95...1,05	–	3,5...4,5	8,2...9,2	1,7...2,2	1,5...2,1	≤0,70	269
HS1-8-1	0,77...0,87	–	3,5...4,5	8...9	1...1,4	1,4...2	≤0,70	262
HS3-3-2	0,95...1,03	–	3,8...4,5	2,5...2,9	2,2...2,5	2,7...3	≤0,45	255
HS6-5-2	0,80...0,88	–	3,8...4,5	4,7...5,2	1,7...2,1	5,9...6,7	≤0,45	262
HS6-5-2C	0,86...0,94	–	3,8...4,5	4,7...5,2	1,7...2,1	5,9...6,7	≤0,45	269
HS6-5-3	1,15...1,25	–	3,8...4,5	4,7...5,2	2,7...3,2	5,9...6,7	≤0,45	269
HS6-5-3C	1,25...1,32	–	3,8...4,5	4,7...5,2	2,7...3,2	5,9...6,7	≤0,70	269
HS6-6-2	1,00...1,10	–	3,8...4,5	5,5...6,5	2,3...2,6	5,9...6,7	≤0,45	262
HS6-5-4	1,25...1,40	–	3,8...4,5	4,2...5	3,7...4,2	5,2...6	≤0,45	269
HS6-5-2-5	0,87...0,95	4,5...5	3,8...4,5	4,7...5,2	1,7...2,1	5,9...6,7	≤0,45	269
HS6-5-3-8	1,23...1,33	8...8,8	3,8...4,5	4,7...5,3	2,7...3,2	5,9...6,7	≤0,70	302
HS10-4-3-10	1,20...1,35	9,5...10,5	3,8...4,5	3,2...3,9	3...3,5	9...10	≤0,45	302
HS2-9-1-8	1,05...1,15	7,5...8,5	3,5...4,5	9...10	0,9...1,3	1,2...1,9	≤0,70	277

Pēc rūdīšanas eļļā atgriezējterapijas struktūra sastāv no leģētā martensīta, neizšķīdušiem karbīdiem un paliekošā austenīta (25...30 %). Cietība pēc rūdīšanas nav maksimālā – *HRC* 62, jo struktūrā ir liels paliekošā austenīta saturs. Atlaidinot 560 °C temperatūrā, no martensīta un paliekošā austenīta izdalās dispersi karbīdi. Paliekošais austenīts ar mazāku oglekļa un leģējošo elementu saturu kļūst nestabilāks un, atdzesējot zem temperatūras M_s , pārvēršas martensīta. Atlaidināšanu atkārtoti trīs reizes. Pēc atlaidināšanas sastāv no atlaidināšanas martensīta un karbīdiem un cietība palielinās līdz *HRC* 62...65.

Dažkārt vienkāršus atgriezējterapijas instrumentus pēc rūdīšanas atdzesē līdz –80 °C temperatūrai. Apstrādē ar aukstumu liela daļa paliekošā austenīta pārvēršas sekundārajā martensītā un tērauda cietība palielinās.

Štanču un citu spiedienapstrādes instrumentu tēraudiem jābūt ar augstu cietību, nodilumizturību, triecienstigrību, siltumizturību un minimālām tilpuma izmaiņām termiskajā apstrādē.

Vienkāršas izvilkšanas un sēdināšanas štances gatavo no aukstās deformēšanas štanču tēraudiem – nelegētiem instrumentu tēraudiem C90U, C105U, C120U, mazlegētajiem instrumentu tēraudiem 102Cr6, 70MnMoCr8, 95MnCrW5 u.c. Lielu un sarežģītu štanču gatavošanai lieto tēraudus X210Cr12, X153CrMoV12, X100CrMoV5 un citus, kuriem ir liela dziļrūdāmība un nodilumizturība. Pēc rūdišanas 970...1020 °C temperatūrā un zemās atlaidināšanas 180 °C temperatūrā tie iegūst augstu cietību (*HRC* 60...62) un stiprību. Štancēm un cita veida spiedienapstrādes instrumentiem, kas darbojas triecienveida slodzes apstākļos, lieto legētos instrumentu tēraudus ar oglekļa saturu 0,4...0,6 % (35CrMo7, 50WCrV8, 45NiCrMo16, 60WCrV8 u.c.).

Karstās deformēšanas štanču tēraudi izstrādāti štancēm, kas darbojas augstās temperatūrās, tādēļ tās pakļautas ne tikai triecieniem, bet arī biežām temperatūras svārstībām. Štanču tēraudiem jābūt ar pietiekamu stiprību, stigrību, nodilumizturību, dziļrūdāmību, siltumnoturību un plāvas izturību. Karstās spiedienapstrādes štanču tēraudiem oglekļa saturs ir 0,3...0,5 %, tos rūda un pakļauj augstai atlaidināšanai. Vidēja lieluma veseru štances izgatavo no tēraudiem 35CrMo7, 45NiCrMo16 u.c. Stipri slogotas štances, kas strādā uz spiednēm un horizontālām kalšanas mašinām temperatūrā līdz 700 °C, izgatavo no tēraudiem 40CrNiMnMo 8-6-4, 50WCrV8, 60WCrV8 u.c. No tiem gatavo arī presformas spiedliešanai. Šo tēraudu termiskā apstrāde ir tuva ātrgriezējtēraudu termiskajai apstrādei. Rūdišanas temperatūra ir augsta, lai austinītā maksimāli izšķīdinātu karbīdus un iegūtu augsti legētu smalku plāksnīšu martensītu. Triecienstigrības paaugstināšanas nolūkā pēc rūdišanas veic augsto atlaidināšanu, kurā veidojas beinīta struktūra ar cietību *HRC* 45...50.

Mērinstrumentu materiāliem jābūt nodilumizturīgiem, ar minimālām izmēru un formas izmaiņām ilgā laika periodā, ar mazu termiskās izplešanās koeficientu. Vēlams, lai tie labi apstrādātos ar griezējinstrumentiem un maz deformētos termiskās apstrādes laikā. Šīm prasībām atbilst aizeitektoīdie mazlegētie instrumentu tēraudi 105V, 102Cr6, 90MnCrV8, 95MnCrW5. Pēc rūdišanas un zemās atlaidināšanas to minimālā cietība ir *HRC* 60. Termisko apstrādi veic tādā veidā, lai aizkavētu martensīta

sadalīšanos un paliekošā austenīta pārvērtības, kā arī iekšējo spriegumu relaksāciju. Augstas precizitātes instrumentus papildus apstrādā ar aukstumu $-50...-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ temperatūrā. Liela izmēra instrumentu sagataves pirms galīgās mehāniskās apstrādes pakļauj vecināšanai.

Plakanas formas instrumentus (skavas, lineālus, šablonus u.c.) izgatavo no tēraudiem C15, C20, 15Cr4, 20Cr4, kurus cementē, vai tēraudiem C50 un C55, kuru virskārtu pakļauj augstfrekvences rūdīšanai.

Pie speciālajiem tēraudiem pieder nerūsošie, karstumizturīgie, kriogēnie, temperatūrizturīgie, elektrotehniskie, tēraudi ar specifiskām īpašībām un citi tēraudi.

6.5.4. Leģētie speciālie tēraudi

Korozijizturīgie tēraudi labi pretojas korozijai. Izšķir ķīmisko un elektroķīmisko koroziju. Ķīmiskā korozija noris gāzu un neelektrolītu šķīdumu (benzīna, naftas u.c.) vidē. Elektroķīmiskā korozija noris elektrolītos, un to veicina elektriskas strāvas rašanās. Par elektrolītu var būt mitrs gaiss, augsne, jūras ūdens, sāļu šķīdumi, sārmī, skābes u.c.

Tēraudu leģējot ar hromu (12...14 %), tā elektroķīmiskais potenciāls kļūst pozitīvs un tērauds iegūst korozijizturību. Hroma nerūsošiem tēraudiem, tāpat kā karstumizturīgiem tēraudiem, uz virsmas veidojas plāna hroma oksīda aizsargkārtiņa. Plašāk lieto hroma nerūsošos tēraudus X20Cr13, X30Cr13 un X40Cr13, kas satur 0,12...0,40 % oglekļa un 13 % hroma. No tērauda X12Cr13 gatavo galda piederumus un hidraulisko spiedņu vārstus. Šis tērauds pieder pie martensīta-ferīta klases un ir izturīgs vāji agresīvās vidēs (gaisā, ūdenī, tvaikos). Ķirurģiskos instrumentus, atsperes un līdzīgas detaļas gatavo no tērauda X40Cr13 (martensīta klase). Ļoti liela korozijizturība ir ferīta klases nerūsošiem tēraudiem ar nelielu oglekļa saturu – X2Cr17, X2CrTi25 u.c. Tie noder ekspluatācijai augstā temperatūrā. Tēraudu X2Cr17 lieto pārtikas rūpniecības un slāpekļskābes ražošanas iekārtu izgatavošanai, bet tas nav piemērots metinātām konstrukcijām, jo metinātajās šuvēs var rasties starpkristāliskā korozija. To novērš, tēraudu papildus leģējot ar titānu, kas saista oglekli.

Nerūsošie hromniķeļa tēraudi pieder pie austenīta klases. To oglekļa saturs ir neliels. Tipiski austenīta klases nerūsošie tēraudi ir X12CrNi 18-9 un X17CrNi 18-9. Lai iegūtu augstu korozijizturību, tos rūda 1100...1150 $^{\circ}\text{C}$ temperatūrā ūdenī.

Austenīta klases tēraudu mehāniskās īpašības uzlabo ar auksto spiedienapstrādi, tādēļ tos piegādā kā lokšņu un lenšu velmējumus. Lai novērstu starpkristālisko koroziju, arī austenīta klases nerūsošos tēraudus papildus legē ar titānu. Tēraudi X08CrNiTi 18-10 un X17CrNiTi 18-9 labi metinās, un tos var lietot agresīvās vidēs līdz 600 °C temperatūrai.

Hromniķeļa tēraudi ir dārgi, tādēļ niķeli cenšas aizvietot ar mangānu. Tērauda X12CrNiTi 18-9 vietā lieto tēraudu X10CrMnNi 14-4-3.

Par *karstumizturīgiem* (EN 10095) (plaisu izturīgiem) sauc tēraudus, kas derīgi ekspluatācijai ķīmiski aktīvas vidēs temperatūrā virs 500 °C. Augstās temperatūrās gaisā vai degvielu degšanas produktos noris tēraudu oksidēšanās (gāzu korozija). Uz detaļas virsmas veidojas oksīdu plēvīte, kas ar laiku kļūst biezāka. Karstumizturību raksturo temperatūra, kurā uz materiāla virsmas intensīvi sāk veidoties oksīdu kārtiņa. Oksidēšanās procesu ietekmē oksīdu kārtiņas sastāvs un struktūra. Poraina oksīdu kārtiņa oksidēšanās norisi paātrina, bet blīva – palēnina vai pat pārtrauc. Uz oglekļa tērauda virsmas veidojas poraina, skābekli saturoša kārtiņa (FeO), kas to no oksidēšanās nepasargā.

Lai uz materiāla virsmas izveidotos blīva oksīdu kārtiņa, tēraudu legē ar hromu, silīciju un alumīniju. Hroms veido uz tērauda virsmas izturīgu oksīda (FeCr)₂O₃ kārtiņu, kas labi to pasargā no oksidēšanās. Jo augstāka ir darba temperatūra, jo lielākam jābūt hroma saturam. Tērauds X15Cr5 (hroma saturs 5 %) ir karstumizturīgs līdz 700 °C, ferītiskais tērauds X3CrAlTi 18-2 un ferītiski-austenītiskie tēraudi X8CrNiTi 18-10, X12NiCrSi 35-16 – līdz 950 °C, tērauds X15Cr28 – līdz 1100 °C, bet sakaussējums X3Cr27Ni70Al3 (27 % Cr, 70 % Ni un 3 % Al) – līdz 1200 °C temperatūrai. Tērauda struktūra tā karstumizturību neietekmē.

Automobiļu un traktoru motoru vārstus izgatavo (LVS EN 10090) no martensītiskiem hroma-silīcija tēraudiem X45CrSi 9-3, X40CrSiMo 10-2, austenītiskiem hroma-mangāna tēraudiem X55CrMnNiN 20-8, X50CrMnNiNbN 21-9 un niķeļa sakaussējumiem NiFe25Cr20NbTi vai NiCr20TiAl.

Temperatūrizturīgiem materiāliem ir raksturīga noturība pret plāvas veidošanos augstās temperatūrās un liela elektriskā pretestība. Šos materiālus galvenokārt izmanto elektrosildierīču sildelementu izgatavošanai. Plaši pielieto ferīta klases materiālus

XCrAl 13-4 (fehrals), X0CrAl 23-5 (hromels), X0CrAl 27-5. Maksimālā darba temperatūra fehralam ir 900 °C, hromelam 1100 °C, bet sakausējumam X0CrAl 27-5 – 1200 °C. Šos materiālus izgatavo stieplu un lentu veidā. Tie nav plastiski un tāpēc tos deformē paaugstinātā temperatūrā.

Temperatūrizturīgi ir arī sakausējumi uz niķeļa bāzes. Pazīstamākie no tiem ir feronihroms – X0CrNi 15-60, kura darba temperatūra ir 1000 °C un nihroms NiCr 80-20. No šiem materiāliem izgatavo sildelementus, pretestības, tenzodevējus.

Kriogēnos tēraudus izmanto iekārtās, kas strādā temperatūrās zem –183 °C. Šiem tēraudiem ir jābūt pietiekami izturīgiem normālās temperatūrās un vienlaicīgi labi jāiztur slodzes zemās temperatūrās.

Metinātām konstrukcijām, kas ekspluatējas līdz –196 °C izmanto tēraudus, kas leģēti ar niķeli, piemēram, X0Ni6, X0Ni9. Pirms pielietošanas šos tēraudus divas reizes normalizē 900 un 790 °C, un atlaidina 560 °C. No šiem tēraudiem izgatavo cilindriskus vai sfēriskus rezervuārus šķidro gāzu glabāšanai un transportēšanai.

Jaudīgu gāzes sadales iekārtu izgatavošanai izmanto austenīta tēraudus X12CrNiTi 18-10 un X08CrNiTi 18-10. Tie labi metinās, elastības robeža pie –253 °C ir 600 MPa un stīgrība KCU = 100 J.

Liela izmēra biezsieni tvertnes izgatavo no tēraudiem X07CrMnAlNi 21-7-5 un X03CrNiAlMn 20-16-6, kuriem elastības robeža pie –253 °C ir 1150...1350 MPa un stīgrība KCU = 100...130 J.

Metinātām konstrukcijām, kas ekspluatējas līdz –253 °C, izmanto tēraudu X10CrMnNiTi 14-14-4. Šo tēraudu izmanto pēc rūdīšanas ūdenī, sakarsējot pirms tam līdz 1000 °C.

Magnētiskos tēraudus iedala cietos, mīkstos un paramagnētiskos tēraudos.

Cietie magnētiskie materiāli kalpo pastāvīgo magnētu izgatavošanai. Tos raksturo paliekošā magnētiskā indukcija un koercitīvais spēks. Magnētiskā enerģija ir izteikta ar abu šo parametru reizinājumu. Pastāvīgos magnētus izgatavo no leģētiem ar hromu vai hromu un kobaltu aizeitektoīdiem tēraudiem, piemēram, 100Cr12 vai X100CrCo 5-5. Vēl labākas magnētiskās īpašības ir alnīko sakausējumiem. Šie sakausējumi ir cieti, trausli un apstrādājami tikai slīpējot. To sastāvā ir varš, alumīnijs, niķelis, kobalts. Tēraudiem X0AlNiCuCo 9-18-4-15 magnētiskā enerģija ir 6 kJ·m⁻³.

Daudz labākās magnētiskās īpašības ir sakausējumiem, kurus papildus legē ar titānu, cēriju, niobiju, silīciju. Sakausējumam X0AlNiCuCoTiSi 7-14-3-35-5 magnētiskā enerģija ir $40 \text{ kJ} \cdot \text{m}^{-3}$. Šādas magnētiskās īpašības materiāli iegūst pēc speciālas termiskās apstrādes un izturēšanas spēcīgā orientētā magnētiskā laukā.

Magnētiski mīkstos metālus izmanto magnētiskajā laukā izmantojamu detaļu – rotoru, statoru, transformatoru, elektromagnētu, aparātu u.c. izgatavošanai. Magnētiski mīksti materiāliem jābūt ar mazu koercitīvo spēku un lielu magnētisko caurlaidību. Zemām frekvencēm ar augstu magnētisko indukciju šīs prasības apmierina tīra dzelzs un mazoglekļa sakausējumi ar silīcija piedevu. Silīcija daudzums mainās robežās no 0,4 līdz 4,8 %. Pieaugot silīcija daudzumam, samazinās relatīvie zudumi.

Lai iegūtu lielu magnētisko indukciju vājos magnētiskos laukos, izmanto dzelzs-niķeļa sakausējumus – permalojus, piemēram, NiFe17Mo4 un dzelzs-alumīnija-silīcija sakausējumus – alsiferus, piemēram, FeSi10Al5.

Paramagnētiskie tēraudi magnētiskā laukā nemagnetizējas. Tiem raksturīgs augsts legējošo elementu saturs, zema elastības robeža un nodilumizturība. Biežāk pielietotie sakausējumi satur hromu, niķeli, mangānu, vanādiju – X17CrNi 18-9, X12CrNiTi 18-10, X40MnNiV 14-9-2. Lai paaugstinātu nodilumizturību, šos materiālus nitridē.

Materiāli ar specifiskām īpašībām

Materiāli ar uzdotu termiskās izplešanās koeficientu nepieciešami mēretalonu, kalibru, spuldžu, kineskopu un citu izstrādājumu izgatavošanai.

Sakausējumam uz dzelzs bāzes, kas satur 36 % niķeļa – invaram (FeNi36), ir minimāls termiskās izplešanās koeficients $\alpha = 1,5 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$. Superinvaram (FeNi32Co3Cu) šis koeficients ir vēl mazāks – $\alpha = 1 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$.

Atsevišķa sakausējumu grupa ir paredzēta lodētu un metinātu savienojumu veidošanai ar stikliem. Šo materiālu lineārās izplešanās koeficientam jābūt tieši tādām pašām kā attiecīgā stikla lineārās izplešanās koeficientam. Viens no dotās grupas pārstāvjiem ir kovars (FeNi29Co17), kura termiskās izplešanās koeficients ir tāds pat kā temperatūrizturīgam stiklam, volframam un molibdēnam. Elektrovakuumrūpniecībā izmanto platinītu – FeNi47Cu5, kura termiskās izplešanās koeficients ir tāds pat kā

platīnam un mīkstiem temperatūru neizturīgiem stikliem. Kineskopu izgatavošanā izmanto dzelzs-hroma sakausējumus X18CrMoTiV18 vai X18CrTiV18.

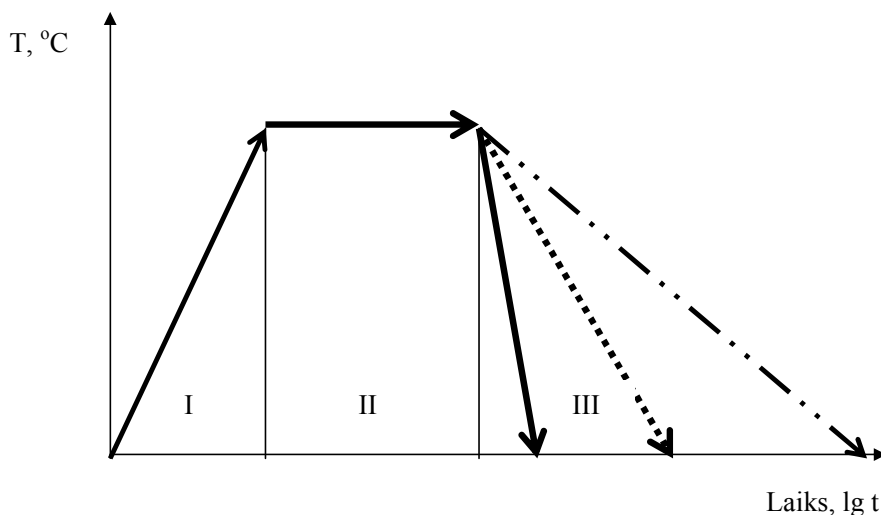
Sakausējumi ar formas atmiņu pēc plastiskas deformācijas atjauno savu iepriekšējo ģeometrisku formu vai nu pēc uzkaršanās vai pēc slodzes noņemšanas. Piemēram, ja uzkarsetu līdz augstai temperatūrai stiepli savij spirālē un pie zemas temperatūras spirāli iztaisno, tad pēc atkārtotas uzkaršanās stieple bez iedarbības no malas atkal savīsies spirālē. Šis mehānisms balstās uz kristalogrāfiski apvēršamas termoelastīgas martensītiskas pārvērtības – Kurdjumova efekts. Termoelastīgas martensītiskas pārvērtības izpaužas kā tilpuma izmaiņas, kas ir apvēršamas. Zināmi daudzi materiāli, kuriem šis efekts izpaužas lielākā vai mazākā mērā. Tie ir Ni-Al, Ni-Co, Ni-Ti, Fe-Ni, Cu-Al, Cu-Al-Ni u.c. Visplašāk pielieto niķeļa un titāna sakausējumu NiTi – nitinolu. Šim materiālam formas atmiņu var atkārtoti novērot vairākus tūkstošus reižu. Nitinolam ir augsta stiprība stiepē $R_m = 770...1100$ MPa, plastiskums $A = 10...15$ %, laba korozijizturība un labas vibrācijas slāpēšanas īpašības. Formas atmiņas efektu plaši izmanto automātiskos slēdžos, atmiņas iekārtās, temperatūru jūtīgos devējos.

7. TERMISKĀS APSTRĀDES TEORIJA

Metālu termisko apstrādi lietoja jau tālā senatnē. Tikai 19. gadsimta vidū, kad līdz ar citu zinātnes nozaru strauju attīstību kļuva iespējams veikt dziļākus materiālu struktūras un fizikālo īpašību pētījumus, sāka veidoties mūsdienu termiskās apstrādes teorija. Ar termiskās apstrādes teoriju saprot dažādu materiālu struktūru formēšanās procesa analīzi pārvērtību laikā un sakausējumu strukturālā sastāva īpatnību aprakstu.

Termiskā apstrāde balstās uz metālu fizikas, dislokāciju teorijas un metālu struktūras izmaiņu likumsakarībām. Vienlaikus ar materiālu zinātnes attīstību attīstās arī termiskās apstrādes teorija, tiek pilnveidoti vecie un radīti jauni termiskās apstrādes veidi. *Termiskā apstrāde* ir tehnoloģiskie procesi, kurus realizē ar metāliem, kas atrodas cietā stāvoklī, iedarbojoties ar temperatūru, ķīmiski-termiski vai termomehāniski, lai izstrādājumiem uzlabotu vai piešķirtu noteiktas eksploatācijas vai tehnoloģiskās īpašības, mainot materiāla struktūru un īpašības. Visi šie procesi sastāv no izstrādājuma karsēšanas, izturēšanas noteiktā temperatūrā un dzesēšanas.

Termiskai apstrādei pakļauj lējumus, kalumus, velmējumus, štancētas detaļas, metinātus savienojumus, instrumentus, mašīnu un mehānismu atbildīgākās detaļas.



7.1. att. Termiskās apstrādes procesa shematiskais attēls

Ikvienam termiskās apstrādes procesam ir trīs galvenie etapi. Shematiski attēlojot šādu procesu, pirmajā posmā detaļu uzkarsē līdz uzdotai temperatūrai, otrajā daļā

detaļu iztur pie uzdotās temperatūras, pēc izturēšanas detaļu dzesē ar noteiktu ātrumu (skat. 7.1. att.).

Aprakstot termiskās apstrādes procesus, ir pieņemti sekojoši nosacītie apzīmējumi un to skaidrojumi:

- A – līdzsvara temperatūra;
- A_1 – austenīta līdzsvara temperatūra ar ferītu un cementītu (PSK līnija diagrammā $Fe-Fe_3C$);
- A_3 – augšējās robežas līdzsvara temperatūra starp ferītu un austenītu (GS līnija diagrammā $Fe-Fe_3C$);
- A_{cm} – augšējās robežas līdzsvara temperatūra starp sekundāro cementītu un austenītu (SE līnija diagrammā $Fe-Fe_3C$);
- karsēšana – temperatūras paaugstināšana;
- dzesēšana – temperatūras pazemināšana;
- izturēšana – materiāla izturēšana noteiktā temperatūrā ar nolūku realizēt strukturālās pārvērtības;
- austenizācija – karsēšana un izturēšana temperatūrā, pie kuras $Fe-Fe_3C$ sakausējums iegūst austenīta struktūru.

7.1. Termiskās apstrādes veidi

Termiskai apstrādei pieskaitāmi šādi veidi: atkvēlināšana, rūdišana, vecināšana un atlaidināšana. Katram no šiem veidiem ir vairāki paveidi.

Atkvēlināšana – termiskās apstrādes veids, kura rezultātā metāls vai sakausējums iegūst gandrīz līdzsvarotu struktūru bez paliekošiem spriegumiem, kā arī augstu plastiskumu, bet samērā zemu stiprību. Atkvēlināšanas temperatūra atkarīga no sakausējuma sastāva un konkrētā uzdevuma. Atdzesēšanas ātrums atkvēlināšanā parasti ir neliels ($30...200\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$). Atkarībā no izstrādājuma īpašību izmaiņu rakstura izšķir vairākus atkvēlināšanas veidus.

Atkvēlināšana paliekošo spriegumu noņemšanai. Izgatavošanas tehnoloģisko procesu rezultātā materiālā rodas paliekošie spriegumi. Ievērojami paliekošie spriegumi rodas lējumos, kalumos un velmējumos, auksti deformētos izstrādājumos, metinātajos savienojumos u.c. Parasti paliekošie iekšējie spriegumi nav vēlama, jo tie

var izraisīt izstrādājumu deformēšanos tālākajā apstrādē vai ekspluatācijā un, summējoties ar ārējo slodžu radītajiem spriegumiem, priekšlaikus izraisīt materiāla sagrūšanu vai arī detaļas vai konstrukcijas nepieļaujamu deformāciju, kā arī paaugstināt materiāla trauisla lūzuma iespējas. Ekspluatējot izstrādājumu agresīvā vidē, var veidoties mikroplaisas. Paliekošo spriegumu ietekmē iespējama pat materiālu tecēšana.

Lai iekšējos spriegumus likvidētu, izstrādājumu karsē. Paaugstinot temperatūru, materiāla tecēšanas robežspriegums samazinās, paliekošie spriegumi izraisa detaļas plastisku deformāciju un samazinās. Jo augstāka karsēšanas temperatūra, jo zemāks tecēšanas robežspriegums un atbilstoši mazāki ir paliekošie spriegumi.

Tērauda un čuguna izstrādājumos ievērojama paliekošo spriegumu samazināšanās notiek, izturot tos 450 °C temperatūrā. Izturot 600 °C temperatūrā, spriegumi samazinās būtiski. Atkarība no detaļu izmēriem un sarežģītības, izturēšanas laiku izvēlas no dažām stundām līdz desmitiem stundu.

Vara un alumīnija sakausējumos paliekošo spriegumu samazināšanās notiek pie zemākām temperatūrām, piemēram, auksti deformēta misiņa izstrādājumos iekšējos spriegumus pilnīgi likvidē, atkvēlinot 250...300 °C temperatūrā.

Pēc izturēšanas atkvēlināšanas temperatūrā izstrādājumus lēni atdzesē, lai nerastos jauni iekšējie termiskie spriegumi. Pieļaujamais atdzesēšanas ātrums ir atkarīgs no izstrādājuma masas, formas un materiāla siltuma vadītspējas. Parasti atdzesēšanas ātrums svārstās robežās 20...200 °C·h⁻¹.

Rekristalizācijas atkvēlināšana ir process, kad auksti plastiski deformētu materiālu sakarsē virs rekristalizācijas temperatūras T_{rekr} un iztur šajā temperatūrā. Šai laikā notiek rekristalizācijas process. Sekojošās atdzesēšanas ātrumam nav lielas nozīmes, un to parasti izdara normālā temperatūrā gaisā.

Rekristalizācijas atkvēlināšanas mērķis ir pazemināt cietību un atjaunot deformētā materiāla plastiskumu, iegūt nedeformēta materiāla struktūru un noteiktu graudu lielumu. Rekristalizācijas atkvēlināšanu bieži lieto kā starpoperāciju apstrādī, lai atjaunotu materiāla plastiskumu pēc velmēšanas, vilkšanas un štancēšanas aukstā stāvoklī. Lai rekristalizācijas process notiktu pietiekami ātri, atkvēlināšanas temperatūru izvēlas 100...200 °C virs rekristalizācijas nominālās temperatūras.

Rekristalizācijas atkvēlināšana var būt arī izstrādājumu termiskās apstrādes beigu operācija. Dažos metālos un sakausējumos rekristalizācijas procesā veidojas tekstūra, kas rada īpašību anizotropiju un ļauj noteiktos virzienos uzlabot, piemēram, magnētiskās īpašības un elastības moduli.

Metāliem un sakausējumiem, kuriem nenoris fāzu pārvērtības cietā stāvoklī, plastiskā deformācija kopā ar sekojošu rekristalizācijas atkvēlināšanu ir vienīgais paņēmieni graudu lieluma regulēšanai.

Difūzijas atkvēlināšana jeb homogenizācija. Sakausējumu kristalizācijas process noris nelīdzsvaroti. Difūzija cietajos šķīdumos, kas izlīdzina augošo kristālu ķīmisko sastāvu visā tilpumā, noris lēnāk nekā kristalizācijas process. Rezultātā kristālu ķīmiskais sastāvs ir nevienmērīgs – to iekšiene ir bagātāka ar grūtāk kūstošiem elementiem nekā ārējās virsmas. Šādu parādību sauc par likvāciju.

Par difūzijas atkvēlināšanu sauc sakausējumu ilgstošu izturēšanu augstās temperatūras, lai mazinātu cieto šķīdumu likvāciju vai struktūras nevienmērību.

Augstās temperatūrās noris tas difūzijas process, kas nenotika līdz galam primārās kristalizācijas laikā.

Difūzijas atkvēlināšanai pakļauj leģētos tēraudus, dažādu alumīnija sakausējumu lietņus, dažreiz arī tērauda leģumus. Difūzijas atkvēlināšanas rezultātā tērauda lietņu struktūrā cietajos šķīdumos izveidojas daudz vienmērīgāks leģējošo elementu, oglekļa, fosfora un arī sulfīdu izvietojums. Tērauda lietņiem difūzijas atkvēlināšanu veic 1100...1300 °C temperatūrā, izturot 20...50 stundas. Šāda termiskā apstrāde izraisa graudu augšanu un intensīvu metāla oksidēšanos. Nepieciešamības gadījumā pēc difūzijas atkvēlināšanas graudu samazināšanai veic normalizāciju. Plāvas veidošanos novērš, veicot procesu aizsargatmosfērā.

Atkvēlināšana perlīta mikrostruktūras iegūšanai pirmseitektoidiem tēraudiem notiek temperatūrā virs A_3 (GS līnija Fe-Fe₃C diagrammā), aizeitektoidiem – temperatūrā virs A_1 (PSK līnija) vai A_{cm} (SE līnija). Pēc izturēšanas izstrādājumu atdzesē līdz perlītisko pārvērtību temperatūrai, kam seko izotermiska izturēšana līdz pilnīgai austenīta sairšanai un perlīta struktūras izveidei.

Atkvēlināšana graudainā perlīta mikrostruktūras iegūšanai notiek karsējot izstrādājumu A_1 (PSK līnija) temperatūras apvidū. Galvenais uzdevums ir izjaukt

cementīta tīkliņu. Karsēšanai seko lēna atdzesēšana, lai iegūtu perlītu, kurā cementīts ir graudu veidā.

Normalizācija pirmseitektotīdiem tēraudiem notiek, sakarsējot tos temperatūrā virs A_3 (*GS* līnija), bet aizeitektotīdiem – temperatūrā virs A_1 (*PSK* līnija). Pēc izturēšanas izstrādājumu atdzesē gaisā ar nolūku izveidot viendabīgu, smalkgraudainu struktūru.

Atkvēlināšana austenītā mikrostruktūras iegūšanai notiek ar nolūku izšķīdināt viendabīgā austenītā pārpalikumā esošās fāzes.

Atkvēlināšanu ferīta mikrostruktūras iegūšanai veic lieti ferītiskiem metālu sakausējumiem, lai atdalītu pārpalikumā esošos karbīdus. Pēc tam seko lēna detaļas atdzesēšana ar nolūku nodrošināt labu apstrādājamību griežot.

Rūdīšana – termiskās apstrādes veids, kura rezultātā metāls vai sakausējums iegūst metastabilu trauslu struktūru. Termiskajā apstrādē nelīdzsvarotu struktūru iegūst, ja struktūras pārvērtības notiek, sakausējumiem esot cietā stāvoklī, piemēram, sakarsējot sakausējumu virs struktūru pārvērtību temperatūras cietā stāvoklī un atdzesējot tik strauji, lai izslēgtu līdzsvarotu struktūru veidošanās iespēju.

Konstrukciju un instrumentu materiālus rūda, lai palielinātu stiprību un cietību. Cietība sevišķi palielinās tiem sakausējumiem, kuriem atdzesējot noris eitektotīdās pārvērtības un veidojas martensīta struktūra. Stiprības palielināšanai pēc rūdīšanas jāveic papildus termiskā apstrāde, piemēram, atlaidināšana augstā temperatūrā. Izšķir vairākus rūdīšanas veidus.

Nepārtrauktā rūdīšana vienā dzesējošā vidē sastāv no tēraudu sakarsēšanas līdz austenizācijas temperatūrai, izturēšana līdz pilnīgai austenizācijas norisei un nepārtraukta atdzesēšana ar tik lielu ātrumu, lai nepieļautu oglekļa izdalīšanos un nodrošinātu martensīta izveidošanos.

Rūdīšana divās vai vairākās dzesējošās vidēs notiek materiāliem, kuriem ir pietiekami ilgs inkubācijas periods. Dzesēšanas intensitāti maina, mainot dzesēšanas šķidrumus. Galvenais uzdevums ir nodrošināt iekšējo spriegumu izlīdzināšanos detaļās.

Pakāpeniskā rūdīšanā detaļu atdzesē līdz temperatūrai, kas ir nedaudz augstāka par martensītisko pārvērtību sākuma temperatūru, iztur pie šīs temperatūras līdz temperatūras izlīdzinās visā detaļas tilpumā, un tad atdzesē gaisā.

Virsmas rūdīšanu pielieto detaļām, kurām vajadzīga cieta virskārta un sīksts vidus. Virsmas rūdīšanai izmanto dažādas metodes: rūdīšana iegremdējot, rūdīšana gāzes liesmā, rūdīšana augstfrekvences laukā. Procesa pamatā ir strauja detaļas virskārtas uzkaršēšana līdz rūdīšanas temperatūrai un rūdīšana, negaidot temperatūras izlīdzināšanos detaļā.

Rūdīšana nemainīgā temperatūrā realizējas, iegremdējot sakarsēto detaļu izkausētu sāļu vannā. Temperatūra ir par $\sim 75 \pm 20$ °C augstāka par martensītisko pārvērtību sākuma temperatūru. Šajā temperatūrā detaļu iztur līdz beinīta struktūras izveidei.

Rūdīšana zemās temperatūrās tiek veikta tēraudiem, kuriem, rūdot ūdenī, martensīta veidošanās process nenorīt līdz galam un izveidojas paliekošais austenīts. Lai martensītiskās pārvērtības realizētos pilnīgi, dzesējošās vides temperatūrai dažiem metāliem un sakausējumiem jābūt ar ļoti zemai (līdz -190 °C).

Atlaidināšana ir termiskās apstrādes veids, kurš seko rūdīšanai un kura uzdevums ir novērst rūdīšanas trauslumu, un piešķirt detaļai vēlāmās mehāniskās īpašības. Izejot no karsēšanas temperatūras, iespējama atlaidināšana ar uzdevumu saglabāt pēc rūdīšanas iegūto cietību, atlaidināšana ar nolūku nodrošināt izstrādājumam maksimālu elastību un atlaidināšana ar uzdevumu iegūt materiālu ar maksimālo stiprību stiepē.

Vecināšana ir termiskās apstrādes operācija, kas notiek laikā un nodrošina iekšējo spriegumu izlīdzināšanos lietās, kaltās, velmētās, metinātās un citādi plastiski deformētās detaļās. Dabīgā vecināšana ir ilgstošs process, kura realizēšanai nav vajadzīgi papildus izdevumi izstrādājumu karsēšanai. Mākslīgā vecināšana notiek paaugstinātās temperatūrās un realizējas ievērojami īsākā laikā nekā dabīgā vecināšana. Vecināšanu izmanto sakausējumiem, kuriem rūdīšana nav saistīta ar polimorfām pārvērtībām.

Rūdīšana ar sekojošu atlaidināšanu vai vecināšanu dod iespēju palielināt gan stiprību, gan cietību. Daudzi sakausējumi pēc rūdīšanas iegūst pārsātinātu cieto šķīdumu struktūru, tādēļ, atlaidinot vai vecinot, galvenokārt notiek šī cietā šķīduma sairšana. Temperatūru un izturēšanas ilgumu izvēlas tādas, lai sakausējuma struktūrā nenotiktu polimorfās izmaiņas. Ātrums atdzesēšanai pēc atlaidināšanas ar retiem izņēmumiem, neietekmē sakausējumu struktūru un īpašības. Atlaidināšanu lieto tēraudiem un cietajiem sakausējumiem, kuriem rūdīšanas procesā noris fāzu

pārvērtības. Atsevišķa termiskās apstrādes veida pielietošanu sakausējumiem nosaka pēc to stāvokļa diagrammām. Visus sakausējumus iedala 3 pamatgrupās:

- sakausējumi, kuriem cietā stāvoklī pārvērtības nenoris;
- sakausējumi ar mainīgu šķīdību cietā stāvoklī;
- sakausējumi ar eitektoidam pārvērtībām.

Termisko apstrādi dažkārt var veikt bez fāzu pārvērtībām cietā stāvoklī. Šādos gadījumos termiskās apstrādes mērķis var būt:

- samazināt detaļās paliekošos spriegumus;
- panākt plastiski deformētu sagatavju rekristalizāciju;
- samazināt starpkristālu likvāciju lējumos un kalumos.

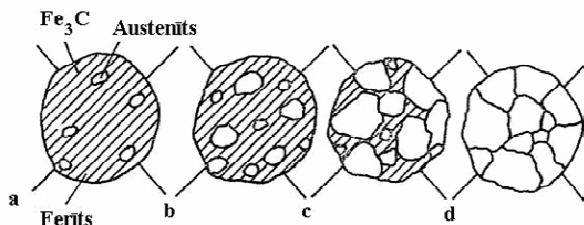
Pie šādām termiskās apstrādes operācijām pieder atkvēlināšana paliekošo spriegumu noņemšanai, rekristalizācijas atkvēlināšana, difūzijas atkvēlināšana (homogenizācija). Termiskās apstrādes rezultātā sakausējumu iekšējā uzbūve kļūst ievērojami līdzsvarotāka.

Sakausējumiem, kuriem fāzu pārvērtības cietā stāvoklī nenoris, minētie atkvēlināšanas paveidi ir vienīgie iespējamie termiskās apstrādes veidi.

7.2. Nelegētu tēraudu termiskā apstrāde

7.2.1. Tēraudu pārvērtības karsējot

Karsēšanas procesā notiekošās pārmaiņas ar nelegētiem tēraudiem atspoguļo Fe-Fe₃C stāvokļa diagramma. Ja tēraudā oglekļa saturs ir 0,80 % (eitektoids tērauds), tas sastāv tikai no perlīta. Karsējot līdz pat temperatūrai 727 °C perlīts saglabā plākšņuveida uzbūvi. Sasniedzot temperatūru 727 °C, sākas perlīta pārvēršanās austenītā. Austenīta kristāli veidojas galvenokārt uz ferīta un cementīta robežvirsmām (skat. 7.2. att.), jo šeit ir lielāka iespēja izmainīties oglekļa koncentrācijai.



7.2. att. Austenīta graudu veidošanās shēma 727 °C temperatūrā

Pārvērtība sastāv no vairākiem paralēliem procesiem:

- dzelzs polimorfā pārvērtība, kad α dzelzs, kuras atomi veido tilpumā centrēta kuba struktūru, lielā ātrumā pārvēršas par γ dzelzi ar skaldnēs centrēta kuba struktūru;
- cementīta sairšana;
- oglekļa šķīšana dzelzs kristālos.

Tā kā atomu pārkārtošanās (kristāliskā režģa maiņa) noris ar lielu ātrumu, austenīts saglabā oglekļa koncentrācijas nevienmērīgumu. Tā likvidēšanai nepieciešams noteikts laiks, jo difūzijas veidā oglekļa atomiem jāpārvietojas lielos attālumos. Tā kā perlītam pārvēršoties austenītā, katrā perlīta graudā izveidojas vairāki austenīta kristalizācijas centri, austenīta kristalizācija ievērojami sasmalcina tērauda graudus. Kad viss perlīts ir pārvērties austenītā, sakausējuma temperatūra sāk paaugstināties.

Šo ļoti svarīgo fāzu pārkristalizācijas īpatnību plaši izmanto tēraudu termiskās apstrādes praksē, lai iegūtu smalkgraudainu struktūru. Izveidojušos austenīta graudu skaits palielinās, ja perlītu veidojošās ferīta un cementīta plāksnītes ir plānākas un, ja palielina karsēšanas ātrumu. Ja karsēšanas ātrums ir liels, piemēram, karsējot ar augstfrekvences strāvu, var iegūt ļoti smalkus austenīta kristālus. Graudainam perlītam pārvērtību ātrums ir vismazākais. Eitekteoīdā tērauda pārkristalizācija beidzas ar pilnīgu perlīta pārvēršanos austenītā.

Pirmseitekteoīdā ($C < 0,8 \%$) un aizeitekteoīdā ($C > 0,8 \%$) tēraudā pēc tam, kad perlīts pārvērties austenītā, struktūrā attiecīgi saglabājas ferīts vai cementīts. Pirms-eitekteoīdā tēraudā, karsējot to no 727°C līdz GS temperatūrai, notiek pakāpeniska ferīta pāreja austenītā, bet aizeitekteoīdā tēraudā, karsējot no 727°C līdz SE temperatūrai, – cementīts pamazām sairst un ogleklis izšķīst austenītā. Šo abu procesu laikā notiek oglekļa difūzija, oglekļa koncentrācija izlīdzinās, un izveidojušies austenīta graudi nedaudz aug. Lai raksturotu perlīta pārvēršanos austenītā, lieto austenīta veidošanās izotermisko diagrammu, kas dod priekšstatu par pārvērtību gaitu dažādās temperatūrās. Perlīta pārvēršanās ilgums austenītā augstās temperatūrās ir no dažām sekundēm līdz 20 min. Tēraudos, kas leģēti ar karbīdus veidojošiem elementiem (Cr, W, Mo, V u.c.), perlīta pārvēršanās austenītā notiek lēnāk, jo leģēto karbīdu šķīšana austenītā un oglekļa difūzija ir apgrūtināta.

7.2.2. Austenīta graudu augšana

Turpinot temperatūras paaugstināšanu, sākas austenīta graudu augšana. Tās cēlonis ir sistēmas cenšanās samazināt brīvās enerģijas daudzumu, samazinot graudu virsmas laukumu. Graudu augšana notiek uz mazo graudu rēķina, kurus difūzijas veidā sev pievieno lielākie graudi. Divfāzu apgabalos, piemēram, aizeitektoīdiem tēraudiem, austenīta graudu augšanu aiztur neizšķīdušās cementīta daļiņas, bet legētajiem tēraudiem – legējošo elementu karbīdu daļiņas. Jo augstāka karsēšanas temperatūra un ilgāka izturēšana, jo rupjāki izaug austenīta graudi. Austenīta graudu augšanas ātrums virs kritiskajām temperatūrām dažādu marku tēraudiem ir dažāds. Tas lielā mērā atkarīgs no tēraudu dezoksidācijas pakāpes un legējošo elementu klātbūtnes. Atkarībā no austenīta graudu augšanas ātruma tēraudus iedala dabiski smalkgraudainos un dabiski rupjgraudainos. Par dabiski rupjgraudainiem sauc tēraudus, kuriem austenīta graudu augšana notiek strauji, jau nedarz uzskarsējot virs kritiskajām temperatūrām. Tādi parasti ir tēraudi, kas kausēšanas procesā dezoksidēti ar ferosilīciju un fero-mangānu. Par dabiski smalkgraudainiem sauc tēraudus, kuriem, karsējot līdz temperatūrām 1000...1100 °C, austenīta graudi aug ļoti lēni. Ļoti augstās temperatūrās arī šiem tēraudiem sākas strauja austenīta graudu augšana. Pie šīs grupas pieder tēraudi, kas papildus dezoksidēti ar alumīniju. Alumīnija nitrīda daļiņas – AlN, kas izvietojas uz graudu robežām, kavē graudu augšanu. Augstā temperatūrā (virs 1100 °C) ar alumīniju legētos tēraudos šie nitrīdi izšķīst, šķēršļi izzūd un austenīta graudi sāk strauji augt. Lielākā daļa legējošo elementu bremsē austenīta graudu augšanu. Visstiprāk graudu augšanu bremsē Ti, Zr un V, kuri veido austenītā grūti šķīstošus karbīdus (TiC, ZrC, VC); mazāk graudu augšanu bremsē Cr, W un Mo. Fosfors un mangāns paātrina austenīta graudu augšanu. Nosaukums dabiski smalkgraudains un dabiski rupjgraudains tērauds vēl nenozīmē to, ka šiem tēraudiem vienmēr ir smalkgraudaina vai rupjgraudaina struktūra. Tas tikai rāda, ka, sakarsējot tēraudus līdz noteiktai tehnoloģiskās pārstrādes temperatūrai, dabiski rupjgraudainiem tēraudiem austenīta graudu augšana sākas zemākā temperatūrā nekā dabiski smalkgraudainiem tēraudiem. Ļoti augstā temperatūrā smalkgraudainā tērauda graudu lielums var pat pārsniegt rupjgraudaina tērauda graudu lielumu. Austenīta graudu lielumu nosaka karsēšanas temperatūra, izturēšanas ilgums un attiecīgā tērauda graudu augšanas tendence.

Atdzesēšanas gaitā austenīta graudu lielums nemainās.

No austenīta graudu lieluma lielā mērā ir atkarīgas tā sairšanas produktu īpašības. Smalkgraudaina austenīta sairšanas struktūrām ir augstāks plastiskums un stiprība, mazāka jūtība pret spriegumu koncentratoriem nekā attiecīgajām rupjgraudaina austenīta sairšanas struktūrām.

Ilgstoša izturēšana augstās temperatūrās, kas ievērojami pārsniedz *GSE* temperatūru, izsauc ļoti rupjgraudainas struktūras izveidošanos. Šādu tēraudu sauc par *pārkarsētu*, tā lūzums veidojas pa graudu robežām un ir rupjš. Pārkarsētā tērauda struktūru var izlabot, to atkārtoti karsējot nedaudz virs *GSE* un atdzesējot. Atkārtoti karsējot nedaudz virs kritiskās temperatūras, notiek austenīta graudu sasmalcināšanās, un pēc atdzesēšanas iegūtā struktūra ir smalkgraudaina.

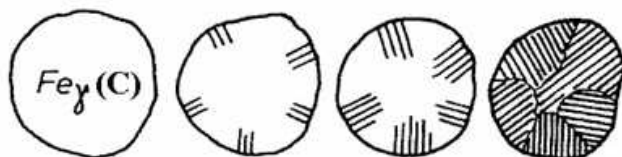
Ja tēraudu karsē līdz vēl augstākai temperatūrai un ilgstoši iztur oksidējošā atmosfērā, notiek tērauda *pārdedzināšana*; pa graudu robežām veidojas dzelzs oksīdi. Pārdedzināšana rada nelabojamus tērauda defektus.

Tēraudu dabisko graudainību nosaka pēc speciāli izstrādātas graudu lielumu skalas. Tēraudu graudu augšanas tendences novērtē pēc graudu lieluma, kāds izveidojies, izturot 8 stundas 930 °C temperatūrā. Šajā temperatūrā graudu augšana dabiski smalkgraudainiem tēraudiem nenotiek, bet dabiski rupjgraudainiem tēraudiem tā ir ievērojama. Austenīta graudu lielumu var noteikt gan ar cementācijas vai oksidēšanas metodēm, attiecīgi izveidojot cementīta un ferīta tīklu pa graudu robežām, gan pielietojot speciālu augstas temperatūras mikroskopu ar vakuuma kameru. Pēc šīs metodes austenīta graudu lielumu nosaka tieši pētāmajā temperatūrā. Graudu lielumu novērtē mikroskopā ar palielinājumu 100×, salīdzinot ar etalona skalu un nosakot graudainības numuru.

7.2.3. Austenīta pārvērtības dzesējot

Atdziestot zem kritiskās temperatūras 727 °C, austenīts kļūst nestabils un sākas tā pārvērtības. Pārvērtības sākas ar kristāliskā režģa maiņu dzelzs atomu pārgrupēšanās rezultātā: no γ dzelzs struktūras ļoti ātri izveidojas α dzelzs kristāliskais režģis. Tā kā α dzelzs pie šīs temperatūras nevar saturēt vairāk par 0,02 % oglekļa, izdalās brīvais ogleklis, kas kopā ar dzelzi veido ķīmisko savienojumu Fe_3C – cementītu. Cementīts veido plākšņveida struktūru. Vienā austenīta graudā vienlaicīgi veidojas vairākas

cementīta plāksnītes. Tā kā cementīta plāksnītes piesaista daudz oglekļa (cementītā $C = 6,67 \%$), tām līdzās veidojas apgabali ar mazu oglekļa saturu – ferīta apgabali. Blakus ferīta apgabalam veidojas cementīta plāksnīte un tā process turpinās, kamēr viss austenīta grauds pārvēršas par vairākiem dažādi orientētiem perlīta graudiem, kuri ir mazāka izmēra (skat. 7.3. att.) Kad viss austenīts pārvērties perlītā, sākas temperatūras pazemināšanās.



7.3. att. Perlīta graudu augšanas shēma

Palielinot tērauda atdzesēšanas ātrumu vai ievadot tēraudā legējošos elementus, var ievērojami palielināt austenīta pārdzesēšanas pakāpi, t.i., pazemināt pārvērtību temperatūru. No pārdzesēšanas pakāpes ir atkarīgs austenīta pārvērtību mehānisms un kinētika, un līdz ar to arī pārvērtību produktu struktūra un īpašības.

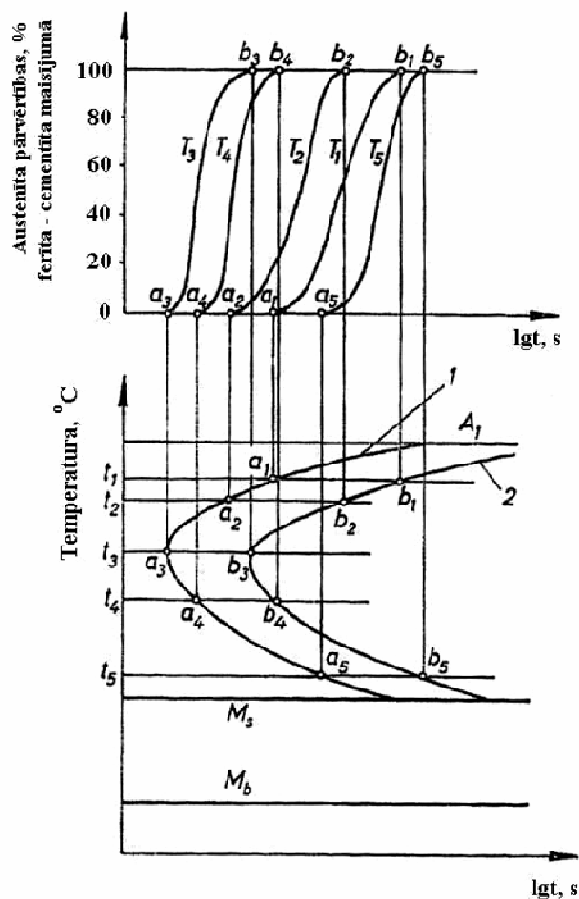
Dažādos termiskās apstrādes procesos austenīta pārvērtības notiek vai nu pastāvīgā temperatūrā (izotermiski), vai arī nepārtraukti atdzesējot. Pārdzesēšanas pakāpes iespaidu uz austenīta pārvērtībām vislabāk novēro, ja tas notiek nemainīgā temperatūrā.

7.2.4. Austenīta izotermiskās pārvērtības

Pārdzesēšanas pakāpes ietekmi uz austenīta stabilitāti un pārvērtību ātrumu attēlo grafiski austenīta izotermisko pārvērtību diagrammā. Diagrammu konstruē koordinātēs „pārvērtības temperatūra – laiks”, izmantojot eksperimentālu pētījumu rezultātus. Nelielus tērauda paraugus sakarsē līdz stabilam austenīta stāvoklim, tad ātri pārnēs šķidru sāļu vannā, kur temperatūra ir zemāka par 727°C , un iztur līdz pārvērtību beigām. Vannas temperatūra atbilst pārvērtību temperatūrai, t.i., tā nosaka pārdzesēšanas pakāpi. Austenīta pārvērtību pakāpi izturēšanas laikā nosaka ar mikrostruktūras, magnetometriskās, dilatometriskās u.c. metodēm.

Pētījumu rezultātus raksturo līkne, kas rāda austenīta pārvērtību sākumu, pārvērtību procesā radušos produktu daudzumu atkarībā no laika un pārvērtību beigas.

Sākumā austenīta pārvērtības noris ļoti lēni, un eksperimentāli izmaiņas nevar konstatēt. Šo laika sprīdi sauc pat inkubācijas periodu. Pēc tam sākas austenīta pārvēršanās ferīta un cementīta maisījumā. Sākumā pārvērtību ātrums strauji pieaug, bet pēc tam pakāpeniski samazinās. Pēc noteikta laika pārvērtības pilnīgi izbeidzas. Šādu kinētisku līkņu (skat. 7.4. att. a) konstruēšana dažādām pārdzesēšanas temperatūrām ļauj iegūt austenīta izotermisko pārvērtību diagrammas (skat. 7.4. att. b).



7.4. att. Šteinberga diagramma

Apkopojot iegūtos rezultātus, iegūst austenīta izotermisko pārvērtību diagrammu (Šteinberga diagrammu).

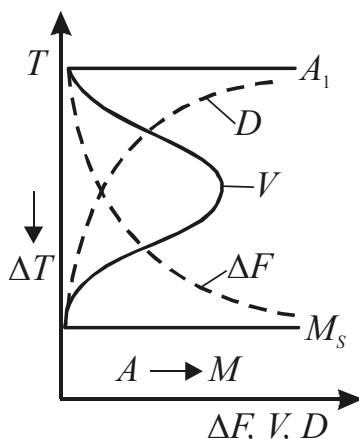
Šajā diagrammā koordinātēs temperatūra – laiks (laiks logaritmiskās koordinātēs) viena līkne raksturo austenīta pārvērtību sākumu, otra – pārvērtību beigas. Apgabals,

kas atrodas pa kreisi no austenīta pārvērtību sākuma līnijas, uzrāda inkubācijas perioda ilgumu un tajā pastāv pārdzesēts austenīts.

Inkubācijas perioda ilgums raksturo pārdzesētā austenīta stabilitāti. Palielinot pārdzesēšanas pakāpi, austenīta stabilitāte strauji samazinās, sasniedzot minimumu 550 °C temperatūrā, bet pēc tam atkal pieaug. Austenīta mazākās stabilitātes rajonā inkubācijas periods ir ļoti īss – tikai 1...1,5 s.

Austenīta stabilitātes samazināšanos, ja palielina pārdzesēšanas pakāpi, izskaidro ar austenīta un perlīta brīvās enerģijas starpības palielināšanos.

Bez tam samazinās kristalizācijas centru kritiskie izmēri un austenītā pieaug to mikrotilpumu skaits, kuros varētu notikt austenīta pārvēršanās perlītā. Ja pārdzesēšanas pakāpe ΔT kļūst liela, ievērojami samazinās difūzijas ātrums D , tā rezultātā pieaug austenīta stabilitāte un samazinās jaunās fāzes iedīgļu veidošanās iespējas un to augšanas ātrums (skat. 7.5. att.).



7.5. att. Austenīta pārvērtību ātruma V , austenīta un perlīta brīvās enerģijas starpības ΔF un difūzijas ātruma D atkarība no pārdzesēšanas pakāpes ΔT

Atdzesējot austenītu līdz martensīta veidošanās sākuma temperatūrai M_s , difūzijas process pilnīgi apstājas. Vairs nevar notikt ferīta un cementīta maisījuma veidošanās, jo tam nepieciešama oglekļa pārvietošanos ievērojamos attālumos. Šai gadījumā notiek austenīta bezdifūzijas rakstura pārvēršanās martensītā. *Martensīts* ir pārsātināts oglekļa cietais šķīdums α dzelzī. Oglekļa saturs martensītā gandrīz neatšķiras no tā satura pārdzesētā austenītā.

Atkarībā no austenīta pārdzesēšanas pakāpes izšķir 3 temperatūras apgabals:

- perlītisko pārvērtību apgabals no 727 °C temperatūras līdz izotermiskās diagrammas līkņu izliekuma temperatūrai (550 °C), kur notiek austenīta (difūzijas rakstura) pārvēršanās plākšņveida ferīta un cementīta maisījumā;
- starppārvērtību apgabals no izotermiskās diagrammas līkņu izliekuma temperatūras līdz martensīta veidošanās sākuma temperatūrai M_s (7.4. att.). Šīm pārvērtībām ir virkne īpatnību, kas piemīt gan perlītiskām (difūzijas rakstura), gan martensīta (bezdifūzijas rakstura) pārvērtībām. Rezultātā šai apgabalā izveidojas adatveida uzbūves cementīta un ar oglekli pārsātināta ferīta maisījums, t.s. beinīta struktūra;
- martensīta pārvērtību apgabals, kur zem temperatūras M_s pārdzesētais austenīts bez difūzijas pārvēršas martensītā.

Perlīta struktūras veidošanās process ir atkarīgs no pārvērtību temperatūras. Palielinot pārdzesēšanas pakāpi, pēc vispārīgiem kristalizācijas likumiem pieaug kristalizācijas centru skaits, t.i., ferīta un cementīta maisījuma dispersitāte, kuru pieņemts raksturot ar plāksnīšu savstarpējo attālumu S . Cementīta plāksnīšu biezumu nosaka oglekļa atomu kustīgums (difūzijas ātrums D), kas ir atkarīgs no temperatūras. Augstās temperatūrās (nelielas pārdzesēšanas pakāpes gadījumā) ogleklis pārvietojas lielos attālos un izveidojas rupjš cementīta un ferīta maisījums, ko sauc par perlītu. Pieaugot pārdzesēšanas pakāpei, palielinās arī kristalizācijas centru skaits, kuri atrodas nelielos attālos viens no otra. Ferīta un cementīta maisījums izveidojas smalkāks, un to sauc par sorbītu. Pārdzesējot līdz 550...500 °C, izveidojas ļoti smalks maisījums ar plāksnīšu savstarpējo attālumu $1 \cdot 10^{-4} \dots 2 \cdot 10^{-4}$ mm. Šādu maisījumu sauc par trostītu.

Pieaugot perlīta tipa struktūru dispersitātei, palielinās stiprība, cietība un ilgturība. Tā, piemēram, eitekteīdam tēraudam ar perlīta struktūru $HB\ 250 \dots 350$, bet ar trostīta struktūru $HB\ 400 \dots 450$. Perlītisko struktūru iedalīšana iepriekš minētajās struktūrās ir nosacīta, jo maisījuma dispersitāte un mehāniskās īpašības mainās vienmērīgi atkarībā no pārvērtību temperatūras.

Pirmseitekteīdo un aizeitekteīdo tēraudu izotermisko pārvērtību diagrammās parādās papildus līnija, kas norāda attiecīgi uz ferīta vai cementīta izdalīšanās sākumu no austenīta. Šo struktūru izdalīšanās minētajos tēraudos notiek tikai tad, ja

pārdzesēšanas pakāpe ir neliela. Lielu pārdzesēšanas pakāpi gadījumā austenīts pārvēršas bez pārkuma struktūru izdalīšanās, tādēļ šajos ferīta un cementīta maisījumos oglekļa saturs nav vienāds ar oglekļa saturu eitektoidā.

Starppārvērtības notiek samērā zemās temperatūrās, kad dzelzs atomu difūzija praktiski nav iespējama, bet oglekļa difūzija vēl var notikt. Tādēļ ferīta veidošanās difūzijas veidā nenotiek, bet rodas cementīts. Starppārvērtību mehānismam un struktūrām, kas izveidojušās, piemīt gan perlītisko pārvērtību difūzijas raksturs, gan martensīta pārvērtību bezdifūzijas raksturs. Starppārvērtību temperatūras intervālā ($550\text{ }^{\circ}\text{C} \dots M_b$) pārdzesētais austenīts sāk pārvērsties pēc noteikta inkubācijas perioda. Vispirms austenītā difūzijas veidā notiek oglekļa pārdalīšanās, kuras rezultātā dažas austenītā graudu zonas bagātinās ar oglekli, bet citas kļūst nabadzīgākas. Samazinoties austenītā izšķīdušā oglekļa koncentrācijai, martensīta veidošanās temperatūra paaugstinās, pārvērtības notiek bez difūzijas un tās ir polimorfās. Rezultātā mainās tikai kristāliskā režģa veids (bez oglekļa koncentrācijas izmaiņām) un tiek iegūts pārsātināts oglekļa cietais šķīdums α dzelzī (martensīts). Izveidojies pārsātinātais ($> 0,2\text{ \% C}$) cietais šķīdums šajās temperatūrās ir nestabils, izotermiskās izturēšanas laikā tas pārvēršas ferīta un cementīta maisījumā.

Austenīta apgalalos, kas bagātāki ar oglekli, izdalās smalki cementīta kristāli, bet pēc tam ar oglekli nabadzīgākais austenīts pārvēršas martensītā. Ar oglekli bagāts austenīts ir stabils, un tas nereti struktūrā saglabājas bez izmaiņām.

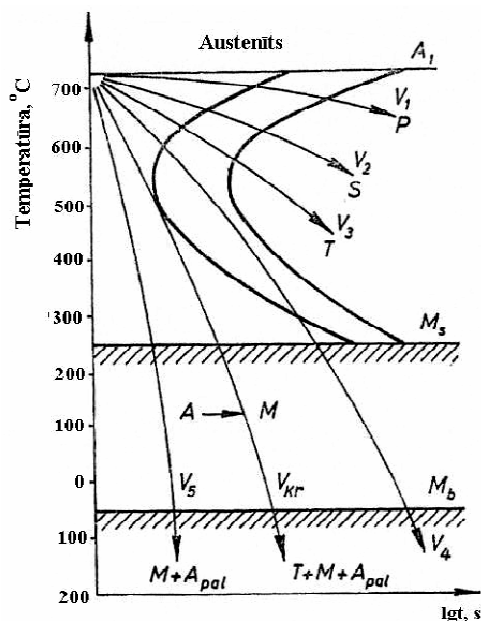
Tādējādi starppārvērtībās veidojas struktūra, kas sastāv no nedaudz pārsātinātas α dzelzs (martensīta) un cementīta. Šādu struktūru sauc par beinītu. Tēraudu struktūrā bez beinīta bieži vien atrodas arī paliekošais austenīts, kura oglekļa saturs atšķiras no vidējā satura.

Izšķir augšējo un apakšējo beinītu. Augšējam beinītam ir spalvveida uzbūve. Tā cietība un stiprība ir tāda pati kā trostītam, bet plastiskums ir nedaudz mazāks. Apakšējā beinīta cietība, stiprība un plastiskums ir nedaudz lielāki, tam ir adatveida uzbūve.

7.2.5. Austenīta pārvērtības nepārtrauktas atdzesēšanas gadījumā

Līdz austenīta mikrostruktūrai sakarsētu tēraudu var atdzesēt ar dažādu ātrumu. Austenīta pārvērtības noris ar ļoti mazu atdzesēšanas ātrumu. Reālu atdzesēšanas

ātrumu gadījumā austenītu pārdzesē zem temperatūras $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ un tā pārvērtības notiek temperatūras intervālā. Eitektoidā tērauda ($C = 0,8\text{ }\%$) izotermisko pārvērtību diagrammā var iezīmēt atdzesēšanas līknes. Šāda atdzesēšanas līkņu iezīmēšana ir visai nosacīta, bet tā dod priekšstatu par atdzesēšanas ātruma iespaidu uz austenīta pārvērtību temperatūrām (skat. 7.6. att.).



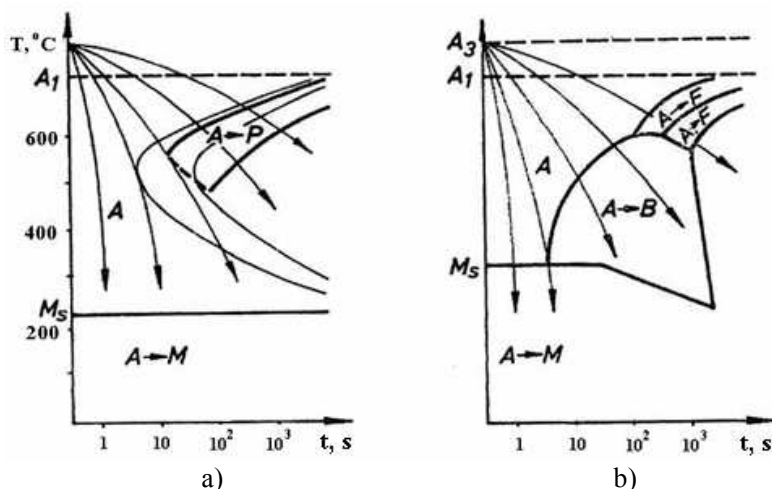
7.6. att. Atdzesēšanas ātruma ietekme uz austenīta pārvērtībām

Atdzesēšanas ātruma palielināšana izraisa perlītisko pārvērtību temperatūru pazemināšanos. Nepārtraukti atdzesējot, perlītiskās pārvērtības notiek temperatūras intervālā. Jo lielāks atdzesēšanas ātrums un jo zemāka austenīta pārvēršanās temperatūra, jo dispersāks veidojas ferīta un cementīta maisījums, līdzīgi kā izotermiskajās pārvērtībās. Nelielu atdzesēšanas ātrumu gadījumā veidojas perlīts, bet, ātrumam pieaugot, – sorbīts un pēc tam trostīts. Ja atdzesēšana ir nepārtraukta, beinīta struktūra oglekļa tēraudos sastopama tikai tad, ja daļa austenīta pārvēršas ferīta un cementīta maisījumā augstās temperatūrās, bet pārējais austenīts saglabājas līdz martensīta pārvērtību sākuma temperatūrai M_s . Lielu atdzesēšanas ātrumu gadījumā austenīta difūzijas rakstura pārvērtības kļūst neiespējamās un to pārdzesē līdz martensīta

pārvērtību sākumam M_s . Minimālo atdzesēšanas ātrumu, kad viss austenīts pārdzesēts līdz punktam M_e , sauc par kritisko ātrumu V_{krit} .

Izotermisko pārvērtību diagrammas dod tikai kvalitatīvu priekšstatu par struktūras pārvērtībām, nepārtraukti atdzesējot. Kritisko temperatūru precīzu stāvokli var noteikt pēc termokinētiskām diagrammām. Tās konstruē koordinātēs „temperatūra – laiks”, kurās ar atdzesēšanas līkņu sēriju noteiktas perlīta pārvērtību un starppārvērtību sākuma un beigu temperatūras.

Nelegētā un legētā tērauda termokinētiskās diagrammas parādītas 7.7. attēlā.



7.7. att. **Termokinētiskās diagrammas:** a – cietktoīdam nelegētam tēraudam C80U; b – legētajam tēraudam 38CrMo4

Šīs diagrammas parāda, ka oglekļa tēraudiem mazu atdzesēšanas ātrumu gadījumā notiek austenīta difūzijas rakstura pārvērtības dažādas dispersitātes ferīta un cementīta maisījumā (perlītā, sorbītā, trostītā). Ja ātrumi lielāki par kritisko ātrumu, austenīts pārdzesējas līdz martensīta pārvērtību sākuma temperatūrai M_s un pārvēršas martensītā.

Legētā tēraudā (7.7. att. b) pastāv starppārvērtību apgabals, kur austenīts pārvēršas beinītā. Starppārvērtības nenoris līdz galam, tādēļ pēc atdzesēšanas struktūrā vienlaikus ar beinītu atrodas arī martensīts un paliekošais austenīts.

Martensītu var iegūt, ja atdzesē ar ātrumu, kas lielāks par kritisko, kad perlīta un beinīta pārvērtības kļūst neiespējamas.

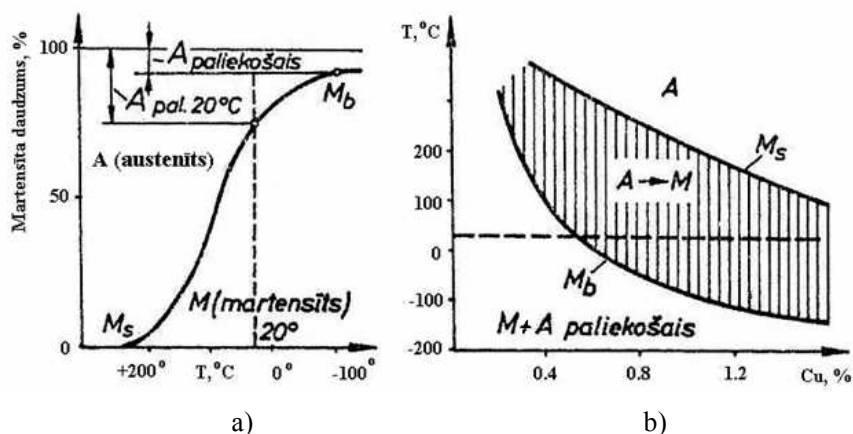
Salīdzinot austenīta izotermisko pārvērtību diagrammas ar termokinētiskām diagrammām, redzams, ka atbilstošās līnijas termokinētiskās diagrammās nobīdītas nedaudz pa labi un arī nedaudz zemāk nekā izotermiskās diagrammās.

Austenīta minimālās stabilitātes ilgums nepārtrauktā atdzesēšanā ir 1,5 reizes lielāks nekā izotermiskā izturēšanā. Līdzīgu pārvērtību izraisīšanai nepārtrauktā atdzesēšanā nepieciešams lielāks laika periods nekā pārdzesēta austenīta izotermisko pārvērtību gadījumā.

7.2.6. Martensīta pārvērtības tēraudos

Martensīta pārvērtībām ir bezdifūzijas raksturs. Tas nozīmē, ka oglekļa difūzija no austenīta nenotiek. Martensīta pārvērtības var notikt tikai tādā gadījumā, ja austenītu strauji pārdzesē līdz temperatūrai, kurā difūzijas process apstājas. Noris tikai austenīta skaldnēs centrēta kuba kristāliskā režģa pāreja telpiski centrēta kuba kristāliskajā režģī bez oglekļa izdalīšanās no cietā šķīduma. Kristāliskā režģa izmaiņa notiek, atomiem pārvietojoties citam attiecībā pret citu attālumā, kas mazāks par starpatomu attālumu. Martensīta pārvērtību gaitu nevar ietekmēt, mainot atdzesēšanas ātrumu. Pārvērtības sākas, tiklīdz temperatūra ir pazeminās līdz M_s , t.i., līdz martensīta pārvērtību sākuma temperatūrai. Martensīta pārvērtības notiek, tikai nepārtraukti atdzesējot. Ja atdzesēšanu pārtrauc, arī martensīta pārvērtības praktiski apstājas. Ar to martensīta pārvērtības krasi atšķiras no difūzijas rakstura pārvērtībām, kas arī notiek izotermiski. Izveidojušos martensīta daudzumu raksturo martensīta kinētiskā līkne (skat. 7.8. att. a). Sasniedzot katram tēraudam noteiktu temperatūru, austenīta pārvērtības martensītā apstājas. Šo temperatūru apzīmē ar M_b un sauc par martensīta pārvērtību beigu kritisko punktu. Martensīta pārvērtību temperatūras M_s un M_b nav atkarīgas no atdzesēšanas ātruma, bet gan no austenīta ķīmiskā sastāva. Oglekļa satura (skat. 7.8. att. b) un leģējošo elementu daudzuma palielināšanās pazemina punktus M_s un M_b . Izņēmums ir kobalts un alumīnijs. Vēl viena martensīta pārvērtību īpatnība ir lielais kristālu augšanas ātrums zemās temperatūrās, kas sasniedz $10^6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ($1 \text{ km}\cdot\text{s}^{-1}$).

Jāatzīmē, ka martensīta kristāli aug līdz noteiktam izmēram, pēc tam to augšana apstājas un veidojas atkal jauni kristāli. Martensīta kristālu lielo augšanas ātrumu var izskaidrot ar to, ka pārvērtību gaitā notiek neliela atomu nobīde un saglabājas austenīta un martensīta kristālisko režģu sasaiste.



7.8. att. Martensīta pārvērtību kinētiskā likne (a) un temperatūra atkarībā no oglekļa satura (b)

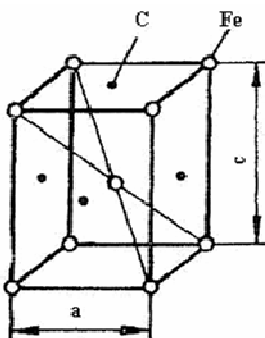
Šī procesa laikā atomi momentāni pārgrupējas no viena režģa citā, kas arī nosaka kristālu lielo augšanas ātrumu. Sakarā ar austenīta un martensīta īpatnējo tilpumu atšķirību martensīta augšanas procesā rodas t.s. elastīgā enerģija. Martensīta kristālu augšana notiek tik ilgi, kamēr pieaugošā elastīgā enerģija neizraisa plastisko deformāciju (nobīdi), līdz ar to izjaucot austenīta un martensīta kristālisko režģu sasaisti. Augšana apstājas arī pie austenīta graudu robežām, jo tās sastāv no nesakārtotiem atomiem, un tām blakus esošiem graudiem ir citāda orientācija. Martensīta pārvērtību nobīdes uz detaļas virsmas veido reljefu.

Martensīta kristāliem ir plāksnīšu forma, kuru izmērus nosaka austenīta sākotnējais graudu lielums. Jo lielāki austenīta graudi, jo rupjāks izveidojas martensīts. Pirmā martensīta kristāla garums atbilst austenīta grauda šķērsizmēram. Nākamie kristāli ir īsāki, tie novietoti paralēli vai 60° leņķī.

Martensīts ir rūdīta tērauda struktūra. Ja līdzsvara stāvoklī oglekļa šķīdība 20°C temperatūrā α dzelzī nepārsniedz $0,006\%$ C, tad martensītā oglekļa saturs ir tāds pats kā sākotnējā austenītā.

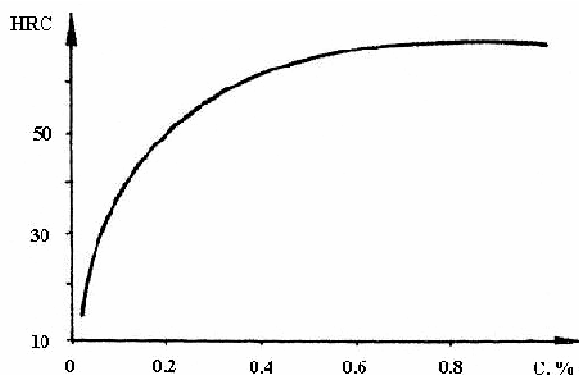
Oglekļa atomi, kas bija izšķīduši austenīta kristāliskajā režģī, saglabājas arī martensīta kristāliskajā režģī, to stipri deformējot.

Martensītam ir tetragonāls kristāliskais režģis ar garāko malu c un pamata malu a . Jo martensītā vairāk oglekļa, jo lielāka ir malu attiecība $c:a$ un kristāliskais režģis ir vairāk tetragonāls (skat. 7.9. att.).



7.9. att. **Martensīta kristāliskais režģis**

Martensītam raksturīga liela cietība un stiprība. Martensīta cietība atkarīga no oglekļa satura (skat. 7.10. att.).



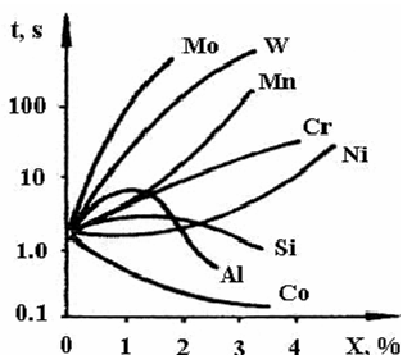
7.10. att. **Martensīta cietība atkarībā no oglekļa satura**

Ja martensīts satur 0,6...0,8 % C, robežstiprība sasniedz 2600...2700 MPa. Pieaugot oglekļa saturam, palielinās martensīta trauslums un elektriskā pretestība, bet samazinās magnētiskā caurlaidība un paliekošā indukcija. Martensīta struktūras lielo cietību izskaidro ar tās mikroskopiskās un submikroskopiskās uzbūves nevienādīgumu, t.i., ar kristāliskās uzbūves defektiem. Mikro nevienādīgums rodas, ja katrā austenīta graudā izveidojas ievērojami daudz mazu martensīta kristālu. Martensīta un tā bloku robežvirsmas veido dislokāciju kustībai grūti pārvaramus šķēršļus.

Dislokāciju kustību martensīta kristālu iekšienē bremzē kristāliskajā režģī esošie oglekļa atomi, kas rada režģa deformāciju.

Martensīta struktūrai salīdzinājumā ar citām tērauda struktūrām, it sevišķi austenītu, ir vislielākais īpatnējais tilpums, tādēļ martensīta veidošanās rada lielus iekšējos rūdīšanas spriegumus, kas savukārt izraisa izstrādājuma deformāciju vai pat izveido plaisas. Martensīta pārvērtības nenoris līdz galam, tēraudā saglabājas noteikts daudzums paliekošā austenīta (skat. 7.8. att. a). Nelegētiem tēraudiem ar oglekļa saturu virs 0,4...0,5 %, kuriem martensīta pārvērtību beigu temperatūra ir negatīva, pēc rūdīšanas struktūrā vienmēr saglabājas paliekošais austenīts. Jo tērauds satur vairāk oglekļa un leģējošo elementu, jo zemākas temperatūras M_s un M_b , un struktūrā saglabājas lielāks daudzums paliekošā austenīta. Tā, piemēram, tēraudā ar oglekļa saturu 0,6...1,0 % paliekošā austenīta daudzums nepārsniedz 10 %, bet tēraudā ar oglekļa saturu 1,3...1,5 % tas sasniedz 30...50 %.

Vismazāko dzesēšanas ātrumu, ar kuru iespējams austenītu pārdzesēt līdz martensīta pārvērtību sākuma temperatūrai, sauc par rūdīšanas kritisko ātrumu, un to apzīmē ar V_{krit} . Tas arī nosaka dzesējošās vides izvēli rūdīšanā. No dzesējošās vides ir atkarīga arī tērauda dziļrūdīšanās. Rūdīšanas kritiskā ātruma vērtība ir atkarīga no tērauda ķīmiskā sastāva, austenīta ķīmiskā sastāva, oglekļa un leģējošo elementu satura. Jo stabilāks austenīts (izotermiskās pārvērtības līkne novirzīta pa labi), jo mazāks rūdīšanas kritiskais ātrums. Nelegētiem tēraudiem rūdīšanas kritiskais ātrums ir ļoti liels – 800...200 °C·s⁻¹. Vismazākais rūdīšanas kritiskais ātrums ir eitektoidiem tēraudiem. Jo rupjāki austenīta graudi un jo lielāks to viendabīgums, jo stabilāks pārdzesētais austenīts un mazāks rūdīšanas kritiskais ātrums. Leģējošie elementi ievērojami samazina rūdīšanas kritisko ātrumu (skat. 7.11. att.).



7.11. att. Leģējošo elementu ietekme uz austenīta stabilitāti

Martensīta struktūras veidošanas procesā ietekme ir arī citām fāzēm, piemēram, karbīdiem un nemetāliskiem ieslēgumiem, kas mazina austenīta stabilitāti, līdz ar to palielinot rūdīšanas kritisko ātrumu.

7.2.7. Pārvērtības, atlaižinot rūdītu tēraudu

Rūdītu tēraudu karsēšanu līdz temperatūrām, kas nepārsniedz 727 °C sauc par tēraudu atlaižināšanu. Atlaižināšanā noris vairāki procesi:

- martensīta sairšana, kad no tā izdalās ogleklis un veidojas karbīdi (galvenais process);
- paliekošā austenīta pārvēršanās sekundārajā martensītā;
- karbīdu koagulācija (augšana);
- iekšējo spriegumu samazināšanās.

Martensīts ar tetragonālu kristālisko režģi un paliekošais austenīts, abas ir nelīdzsvarotas fāzes. Tērauda pāreja stabilākā stāvoklī notiek, martensītam un paliekošajam austenītam pārvēršoties ferīta un cementīta maisījumā. Martensīta pārvērtībām ir difūzijas raksturs, un to ātrumu nosaka galvenokārt karsēšanas temperatūras izvēle.

Martensīta un karbīdu pārvērtības izraisa tilpuma samazināšanos, bet paliekošā austenīta sairšana – tilpuma palielināšanos.

Martensītiskās pārvērtības parasti noris temperatūras intervālā 80...200 °C un tām ir divas stadijas. Pirmajā stadijā ogleklis karbīdu veidošanai tiek ņemts no martensīta apgabaliem, kuros ir priekšnosacījumi karbīdu kristālu veidošanai. Līdz ar to šajos apgabalos oglekļa koncentrācija samazinās, bet tālākajos apgabalos tā saglabājas nemainīga. Veidojoties jauniem karbīdu kristāliem, palielinās to martensīta apgabalu lielums un skaits, kuros ir pazemināta oglekļa koncentrācija. Martensīta pārvērtību pirmajā stadijā (līdz 150 °C) nenotiek oglekļa difūzija ievērojamos attālumos. Karbīdu kristāliem ir plānu plāksnīšu forma, un tie ir saistīti ar martensīta kristālisko režģi. Karbīdiem ir heksagonāls kristāliskais režģis, to ķīmiskais sastāvs tuvs $\text{Fe}_2\text{C}(\epsilon)$. Martensītam un karbīdam vairākas atomu rindas ir kopīgas. Tā kā karbīdu un martensīta īpatnējie tilpumi ir dažādi, metālā rodas spriegumi, kuri izraisa abu fāžu kristālisko režģu elastīgu deformāciju. Leģējošie elementi maz ietekmē martensīta pārvērtību pirmo stadiju. Martensītā izšķīdušā oglekļa izdalīšanās savukārt samazina tā tetragonalitātes pakāpi, parauga garums samazinās, un līdz ar to samazinās arī iekšējie

spriegumi. Pirmās stadijas temperatūras intervāla oglekļa saturs martensītā ir atkarīgs tikai no tā sākotnējās koncentrācijas, turpretim augstākās temperatūrās – tikai no temperatūras. Martensīta pārvērtību otrajā stadijā turpinās karbīdu izdalīšanās no cietā šķīduma (martensīta) un to augšana. Šis process noris lēni, jo oglekļa difūzija zemās temperatūrās ir stipri apgrūtināta. Silīcijs un karbīdus veidojošie leģējošie elementi (Cr, V, Ti, Mo un W) apgrūtina oglekļa difūziju, un saglabā pārsātinātu cieto šķīdumu līdz samērā augstām temperatūrām.

Struktūru, kas veidojas atlaidināšanas procesā līdz 200 °C temperatūrai, sauc par atlaidinātu martensītu. Atlaidināts martensīts ir vienmerīgi pārsātināts oglekļa cietais šķīdums α dzelzī, satur ar cietā šķīduma α režģi saistītus smalkus karbīda kristālus. Atlaidināts martensīts saglabā adatveida uzbūvi. Oglekļa saturs atlaidinātā martensītā ir atkarīgs no karsēšanas temperatūras un ilguma.

Paliekošā austenīta pārvērtības oglekļa tēraudos notiek temperatūrā 200...260 °C un leģētajos tēraudos – temperatūrā 250...350 °C. Veidojas atlaidināta martensīta (pārsātināta cietā šķīduma ar mazu oglekļa saturu) un dispersu karbīdu kristālu maisījums, kuru sauc par beinītu. Šai procesā notiek tilpuma palielināšanās, jo austenītam ir vislielākais blīvums (vismazākais tilpums).

Temperatūrā 350...400 °C no martensīta jau ir izdalījies viss ogleklis, un tā kristāliskais režģis kļūst kubisks – martensīts pārvēršas ferītā. Līdz ar to atsevišķi nodalās ferīta un karbīda kristāli. Vienlaikus notiek karbīdu pārvērtības, kuru rezultātā veidojas cementīts ($\epsilon \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$). Šajos procesos notiek iekšējo spriegumu samazināšanās. Tērauds, kas atlaidināts līdz 350...400 °C temperatūrai, sastāv no elastīgi deformētiem ferīta graudiem ar tajos izvietotiem cementīta kristāliem. Ferīta un cementīta maisījumu, kas veidojas karbīdu pārvērtību rezultātā, sauc par atlaidināšanas trostītu.

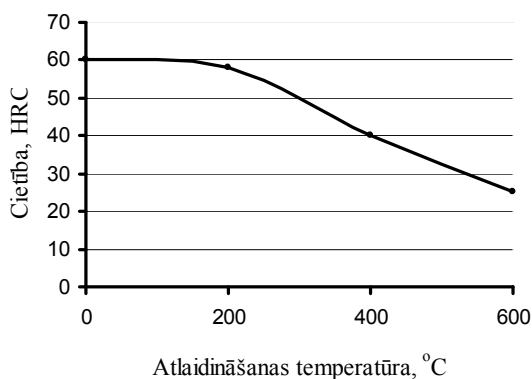
Augstākās temperatūrās (virs 400 °C) intensīvi noris karbīdu koagulācijas process. Karbīdi ne tikai kļūst rupjāki, bet arī maina formu: plānu plāksnīšu vietā veidojas apaļi graudi – sferoīdi. Koagulācijas un sferoīdu veidošanās procesi izraisa starpfāzu virsmas samazināšanos un līdz ar to arī sistēmas brīvās enerģijas samazināšanos. Koagulācijas procesā notiek oglekļa difūzijas rakstura pārvietošanās no mazām karbīdu daļiņām caur ferīta kristāliem uz lielākām karbīdu daļiņām. Mazās termodinamiski nestabilās karbīdu daļiņas izšķīst cietajā šķīdumā un rada tur oglekļa

koncentrācijas nevienādīgumu. No cietā šķīduma apgabaliem, kas bagātāki ar oglekli, ogleklis difundē uz apgabaliem, kuros mazāk oglekļa un kuri parasti atrodas blakus neizšķīdušām lielām karbīdu daļiņām. Difūzijas procesā oglekļa saturs izlīdzinās.

Karbīdu koagulācijas procesā notiek arī ferīta struktūras izmaiņas: samazinās dislokāciju blīvums, izzūd robežas starp ferīta plāksnītēm un izveidojas vienādas ferīta graudi. Šo procesu rezultātā ļoti smalkais ferīta un cementīta maisījums – atlaidināšanas trostīts 500...600 °C temperatūrā pārvēršas daudz rupjākā ferīta un cementīta maisījumā – atlaidināšanas sorbītā, kas savukārt vēl augstākā temperatūrā – 650 °C pārvēršas graudainā atlaidināšanas perlītā. Karbīdus veidojošie elementi (V, Mo, W, Cr u.c.) un silīcijs aprūrina oglekļa difūziju cietajā šķīdumā α un bremsē karbīdu koagulācijas procesu. Tādēļ atlaidinātos leģētajos tēraudos karbīdu daļiņas ir ļoti smalkas. Atlaidinot leģētos tēraudus, izmainās arī karbīdu sastāvs: tajos pieaug leģējošo elementu koncentrācija līdz pat speciālo karbīdu ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C vai MC) izveidošanai.

Atlaidināta tērauda īpašības. Atlaidināta tērauda cietību nosaka vairāki faktori. Režģa deformācijas, fāzu nocietināšanās pakāpes samazināšanās un karbīdu daļiņu koagulācija izraisa cietības samazināšanos, turpretī karbīdu un disperso speciālo karbīdu izdalīšanās un paliekošā austenīta pārvēršanās rada cietības palielināšanos.

Neleģētiem rūdītiem tēraudiem jebkuras atlaidināšanas procesā cietība samazinās (skat. 7.12. att.).



7.12. att. Atlaidināšanas temperatūras ietekme uz tērauda C60 cietību

Instrumentu tēraudiem atslādināšanā līdz 100...120 °C sakarā ar ε karbīda veidošanos cietība nedaudz palielinās. Palielējošā austenīta pārvērtību temperatūras intervālā cietības izmaiņa atkarīga no palielējošā austenīta daudzuma, piemēram, tēraudam ar oglekļa saturu 1,2 % temperatūras intervālā 200...300 °C cietība nesamazinās. Līdzīgi kā nelegētajiem tēraudiem, cietība atslādināšanas procesā izmainās arī mazlegētajiem un vidēji legētajiem tēraudiem, kas nesatur karbīdus veidojošus legējošos elementus. Aktīvi karbīdus veidojošie legējošie elementi kavē dzelzs karbīdu veidošanos, un atslādināšanas procesā līdz 400...500 °C cietība samazinās nedaudz. Vairākkomponentu legētajiem (Cr-W-V, Cr-Mo-V u.c.) tēraudiem disperso speciālo karbīdu veidošanās temperatūras intervālā konstatējama cietības palielināšanās, lai gan oglekļa saturs martensītā samazinās. Šāda parādība novērojama minētajos tēraudos 500... 560 °C temperatūrā.

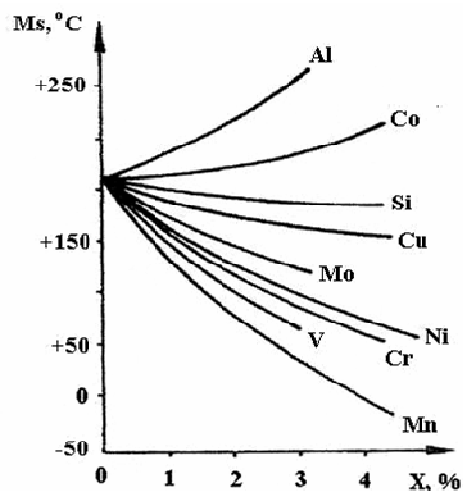
Tēraudu stiprība atslādināšanas procesā izmainās līdzīgi cietībai. Atslādināšanas procesā līdz 300 °C temperatūrai elastības un tecēšanas robeža pieaug, turpretī augstākās temperatūrās tā sāk samazināties. Konstruktiju tēraudiem vislielākā elastības un stiprības robežu attiecība sasniedzama, atslādinot temperatūras intervālā 300...350 °C. Palielinot atslādināšanas temperatūru, tēraudu plastiskums pieaug.

Jāatzīmē, ka vienāda nosaukuma rūdīšanas un atslādināšanas struktūrām (trostīts, sorbīts), kurām ir vienāda cietība un stiprība, ir ievērojami atšķirīga tecēšanas robeža, plastiskums un stiprība. Atslādināšanas struktūrām ir labākas mehāniskās īpašības, augstāka elastības robeža un plastiskums. Īpašību atšķirību var izskaidrot ar to, ka atslādināšanas struktūrām ir graudaina uzbūve, bet rūdīšanas struktūrām – plāksņveida.

7.3. Austenīta izotermiskās pārvērtības legētiem tēraudiem

Legējošie elementi izmaina tēraudam pārdzesēta austenīta stabilitāti un pārvērtību ātrumu gan perlītisko, gan arī starppārvērtību apgabalos. Visi legējošie elementi, izņemot kobaltu, palielina austenīta stabilitāti un samazina pārvērtību ātrumu, t.i., pārbīda pārvērtību sākuma un beigu līknes pa labi uz lielāka izturēšanas ilguma pusi.

Tēraudiem ar nelielu mangāna (1...2 %) un niķeļa (1...5 %) saturu saglabājas oglekļa tēraudu izotermisko pārvērtību līkņu forma, tikai manāmi pieaug austenīta stabilitāte un pazeminās martensīta pārvērtību sākuma temperatūra (skat. 7.13. att).



7.13. att. **Leģējošo elementu ietekme uz martensītisko pārvērtību sākuma temperatūru M_s**

Tēraudiem, kas leģēti ar Cr, W, Mo un citiem elementiem vai vienlaikus ar Cr un Mo, Cr un Ni, izotermisko pārvērtību līknēm ir citāds veids. Tajās parādās divi stabilitātes minimumi, kas atbilst perlītiskām pārvērtībām un starppārvērtībām. Abas šīs pārvērtības it kā sadala stabilā austenīta apgabalu. Pirmsektektoīdiem un aizeitektoīdiem leģētajiem tēraudiem uz izotermisko pārvērtību līknēm parādās papildu līnija, kas atbilst pārkumā esošā leģētā ferīta vai karbīda izdalīšanas sākumam.

Leģējošie elementi palielina austenīta stabilitāti perlītisko pārvērtību temperatūru apgabalā, jo tie apgrūtina oglekļa difūziju, paši ar grūtībām difundē austenītā un pazemina polimorfo pārvērtību ātrumu.

Starppārvērtību temperatūru apgabalā austenīta pārvēršanās notiek ātrāk, jo šajās temperatūrās leģējošo elementu difūzija nenotiek. Tādēļ austenīta pārvērtību rezultātā rodas ferīts un cementīta tipa karbīds, kas satur tos leģējošus elementus, kuri bija sākotnējā austenītā. Starppārvērtības, kuru rezultātā izveidojas ferīta un karbīda maisījums, ir saistītas tikai ar oglekļa difūziju, nevis ar leģējošo elementu pārdalīšanos. Leģētajos tēraudos starppārvērtības nenoris līdz galam. Tajos saglabājas noteikta daļa

ar oglekli bagātināta austenīta, kas, tālāk atdzesējot, daļēji pārvēršas martensītā. Ja tērauds vienlaikus leģēts ar vairākiem elementiem, piemēram, Cr un Ni, Cr un Mo, pārdzesētā austenīta stabilitāte ievērojami palielinās.

Leģējošie elementi austenīta stabilitāti perlītisko pārvērtību un starppārvērtību apgabalos neietekmē vienādi.

Tēraudiem ar mazu oglekļa saturu austenīts ir stabilāks perlītisko pārvērtību apgabalā, turpretī tēraudiem ar lielu oglekļa saturu – starppārvērtību apgabalā. Tēraudos ar mazu oglekļa un paaugstinātu hroma, niķeļa, volframa un molibdēna saturu perlītiskās pārvērtības noris tik lēni, ka eksperimentāli tās nav iespējams konstatēt. Uz izotermisko pārvērtību diagrammas parādās tikai starppārvērtības. Nerūsošos tēraudos ar lielu hroma (12...14 %) un nelielu oglekļa saturu starppārvērtības nenotiek.

Dažādu leģējošo elementu un oglekļa kombinācijas jebkurā gadījumā savdabīgi izmaina izotermisko pārvērtību līkņu raksturu. Pēc eksperimentāli konstruētam leģēto tēraudu izotermisko pārvērtību diagrammām spriež par tajos notiekošajām struktūras izmaiņām.

8. TERMISKĀS APSTRĀDES TEHNOLOĢIJA

Termiskās apstrādes tehnoloģijas izstrāde ir svarīga detaļas izgatavošanas tehnoloģijas sastāvdaļa. Ar termisko apstrādi izstrādājumiem piešķir vajadzīgās mehāniskās īpašības, lielā mērā nosaka detaļu, instrumentu un citu izstrādājumu kvalitāti un nodrošina tiem normālu darbmūžu. Metālapstrādē pielieto gan tiešu termisko apstrādi, gan arī termiskās apstrādes apvienojumu ar plastisko deformāciju, gan virsmas piesātināšanu ar dažādiem elementiem. Termiskās apstrādes tehnoloģijas būtiski atšķiras nelegētiem tēraudiem, legētiem tēraudiem, čuguniem un krāsainiem metāliem un to sakausējumiem. Speciāli termiskās apstrādes paņēmieni ir izstrādāti stieplu, mēru, ātrgriezējītēraudu instrumentu, velmju, liela izmēra kalumu, zobratu, cilindrisku gliemežu u.c. izstrādājumiem.

Visiem termiskās apstrādes veidiem obligāta sastāvdaļa ir detaļu karsēšana. Tam nepieciešamas karsēšanas iekārtas un metālu karsēšanas procesa tehnoloģijas.

8.1. Karsēšanas iekārtas

Metālu karsēšanai izmanto dažāda veida iekārtas, kurās izmanto gan dažādus siltuma avotus (cietais, šķidrās vai gāzveida kurināmais, elektrība), gan arī karsēšanas vides (gaiss, aktīvas gāzes, neitrālas gāzes, šķidrums metāls, sāļi, vakuums).

Karsēšanas ātrumu izvēlas atkarībā no tērauda ķīmiskā sastāva un struktūras, kā arī no izstrādājuma formas un izmēriem. Tēraudiem ar paaugstinātu oglekļa saturu, legētiem tēraudiem un sarežģītas formas lieliem izstrādājumiem izvēlas mazu karsēšanas ātrumu. Samazinātā tēraudu siltuma vadītspēja un lielā temperatūru starpība izstrādājumu ārējos un iekšējos slāņos var izraisīt lielus iekšējos spriegumus, kas savukārt izraisa detaļas samešanos vai pat plaisāšanu.

Metāla karsēšana visātrāk noris krāsnīs-vannās ar izkausētu metālu vai sāļiem. Krāsnīs ar gāzes vidi karsēšana noris 4...5 reizes lēnāk.

Konstrukciju tērauda (oglekļa saturs 0,25...0,6 %) detaļām 1 mm bieža metāla slāņa sakarsēšanai līdz 770...820 °C temperatūrai elektriskajās krāsnīs vajag 50...80 s, sāļu vannās – 12...14 s, svina vannās – 6...8 s. Sarežģītas formas detaļām, piemēram, instrumentiem, ieteicams izdarīt iepriekšēju karsēšanu līdz 400...500 °C temperatūrai. Tas dod iespēju samazināt varbūtēju deformēšanos.

Kad sasniegta karsēšanas temperatūra, detaļu noteiktu laiku iztur šādā temperatūrā, lai tā izlīdzinātos pa visu šķērsgrīzumu, lai līdz galam notiktu fāzu pārvērtības un izlīdzinātos ķīmiskais sastāvs.

Ja rūdīšanas temperatūra ir 750...900 °C un karsēšanu izdara elektriskajā krāsnī, nelegētiem instrumentu tēraudiem (0,7...1,3 % C) 1 mm bieza metāla slāņa sakarsēšanai ieteicamais izturēšanas ilgums ir 50...80 s, bet legētajiem tēraudiem – 70...90 s. Ja turpretī karsēšanu izdara sāļu vannā, izturēšanas ilgums nelegētiem instrumentu tēraudiem ieteicams 20...25 s, bet legētajiem tēraudiem – 25...30 s.

Jo augstāka karsēšanas temperatūra, jo ātrāk notiek detaļas sasīšana. Legētajiem tēraudiem parasti salīdzinājumā ar nelegētajiem tēraudiem karsēšanas un izturēšanas ilgums ir par 25...40 % lielāki.

Palielinot temperatūru, pieaug metālu ķīmiskā aktivitāte, tādēļ, karsējot tos virs 500...600 °C liesmu vai elektriskajās krāsnīs, metālu virsējais slānis mijiedarbojas ar krāsns vidi. Oksidēšanās notiek, dzelzij reaģējot ar skābekli, ūdens tvaiku un ogļskābo gāzi. Rezultātā notiek virsējā slāņa atogļošanās un oksidēšanās.

Līdz 500...550 °C temperatūrai oksidēšanās ātrums ir neliels, augstākā temperatūrā tas strauji pieaug, it sevišķi tad, ja oksīdu kārtiņa (FeO) ir poraina. Oksidēšanās rada neatgriezeniskus metāla zudumus, pasliktina virsmas slāņa stāvokli un īpašības. Pēc termiskās apstrādes oksīdu kārtiņa jānotīra. Lai samazinātu metāla zudumus un detaļu uzlaides, kas nosaka mehāniskās apstrādes darbietilpību, detaļas karsē karsēšanas iekārtās ar kontrolējamu aizsargatmosfēru, sāļu vannās vai vakuumā. Kontrolējamo aizsargatmosfēru sagatavo speciālās iekārtās. Tā ir neitrāla gāze ar noteiktu oksidējošu un reducējošu, atogļojošu un apogļojošu sastāvdaļu attiecību: CO₂/CO, H₂O/H₂, CH₄/H₂. Kontrolējamās aizsargatmosfēras mijiedarbību ar tēraudu var regulēt vēlamā virzienā. Šim nolūkam izmanto amonjaka disociācijas vai daļējas sadegšanas produktus (H₂, H₂O, N₂), ģeneratorgāzi (CO, CO₂, N₂) un gāzu maisījumu, ko iegūst, nepilnīgi sadedzinot dabasgāzi vai citus ogļūdeņražus. Lieto arī aizsargatmosfēras, kuras veido tīra gāze: ūdeņradis, argons, hēlijs u.c.

Aizsargatmosfēru sagatavo endogāzu vai eksogāzu ģeneratoros. Endotermisko atmosfēru iegūst, nepilnīgi sadedzinot augstā temperatūrā (1000...1200 °C) kataliza-

toru klātbūtnē dabasgāzi vai rūpnieciskos ogļūdeņražus. Endogāzes sastāvs: 20 % CO, 40 % H₂ un 40 % N₂.

Tēraudi, kuriem ir dažāds oglekļa saturs, var atrasties līdzsvara stāvoklī ar kontrolējamo aizsargatmosfēru tikai noteikta neliela CO₂ un H₂O satura gadījumā. Mainot ģeneratorā ievadāmā gaisa daudzumu, var iemainīt CO₂ un H₂O saturu aizsargatmosfērā un iegūt dotajam tēraudam vēlamu neitrālo atmosfēru. Par gāzes aizsargatmosfēras oglekļa potenciālu sauc tās spēju palielināt oglekļa saturu tēraudā līdz noteiktai koncentrācijai. Tā kā aizsargatmosfērā dotajam CO₂ daudzumam vienmēr atbilst noteikts H₂O daudzums, tad atmosfēras kontrolei izmanto vienu no šiem komponentiem. Biežāk kontroli veic, nosakot ūdens tvaika daudzumu pēc rasas punkta temperatūras. Oglekļa potenciālu regulē gan aizsargatmosfēras iegūšanas procesā ģeneratorā, gan arī karsēšanas iekārtas darba telpā. Oglekļa potenciāla regulēšana pēc CO₂ satura ir stabilāka. To veic, izmantojot infrasarkanos starus. Lai karsēšanas rezultātā metāla virsma iegūtu vai saglabātu noteiktu ķīmisko sastāvu, karsēšanas iekārtās ierīko vairākas kameras ar dažādu oglekļa potenciālu.

Ja karsēšanu veic izkausētos sāļos, kas iepriekš speciāli reducēti, lai samazinātu skābekļa saturu, tad tēraudu oksidēšanās un atogļošanās notiek ar niecīgu ātrumu. Atkarībā no nepieciešamās karsēšanas temperatūras izmanto dažādus sāļus vai sāļu maisījumus: temperatūras intervālā 1000...1300 °C izmanto bārija, kālija un nātrija hlorīdu maisījumu (BaCl₂, KCl, NaCl), bet temperatūrā 300...550 °C – kālija un nātrija salpetra sāļu maisījumu (KNO₃, NaNO₃).

Karsēšanu vakuumā izmanto ķīmiski aktīviem metāliem un to sakausējumiem.

Augstās temperatūrās ūdeņraža un skābekļa iedarbības rezultātā tērauda detaļu virskārtā noris atogļošanās process, kas pazemina tērauda cietību, nodilumizturību un nogurumizturību.

8.2. Termiskās apstrādes tehnoloģiskie procesi

Termiskās apstrādes tehnoloģijas ir izstrādātas ar mērķi nodrošināt detaļai vai izstrādājumam tādas mehāniskās, fizikālās, tehnoloģiskās un ekspluatācijas īpašības, kādas ir uzdotas rasējumā vai tehniskajos noteikumos. Lai īstenotu šo mērķi, ir izstrādātas dažādas termiskās apstrādes tehnoloģijas, kuras dod iespēju piešķirt detaļai

vēlamās īpašības, ievērtējot materiāla ķīmisko sastāvu un fizikāli mehāniskās īpašības, detaļu izmērus un formu, detaļu skaitu, tehnoloģiskās iespējas un citus parametrus. Atkarībā no karsēšanas temperatūras, izturēšanas ilguma, dzesēšanas ātruma termiskās apstrādes veidus var iedalīt grupās: rūdīšana, atkvēlināšana, atlaidināšana, vecināšana.

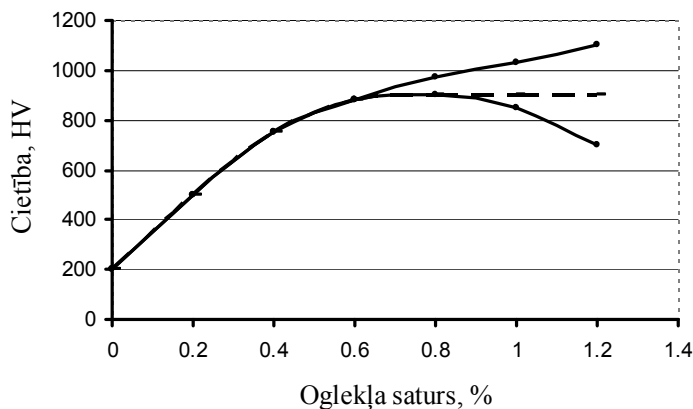
8.3. Tēraudu rūdīšanas tehnoloģija

Par tēraudu, kuriem ir polimorfās pārvērtības, *rūdīšanu* sauc tādu termiskās apstrādes operāciju, kuras mērķis ir palielināt tērauda cietību, veidojot martensīta un karbīdu mikrostruktūru. Lai realizētu šīs pārvērtības, karsējot jānodrošina pilnīga fāzu pārvērtība un pilnīga vai daļēja karbīdu izšķīdināšana un tam sekojoša dzesēšana. Lielākā vai mazākā mērā var rūdīt jebkuru tēraudu. Rūdīšanās vai caurrūdīšanās ļoti atkarīga no oglekļa un citu elementu satura tēraudā. Par tēraudu rūdāmību spriež pēc tā spējām veidot martensīta struktūru un paaugstinātu cietību noteiktā biežumā. Visas detaļas var iegūt martensīta struktūru, ja atdzesēšanas līkne nešķērso pārvērtību sākuma temperatūru ne perlīta, ne beinīta rajonā. Tas nozīmē, ka dzesēšanas ātrumam jābūt lielākam par kritisko.

Tērauda caurrūdīšanos raksturo minimālais laiks līdz perlīta (beinīta) pārvērtību sākumam. Mazoglekļa nelegētiem tēraudiem šis laiks ir ļoti mazs, tikai dažas sekundes desmitdaļas. Caurrūdīšanos tiem var realizēt tikai ļoti maziem šķēlumiem (folijām, plānām sloksnēm). Palielinoties detaļu izmēriem, norūdās tikai detaļu virskārta.

Tēraudu rūdāmība galvenokārt ir atkarīga no oglekļa satura. Nelegētu tēraudu cietība pēc rūdīšanas atkarībā no oglekļa satura dota 8.1. attēlā.

Tēraudiem ar oglekļa saturu līdz 0,6 % visos aplūkotojos gadījumos cietība ir vienāda. Atšķirības sākas pie lielāka oglekļa satura. Vislielākā cietība ir tēraudam, kura struktūra pēc rūdīšanas sastāv vienīgi no martensīta. Šādu struktūru var iegūt, rūdot plānus paraugus un dzesējot tos ļoti zemās temperatūrās. Cietība nemainās atkarībā no oglekļa satura tiem tēraudiem, kurus karsē tikai līdz austenītisko pārvērtību realizācijai, saglabājot cementīta tīkliņu. Cietība materiālam nepieaug tāpēc, ka, pieaugot oglekļa saturam, pieaug paliekošā austenīta saturs, kura cietība ir neliela.



8.1. att. **Nelegētu tēraudu cietība pēc rūdīšanas atkarībā no oglekļa satura:** apakšējā līnija – rūdot sakarsētu virs *GSE* temperatūras ūdenī (20 °C); augšējā līnija – ja struktūra pēc rūdīšanas sastāv 100 % no martensīta; vidējā pārtrauktā – rūdot sakarsētu virs *GSK* temperatūras ūdenī (20 °C)

Cietības samazināšanās, pieaugot oglekļa saturam, novērojama tēraudiem, kuri sakarsēti līdz pilnīgai austenitizācijai. Strauji atdziestojot, cementīta tīkliņš nespēj izveidoties un bez martensīta veidojas paliekošais austenīts, kurš samazina kopējo tērauda cietību. Aizeitektoīdo tēraudu struktūra vispārīgā gadījumā sastāv no martensīta un paliekošā austenīta, kā arī karbīdiem. Šo fāzu attiecību nosaka rūdīšanas tehnoloģija. No struktūras lielā mērā atkarīgas izstrādājumu īpašības. Instrumentu tēraudiem no struktūras atkarīga nodilumizturība un formas noturība.

8.3.1. Nelegētu tēraudu nepārtrauktā rūdīšana vienā dzesējošā vidē

Konstrukciju tēraudus rūda, lai palielinātu stiprību, nodrošinātu pietiekamu plastiskumu un stigrību. Instrumentu tēraudus rūda un atlaidina, lai palielinātu cietību, stiprību un nodilumizturību. Rūdīšanas rezultāts ir atkarīgs no karsēšanas ātruma, rūdīšanas temperatūras, izturēšanas ilguma un dzesēšanas ātruma.

Rūdīšanas temperatūras izvēle. Pēc karsēšanas apstākļiem izšķir pilno un nepilno rūdīšanu. Pilnajā rūdīšanā tēraudu karsē līdz austenīta stāvoklim, t.i., virs līnijai *GSE* atbilstošām temperatūrām, turpretim nepilnajā rūdīšanā tēraudu karsē tikai virs līnijai *GSK*.

Pirmseitektoīdiem tēraudiem lieto pilno rūdīšanu. Pilnajā rūdīšanā karsēšanas laikā veidojas smalkgraudains austenīts, bet dzesēšanas laikā – smalku plāksnīšu

martensīts. Ja nesakarsē līdz vajadzīgajai temperatūrai, struktūrā saglabājas ferīts, kas pazemina cietību un pasliktina mehāniskās īpašības. Tādēļ šiem tēraudiem nepilno rūdīšanu nelieto.

Ja tēraudus pārkarsē, sākas strauja austenīta graudu augšana, bet atdzesējot veidojas rupjš adatveida martensīts, kā arī pazeminās stigrība un palielinās plaisu rašanās iespēja.

Aizeitektoīdos nelegētos tēraudus pakļauj nepilnai rūdīšanai. Šo tēraudu optimālā rūdīšanas temperatūra ir 40...60 °C virs 727 °C temperatūras, kad struktūrā blakus austenītam saglabājas daļa neizšķīdušā cementīta. Pēc rūdīšanas martensīta struktūrā atrodas cementīta daļiņas. Cementīta daļiņu cietība ir lielāka nekā martensīta cietība, līdz ar to rūdīšanas struktūra – martensīts ar cementīta daļiņām – ir ievērojami nodilumizturīgāka nekā struktūra, kas iegūta, rūdot vienfāzes austenītu.

Dzesēšanas ātrums rūdīšanā. Lai iegūtu martensīta struktūru, nepieciešams pārdzesēt austenītu līdz martensīta pārvērtību temperatūrām, t.i., dzesēšanas ātrumam jābūt lielākam par rūdīšanas kritisko ātrumu V_{krit} . Vislielākais rūdīšanas kritiskais ātrums ir nelegētiem tēraudiem – 1400...400 °C·s⁻¹.

Dzesējošai (rūdīšanas) videi jānodrošina liels dzesēšanas ātrums austenīta mazākās stabilitātes temperatūras intervālā (650...550 °C), lai novērstu tā pārvēršanos ferīta un cementīta maisījumā. Toties martensīta pārvērtību temperatūras intervālā vēlams samazināt dzesēšanas ātrumu, lai novērstu iekšējo spriegumu rašanos, detaļu deformēšanos un plaisu rašanās iespēju.

Nelegētiem tēraudiem, kuriem ir liels rūdīšanas kritiskais ātrums, rūdīšanas procesā dzesēšanu izdara ūdenī vai sāļu šķīdumos.

Ūdenim, eļļām un citiem šķīdumiem, iegremdējot tajos sakarsētu metālu, var novērot trīs periodus ar dažādām dzesēšanas intensitātēm.

1. Vispirms ap rūdāmo izstrādājumu izveidojas tvaika apvalks, kas traucē siltuma atdevi.

2. Nākamajā mirklī tvaika apvalks sairst un dzesējošais šķidrums, nonākot saskarē ar metāla virsmu, sāk vārīties, izdalot tvaika burbulīšus. Dzesējošās vides kontakts ar metālu virsmu periodiski atjaunojas, ko raksturo liels dzesēšanas ātrums.

3. Zem vārīšanās temperatūras siltuma konvekcijas rezultātā dzesēšana notiek lēni.

Dzesējošo vidi izvēlas tādu, kas nodrošina pietiekami lielu dzesēšanas ātrumu austenīta minimālās stabilitātes temperatūras intervālā (650...400 °C). Jāatzīmē, ka pārāk liels dzesēšanas ātrums martensīta pārvērtību apgabalā (zem 300 °C) var radīt virsmas plaisāšanu un izstrādājuma samešanos. Ūdenim kā dzesējošai videi ir liels dzesēšanas ātrums, kas saglabājas arī martensīta pārvērtību apgabalā un ir lielu struktūras spriegumu rašanās cēlonis. Ūdens dzesēšanas ātrums strauji samazinās, paaugstinoties tā temperatūrai. Lai novērstu minētos trūkumus, ūdenim dzesēšanas tvertnēs uztur pastāvīgu temperatūru (20...40 °C) un to pakļauj cirkulācijai.

Ūdens dzesējošās īpašības var uzlabot, izšķīdinot tajā vārāmo sāli, sārmus vai sērskābi. Šādos šķīdumos tvaika apvalks nerodas un austenīta minimālās stabilitātes temperatūras intervālā tiek sasniegts liels dzesēšanas ātrums, bet martensīta pārvērtību temperatūras intervālā šo šķīdumu dzesēšanas ātrums ir mazāks nekā ūdenim.

Rūdīšanā minerāleļļas dzesē daudz lēnāk nekā ūdens, un arī martensīta pārvērtību intervālā to dzesēšanas ātrums ir 20...25 reizes mazāks nekā ūdenim. Tas ievērojami samazina rūdīšanas defektu veidošanās iespējas. Eļļas dzesējošās spējas ir maz atkarīgas no temperatūras. Minerāleļļu būtisks trūkums ir to vieglā uzliesmošana. Eļļas izmanto legēto tēraudu un nelielu nelegēto tēraudu detaļu rūdīšanai.

Rūdīšanas veidi. Atkarībā no dzesēšanas paņēmiena izšķir vairākus rūdīšanas veidus. Visizplatītākais un vienkāršākais rūdīšanas veids ir *nepārtrauktā rūdīšana vienā dzesējošā vidē*. Šādu rūdīšanu sauc arī par *nepārtraukto rūdīšanu* un to pielieto nelegētiem konstrukciju tēraudiem, nelielām vienkāršas formas detaļām.

Rūdīšanas procesā galvenais spriegumu veidošanās cēlonis ir tilpuma palielināšanās, austenītam pārvēršoties martensītā, ko pastiprina apstākļi, ka pārvērtības nenotiek vienlaicīgi visā detaļas šķērsgriezumā. Paliekošos iekšējos spriegumus var samazināt, ja samazina dzesēšanas ātrumu martensīta pārvērtību temperatūras intervālā un panāk, lai struktūras pārvērtības notiktu pēc iespējas vienlaicīgi visā izstrādājuma šķērsgriezumā.

8.3.2. Rūdišana divās dzesējošās vidēs (pārtrauktā rūdišana)

Pēc šī paņēmiena rūdāmo detaļu vispirms atdzesē ūdenī līdz 400...300 °C temperatūrai, t.i., nedaudz virs kritiskā punkta M_s , bet pēc tam strauji pārnēs lēnāk dzesējošā vidē (eļļā vai gaisā) un atdzesē līdz normālai temperatūrai.

Otrās dzesējošās vides dzesēšanas ātrums martensīta pārvērtību apgabalā ir neliels, līdz ar to ievērojami mazākas ir arī iekšējo spriegumu rašanās iespējas. Šis rūdišanas paņemiens prasa precīzi aprēķināt un ievērot dzesēšanas laiku ūdenī. To izdevīgi izmantot masveida ražošanā. Instrumentu rūdišanā šo paņēmieni lieto kopā ar pašatladināšanos: rūdāmo detaļu dzesējošā vidē iztur īslaicīgi, lai norūdītos tikai ārējā virsma, bet detaļas serdes daļā atlikušais siltums tiek izmantots atlaidināšanai. Kad detaļas ārējā virsma sakarsusi līdz vēlamai atlaidināšanas temperatūrai, par ko spriež pēc atlaidināšanas krāsas uz virsmas, detaļu strauji atdzesē.

Pakāpeniskā rūdišana. Rūdot pēc šī paņēmiena, detaļu atdzesē vidē ar temperatūru 50...100 °C virs martensītisko pārvērtību sākuma temperatūras M_s , iztur šajā temperatūrā, kamēr tā izlīdzinās visā detaļas šķērsgriezumā, bet pēc tam atdzesē gaisā.

Šo paņēmieni izmanto nelielu instrumentu rūdišanai, kuri izgatavoti no mazlēģētiem un vidēji leģētiem tēraudiem, jo tikai palielinātas austenīta stabilitātes gadījumā ar šo paņēmieni var iegūt martensītu. Šo materiālu pārdzesētā austenīta pārvēršanās martensītā notiek, atdzesējot gaisā, pie tam saglabājas noteikts paliekošā austenīta daudzums. Pakāpeniskā rūdišanā tilpuma izmaiņas ir mazākas nekā pārtrauktajā rūdišanā, jo izveidojas lielāks paliekošā austenīta daudzums, līdz ar to mazākas ir detaļu deformēšanās iespējas un plaisu rašanās iespējas.

Neleģētiem tēraudiem pakāpenisko rūdišanu var lietot tad, ja izstrādājuma diametrs nav lielāks par 8...10 mm. Lielākiem izstrādājumiem, dzesējot tos vidē ar temperatūru, kas augstāka par martensītisko pārvērtību sākuma temperatūru M_s , dzesēšanas ātrums ir mazāks nekā kritiskais rūdišanas ātrums un līdz ar to austenīta pārvērtības noris augstāka temperatūrā.

Izotermiskā rūdišana. Rūdot pēc šī paņēmiena, sakarsēto izstrādājumu iegremdē izkausētu sāļu vannā, kur temperatūra ir 50...100 °C virs M_s un iztur šāda temperatūrā, kamēr austenīts pārvēršas beinītā. Pēc tam izstrādājumu atdzesē gaisā. Neleģētiem tēraudiem ar izotermisko rūdišanu mehāniskās īpašības neiegūst labākas kā ar parasto

rūdišanu un atlaidināšanu. Turpretim legētajiem tēraudiem izotermiskā rūdišana palielina stigrību, jo struktūrā bez beinīta saglabājas līdz 20 % paliekošā austenīta.

Izotermiskā rūdišana ir izdevīga arī tādiem legētajiem tēraudiem, kuriem atlaidināšanā (250...350 °C) rodas t.s. atlaidināšanas trauslums. Izturēšanas ilgums dzesējošā vidē atkarīgs no austenīta stabilitātes temperatūrā, kas atrodas nedaudz virs M_s , un to nosaka pēc dotā tērauda austenīta izotermisko pārvērtību diagrammas.

Pakāpeniskajā un izotermiskajā rūdišanā par dzesējošo vidi izmanto izkausētus sāļus – 55 % KNO_3 + 45 % NaNO_3 un izkausētus sārmus – 20 % NaOH + 80 % KOH . No tiem var sagatavot dzesējošo vidi darbam 150...500 °C temperatūras intervālā.

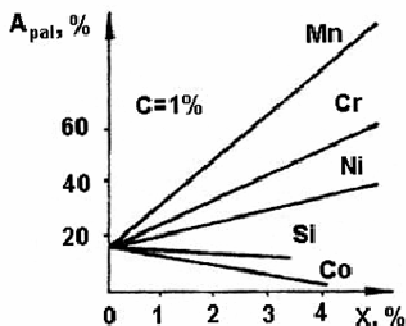
Dzesēšana sārmu vannās, ja detaļas iepriekš karsētas sāļu vannās vai krāsnīs ar aizsargatmosfēru (bez oksidēšanas), ļauj izstrādājumiem saglabāt tīru, gaiši pelēkas krāsas virsmu (gaišā rūdišana).

Tēraudu apstrāde zemās temperatūrās. Tēraudiem ar oglekļa saturu virs 0,5 % pēc rūdišanas struktūrā saglabājas paliekošais austenīts. Tas samazina cietību, nodilumizturību un rada izmēru izmaiņas ekspluatācijas apstākļos, jo paliekošais austenīts arī normālā temperatūrā ar nelielu ātrumu pārvēršas martensītā. Ievērojami ātrāk tas notiek, turpinot atdzesēšanu negatīvās temperatūrās.

Tādēļ, lai samazinātu paliekošā austenīta daudzumu rūdītos tēraudos, tos atdzesē līdz negatīvām temperatūrām. Apstrādei zemās temperatūrās pakļauj rūdītus tēraudus, pie tam galvenokārt legētos tēraudus, kuriem martensīta pārvērtību beigu temperatūra M_b atrodas negatīvo temperatūru apgabalā un kuriem, atdzesējot pat līdz istabas temperatūrai, struktūrā saglabājas ievērojami daudz paliekošā austenīta. Paliekošais austenīts, izturot normālā temperatūrā, stabilizējas, tādēļ apstrāde ar aukstumu jāveic tūlīt pēc rūdišanas.

Legēto tēraudu kritiskā punkta M_b , temperatūra var atrasties intervālā no –40 °C līdz pat –193 °C. Atdzesējot līdz punkta M_b temperatūrai, paliekošais austenīts pārvēršas martensītā, pieaug tērauda cietība (par 1...3 vienībām pēc *HRC*) un palielinās sprieguma pakāpe. Tādēļ dzesēšana jāizdara lēni un detaļa pēc apstrādes ar aukstumu nekavējoties jāatlaidina.

Legējošo elementu ietekme uz paliekošā austenīta daudzumu tēraudā ar 1 % oglekļa parādīta 8.2. attēlā.



8.2. att. **Leģējošo elementu ietekme uz paliekošā austenīta daudzumu tēraudā C105U**

Apstrādei ar aukstumu pakļauj mērinstrumentus, ritgultņu detaļas, cementētas leģēto tēraudu detaļas un daudzus citus izstrādājumus.

8.4. Tēraudu dziļrūdāmība

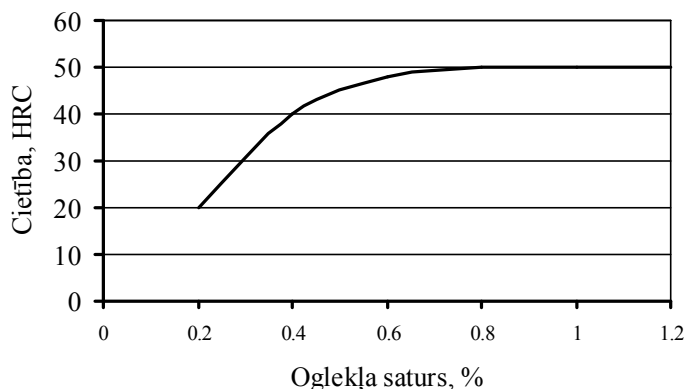
Par dziļrūdāmību sauc tērauda spēju norūdīties līdz noteiktam dziļumam. To nosaka galvenokārt tērauda īpašības, lai gan zināmā mērā tā ir atkarīga arī no apstrādājamā materiāla izmēriem un dzesēšanas apstākļiem. Dziļrūdāmības noteikšanā tēraudu pieņemts uzskatīt par norūdītu tad, ja struktūrā ir ne mazāk par 50 % martensīta. Dziļrūdāmība ir atkarīga no tērauda kritiskā dzesēšanas ātruma.

Ja rūdāmo izstrādājumu iegremdē dzesējošā vidē, tā atdzišanas ātrums visā šķērsgriezumā nav vienāds. Visātrāk atdziest izstrādājuma virskārta, tās atdzišanas ātrums ir atkarīgs no dzesējošās vides (ūdens, eļļas, sāļu vannas u.c.) īpašībām. Attālinoties no virskārtas, atdzišanas ātrums samazinās. Ja izstrādājuma šķērsgriezums ir pietiekami liels, iespējams, ka noteiktā dziļumā a_t faktiskais dzesēšanas ātrums ir mazāks par rūdīšanas kritisko ātrumu un izveidojas pusmartensīta struktūra. Šajā gadījumā detaļas serde paliek nenorūdīta – tajā austenīts pārvēršas ferīta un cementīta maisījumā (trostīts, sorbīts vai perlīts). Samazinot rūdīšanas kritisko ātrumu, ko panāk, paaugstinot austenīta stabilitāti ar tērauda leģēšanu, palielinās tērauda dziļrūdāmība. Ja faktiskais dzesēšanas ātrums izstrādājuma centrā pārsniedz rūdīšanas kritisko ātrumu, tērauds visā šķērsgriezumā iegūst martensīta struktūru – tas ir caurrūdījies.

Izstrādājuma diametru, līdz kuram, rūdot dotajā dzesējošajā vidē, centrā izveidojas pusmartensīta (50 % martensīta + 50 % trostīta) struktūra, sauc par dziļrūdāmības

kritisko diametru. Dziļrūdāmību novērtē ar dažādiem paņēmieniem: pēc norūdītā slāņa biezuma, lielākā caurrūdītā cilindra diametra vai cilindriskā parauga norūdītās daļas garuma.

Pusmartensīta zonu viegli noteikt pēc mikrostruktūras, bet vēl vienkāršāk – pēc cietības. Pusmartensīta struktūras cietība ir atkarīga no oglekļa satura tēraudā.



8.3. att. **Pusmartensīta struktūras cietība atkarībā no oglekļa satura tēraudos**

Legētie tēraudi sakarā ar lielāku austenīta stabilitāti un mazāku rūdīšanas kritisko ātrumu norūdās dziļāk nekā nelegētie tēraudi. Dziļrūdāmību palielina mangāns, hroms un molibdēns, bet niķelis un silīcijs to ietekmē nedaudz. Dziļrūdāmība ievērojami pieaug, ja tēraudu vienlaikus legē ar vairākiem legējošiem elementiem.

Pardzesētā austenīta stabilitāte pieaug un rūdīšanas kritiskais ātrums samazinās tikai tad, ja legējošie elementi ir izšķīduši austenītā.

Ja legējošie elementi nav izšķīduši austenītā un tie veido karbīdus, austenīta stabilitāte nevis pieaug, bet gan samazinās, jo karbīdi noder par kristalizācijas centriem austenītam pārvēršoties ferītā un karbīda maisījumā. Titāna, niobija un vanādijs karbīdi normālā rūdīšanas temperatūrā nešķīst austenītā un pazemina dziļrūdāmību. Arī graudu lielums stipri ietekmē dziļrūdāmību: jo lielāki graudi, jo lielāka tērauda dziļrūdāmība. Tādēļ karsēšanas ilguma palielināšana izraisa dziļrūdāmības pieaugumu.

Dziļrūdāmība ir svarīga tēraudu tehnoloģiskā īpašība. Pilnīgas dziļrūdāmības gadījumā termiski apstrādātam izstrādājumam visā šķērsgriezumā ir vienāda struktūra ne tikai pēc rūdīšanas, bet arī pēc atlaidināšanas. Līdz ar to arī izstrādājuma īpašības visā šķērsgriezumā ir vienādas. Bieži vien konstrukciju tērauda izvēli lielām

atbildīgām mašīnu detaļām nosaka dziļrūdāmība. Lai nodrošinātu vēlamo caurrūdīšanos, oglekļa konstrukciju tēraudu vietā dažkārt jāizmanto dārgākie legētie tēraudi. Tā, piemēram, nelegētam tēraudam (0,4 % C) dziļrūdāmības kritiskais diametrs ir 25 mm, bet tajos pašos dzesēšanas apstākļos hroma tēraudam (0,4 % C, 1,0 % Cr) tas ir 50 mm, hroma-niķeļa tēraudam (0,4 % C, 1,5 % Cr, 3,5 % Ni) – virs 125 mm. Nepilnīga dziļrūdāmība izraisa struktūras un līdz ar to īpašību izmaiņas šķērsgriezumā. Detaļu nenorūdītai serdes daļai ir zemāka cietība un stiprība.

Dažos gadījumos liela dziļrūdāmība nav vēlama. Tā, piemēram, viturbjus, urbjus un citus instrumentus, kuriem darba procesā izmanto galvenokārt virskārtas īpašības, gatavo no tēraudiem ar mazu dziļrūdāmību. Nenorūdītā serdes daļa paaugstina šo instrumentu stigrību. Tēraudus ar mazu dziļrūdāmību lieto tādiem izstrādājumiem, kuriem rūdīšanas procesā nedrīkst pieļaut tilpuma izmaiņas.

Nelielu paraugu dziļrūdāmību nosaka pēc to lūzuma vai pēc cietības sadalījuma šķērsgriezumā. Lielāku paraugu dziļrūdāmību nosaka pēc gala rūdīšanas metodes. Šim nolūkam līdz noteiktai rūdīšanas temperatūrai sakarsētu paraugu speciālā iekārtā atdzesē no gala ar ūdens strūklu. Pēc atdzesēšanas mēra cietību uz parauga sānu virsmas.

Tā kā, attālinoties no parauga gala, dzesēšanas ātrums samazinās, tad arī cietība samazināsies. Nosakot attālumu no parauga gala līdz vietai, kur cietība atbilst pusmartensīta struktūras cietībai (*HRC* 50), pēc nomogrammām var noteikt tērauda dziļrūdāmības kritiskos diametrus dažādās dzesējošās vidēs.

Dziļrūdāmības noteikšana ļauj izvēlēties konkrētai detaļai vajadzīgo konstrukciju tēraudu, kā arī izvēlēties rūdīšanai pareizo dzesējošo vidi, lai maksimāli izvairītos no iekšējo spriegumu rašanās.

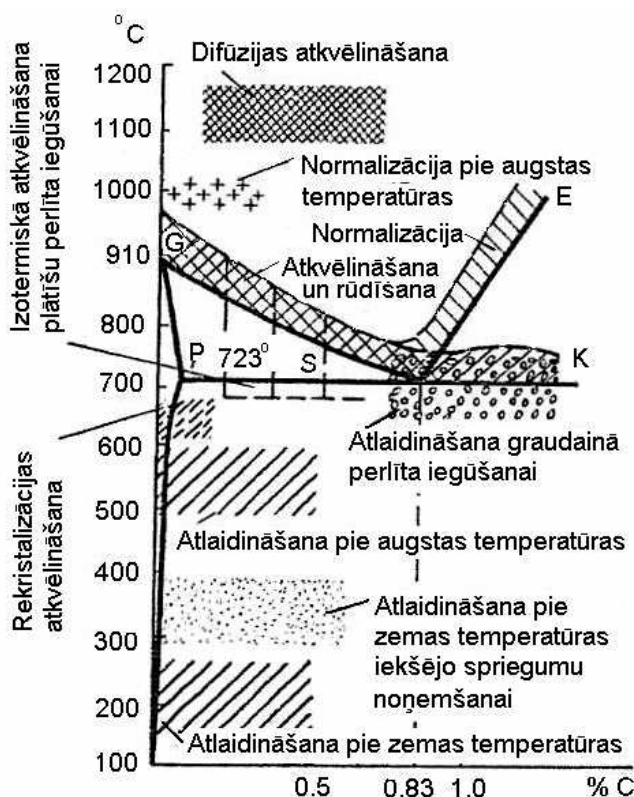
8.5. Tēraudu atkvēlināšana

Par *atkvēlināšanu* sauc tērauda termiskās apstrādes operāciju, kas sastāv no karsēšanas nedaudz virs kritiskām temperatūrām, izturēšanas šajās temperatūrās un lēnas, vienmērīgas atdzesēšanas.

Atkvēlināšanas uzdevums ir likvidēt iepriekšējos spriegumus, pazemināt tērauda cietību, sasmalcināt graudus, uzlabot apstrādājamību ar griezējinstrumentiem un

spiedienu, paaugstināt plastiskumu un stigrību, samazināt ķīmiskā sastāva nevienādīgumu un sagatavot tēraudu tālākai termiskai apstrādei.

Atkarībā no struktūras pārvērtību rakstura atkvēlināšanu iedala pirmās kārtas atkvēlināšanā, kas notiek bez fāzu pārvērtībām un otras kārtas atkvēlināšanā, kad saistīta ar fāzu pārkristalizēšanos. Tēraudu termiskās apstrādes zonas parādītas 8.4. attēlā.



8.4. att. Tēraudu termiskās apstrādes veidi

Pirmās kārtas atkvēlināšana. To izmanto, lai likvidētu ķīmiskā sastāva nevienādīgumu (likvāciju), kas radies kristalizācijas procesā, lai likvidētu struktūras izmaiņas, kas radušās plastiskās deformācijas rezultātā, un lai likvidētu paliekošos spriegumus. Izšķir vairākus pirmās kārtas atkvēlināšanas paveidus.

Homogenizācija (difūzijas atkvēlināšanā). Homogenizāciju jeb difūzijas atkvēlināšanu izmanto, lai samazinātu leģētu tēraudu lietņu interkristālisko likvāciju, jo tā paaugstina tēraudu trauslumu spiedienapstrādes procesos, izraisa īpašību

anizotropiju, flokenus un šiferveida lūzumu. Ar difūzijas atkvēlināšanu likvidē legētu tēraudu lējumu dendrītveida likvāciju, kas ļoti pazemina materiāla plastiskumu un stigribu. Difūzijas atkvēlināšana notiek temperatūrā 1100...1200 °C. Šādā augstā temperatūrā noris arī intensīva oksīdu kārtiņas veidošanās, kas palielina metāla zudumus. Tādēļ karsēšanu veic ar maksimāli pieļaujamo ātrumu, bet izturēšanas laiku izvēlas minimālu (tas atkarībā no tērauda ķīmiskā sastāva un lietņu izmēriem var būt 8...20 h).

Karsēšanas laikā tērauda struktūra kļūst rupjgraudaina. To novērš, lietņus plastiski deformējot vai arī izdarot pilno atkvēlināšanu vai normalizāciju.

Rekristalizācijas atkvēlināšana. Par rekristalizācijas atkvēlināšanu sauc termiskās apstrādes operāciju, kad auksti deformētu tēraudu sakarsē virs rekristalizācijas temperatūrām, iztur šajās temperatūrās un lēni atdzesē. Šo atkvēlināšanas veidu pielieto pirms aukstās spiedienapstrādes un kā starpoperāciju apstrādi uzkaldes likvidēšanai starp aukstās deformācijas operācijām.

Tērauda rekristalizācijas temperatūra ir atkarīga no ķīmiskā sastāva un atrodas robežās 450...650 °C. Oglekļa un legējošo elementu satura palielināšanās izraisa rekristalizācijas temperatūras paaugstināšanos. Lai rekristalizācijas process varētu notikt visā detaļas tilpumā, atkvēlināšanas temperatūrai jābūt augstākai par rekristalizācijas kritisko temperatūru. Tēraudiem ar oglekļa saturu 0,08...0,2 %, kurus visbiežāk pakļauj aukstai deformācijai (velmēšanai, vilkšanai, štancēšanai), rekristalizācijas atkvēlināšanas temperatūra sasniedz 680...700 °C. Legētus tēraudus pēc aukstās vilkšanas atkvēlina 730°C temperatūrā, karsējot 0,5...1,5 h. Atkvēlinot tēraudus, vienlaikus ar ferīta rekristalizāciju noris arī cementīta koagulācija un sferoidizācija. Cementīta graudiņu apaļā forma palielina materiāla plastiskumu un atvieglo spiedienapstrādi.

Atkvēlināšana iepriekšējo spriegumu likvidēšanai. Šo atkvēlināšanas paveidu izmanto, lai likvidētu iepriekšējās tehnoloģiskajās operācijās (liešanā, metināšanā, apstrādē ar griezējinstrumentiem) radušos paliekošos spriegumus.

Atkvēlināšanu izdara temperatūru intervālā 200...700 °C, biežāk diapazonā 550...680 °C. Izturēšanas ilgumu izvēlas eksperimentāli, un tas parasti ir dažas stundas. Tā, piemēram, sarežģītas formas instrumentus pēc rupjās apstrādes ar

griezējinstrumentiem, lai likvidētu iekšējos spriegumus, atkvēlina 600...700 °C temperatūrā, izturot tajā 1...3 h un pēc tam lēni atdzesējot. Atkvēlināšanā paliekošie spriegumi tiek likvidēti slīdes deformāciju rezultātā. Parasti paliekošos spriegumus likvidē ar citiem atkvēlināšanas veidiem, bet rūdītiem tēraudiem – ar atlaidināšanu.

Otrās kārtas atkvēlināšana. Tā saistīta ar tērauda fāzu pārvērtībām. Par otrās kārtas atkvēlināšanu sauc tērauda termiskās apstrādes operāciju, kas sastāv no karsēšanas virs kritiskām temperatūrām *GSE*, izturēšanas un lēnas atdzesēšanas, kad materiāla struktūra veidojas fāzu pārvērtību rezultātā. Lēnā atdzesēšana dod iespēju iegūt līdzsvara stāvokļa struktūras, kas uzrādītas dzelzs-cementīta stāvokļa diagrammā.

Pirmseitektoīdiem tēraudiem atkvēlināšana nodrošina ferītu un perlītu, eitektoīdam tēraudam – perlītu, bet aizeitektoīdiem tēraudiem – perlītu un cementītu. Pēc atkvēlināšanas tērauds ir ar pazeminātu cietību un stiprību, tas ir smalkgraudains.

Rūpniecībā atkvēlināšana ir sagatavošanās operācija termiskai apstrādei. Tai pakļauj lējumus, kalumus un velmējumus. Pazeminot stiprību un cietību, atkvēlināšana uzlabo materiālu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem. Lējumiem un kalumiem atkvēlināšana sasmalcina graudus, likvidē iekšējos spriegumus, paaugstina plastiskumu un stigrību. Tādēļ lieliem lējumiem atkvēlināšana ir termiskās apstrādes noslēdzošā operācija.

Izšķir vairākus otrās kārtas atkvēlināšanas paveidus: pilnā, izotermiska, nepilnā, sferoidizācijas, normalizācijas un citas atkvēlināšanas.

Pilnā atkvēlināšana. Pilnai atkvēlināšanai pakļauj galvenokārt konstrukciju tēraudus ar oglekļa saturu līdz 0,7 %, t.i., pirmseitektoīdos tēraudus. Ar pārkristalizāciju saistītā pilnā atkvēlināšana likvidē paliekošos spriegumus, pazemina cietību, paaugstina plastiskumu un izveido tēraudam vienmērīgu smalkgraudainu struktūru.

Lējumiem un karstā stāvoklī deformētām konstrukciju tērauda sagatavēm straujās atdzesēšanas dēļ no samērā augstām temperatūrām var būt paaugstināta cietība, kas apgrūtina tērauda mehānisko apstrādi un pazemina plastiskumu. Dažkārt var izveidoties arī rupjgraudaina struktūra. Strauji atdzesējot rupjgraudainu austenītu, kāds lietām vai kaltām sagatavēm izveidojas augstās temperatūrās, rodas labvēlīgi apstākļi Vidmanšteta struktūras izveidei. Vidmanšteta struktūra ir ne tikai rupjgraudaina. Tai ir raksturīgs ferīta izvietojums pa kristalogrāfiskajām plaknēm.

Spiedienapstrādes rezultātā izveidojušies austenīta graudu izmēri ir atkarīgi no apstrādes beigu temperatūras: ja tā ievērojami pārsniedz 1000°C , izveidojas rupjgraudains austenīts, no kura atdzesēšanas procesā rodas rupjgraudaina sairšanas produktu struktūra – Vidmanšteta struktūra; ja turpretī spiedienapstrādes beigu temperatūra ir pazemināta, var izveidoties cits struktūras defekts – rindainība, kas rada mehānisko īpašību neviendabību (anizotropiju). Šādas ferīta un perlīta kārtainas struktūras izveidošanos veicina nemetāliskie ieslēgumi, kas spiedienapstrādes rezultātā tiek izstiepti un noder par ferīta kristalizācijas centriem. Kārtainas struktūras ar atkvēlināšanu grūti izlabot.

Par pilno atkvēlināšanu sauc termiskās apstrādes operāciju, kurā tēraudu karsē $30...50^{\circ}\text{C}$ virs atbilstošās temperatūras *GSE*, iztur šajā temperatūrā tik ilgi, kamēr notiek pilnīga fāzu pārkristalizēšanās, un kopā ar krāsni lēni atdzesē.

Karsējot virs temperatūras *GSE*, veidojas austenīts, kas kristalizējas uz ferīta un cementīta robežvirsmām. Šajā temperatūrā veidojas daudz kristalizācijas centru un līdz ar to austenīts ir smalkgraudains.

Materiāla pārkarsēšana izraisa austenīta graudu augšanu, kas pasliktina tā īpašības. Karsēšanas ilgums un izturēšanas ilgums darba temperatūrā atkarīgs no krāsns tipa, sagataves veida, detaļu kraušanas paņēmiena un krāvuma augstuma krāsnī. Lēnai atdzesēšanai jānodrošina austenīta pārvērtības ar mazu pārdzesēšanas pakāpi, lai neveidotos pārāk smalks paaugstinātas cietības ferīta un karbīdu maisījums. Atdzesēšanas ātrums atkvēlināšanā ir atkarīgs no pārdzesētā austenīta stabilitātes, t.i., no tērauda ķīmiskā sastāva. Jo stabilāks austenīts, jo lēnāk jāatdzesē tērauds. Tādēļ legētus tēraudus ar lielu austenīta stabilitāti atdzesē daudz lēnāk ($10...100^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$) nekā oglekļa tēraudus, kuru atdzesēšanas ātrums atkvēlināšanā ir $150...200^{\circ}\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$. Atdzesēšanas ātrumu atkvēlināšanā var regulēt šādi: 1) karsēšanu izslēdz pilnīgi; 2) karsēšanu izslēdz periodiski; 3) karsēšanu izslēdz pilnīgi un atstāj vaļā krāsns durvis.

Lēnu atdzesēšanu, it sevišķi legētiem tēraudiem, veic līdz $500...550^{\circ}\text{C}$ temperatūrai. Pēc pilnīgas austenīta pārvēršanās perlītā atdzesēšanas ātrumu palielina, pat izdarot dzesēšanu gaisā. Tas ne tikai saīsina tehnoloģisko procesu, bet arī mazina iespēju rasties atslādināšanas traušlumam. Sarežģītas formas lējumus, lai likvidētu iekšējos spriegumus, lēni atdzesē līdz pat istabas temperatūrai.

Izotermiskā atkvēlināšana. Šajā termiskajā apstrādē tēraudus (visbiežāk legētos) karsē līdz pilnās atkvēlināšanas temperatūrai, iztur tajā, samērā ātri atdzesē līdz temperatūrai, kas nedaudz zemāka par 727 °C, un izotermiski iztur šajā temperatūrā tik ilgi, kamēr austenīts pilnīgi pārvērties perlītā.

Pēc izotermiskās izturēšanas tēraudu atdzesē gaisā. Izotermiskā atkvēlināšana saīsina legētā tērauda atkvēlināšanas procesu. Lai atkvēlināšanu paātrinātu, izotermiskās izturēšanas temperatūru izvēlas tuvāk pārdzesēta austenīta minimālās stabilitātes temperatūrai. Parasti šī temperatūra atrodas 100...150 °C zem 727 °C un ir atkarīga no austenīta izotermisko pārvērtību līkņu rakstura. Otra izotermiskās atkvēlināšanas priekšrocība ir tā, ka vienmērīga struktūra izveidojas visā detaļas šķērsgriezumā. Tas izskaidrojams ar to, ka izotermiskās izturēšanas laika temperatūra izstrādājuma šķērsgriezumā izlīdzinās un struktūras pārvērtības vienlaikus noris ar vienādu pārdzesēšanas pakāpi. Izotermisko atkvēlināšanu izmanto neliela izmēra sagatavju, kā arī kalumu termiskajai apstrādei.

Nepilnā atkvēlināšana. Šī atkvēlināšana no pilnās atkvēlināšanas atšķiras ar to, ka tērauda karsēšanu izdara zemākā temperatūrā. Pirmseitektotīdiem tēraudiem nepilno atkvēlināšanu lieto, lai likvidētu iekšējos spriegumus un uzlabotu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem. Nepilnajā atkvēlināšanā notiek daļēja tērauda pārkristalizēšanās – austenītā pārvēršas viss perlīts, bet ferīts tikai daļēji. Tādēļ arī tērauda graudainība nemainās.

Aizeitektotīdiem tēraudiem nepilnā atkvēlināšana ir galvenais atkvēlināšanas veids. Karsējot virs temperatūras 727 °C, šie tēraudi pilnīgi pārkristalizējas, taču struktūrā saglabājas spiedienapstrādē sagrautās cementīta tīkla daļiņas.

Sferoidizācijas atkvēlināšana. Ar nepilno atkvēlināšanu iespējams aizeitektotīdiem tēraudiem iegūt graudaino perlītu ar ieapaļas formas cementīta daļiņām. Tādēļ šo atkvēlināšanas veidu sauc par sferoidizācijas atkvēlināšanu. To lieto, lai samazinātu instrumentu tēraudu cietību un uzlabotu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem.

Instrumentu tēraudiem graudainais perlīts parasti izveidojas, karsējot temperatūras intervālā 750...770 °C un pēc tam lēni atdzesējot vai arī izotermiski izturot nedaudz zem temperatūras 650 °C.

Karsējot nedaudz virs kritiskās temperatūras 727°C , pat pirmseitektoīdos tēraudos saglabājas smalkas neizšķīdušas cementīta daļiņas, kas, atdzesējot vai izotermiski izturot, noder par cementīta daļiņu kristalizācijas centriem un piešķir tām ieapaļu formu. Ja cementīts atrodas tīkliņa veidā, tad, lai sagrautu šo tīkliņu un sasmalcinātu cementīta daļiņas, tēraudu normalizē augstā temperatūrā ($30\ldots 50^{\circ}\text{C}$ virs līnijas *SE*).

Leģētajiem instrumentu tēraudiem sferoidizācijas atkvēlināšanu veic, galvenokārt izmantojot izotermisko izturēšanu, kas ievērojami ekonomē apstrādes laiku. Izturēšanas ilgumu izvēlas tādu, lai pilnīgi notiktu pārvērtības un cementīta daļiņu augšana. Parasti tas ilgst $1\ldots 3$ h, atkarībā no apstrādājamās detaļas masas.

Tēraudiem ar graudainu perlītu ir zemāka cietība un stiprība, taču ievērojami augstāks plastiskums, un tie ir mazāk jutīgi pret pārkaršanu un plaisu rašanos.

Normalizācija (normalizācijas atkvēlināšana). Par normalizāciju sauc tēraudu karsēšanu nedaudz virs temperatūras *GSE*, izturēšanu, lai notiktu fāzu pārkristalizācija, un atdzesēšanu gaisā. Normalizācijai pakļauj konstrukciju tēraudus pēc karstās spiedienapstrādes un tērauda velmējumus. Normalizācija no atkvēlināšanas atšķiras galvenokārt ar dzesēšanas apstākļiem – dzesēšana gaisā notiek ar lielāku ātrumu, kas izraisa austenīta pārvērtības daudz zemākās temperatūrās. Līdz ar to kristalizācijas centru skaits ir lielāks un veidojas smalkāks ferīta un cementīta maisījums. Normalizētam tēraudam salīdzinājumā ar atkvēlinātu tēraudu cietība un stiprība ir par $10\ldots 15\%$ lielākas, struktūra smalkgraudaināka un līdz ar to lielāka arī stigrība.

Atkarībā no tērauda sastāva normalizāciju var izmantot dažādi. Tēraudiem ar mazu oglekļa saturu normalizācija aizstāj pilno atkvēlināšanu. Normalizācija ļauj ekonomēt laiku, nedaudz palielina materiāla cietību, bet apstrādē ar griezēj-instrumentiem nodrošina kvalitatīvu virsmu. Tēraudiem ar vidēju oglekļa saturu normalizācija aizstāj rūdīšanu un augsto atlaidināšanu. Salīdzinājumā ar rūdīšanu normalizācija ir ērtāk izdarāma, tajā izstrādājumi mazāk deformējas. Normalizācijā iegūtās mehāniskās īpašības, protams, ir nedaudz zemākas nekā rūdīšanā. Aizeitektoīdiem tēraudiem normalizāciju izmanto cementīta tīkliņa likvidēšanai.

Legētajiem konstrukciju tēraudiem, sakarā ar paaugstinātu pārdzesētā austenīta stabilitāti, normalizācijas rezultātā iegūst pārāk lielu cietību, kas apgrūtina to apstrādi ar griezējinstrumentiem. Šiem tēraudiem nepieciešama augstā atlaidināšana.

Paātrinātā atdzesēšana rada struktūras īpatnības. Pirmseitektoīdos tēraudos ferīts izdalās pa austenīta graudu robežām un nepaspēj izveidoties vienādasu graudi. Normalizācijas paātrinātas atdzesēšanas dēļ rodas vairāk kristalizācijas centru, kas daļēji ļauj labot spiedienapstrādē izveidojušās kārtainās struktūras. Tā ir viena no šīs termiskās apstrādes priekšrocībām.

8.6. Tēraudu atlaidināšana

Pēc rūdīšanas tērauds ir ļoti ciets, jo martensīta mikrostruktūra ir nestabila un ļoti saspriegta. Tādēļ tūdaļ pēc rūdīšanas izstrādājumus pakļauj atlaidināšanai. Atlaidināšana ir termiskās apstrādes noslēdzošā operācija, kuras rezultātā tērauds iegūst vajadzīgas mehāniskās īpašības un atbrīvojas no iekšējiem spriegumiem. Jo augstāka atlaidināšanas temperatūra, jo pilnīgāk tiek likvidēti iekšējie spriegumi. Visintensīvāk spriegumu samazināšanās noris atlaidināšanas procesa pirmajās 15...30 minūtēs. Arī dzesēšanas ātrums ietekmē paliekošo spriegumu lielumu. Jo lēnāk dzesē, jo mazāki paliekošie spriegumi. Tādēļ sarežģītas formas detaļas no augstām atlaidināšanas temperatūrām jādzēsē lēnī. Legēto tēraudu izstrādājumi, kas jutīgi pret atlaidināšanas trauslumu, jādzēsē strauji.

Tērauda īpašības galvenokārt nosaka atlaidināšanas temperatūra. Atkarībā no atlaidināšanas temperatūras izšķir 3 atlaidināšanas veidus.

Zemā atlaidināšana notiek, karsējot rūdītu tēraudu līdz 200 °C temperatūrai. Tā samazina iekšējos spriegumus, pārvērš rūdīšanas martensītu atlaidināšanas martensītā un bez ievērojamas cietības samazināšanās paaugstina stiprību un nedaudz arī stigrību. Šādi atlaidināti izstrādājumi neiztur dinamiskas slodzes, jo to serdes daļa ir ar zemu stigrību. Zemajai atlaidināšanai pakļauj griezējinstrumentus un mērinstrumentus, kas izgatavoti no nelegētiem un mazlegētajiem tēraudiem, kā arī cementētas, cianētas, nitrocementētas un virskārtā norūdītas detaļas.

Vidējā atlaidināšana notiek 350...500 °C temperatūrā. Tā nodrošina visaugstāko elastības robežu un nedaudz paaugstina stigrību, tādēļ to pielieto atsperu termiskajai

apstrādei. Pēc vidējās atlaidināšanas tērauda struktūra ir atlaidināšanas trostīts ar cietību *HRC* 40...50.

Augstā atlaidināšana notiek 500...680 °C temperatūrā, un tās rezultātā tērauds iegūst sorbīta struktūru. Augstā atlaidināšana pilnīgi likvidē iekšējos spriegumus un ievērojami palielina stigriību. Cietība un stiprība pazeminās, tomēr tās ir lielākas nekā pēc normalizācijas. Augstā atlaidināšana dod iespēju panākt labāku tērauda stiprības un stigriības attiecību. Atbildīgu mašīnu elementu termiskajā apstrādē ļoti plaši izmanto rūdīšanu kopā ar augsto atlaidināšanu. Šo komplekso apstrādi sauc par *uzlabošanu*. Uzlabošanai pakļauj konstrukciju tēraudus (0,3...0,5 % C), kuriem jāpalielina gan tecēšanas robeža, gan ilgziturbības robeža, gan arī stigriība.

Pēc rūdīšanas tērauda stigriība ir ļoti zema. Paaugstinot atlaidināšanas temperatūru, stigriība pieaug. Pastāv divi temperatūras intervāli, kuros konstrukciju tēraudiem pazeminās stigriība: 250...350 °C un 500...600 °C. Stigriības pazemināšanos sauc attiecīgi par pirmās un otrās kārtas atlaidināšanas trauslumu.

Stigriības pazemināšanās atlaidināšanas temperatūras intervālā 250...350 °C konstatējama visiem konstrukcijas tēraudiem neatkarīgi no oglekļa un legējošo elementu satura.

Pirmās kārtas atlaidināšanas trauslums ir neatgriezenisks – atkārtota atlaidināšana stigriību neuzlabo. Šo trauslumu var likvidēt, karsējot līdz 400 °C temperatūrai, bet tad ievērojami samazinās cietība. Pirmās kārtas atlaidināšanas trausluma cēlonis ir nevienmērīga karbīdu izdalīšanās uz martensīta graudu robežām un paliekošā austenīta pārvēršanās martensītā.

Otrās kārtas atlaidināšanas trauslums konstatējams tikai legētajiem tēraudiem, ja tos lēni dzesē pēc atlaidināšanas temperatūrā 500...600 °C vai ilgstoši iztur šajā temperatūrā. Ja izstrādājumu pēc atlaidināšanas strauji dzesē, stigriība nesamazinās. Otrās kārtas trauslumam ir atgriezenisks raksturs. To var likvidēt, atkārtoti atlaidinot minētajā temperatūras intervālā un pēc tam strauji atdzesējot. Otrās kārtas atlaidināšanas trauslumu visbiežāk novēro tēraudiem ar paaugstinātu fosfora, mangāna, silīcija un hroma saturu. Molibdēna (0,2...0,3 %) un volframa (0,5...0,7 %) saturs tēraudu atlaidināšanas trauslumu samazina.

Otrās kārtas trauslumu izskaidro ar dispersu daļiņu, piemēram, karbīdu, nitrītu, fosfīdu un citu izdalīšanos uz graudu robežām, lēni dzesējot, ka arī ar atsevišķu izšķīdušo elementu atomu difūziju uz graudu malām, kur veidojas leģējošo elementu paaugstinātas koncentrācijas apgabali, kas veicina plaisu rašanos. Tā kā augstajā atlaidināšanā tērauda struktūra veidojas izturēšanas laikā, tad dzesēšanas ātrums struktūru neietekmē. To izvēlas tādu, lai izvairītos no atlaidināšanas trausluma rašanās un pēc iespējas samazinātu termiskos spriegumus.

8.7. Iekšējie spriegumi un rūdīšanas defekti

Rūdīšanas procesā iekšējie spriegumi rodas detaļas virskārtas un serdes daļas nevienmērīgas sakaršanas un atdzišanas dēļ (termiskie spriegumi), kā arī nevienmērīgu martensīta pārvērtību dēļ visā izstrādājuma tilpumā (struktūras spriegumi).

Tā kā temperatūras sadalījums visā izstrādājuma šķērs griezumā nav vienāds, arī tilpuma izmaiņas ir dažādas. Pēc atdzesēšanas virskārtā ir paliekošie spiedes spriegumi, bet serdes daļā – stiepes spriegumi. Atdzesējot zem martensīta pārvērtību sākuma temperatūras M_s , martensīts vispirms veidojas izstrādājuma virskārtā un izraisa tilpuma palielināšanos. Martensīta pārvērtību rezultātā virskārtā izveidojas paliekošie stiepes spriegumi, bet serdes daļā – spiedes spriegumi. Rūdīšanā vienlaikus rodas gan termiskie, gan arī struktūras spriegumi, kuri summējas. Atkarībā no termisko un struktūras spriegumu attiecības var iegūt dažāda rakstura un lieluma iekšējos spriegumus gan virskārtā, gan arī izstrādājuma serdes daļā.

Visbīstamākie ir stiepes spriegumi detaļas virskārtā, kuri veicina plaisu rašanos un samazina tērauda ilgizturību. Stiepes spriegumi galvenokārt veidojas struktūras pārvērtību rezultātā, tādēļ jācenšas tos samazināt, izvēloties pareizu karsēšanas temperatūru un samazinot dzesēšanas ātrumu martensīta pārvērtību temperatūras intervāla $M_s \dots M_b$.

Karsējot tēraudu virs rūdīšanas temperatūrām un iztuot šajās temperatūrās, var rasties virkne defektu, piemēram, pārkarsēšana, pārdedzināšana, atogļošanās, leģēto elementu izdegšana, termiskās plaisas u.c. Šos defektus var nepieļaut, ja izvēlas pareizu karsēšanas temperatūru, karsēšanas ātrumu un izmanto karsēšanas iekārtas ar aizsargatmosfēru vai kontrolējamu atmosfēru.

Atdzesējot rūdāmo izstrādājumu, var veidoties daži t.s. rūdīšanas defekti, piemēram, deformācijas un plaisas. Arī iekšējie spriegumi, kas nevienādi sadalījušies pa izstrādājuma tilpumu, var izraisīt to deformēšanos, proti, samešanos vai saliekšanos. Deformācijas var samazināt, izvēloties pareizu dzesējošo vidi un pareizu detaļas iegremdēšanas paņēmieni. Dažreiz plānu detaļu deformēšanos novērš, tās atdzesējot iespīlētā stāvoklī (štancē, ierīcē). Izstrādājuma izmēri pēc rūdīšanas nesakrīt ar sākotnējiem izmēriem. To izmaiņu var samazināt, izvēloties noteikta ķīmiskā sastāva tēraudu, atbilstošu termiskās apstrādes režīmu un saglabājot struktūrā vēlamu paliekošā austenīta daudzumu. Izotermiskajā rūdīšanā, kad veidojas beinīta struktūra un paliekošais austenīts, tilpuma izmaiņa ir minimāla.

Plaisas rūdīšanā rodas tad, ja iekšējie stiepes spriegumi pārsniedz tērauda stiprību. Tās parasti veidojas, atdzesējot zem martensīta pārvērtību temperatūrām. Plaisu veidošanās iespēja pieaug, palielinot oglekļa saturu tēraudā, palielinot karsēšanas temperatūru un dzesēšanas ātrumu martensīta pārvērtību temperatūras intervālā, kā arī materiāla lielas dziļrūdāmības gadījumā.

Plaisu veidošanās cēloņi var būt arī dažādi sprieguma koncentratori, piemēram, detaļas šķērsriezuma sašaurinājumi, iegriezumi, izciļņi, urbumi, asas pārejas u.c. Plaisas ir nelabojams rūdīšanas brāķis. Lai novērstu plaisu rašanās iespējas, detaļas konstrukcija jāizveido tāda, lai nebūtu sprieguma koncentratoru, kā arī jāizvēlas racionāls termiskās apstrādes režīms, tūdaļ pēc rūdīšanas veicot atlaidināšanu.

Ja tēraudu pārkarsē, izveidojas rupjgraudains martensīts. Nepilnīgajā karsēšanā pirmsejtektoidiem tēraudiem martensīta struktūrā saglabājas ferīts, kas pazemina cietību un ilgziturbību. Nepietiekami liela dzesēšanas ātruma dēļ martensīta vietā veidojas trostīts ar zemāku cietību. Minētos defektus var izlabot, atkārtojot termisko apstrādi ar pareizu režīmu.

8.8. Tēraudu termomehāniskā apstrāde

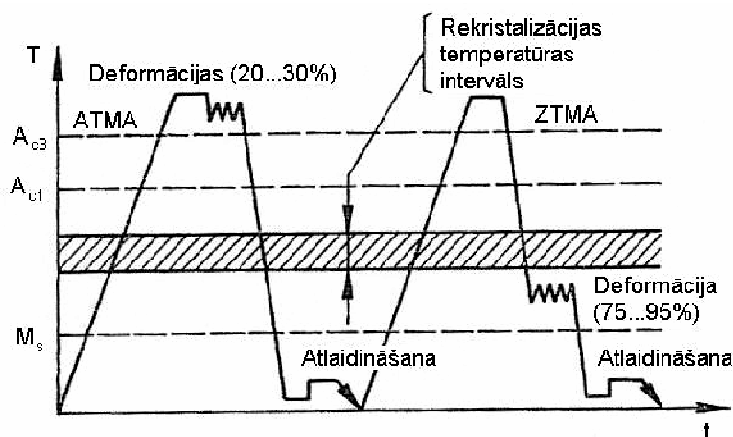
Termomehāniskā apstrāde ir tēraudu apstrādes veids, kas pamatojas uz termiskās apstrādes un plastiskās deformācijas apvienošanu. Termomehāniskās apstrādes rezultātā iegūst daudz labākas mehāniskās īpašības nekā parastajā termiskajā

apstrādē – augstāku tecēšanas un stiprības robežu, lielāku ilgzturību, pie tam plastiskums un stigrība saglabājas vai pat palielinās.

Jau senatnē ļaudīs ievēroja, ka, plastiski deformējot, metālu var nocietināt. Šādi var nocietināt gan izkaptis, gan vārpstu rēdzes (deformējot ar speciālu veltnīti), gan arī urbumu virsmas (caurspiežot lielāka diametra lodīti). Nocietinātās virskārtas dziļums ir vienāds ar deformētā metāla slāņa biezumu.

Pēc termomehāniskās apstrādes paņēmiena plastisko deformāciju veic, metālam esot austenīta stāvoklī, un pēc tam rūda. Rūdīta tērauda struktūra termomehāniskajā apstrādē veidojas paaugstināta dislokāciju blīvuma apstākļos, ko rada plastiskā deformācija.

Izšķir divus galvenos termomehāniskās apstrādes veidus: augstas un zemas temperatūras termomehāniskā apstrāde. Veicot augstas temperatūras termomehānisko apstrādi, tēraudu deformē temperatūrā, kas augstāka par kritisko punktu, kad struktūra sastāv no stabila austenīta. Deformācijas pakāpe var sasniegt 20...30 %. Pēc deformācijas detaļu nekavējoties rūda, lai neļautu attīstīties rekristalizācijas procesam (skat. 8.5. att.).



8.5. att. Tēraudu termomehāniskās apstrādes grafiks

Augstas temperatūras termomehāniskajā apstrādē tomēr iespējams notikt daļēja rekristalizācija un tērauda stiepes stiprība ir nedaudz zemāka ($R_m = 2200...2400$ MPa), toties tēraudam ir lielāks plastiskums un stigrība, kas ļoti nepieciešams detaļām, kuras darbojas dinamiskās slodzes apstākļos. Augstas temperatūras termomehāniskā apstrāde

paaugstina stigrību normālās un zemās temperatūrās, pazemina aukstlūstamības sliekšni un jutību pret atlaidināšanas trauslumu. Arī deformācijas process augstās temperatūrās noris vieglāk, ar mazāku slodzi, tādēļ termomehānisko apstrādi var uzskatīt par vēlamu tehnoloģisku operāciju. Termomehāniskajā apstrādē veido izstrādājuma formu, izmērus un materiāla īpašības.

Veicot zemas temperatūras termomehānisko apstrādi, tēraudu, kurš sakarsēts līdz austenīta stāvoklim, atdzesē līdz temperatūrai, kas atrodas nedaudz zem rekrystalizācijas temperatūras, bet augstāk par martensīta pārvērtību sākuma temperatūru M_s , un plastiski deformē, pēc tam izdarot rūdīšanu un zemo atlaidināšanu. Deformācijas pakāpe var sasniegt 75...95 %.

Pārdzesēto austenītu deformē tam atbilstošas stabilitātes temperatūras intervālā (400...600 °C). Iegūst tērauda stiepes stiprību $R_m = 2200...3000$ MPa, saglabājot plastiskumu ($A = 6...8$ %) un stigrību ($KV = 50...60$ J). Zemas temperatūras termomehāniskā apstrāde ir aukstās spiedienapstrādes paveids, jo noris zem rekrystalizācijas temperatūras.

Tērauda augstās mehāniskās īpašības pēc termomehāniskās apstrādes var izskaidrot ar lielu dislokāciju blīvumu martensītā, graudu sasmalcināšanos atsevišķos savstarpēji noteikti orientētos fragmentos. Nocietinošā fāze (dažādi karbīdi u.c.) ir vienmērīgi sadalījusies ne tikai pa graudu robežām, bet arī pa graudu tilpumu un slīdes plaknēm. Dislokāciju koncentrācija apgrūtina slīdes procesus un nosaka tērauda lielo stiprību. Plastiskuma pieaugums saistīts ar iekšējo spriegumu samazināšanos.

Metālu nostiprināšanās, kas iegūta termomehāniskās apstrādes rezultātā, ir atgriezeniska, t.i., tā saglabājas arī pēc atkārtotas termiskās apstrādes.

Tēraudu stiprību var paaugstināt, ja pēc rūdīšanas tos plastiski deformē, ieturot deformācijas pakāpi 2...5 %. Pirms un pēc plastiskās deformācijas jāizdara zemā atlaidināšana. Pastāv arī citi termomehāniskās apstrādes režīmi, piemēram, trieciena termomehāniskā apstrāde, kad uz dzesējošo vidi iedarbojas ar hidrauliskā trieciena viļņiem, kurus rada elektriskā izlāde (dzesēšanas ātrums šai laikā pieaug 2...3 reizes), un magnētiskā termomehāniskā apstrāde, kad magnētiskais lauks iedarbojas visa termomehāniskās apstrādes procesa laikā. Abi minētie termomehāniskās apstrādes paveidi ļauj iegūt tēraudam augstas mehāniskās un magnētiskās īpašības.

9. DETAĻU VIRSMAS NOSTIPRINĀŠANAS PAŅĒMIENI

Daudzām mašīnu detaļām jāiztur ilgstoša mainīgu un ciklisku slodžu iedarbība, triecieni, berzes, agresīvas vides iedarbība, kā arī dažādas minēto faktoru kombinācijas. Šo detaļu virskārtai jābūt cietai un nodilumizturīgai, bet serdes daļai jābūt ar lielu stigrību, ilgziturbu un stiprību. Šādu īpašību kopumu var panākt, izmantojot dažādus detaļu virsmas nostiprināšanas paņēmienus. Tiem pieskaitāmi ķīmiski termiskā apstrāde, virskārtas rūdīšana, difūzijas metalizācija.

9.1. Ķīmiski termiskā apstrāde

Ķīmiski termisko apstrādi pielieto, lai palielinātu detaļu virskārtas cietību, nodilumizturību, nogurumizturību, kontaktizturību un korozijizturību. Tajā apvienota ķīmiskā un termiskā iedarbība. Ķīmiski termiskās apstrādes rezultātā detaļu virskārtu difūzijas ceļā piesātina ar dažādiem elementiem. Ķīmiski termiskā apstrāde sastāv no trim vienlaicīgi notiekošiem procesiem: veidojas aktīvi ķīmiskā elementa atomi; detaļas virsma absorbē aktīvos atomus, kuri izšķīst metāla virskārtā vai arī veido ar to ķīmisko savienojumu; absorbētie atomi no detaļas virskārtas difundē tās iekšienē.

Ķīmiski termiskās apstrādes gaita ir atkarīga gan no šiem procesiem, gan no elementa aktīvo atomu koncentrācijas izstrādājuma virskārtā, gan no elementa šķīdības pamatmetālā, gan arī no difūzijas procesa ātruma. Difūzijas ātrumu raksturo difūzijas koeficients – vielas daudzums, kas laika vienībā difundē caur laukuma vienību, ja koncentrāciju starpība ir vienu vienību liela. Difūzijas ātrums pieaug, palielinoties temperatūrai un koncentrāciju starpībai. Apstrādātās virskārtas biezums un tās ķīmiskā sastāva sadalījums ir atkarīgs galvenokārt no difūzijas procesa. Jo lielāka ir ķīmiski termiskās apstrādes temperatūra un jo ilgāk iztur šajā temperatūrā, jo lielāks ir ķīmiski apstrādātās virskārtas biezums. Difūzijas ātrumu stipri ietekmē izveidojies cietā šķīduma tips. Atomi, kas ar pamatmetālu veido iespīšanās tipa cietos šķīdumus (C, N, S, B), difundē daudz ātrāk nekā atomi, kuri veido aizvietošanas tipa cietos šķīdumus (Cr, Si, Al, Ti). Difundējošā elementa koncentrācijas atšķirība dažādos virskārtas slāņos ir atkarīga no šī elementa un pamatmetāla savstarpējas iedarbības. Ja ķīmiski termiskās apstrādes temperatūrās šī elementa šķīdība ir ļoti liela vai neierobežota, izšķīdušā elementa koncentrācija vienmērīgi samazinās virzienā uz detaļas iekšpusi.

Plašāk pielietojamie ķīmiski termiskās apstrādes veidi ir cementēšana, nitridēšana, borēšana, nitrocementēšana, cianēšana, sulfonitrocementēšana.

9.1.1. Tēraudu cementēšana

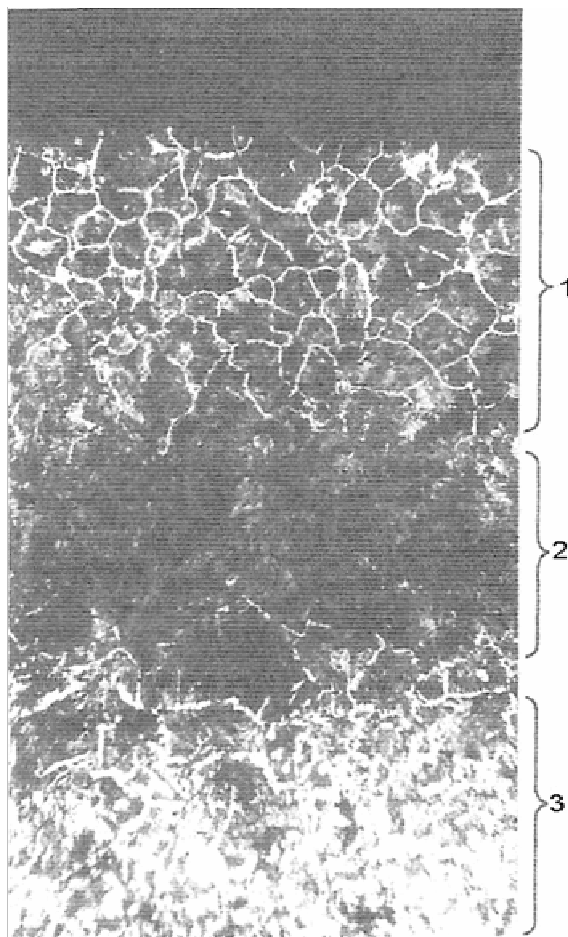
Par cementēšanu sauc tērauda virsmas piesātināšanu ar oglekli. Galvenais cementēšanas uzdevums ir iegūt cietu un nodilumizturīgu detaļas virskārtu. To panāk, piesātinot virskārtu ar oglekli līdz koncentrācijai 0,75...1,2 %. Visoptimālākais oglekļa daudzums virskārtā ir 0,8...0,9 %. Piesātināmā slāņa biezums var būt robežās no 0,1 līdz 3 mm un ir atkarīgs no pielietošanas mērķa. Cementēšanu lieto mašīnu detaļu cietības un nodilumizturības palielināšanai. Lai nodrošinātu lielu pretestību dinamiskām slodzēm, izstrādājuma serdes daļu vēlams saglabāt stigru. Tādēļ cementējamu detaļu izgatavošanai izvēlas nelegētos un legētos tēraudus ar oglekļa saturu 0,1...0,3 %. Cementēšanai pakļauj arī mērinstrumentus, piemēram, kalibrus, šablonus, lekālus, kas izgatavoti no tērauda ar lielu oglekļa saturu (vairāk par 0,8 %). Cementētas detaļas rūda un atlaidina, iegūstot paaugstinātu ilgizturību.

Detaļas pirms cementācijas tiek mehāniski pilnīgi apstrādātas, atstājot nelielu uzlaidi (0,05...0,10 mm) slīpēšanai. Gadījumos, kad cementē tikai detaļas virsmas atsevišķas vietas, pārējo virsmas daļu aizsargā ar plānu vara kārtiņu, ko uznes elektrolītiski, vai ar speciālām pastām, kuras sastāv no ugunsizturīga māla, smilts, azbesta un attiecīgām saistvielām.

Oglekļa difūzija tēraudā iespējama tikai tad, ja ogleklis ir atomārā stāvoklī. Atomārais ogleklis absorbējas tērauda virskārtā un pēc tam difundē dziļāk. Oglekļa difūzijas aktivācijas enerģija α dzelzī ir mazāka nekā γ dzelzī, tādēļ difūzija ferītā notiek vieglāk nekā austenītā. Ogleklis difundē γ dzelzs kristāliskajā režģī un, sasniedzot maksimālo oglekļa koncentrāciju austenītā, uz virsmas veidojas cementīta kārtiņa. Reālos cementēšanas apstākļos cementīta veidošanos uz virsmas novēro samērā reti. Cementēšanas temperatūrā pamatmateriāls un difūzijas slānis sastāv tikai no austenīta, bet pēc lēnas atdzesēšanas – no austenīta pārvērtību struktūrām atbilstoši katra slāņa ķīmiskajam sastāvam. Difūzijas procesa paātrināšanai izmanto augstfrekvences karsēšanu, ultraskaņas, ultravioletā starojuma, ātro neitronu starojuma un citas papildus iedarbības. Cementētam slānim ir mainīga oglekļa koncentrācija, kas

pakāpeniski samazinās virzienā no detaļas virskārtas uz iekšpusi. Tādēļ pēc lēnas atdziesēšanas cementētājā slāni var novērot 3 zonas:

- aizeitektoīdo, kas sastāv no perlīta un cementīta tīkliņa;
- eitektoīdo, kura sastāv no plākšņveida perlīta;
- pirmseitektoīdo, ko veido perlīts un ferīts. Tuvojoties detaļas serdes daļai, ferīta daudzums pakāpeniski palielinās (skat. 9.1. att.).



9.1. att. **Cementēta slāņa mikrostruktūra**

Cementēšanas dziļumu aprēķina, dalot ar divi aizeitektoīdās zonas biezuma, eitektoīdās zonas biezuma un pirmseitektoīdās zonas biezuma summu, t.i., slāņa biezumu līdz vietai, kur struktūra sastāv no 50 % perlīta un kur oglekļa koncentrācija sasniedz 0,4 %. Oglekļa koncentrācija virskārtā sasniedz 0,8...1,2 %. Lielāka oglekļa

koncentrācija pasliktina cementētā izstrādājuma mehāniskās īpašības. Jo augstāka temperatūra, jo lielāka oglekļa šķīdība un dziļāk difundē ogleklis. Cementēšanu veic 930...1050 °C temperatūrā, kad austenītā var izšķīst daudz oglekļa. Parasti izmanto temperatūru diapazonu 930...950 °C. Tēraudos esošie leģējošie elementi ietekmē cementētā slāņa veidošanās mehānismu. Karbīdus veidojošie leģējošie elementi cementēšanas procesā veido divas fāzes – austenītu un karbīdus. Oglekļa koncentrācija virskārtā pārsniedz oglekļa šķīdību austenītā cementācijas temperatūrā un tēraudiem, kas leģēti ar Cr, Mn, V, W un Mo, tā var sasniegt 1,8...2,0 %. Vairākums leģējošo elementu samazina difūzijas koeficientu un palielina oglekļa koncentrāciju virskārtā.

Cementēšanu var realizēt cietā, šķidrā vai gāzveida vidē. Cietā vidē cementējot, lieto pulverus ar lielu oglekļa saturu – karbonizatorus.

Cietiem karbonizatoriem izmanto kokogļu un ogļskābes sāļu maisījumu. Viens no visplašāk lietotajiem karbonizatoriem sastāv no kokoglēm (20...25 % BaCO_3 un 3... 5% CaCO_3).

Parasti cementēšanai izmanto līdz 65 % lietota karbonizatora, kuram pievieno 25...35 % svaiga maisījuma.

Cementējamās detaļas pārmaiņus ar karbonizatoru iepakoj tērauda vai čuguna kastēs. Kastes noslēdz ar vāku un spraugas aizsērē ar ugunsizturīgu mālu, lai neļautu izplūst gāzēm, kas rodas karsēšanas procesā, un ieplūst gaisam. Pēc tam kastes ievieto krāsnī, sakarsē līdz cementēšanas temperatūrai 930...950 °C un iztur tajā noteiktu laiku. Lai iegūtu cementēto slāni ar biezumu 0,7...0,9 mm, izturēšanas ilgums cementēšanas temperatūrā vidēja izmēra kastēs ir 6...7 h. Lai iegūtu slāni ar biezumu 1,2...1,5 mm, jāiztur 9...11 h. Izturēšanas laika pagarināšana dod iespēju iegūt biezāku cementēto slāni un lielāku oglekļa koncentrāciju tajā. Temperatūras paaugstināšana līdz 950...1000 °C, izmantojot mazāk aktīvus karbonizatorus un dabīgi smalkgraudainus tēraudus, ļauj paātrināt cementēšanu. Paaugstinot karsēšanas temperatūru, difūzijas process ievērojami paātrinās, bet tādā procesā piemēroti galvenokārt leģētie tēraudi, kuriem karsējot ir ierobežota graudu augšana. Augstās temperatūrās cementējot, iespējamas detaļu formas un izmēru izmaiņas.

Tērauda cementēšanu veic atomārais ogleklis, kas izdalās no cietā karbonizatora. Kastē esošā gaisa skābeklis reaģē ar karbonizatora oglekli un veido oglekļa oksīdu, kas

dzelzs virsmas tuvumā sadalās: $2\text{CO} = \text{CO}_2 + \text{C}$. Ogļskābes sāļi BaCO_3 un CaCO_3 aktivizē oglekļa oksīda rašanos un līdz ar to palielina atomārā oglekļa koncentrāciju. Pēc cementēšanas kasti atdzesē gaisā līdz 400...500 °C temperatūrai, pēc tam to atver un izņem detaļas. Cementēšanai cietos karbonizatoros ir vairāki trūkumi – process ir ilgstošs; nav iespējams regulēt oglekļa potenciālu; liels enerģijas patēriņš; grūti mehanizējama tehnoloģija; kaitīgi darba apstākļi.

Cementēšanu ar gāzi plaši lieto izstrādājumu cementēšanai masveida ražošanā, jo šai metodei ir vairākas priekšrocības: process ir intensīvs; iespējams regulēt oglekļa potenciālu; var cementēt liela izmēra detaļas; iespējams ieviest mehanizāciju; sekojošā termiskā apstrāde ir vienkāršāka, jo rūdīšanu var veikt tieši no cementēšanas krāsnis; personālam labi darba apstākļi.

Cementēšanu ar gāzi veic, karsējot detaļas oglekli saturoša gāzveida vidē. Šim nolūkam izmanto dabasgāzi, propāna un butāna maisījumus, oglekļa oksīdu, oglekļa dioksīdu un citus ogļūdeņražus. Viskvalitatīvāko cementēto slāni var iegūt, izmantojot par karbonizatoru dabasgāzi metānu (CH_4) vai speciāli apstrādātu propāna un butāna maisījumu. Atomārais ogleklis rodas ogļūdeņraža disociācijas rezultātā.

Cementēšanu ar gāzi veic šahtu krāsnīs, mufelkrāsnīs un nepārtrauktas darbības bezmufelkrāsnīs. Izmantojot šķidros ogļūdeņražus, tos pilienu veidā ievada tieši krāsnis telpā, kur notiek gan gāzes veidošanās, gan disociācijas process. Lai cementējamā slānī iegūtu noteiktu oglekļa koncentrāciju (parasti 0,8 % C), nepārtrauktas darbības krāsnī izmanto endotermisku kontrolējamu atmosfēru, kurai pievieno dabasgāzi. Rūpniecībā plaši pielieto cementēšanas tehnoloģiju, kad sākumā endotermiska atmosfēra uztur augstu oglekļa potenciālu, kas virskārtā nodrošina 1,3...1,4 % lielu oglekļa koncentrāciju, bet pēc tam oglekļa potenciālu samazina līdz 0,8 %. Oglekļa potenciāls ir atmosfēras spēja cementējamā virskārtā nodrošināt noteiktu oglekļa koncentrāciju. Endotermiskās atmosfēras oglekļa potenciālu nosaka pēc tās rāsas punkta vai CO_2 satura.

Lai iegūtu 0,7... 1,5 mm biezu cementētu slāni, izturēšanas ilgums 930...950 °C temperatūrā šahtu krāsnīs ir 3...10 h, bet nepārtrauktas darbības krāsnīs – 6...12 h.

Lai paātrinātu cementēšanu ar gāzi, temperatūru paaugstina līdz 1000...1050 °C, ko gan var darīt tikai dabīgi smalkgraudainiem tēraudiem.

Cementēto izstrādājumu galīgās īpašības iegūst termiskās apstrādes rezultātā. Tās uzdevums ir sasmalcināt tērauda graudus un uzlabot struktūru, kas radusies, ilgstoši izturot augstā temperatūrā; iegūt ļoti cietu cementēto slāni un serdes daļu ar labām mehāniskām īpašībām; likvidēt cementētajā slānī cementīta tīkliņu un panākt vienmērīgu oglekļa koncentrācijas un struktūras pāreju no virskārtas detaļas iekšienē.

Pēc cementēšanas cietos karbonizatoros termiskā apstrāde parasti sastāv no divām rūdišanās un atslābināšanas. Pirmā rūdišana, kas notiek temperatūrā 880...900 °C, domāta serdes daļas struktūras uzlabošanai un cementīta tīkliņa izšķīdināšanai, kas, pēc tam ātri atdzesējot, vairs neveidojas. Otro rūdišanu veic 760...780 °C temperatūrā, lai likvidētu virskārtas pārkaršanas sekas un padarītu to ļoti cietu. Šādas termiskās apstrādes trūkums ir tehnoloģiskā procesa sarežģītība, liela detaļu deformēšanās iespēja, virsmas oksidēšanās un atogļošanās.

Termiskās apstrādes noslēdzošā operācija ir cementētā izstrādājuma zemā atslābināšana 160...180 °C temperatūrā, kas samazina iekšējos spriegumus, jūtami nepazeminot cietību. Pēc cementēšanas ar gāzi rūdišanu tieši no cementēšanas krāsns, atdzesējot līdz 840...860 °C, pielieto tikai smalkgraudainiem tēraudiem. Šāda apstrāde neizlabo cementētā slāņa un serdes daļas struktūru.

Termiskās apstrādes rezultātā virskārtas struktūra sastāv tikai no martensīta vai no martensīta ar nelielu daudzumu karbīda. Nelegētiem tēraudiem virskārtas cietība *HRC* 60...64, legētajiem tēraudiem tā ir nedaudz zemāka – *HRC* 58...61, jo tajos saglabājas palielināts paliekošā austenīta daudzums.

Serdes daļas struktūra ir atkarīga no tērauda ķīmiskā sastāva un rūdišanas režīma. Nelegētiem tēraudiem serdes daļas struktūra sastāv no ferīta un perlīta, legētajiem tēraudiem – no ferīta, beinīta un martensīta. Sakarā ar mazu oglekļa saturu, šīs struktūras ir pietiekami stigras. Parasti serdes daļas cietība *HRC* 20...35. Cementētam tēraudam ir lielāka ilgizturība, nodilumizturība un kontaktstiprība.

9.1.2. Tēraudu nitridēšana

Par nitridēšanu sauc tērauda virsmas piesātināšanu ar slāpekli. Nitridēšanu izmanto mašīnu detaļu nodilumizturības, ilgizturības, virsmas cietības un korozijas izturības palielināšanai. Piesaistītā slāpekļa daudzums un iespiešanās dziļums atkarīgs no pielietotās nitridēšanas metodes. Zināma nitridēšana gāzēs, nitridēšana gāzēs ar

ultraskaņas pielietošanu, nitridēšana šķidrā vidē vai pastās. Maksimāli iespējamais nitridētā slāņa biezums ir 0,6 mm. Nitridēšanas priekšrocības pret citiem virsmas nostiprināšanas paņēmieniem ir detaļu izturības palielināšanās cikliskās slodzes apstākļos, liela virsmas cietība, liela nodilumizturība, mazas virsmas raupjuma izmaiņas, detaļu berzes un nodiluma samazināšanās.

Nitridētās virskārtas cietība (*HRC* 72...74) ievērojami pārsniedz cementētas un rūdītas virskārtas cietību (*HRC* 64...67). Pie tam nitridētā virskārta šādu cietību saglabā līdz samērā augstām temperatūrām – 600...650 °C. Nitridēšanu veic atbildīgām mašīnu un mehānismu detaļām, kuras pakļautas berzei un uz kurām darbojas mainīga lieluma un virziena slodze, piemēram, kloķvārpstas, zobrati, cilindru čaulas, vārsti u.c.

Nitridēšanu gāzēs veic slēgtā traukā 500...600 °C temperatūrā. Traukā ievada noteiktu daudzumu amonjaka, kas sadalās, veidojot atomāro slāpekli: $\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H} + \text{N}$. Atomārais slāpeklis izšķīst un difundē detaļas virskārtā. Ja nitridēšanu veic temperatūrā, kas zemāka par eitektoido (591 °C), tad sākumā uz virsmas veidojas α fāze. Pēc maksimālās slāpekļa šķīdības sasniegšanas α fāzē sāk veidoties stabilā γ fāze. Kad sasniegta lielāka slāpekļa koncentrācija, veidojas β fāze. Nitridētā slāņa virskārtā veidojas ar slāpekli bagātākā ϵ fāze, dziļāk γ fāze un α fāze. Pazeminot temperatūru, samazinās slāpekļa šķīdība ϵ un α fāzēs un izdalās liekā γ fāze.

Nitridēšanai galvenokārt pakļauj legētos tēraudus, jo nelegētiem tēraudiem virsmas cietības pieaugums ir neliels. Legētajiem tēraudiem nitridēšanas procesā un atdzesējot veidojas legējošo elementu (Cr, Mn, V, W, Mo, Ti, Al u.c.) nitrīdi (Cr_2N , Mo_2N , AlN , TiN , MnN , CrN u.c.), kas izdalās dispersu daļiņu veidā, paaugstinot cietību un apgrūtinot dislokāciju kustību. Visvairāk cietību palielina alumīnijs, hroms, molibdēns un vanādijs, pie tam alumīnijs palielina arī karstumnoturību.

Nitridēšanu plaši pielieto 35CrMoAl 4-3-5 un 38CrMoAl 4-3-8 markas tēraudiem, panākot lielu cietību un nodilumizturību. Vienlaicīga hroma, molibdēna un alumīnija klātbūtne ļauj nitridētajā slānī sasniegt cietību *HRC* 72. Bez tam molibdēns novērš atslābināšanas trauslumu, kas var veidoties, lēni atdzesējot no nitridēšanas temperatūrām. Palielinot cietību, legējošie elementi vienlaikus samazina nitridētā slāņa biezumu. Nelegētiem tēraudiem nitridēšana paaugstina arī korozijizturību.

Nitridēšanas tehnoloģija ir atkarīga no tās uzdevuma. Pirms nitridēšanas veic detaļu iepriekšējo termisko apstrādi un pabeidz to mehānisko apstrādi, ieskaitot arī slīpēšanu. Iepriekšējā termiskā apstrāde sastāv no rūdīšanas un augstās atlaidināšanas, lai serdes daļai palielinātu stiprību un stigrību. Virsmas, kuras nepakļauj nitridēšanai, aizsargā ar alvas kārtiņu vai šķidro stiklu.

Jo lielāka nitridēšanas temperatūra, jo biezāks nitridētais slānis, bet mazāka tā cietība. Nitridētā slāņa cietības samazināšanos izskaidro ar legējošo elementu nitrīdu augšanu. Parasti nitridētā slāņa biezumu izvēlas 0,3...0,6 mm. Šai gadījumā nitridēšanas ilgums 500...520 °C temperatūrā sasniedz 24...90 h.

Nitridēšanas procesa paātrināšanai izmanto divpakāpju procesu: vispirms nitridē 500...520 °C temperatūrā, bet pēc tam 540...600 °C temperatūrā. Šāda temperatūras paaugstināšana paātrina difūzijas procesu, bet vienlaikus palielinās izstrādājuma samešanās un deformēšanās iespēja. Tādēļ tēraudam 38CrMoAl 4-3-8 nitridēšanas temperatūra nepārsniedz 540...560 °C. Divpakāpju nitridēšanas process nodrošina lielu cietību. Atdzesēšanu pēc nitridēšanas veic kopā ar krāsni amonjaka plūsmā.

Nitridēšanas rezultātā izmainās izstrādājuma izmēri, tie pieaug virskārtas tilpuma palielināšanās dēļ. Jo lielāka nitridēšanas temperatūra un jo biezāks nitridētais slānis, jo lielāka deformēšanās iespēja. Nitridētajā slānī izveidojas lieli paliekošie spiedes spriegumi. Tie paaugstina ilgizturības robežu un pārnēs noguruma lūzuma sākuma vietu zem nitridētā slāņa. Gludiem paraugiem ilgizturība nitridēšanas rezultātā pieaug par 30...40 %, bet paraugiem ar sprieguma koncentratoriem – vairāk par 100 %. Nitridēšanas efektivitāte samazinās, ja pieaug izstrādājuma izmēri. Vislielāko ilgizturību sasniedz, ja nitridē 500...520 °C temperatūrā un nitridētā slāņa biezums ir neliels. Nitridētā slāņa pārrāvumi stipri pazemina ilgizturību.

Lai palielinātu korozijizturību, nitridēšanu veic temperatūrā 600...700 °C ar nelielu izturēšanas laiku (no 15 min līdz 6...10 h). Tērauda virskārtā veidojas plāna (0,01...0,03 mm) kārtiņa ar lielu korozijizturību. Šādai nitridēšanai var pakļaut jebkuru tēraudu un čugunu.

Lai paātrinātu vienkāršu detaļu nitridēšanu, karsēšanai izmanto augstfrekvences strāvu. Kamerā amonjaku pievada sakarsētu detaļu virsmām, kur notiek amonjaka sadalīšanās un slāpekļa difūzija. Augstā karsēšanas temperatūra (1000...1050 °C)

ievērojami paātrina nitridēšanas procesu. Lai aktivizētu gāzes vidē notiekošos procesus un absorbciju uz detaļu virsmām, lieto jonizācijas nitridēšanu. Process notiek slēgtā traukā, kas pildīts ar slāpekli vai amonjaku zem spiediena 5...10 mm Hg. Nitridējamā detaļa noder par katodu, kuru nepārtraukti bombardē ar slāpekļa joniem, sakarsējot to līdz nitridēšanas temperatūrai – 500...520 °C. Starp anodu (trauka sienām) un katodu uztur spriegumu 600...800 V. Kvēlizlādē nitridēšana notiek daudz ātrāk un tiek iegūta mazāk trausla virskārta.

Nitridēšana šķidrā vidē noris 570 °C temperatūrā izkausētos cianīda sāļos (40 % KCNO + 60 % NaCN), kuriem cauri pūš gaisu. Zemās temperatūrās tēraudā izšķīst no cianīdiem izdalījies slāpekļis. Neilgā (0,5...3,0 h) procesa rezultātā uz virsmas izveidojas plāns (7...15 μm) karbonitrīda Fe₃(N, C) slānis ar augstu nodilumizturību un pietiekamu stigribu. Zem karbonitrīda kārtas atrodas slāpekļa cietais šķīdums α dzelzī. Kopējā nitridētā slāņa biezums sasniedz 0,15...0,5 mm. Šajā procesā iegūst tādu pašu cietību kā ar citiem nitridēšanas paņēmieniem, bet ilgizturība ir lielāka. Procesā priekšrocības ir nelielās detaļu izmēru izmaiņas un necīgā izstrādājuma deformēšanās, bet trūkums ir cianīda sāļu toksiskums un dārdzība. Šo procesu izmanto automobiļu detaļu, štanču, presformu un tamlīdzīgu izstrādājumu apstrādei.

9.1.3. Tēraudu borēšana

Borēšana ir detaļas virskārtas piesātināšana ar boru. Tēraudu borēšanai izmanto FeB un Fe₂B sakausējumus. Bors slikti šķīst dzelzī, tāpēc pēc borēšanas veidojas slānis no bora savienojumiem. Šī slāņa biezums nepārsniedz 0,3 mm. Borēšanas rezultātā detaļām ir liela nodilumizturība, sevišķi sausās un rites berzes apstākļos. Nodilumizturība saglabājas līdz 800 °C. Borētais slānis aizsargā pret detaļu sametināšanos aukstā stāvoklī un nodrošina labu korozijizturību skābēs un sārmos.

Borēšanu pielieto nelegētu un vidēji legētu tērauda detaļu apstrādei. Iespējama borēšana gāzveida, šķidrā un cietā (pulveros) vidē. Visvienkāršāk realizēt borēšanu pulveros. Pulveris sastāv no amorfa bora, alumīnija oksīda, aktivatora B₄C un Na₂B₄O₇.

Karsēšanas temperatūra ir aptuveni 1000 °C, izturēšanas laiks – 6 h. Borēšana noris gāzveida vidē un gaiss ar tajā esošo skābekli paātrina procesu.

9.1.4. Tēraudu nitrocementēšana un cianēšana

Par nitrocementēšanu sauc vienlaicīgu tērauda virsmas piesātināšanu ar oglekli un slāpekli. Šādi apstrādātai virsmai ir gan cementētas, gan nitridētas virsmas īpašības: liela cietība, nodilumizturība un korozijizturība atmosfēras apstākļos un paaugstināta ilgizturība mainīgas slodzes gadījumā.

Izdarot *nitrocementēšanu*, tērauda virsmu vienlaikus piesātina ar oglekli un slāpekli gāzveida vidē, kas sastāv no oglekli izdalošas gāzes un amonjaka. 850...870 °C temperatūrā 0,25...1,0 mm biezu nitrocementētu slāni var iegūt 2...10 h laikā. Nitrocementēšanai var izmantot kontrolējamu atmosfēru, kurai pievieno 5...15 % dabasgāzes (CH₄) un 3...10 % amonjaka (NH₃). Šim nolūkam izmanto šķidro trietanolamīnu (C₂H₅O)₃N, ko pa pilienam ievada šahtu krāsnī. Pēc nitrocementēšanas rūda tieši no krāsns, atdzesējot līdz 800...825 °C, vai arī pēc atkārtotas karsēšanas. Pēc zemās atlaidināšanas (160...180 °C), kas seko nitrocementēšanai, slāņa cietība HRC 60...62.

Nitrocementēšanai salīdzinājumā ar cementēšanu ir šādas priekšrocības: process noris zemākās temperatūrās, mazākas deformēšanās iespējas, lielāka nodilumizturība un korozijizturība, nav sodrēju un iespējams iegūt mazāku virsmas ķīmiski termiski apstrādātā slāņa biezumu. Šo iemeslu dēļ nitrocementēšanu plaši lieto mašīnbūvniecībā.

Zemas temperatūras nitrocementēšanas process noris 580...600 °C temperatūrā dabas gāzes un 10...20 % NH₃ atmosfērā. Var izmantot arī trietanolamīnu (C₂H₅O)₃N. 6...10 h laikā iegūst virskārtu, kas satur plānu karbonitrīda Fe₂(N, C) slānīti ar lielu nodilumizturību. Leģētajos tēraudos šāda slānīša cietība HV 500...1000. Zemas temperatūras nitrocementēšana paaugstina ilgizturības robežu, tādēļ ar to iesaka aizstāt šķidro nitridēšanu izkausētos sāļos.

Analoģiskas vielas izmanto detaļu cianēšanai. Tēraudus ar oglekļa saturu 0,2...0,4 % cianē izkausētu sāļu vannā 820...960 °C temperatūrā. Izturot vannā, kas satur 20...25 % NaCN, 25...50 % NaCl un 25...50 % NaCO₃, 0,5...1,5 h laikā var iegūt 0,15...0,35 mm biezu ķīmiski termiski apstrādātu slāni.

Gaisa skābeklis oksidē sāļus, izdalās atomārais slāpeklis un ogleklis. Atomārais ogleklis un slāpeklis izšķīst tērauda virskārtā un difundē tā iekšienē. Cianētais slānis, kas izveidojas 820...860 °C temperatūrā, satur 0,6...0,7 % oglekļa un 0,8...1,2 %

slāpekļa. Pēc zemas temperatūras cianēšanas detaļu var rūdīt tieši no cianēšanas vannas. Pēc tam seko zemā atlaidināšana 180...200 °C temperatūrā. Virsmas cietība pēc cianēšanas un termiskās apstrādes ir *HRC* 58...62. Cianētais slānis salīdzinājumā ar cementēto slāni ir ar lielāku nodilumizturību un ilgizturības robežu. Šo cianēšanas veidu izmanto nelielu izstrādājumu (automobiļu eļļas sūkņu zobratu, atspēru pirkstu, stūres gliemežu, vārpstiņu u.c.) apstrādei.

Lai iegūtu biezāku cianēto slāni (0,5...2,0 mm), cianēšanu izdara 930...960 °C temperatūrā vannā ar šādu sastāvu: 8 % NaCN, 82 % BaCl₂ un 10 % NaCl. Izturēšanas ilgums ir 1,5...6 h. Augstās temperatūrās tērauda virskārta vairāk piesātinās ar oglekli (0,8...1,2 %), bet mazāk ar slāpekli (0,2...0,3 %). Cianētā slāņa virspusē bieži izveidojas plāna (0,02...0,03 mm) karbonitrīda kārtiņa. Pēc cianēšanas detaļu atdzesē gaisā, tad no jauna sakarsē līdz rūdīšanas temperatūrai, strauji atdzesē un pakļauj zemai atlaidināšanai. Cianētā slāņa struktūra pēc rūdīšanas ir tāda pati kā cementētam slānim. Rūdīšanu tieši no cianēšanas vannas izdara reti, jo, ilgstoši izturot augstā cianēšanas temperatūrā, notiek austenīta graudu augšana, kurus pēc tam vēlams sasmalcināt.

Dziļo cianēšanu lieto cementēšanas vietā, jo dotā biezuma slāņa iegūšanai nepieciešams īsāks laiks, mazāka detaļas deformēšanās, lielāka nodilumizturība un korozijizturība.

Cianēšanas galvenais trūkums ir cianīda sāļu toksiskums, kas prasa ļoti stingri ievērot drošības tehnikas noteikumus, ka arī sāļu dārdzība. Bez tam nevar regulēt oglekļa un slāpekļa koncentrāciju virskārtā, nevar apstrādāt vidēja un liela izmēra detaļas un nevar izmantot augstražīgu tehnoloģisko iekārtu.

9.1.5. Tēraudu sulfonitrocementēšana

Sulfonitrocementēšanas mērķis ir sulfīdu ievadīšana nitridētā un cementētā detaļas virskārtā. Sulfonitrocementēšanu var veikt gāzveida vidē vai šķidrums (vannās). Gāzveida sulfonitrocementēšanai izmanto amonjaku, sērūdeņradi vai metiltiocionātu. Ja izmanto vannas, zemas temperatūras sulfonitrocementēšanai pievieno NaCNS, Na₂CO₃, Na₂SO₄ vai Na₂S. Sulfīda slāņa izveidošanās nodrošina izstrādājuma labāku piestrādi un augstas relaksācijas īpašības elastības robežās. Pēc

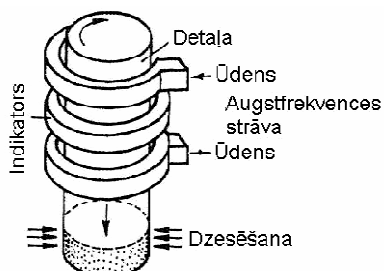
sulfonitrocementēšanas izstrādājumiem ir laba nodilumizturība, pretošanās salipšanai un ierāvumu izveidei.

Viens no paņēmieniem, kā panākt virskārtas nocietināšanu, saglabājot stigru serdes daļu, ir virsmas rūdīšana.

9.2. Virsmas rūdīšana

Virsmas rūdīšana ir termiskās apstrādes operācija, kad izstrādājumu norūda noteiktā dziļumā, atstājot tā serdes daļu nenorūdītu. To panāk, sakarsējot tikai detaļas virskārtu līdz rūdīšanas temperatūrai un strauji atdzesējot. Dzesēšanas ātrumam jābūt lielākam par rūdīšanas kritisko ātrumu, lai austenītu pārvērstu martensītā. Izstrādājuma serdes daļa nepaspēj sakarst un pēc atdzesēšanas saglabājas stīga. Eksploatācijā tā ir cieta, nodilumizturīga, uzņem dinamiskās un triecienveida slodzes. Praksē visbiežāk detaļu virskārtas karsēšanai izmanto augstfrekvencēs strāvu, bet retāk gāzes liesmu un elektrolītu vai sāļu vannas.

Karsēšanu ar indukcijas strāvu termiskajai apstrādei sāka izmantot jau pagājušā gadsimta trīsdesmitajos gados. Tā noris elektriskās strāvas termiskās iedarbības rezultātā. Izstrādājumu ievieto induktorā, kas sastāv no viena vai vairākiem vijumiem (skat. 9.2. att.).



9.2. att. Rūdīšana ar indukcijas strāvu

Induktorā vijumi gatavoti no vara caurules, tos dzesē ar caurplūstošu ūdeni. Mainīstrāvai plūstot induktorā, rodas mainīgs elektromagnētiskais lauks, kas tērauda vai čuguna detaļās inducē virpuļstrāvu.

Jo lielāka strāvas frekvence, jo mazāks ir sakarsētās virskārtas biezums. 1 mm biezās rūdītas virskārtas iegūšanas optimālā strāvas frekvence ir 50...60 kHz, 2,0 mm biezai virskārtai – 15 kHz, bet 4,0 mm biezai – tikai 4 kHz.

Strāvas iedarbības dziļums palielinās, pieaugot temperatūrai. Sevišķi strauji tas palielinās virs 768 °C, kad tērauds pāriet no feromagnētiska stāvokļa paramagnētiskā stāvoklī. Karsēšanas ātrums fāzu pārvērtību temperatūras intervālā sasniedz desmit un pat simts grādu sekundē. Kopējais karsēšanas ilgums ar indukcijas strāvu ir ļoti mazs – 1,5...10 s.

Rūdāmā slāņa biezumu izvēlas atkarībā no izstrādājuma ekspluatācijas apstākļiem. Detaļām, kas pakļautas berzei, nocietināmās virskārtas biezumu izvēlas 1,5...3,0 mm, bet detaļām, kas darbojas spiedes apstākļos, kad virsmu atkārtoti slīpē, rūdīta slāņa biezums sasniedz 4...5 mm. Lielu kontaktslodžu gadījumā nocietināmās virskārtas biezums ir 10... 15 mm, piemēram, aukstās velmēšanas velmjiem.

Karsējot ar indukcijas strāvu, par strāvas avotiem izmanto mašīnu vai lampu ģeneratorus. Mašīnu ģeneratoriem strāvas frekvence ir 1...10 kHz (jauda līdz 1000 kW), bet lampu ģeneratoriem – līdz 100 kHz (jauda līdz 220 kW).

Rūdīšanu ar augstfrekvences indukcijas strāvu veic speciālas iekārtās, kas izpilda gan detaļu transportēšanas, gan arī karsēšanas un dzesēšanas funkcijas.

Ja karsēšanas ātrums ir liels, perlīta pārvēršanās austenītā notiek daudz augstākās temperatūrās. Tādēļ, ja izstrādājumus karsē ar augstfrekvences strāvu, rūdīšanas temperatūrai jābūt augstākai, nekā karsējot krāsnīs. Jo lielāks karsēšanas ātrums fāzu pārvērtību rajonā, jo augstākai jābūt karsēšanas temperatūrai. Lai pareizi izvēlētos karsēšanas temperatūru, daudziem tēraudiem izstrādātas t.s. ieteicamo režīmu diagrammas karsēšanai ar augstfrekvences strāvu, ja karsēšanas ātrumi ir dažādi. Ieteicamo karsēšanas režīmu dotajam tēraudam ierobežo maksimālā cietība – HRC 50.

Lai gan, karsējot ar indukcijas strāvu, rūdīšanai temperatūra ir daudz augstāka, faktiskais graudu lielums ir mazāks nekā parastajā rūdīšanā. To izskaidro ar lielo karsēšanas ātrumu un īslaicīgo izturēšanu karsēšanas temperatūrā.

Sakarsētās detaļas virskārtas atdzesēšanai, t.i., rūdīšanai, lieto vairākus paņēmienus. Nelielām vienkāršas formas detaļām, piemēram, asīm, pirkstiem u.c. detaļas visas virsmas vienlaikus karsē un vienlaikus dzesē, iegremdējot dzesējošā vidē. Zobrata zobu, izciļņu, kloķvārpstas rēdžu un citu daļu rūdīšanai detaļu atsevišķas daļas secīgi karsē un dzesē. Pēc karsēšanas atsevišķo vietu atdzesēšanai lieto dušas ietaisi, kurai var izmantot induktora papildus vijumus.

Garu vārpstu vai asu rūdīšanai tās nepārtraukti un secīgi karsē un dzesē. Šai gadījumā izstrādājumu vienmērīgi pārvieto caur nekustīgu augstfrekvences induktoru un dzesēšanas ierīci. Pārvietošanas ātrumam jābūt tādā, lai izstrādājuma virskārta paspētu sakarst līdz rūdīšanas temperatūrai ($V = 3...30 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$).

Lai iegūtu nocietināto virskārtu ar vienādu biezumu, induktora formai jāatbilst izstrādājuma formai un starp tiem jābūt vienāda platuma spraugai, t.i., jāievēro tuvuma efekts. Labus rezultātus dod izstrādājuma rotācija induktorā.

Pēc rūdīšanas ar indukcijas strāvu izstrādājumu pakļauj zemaī atlaidināšanai ($160...200 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Bieži izmanto pašatlaidināšanās principu, kad atdzesēšanu neizpilda līdz galam un serdes daļā akumulētais siltums atlaidina rūdīto virskārtu.

Rūdīšanai ar indukcijas strāvu pakļauj oglekļa tēraudus ar oglekļa saturu $0,4...0,5 \%$. Šie tēraudi pēc rūdīšanas ir ļoti cieti ($HRC 55...60$) un nodilumizturīgi. Retāk rūda leģētos tēraudus, piemēram, $35\text{Cr}4$, $40\text{Cr}4$, $45\text{Cr}4$, $40\text{CrNi } 4-4$ un $40\text{CrNiMo } 4-4-3$. Lai uzlabotu serdes daļas mehāniskās īpašības, materiālu iepriekš pakļauj normalizācijai vai uzlabošanai.

Ar indukcijas strāvu rūdītiem tēraudiem ir lielāka cietība nekā krāsnī rūdītiem, jo, paātrināti karsējot un arī atdzesējot, notiek struktūras bloku sašķelšanās (pieaug dislokāciju blīvums). Vienlaikus pieaug izstrādājuma ilgizturība, jo rūdot virskārtā izveidojas lieli spiedes spriegumi.

Pēc rūdīšanas ar augstfrekvences indukcijas strāvu detaļas virskārta ir ļoti kvalitatīva un cieta, nav atlaidināšanas zonu, pāreja no rūdītās daļas uz nerūdīto daļu ir vienmērīga. Virsma ir tīra, bez plāvas kārtiņas. Tā kā virskārtā veidojas labvēlīgs spriegumstāvoklis – spiedes spriegumi, tad deformācija ir minimāla.

Kvalitatīvā virskārta un minimālā deformēšanās ļauj rūdāmiem izstrādājumiem izvēlēties mazākas uzlaides. Procesu var automatizēt, tādējādi palielinot darba ražīgumu, un iekļaut tehnoloģiskajā ciklā. Procesa automatizācija nodrošina kvalitatīvu termisko apstrādi.

Tomēr šai metodei ir arī daži trūkumi. Augstfrekvences ģeneratoru iekārtas ir samērā dārgas un patērē daudz elektroenerģijas. Katrai detaļu nomenklatūrai nepieciešams cits induktors. Tādēļ rūdīšanu ar augstfrekvences indukcijas strāvu galvenokārt lieto sērijveida un masveida ražošanā.

Rūdīšanas ar indukcijas strāvu augstā kvalitātē ļauj daudzu detaļu izgatavošanā iegētos tēraudus aizstāt ar oglekļa teraudiem.

Gāzes liesmas siltumu var izmantot liela gabarīta izstrādājumu atsevišķu virsmas vietu rūdīšanai. Gāzes (acetilēna, dabasgāzes) liesmai ir ļoti augsta temperatūra (2400...3150 °C), tādēļ izstrādājuma virskārtu var ātri sakarsēt līdz rūdīšanas temperatūrai, nesakarsējot serdes daļu. Strauja dzesēšana nodrošina virskārtas norūdīšanu. Karsēšanai izmanto speciālas spraugas vai daudzliesmu degļus. Norūdītās kārtas dziļums sasniedz 2...4 mm, bet cietība *HRC* 50...56. Virskārtā veidojas martensīta struktūra, bet zem tās – beinīta mikrostruktūra. Norūdītās virsmas dziļums ir atkarīgs no degļa jaudas, degļa slīpuma leņķa pret detaļas virsmu un pārvietošanas ātruma.

Rūdīšanai elektrolītā detaļu iegremdē, piemēram, 5% Na₂CO₃ šķīdumā ūdenī. Caur elektrolītu laiž līdzstrāvu ar 250...350 V spriegumu. Detaļu izmanto par katodu. Uz detaļas virsmas izveidojas ūdeņraža slānis. Kad spriegums caursit šo slāni, izdalās liels siltuma daudzums un izstrādājuma virsma ātri sakarst līdz rūdīšanas temperatūrai. Sakarsētās virsmas dzesē ar to pašu elektrolītu, izslēdzot strāvu. Šī metode ir vienkārša un augstražīga, bet piemērota tikai vienkāršas formas detaļām, jo sarežģīta ir virsmas temperatūras noteikšanas metodika.

9.3. Difūzijas metalizācija

Par difūzijas metalizāciju sauc izstrādājuma virsmas piesātināšanu ar alumīniju, hromu, boru, silīciju un citiem ķīmiskiem elementiem. Difūzijas metalizācijas mērķis ir tērauda detaļu karstumizturības, korozijizturības, skābju izturības, cietības un nodilumizturības palielināšana. Difūzijas metalizācijas process raksturojas ar mazu difūzijas ātrumu, vajadzīga augsta karsēšanas temperatūra (1000...1100 °C), ilgstoša izturēšana nepieciešamā slāņa biezuma nodrošināšanai.

Atkarībā no difundējošā elementa pārneses metodes iespējami vairāki varianti. Ja difundējošajam elementam ir zema kušanas temperatūra (Al, Zn), tērauda detaļu ievieto izkausēta metāla vannā. Detaļu var metalizēt, ievietojot to tādu izkausētu sāļu vannā, kuri satur difundējošo elementu. Difundējošo elementu var iztvaicēt un ievadīt detaļas virsmā gāzveida stāvoklī. Difundējošais elements var nonākt uz detaļas virsmu arī ķīmiskas reakcijas rezultātā. Apgūtas tehnoloģijas vienlaicīga vairāku metālu

ievadīšana, piemēram, Al + Si, Cr + Si, B + Al, kas dod iespēju daudz plašākās robežās regulēt detaļu fizikāli mehāniskās īpašības.

Plašāk pielietojamie paņēmieni ir alitēšana, hromēšana, silicēšana.

Par *alitēšanu* sauc tērauda virskārtas piesātināšanu ar alumīniju. Alitēšanas rezultātā uz izstrādājuma virsmas izveidojas blīva alumīnija oksīda Al_2O_3 kārtiņa, kas pat augstās temperatūrās (līdz 850...900 °C) aizsargā metālu pret oksidēšanos un plāvas veidošanos. Alitētā virskārta sastāv no alumīnija cietā šķīduma α dzelzī, kur alumīnija koncentrācija ir līdz 30 %. Visbiežāk alitēšanai izmanto pulverus. Detaļas ievieto hermētiskā kastē, kas piepildīta ar pulveri, kurš sastāv no 25...50 % alumīnija vai 50...75 % feroalumīnija, 25...75 % alumīnija oksīda un 1 % amonija hlorīda. Process noris 900...1050 °C temperatūrā. Karsēšanas ilgums ir atkarīgs no nepieciešamā alitētā slāņa biezuma un ilgst 3...12 h. Dažreiz alitēšanu izdara šķidra alumīnija vannā, kas satur 6...8 % dzelzs. Process notiek 700...800 °C temperatūrā un ilgst 45...90 minūtes.

Alitēšana metalizējot notiek, uzpūšot apstrādājamas detaļas virsmai alumīnija kārtiņu, kam seko difūzijas atkvēlināšana 900...1000 °C temperatūrā. No alitēšanas aizsargājamās detaļu virsmas pārklāj ar ugunsizturīgu pastu, kas sastāv no grafiņa, kvarca smiltīm, māla un šķidrā stikla. Leģējošie elementi un paaugstināts oglekļa saturs bremzē alumīnija difūziju tēraudos. Parasti alitētās kārtas biezums ir 0,2...1,0 mm, tā piešķir izstrādājumam lielu siltumnoturību un korozijizturību.

Alitē gāzģeneratoru degšanas kameru detaļas, termopāru apvalkus, tērauda izliešanas kausu detaļas, vārstus un citas detaļas, kas strādā augstās temperatūrās.

Hromēšana ir difūzijas metalizācijas process, kura rezultātā detaļas, kas ievietotas attiecīgā vidē un sakarsētas 900...1200 °C temperatūrā, virskārta piesātinās ar hromu. Hromētām detaļām ir paaugstinātu korozijizturību gāzēs līdz 800 °C temperatūrai, ūdenī, jūras ūdenī un slāpekļskābē. Ja difūzijas metalizācijas gaitā detaļas virskārtā hroma saturs sasniedz 0,3...0,4 %, palielinās tās cietība un nodilumizturība. Hromēšanai piemēroti visu marku tēraudi.

Hromēšanu visbiežāk veic pulverveida maisījumā, kas satur 50 % ferohroma, 49 % alumīnija oksīda un 1 % amonija hlorīda. Hromēšanu var izdarīt arī gāzveida

vidē (karsēšana CrCl_2 vidē) un vakuumā, kad hroma pulveris vakuumā 1000...1050 °C temperatūrā iztvaiko, nosēžas uz tērauda virsmas un difundē tajā.

Hromēta tērauda virskārta sastāv no hroma karbīdiem $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ vai $(\text{Cr Fe})_4\text{C}$. Karbīdu kārtiņa veidojas, ogleklim difundējot no iekšienes uz virspusi (pretēji hromam). Ogleklim ir lielāks difūzijas ātrums nekā hromam, tādēļ visu oglekli karbīdu veidošanai neizmanto. Zem karbīdu kārtiņas izveidojas ar oglekli bagātināta pārejas kārtiņa. Karbīda kārtiņa tēraudos ir 0,15 mm bieza un ļoti cieta (*HRC* 72).

Dziļo hromēšanu 1,5...8,0 mm dziļumā veic vakuumā 1400...1450 °C temperatūrā. Hromēšanai pakļauj detaļas, kas darbojas paaugstinātā temperatūrā vai pakļautas berzei agresīvā vidē.

Silicēšana ir tērauda virskārtas piesātināšana ar silīciju. Apstrādes mērķis ir palielināt detaļu korozijizturību un izturību pret skābēm.

Silicēšana pulvera maisījumā (60 % ferosilīcija + 35 % kaolīna + 1...5 % amonija hlorīda) notiek 1100...1200 °C temperatūrā. Detaļas ievieto tērauda kastēs un karsējot iztur 2...12 stundas, iegūstot 0,01...0,8 mm biezu silicētu slāni.

Daudz efektīvāka ir silicēšana gāzes vidē 950...1000 °C temperatūrā. Silicēšanai izmanto ferosilīcija pulveri vai silīcija karbīdu. Caur retorti, kurā atrodas detaļas un pulveris, pūš hloru vai hlorūdeņradi, kas reaģē ar pulveri, veidojot SiCl_4 . Hlorsilīcijs reaģē ar dzelzi, kā rezultātā izveidojas atomārais silīcijs, kurš difundē detaļas virskārtā. Šādas iedarbības rezultātā veidojas silīcija cietais šķīdums α dzelzī. 2...4 stundu laikā izveidojas 0,5...1 mm biezs slānis, kurā silīcija saturs var sasniegt 14 %.

Silicētais slānis ir korozijizturīgs jūras ūdenī, slāpekļskābē, sērskābē un sālsskābē, kā arī nedaudz palielina nodilumizturību. Silicēšana palielina tērauda karstumizturību līdz 700...750 °C. Silicēšanai pakļauj ķīmiskās un naftas rūpniecības mašīnu detaļas, kas darbojas agresīvās vidēs.

Difūzijas metalizācija dod iespēju tērauda virskārtu piesātināt arī ar citiem metāliem, piemēram, vanādiju, beriliju, kā arī vienlaikus ar vairākiem metāliem.

10. KRĀSAINIE METĀLI UN TO SAKAUSĒJUMI

Metālus un to sakausējumus, kuros dzelzs nav pamatelements, sauc par krāsainiem. Mašīnbūvē, aparātu būvē, aviācijā, kuģu būvē un citās rūpniecības nozarēs visplašāk izmanto alumīniju, varu, magniju, titānu, niķeli, alvu un citus metālus un šo metālu sakausējumus. No melniem metāliem tie atšķiras ar lielāku plastiskumu, fizikālajām īpašībām, korozijizturību, blīvumu, labām tehnoloģiskām īpašībām un tie ir ievērojami dārgāki.

10.1. Krāsaino metālu klasifikācija un marķēšana

Krāsainos metālus klasificē pēc vairākām pazīmēm. Izejot no blīvuma, krāsainos metālus iedala vieglos metālos, ja to blīvums nepārsniedz $5000 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ (Li, K, Na, Rb, Cs, Ca, Mg, Be, Al, Ti) un smagos (Pb, Cu, Zn, Ni, Co, Sn, Sb, Mn, Cr, Bi, Hg). Pēc pielietojuma un vērtības izšķir cēlmetālus (Au, Pt, Pd, Ag, Ir, Ra, Ru, Os) un retzemju metālus (W, Mo, Ta, V, In, Ge, Ce, Zr, Ti).

Tīrus metālus marķē ar ķīmiskiem simboliem, pievienojot papildus informāciju par to tīrības pakāpi vai piedevmateriāliem.

Krāsaino metālu sakausējumus marķē pēc vienas metodikas. Vispirms raksta pamatelementa ķīmisko simbolu, pēc tam seko svarīgākā piedevmateriāla ķīmiskais simbols un tā saturs procentos. Tālāk seko pārējie piedevmateriālu simboli ar saturu procentos. Pamatelementa saturu nosaka, atņemot no 100 piedevmateriālu daudzumu procentos. Piemēram, marķējums CuSn5Zn5Pb5 nozīmē, ka tas ir vara sakausējums, kurā ir 5 % alvas, 5 % cinka, 5 % svina un 85 % vara.

10.2. Varš un tā sakausējumi

Varš ir sarkanas krāsas metāls ar skaldnēs centrēta kuba struktūru, lielu plastiskumu un korozijizturību. Vara kušanas temperatūra ir $+1083 \text{ }^{\circ}\text{C}$, bet blīvums $8940 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Varš labi vada siltumu un elektrību. Atkarībā no ķīmiskā sastāva izšķir (LVS CR13388) šādas nelegēta vara markas: Cu-OFE, Cu-PHCE (99,99 % Cu), Cu-OF, Cu-PHC, Cu-HCP (99,95 % Cu), Cu-ETP, Cu-DHP (99,90 % Cu). CuAg0,04, CuAg0,07, CuAg0,10P ir sudrabu saturošas vara markas.

Piemaistījumu saturs ievērojami ietekmē vara īpašības: Fe, P, Si un As pazemina elektrovadītspēju, skābeklis padara varu trauslu, Pb un Bi apgrūtina vara spiedien-apstrādi un padara to trauslu. Ni, Zn, Sb, Sn, Al un citi piemaisījumi, kas izšķīst varā un veido cietos šķīdumus, uzlabo tā mehāniskās īpašības, taču strauji samazina siltumvadītspēju un elektrovadītspēju. Varš ir korozijizturīgs atmosfērā, ūdenī un jūras ūdenī. Varš ir mīksts metāls ar zemu stiprību ($R_m = 160...240$ MPa, $A = 25...45$ %). Plastiskās deformācijas rezultātā stiprību var palielināt, bet būtiski samazinās relatīvā deformācija ($R_m \leq 450$ MPa, $A = 3$ %). Varš labi padodas apstrādei ar spiedienu, bet samērā grūti apstrādājas ar griezējinstrumentiem, tam ir sliktas liešanas īpašības. No vara izgatavo loksnes, stieņus, caurules, stieples.

Vara sakausējumiem ir ne vien liela siltumvadītspēja, elektrovadītspēja un korozijizturība, bet arī labas mehāniskās, tehnoloģiskās un antifrikcijas īpašības. Izmantojot varā šķīstošus leģējošos elementus – Zn, Sn, Al, Be, Si, Mn un Ni, var paaugstināt vienlaikus vara stiprību un plastiskumu. Tā ir viena no galvenajām vara sakausējumu īpatnībām. Atkarībā no ķīmiskā sastāva vara sakausējumus iedala vara un cinka sakausējumos (misiņos), vara un citu elementu sakausējumos. Pēc tehnoloģiskām īpašībām vara sakausējumus iedala lejamos un deformējamos.

Deformējamos vara sakausējumus pēc leģējošo elementu sastāva iedala: mazleģētie (leģējošo elementu daudzums mazāks par 5 %); vara-alumīnija; vara-niķeļa; vara-niķeļa-cinka; vara-alvas; vara-cinka, binārie; vara-cinka-svina; vara-cinka, kompleksie.

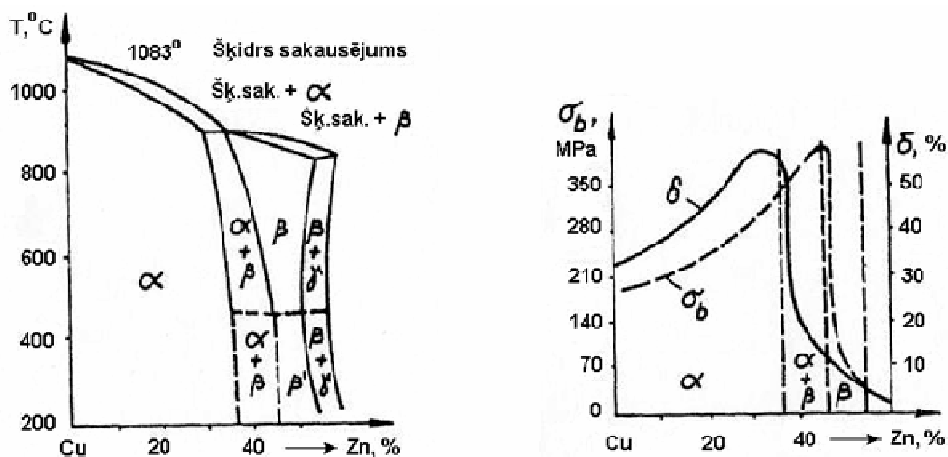
Lejamos vara sakausējumus iedala: vara-cinka; vara-alvas; vara-alvas-svina; vara-alumīnija; vara-mangāna-alumīnija; vara-niķeļa.

Ļoti liela uzmanība veltīta vara sakausējumiem ar cinka piedevu to samērā zemo izmaksu un labo tehnoloģisko īpašību dēļ. Vara un cinka bināros sakausējumos ar cinka saturu, mazāku par 39 %, veidojas α cietais šķīdums. Ja cinka saturs ir lielāks, izveidojas elektronu savienojums CuZn β fāze, kas 454...468 °C temperatūrā pārkārtojas β' fāzē ar lielāku cietību un trauslumu. Cinka satura palielināšanās rada sakausējuma stiprības un plastiskuma pieaugumu, β' fāzes izveidošanās izraisa materiāla plastiskuma strauju samazināšanos, kaut arī tā stiprība stiepē līdz 45 % Zn saturam turpina augt. Sakausējumiem ar lielāku par 45 % Zn saturu strauji samazinās stiprība,

bet palielinās trauslums. Vienfāzes sakausējumi ar α cietā šķīduma struktūru ir plastiski un viegli apstrādājami ar spiedienu aukstā stāvoklī. Divfāzu sakausējumi ar α un β' struktūru ir maz plastiski aukstā stāvoklī, toties labi apstrādājami ar spiedienu augstās temperatūrās. Tiem ir lielāka stiprība, cietība un nodilumizturība. Cinka satura palielināšana padara vara-cinka sakausējumu lētāku, uzlabo apstrādājamību ar griezēj-instrumentiem, bet vienlaikus samazina siltuma vadītspēju un elektrovadītspēju.

Vara sakausējumu marķējumā vispirms ir vara ķīmiskais simbols. Tam seko legējošo elementu simboli. Aiz legējošo elementu simboliem seko skaitļi, kas norāda to vidējo saturu procentos. Piemēram, legētu vara sakausējumu, kas satur 3 % Al un 2 % Ni marķē šādi: CuAl3Ni2.

Vara-cinka bināro sakausējumu ar cinka saturu 5 % (CuZn5) sauc par tompaku, bet sakausējumus ar cinka saturu 10...20 % (CuZn10, CuZn15, CuZn20) – par pustompakiem. Lētāki un mazāk plastiski ir sakausējumi ar lielāku cinka saturu (CuZn28, CuZn30, CuZn33, CuZn36, CuZn40). Vara cinka sakausējumu mehāniskās īpašības lielā mērā atkarīgas no cinka daudzuma (skat. 10.1. att.).



10.1. att. Vara cinka sakausējumu stāvokļa diagramma un īpašības

Mitrā atmosfērā vara-cinka detaļu ($Zn > 20\%$) virskārta šķīst un izdalās varš, kas ar sakausējumu varš-cinks veido galvaniskos pārus un izraisa ātru metāla sagraušānu.

Tompaku un pustompakus izmanto tad, ja nepieciešams liels plastiskums; sakausējumiem CuZn28, CuZn30, CuZn33, CuZn36, CuZn40 ir daudz lielāka stiprība,

laba apstrādājamība ar griezējinstrumentiem, bet mazāka korozijizturība. Visplastiskākais ir sakausējums CuZn33, ko bieži izmanto štancēšanai. Uzkaldes likvidēšanai izmanto rekristalizācijas atkvēlināšanu 600...700 °C temperatūrā, kurai seko atdzesēšana gaisā vai ūdenī.

Labas mehāniskās īpašības un korozijizturība ir deformējamiem speciālajiem vara-cinka kompleksajiem sakausējumiem CuZn40Mn2Fe1, CuZn40Mn1Pb1AlFeSn. Liela korozijizturība jūras ūdenī ir t.s. jūras misiņiem CuZn28Sn1As un CuZn38Sn1, kas legēti ar alvu. Laba apstrādājamība ar griezējinstrumentiem ir vara-cinka-svina sakausējumiem, piemēram, CuZn35Pb1, CuZn36Pb2, CuZn38Pb4.

Alumīnija piedeva vara-alumīnija sakausējumos CuAl10Fe1, CuAl10Ni5Fe4 paaugstina to mehāniskās īpašības un noturību pret atmosfēras un jūras ūdens iedarbību.

Vara-alvas sakausējumi labi apstrādājami ar spiedienu (CuSn5, CuSn8) un tos izmanto lokšņu un dažādu profilu ražošanai.

Vara-niķeļa sakausējumus (CuNi25, CuNi9Sn2) izmanto lokšņu ražošanai, no sakausējumiem CuNi10Fe1Mn, CuNi30Mn1Fe ražo loksnes, caurules, kalumus.

No mazlegētiem deformējamiem vara sakausējumiem dažādu izstrādājumu ražošanai plaši pielieto CuNi2Si, CuFe2P.

Lejamiem vara-cinka sakausējumiem pievieno svinu (CuZnPb2), silīciju (CuZn16Si4), alumīniju (CuZn38Al1), mangānu, dzelzi (CuZn34Mn3Al2Fe1). Svins ar varu veido viegli kūstošu eitektiku, pazeminot sakausējuma kušanas temperatūru. Silīcijs uzlabo sakausējumu šķidrplūstamību, metināmību un plastiskumu. Alumīnijs uzlabo korozijizturību. Mangāna un dzelzs piedevas paaugstina mehāniskās īpašības.

Jau sirmā senatnē cilvēki darba rīku, trauku, ieroču un mākslas priekšmetu, izgatavošanai izmantoja vara-alvas sakausējumus (bronzas). Alvas maksimālā šķīdība varā sasniedz 15,8 %, kaut arī reālos atdzesēšanas apstākļos šķīdība ir daudz mazāka. Ja alvas saturs ir lielāks, struktūrā parādās eitektoids, kas satur elektronu savienojumu Cu₃₁Sn₈ – t.s. δ fāzi. Ļoti lēni atdzesējot, δ fāze pārvēršas α cietā šķīduma un ε fāzes maisījumā. Reālos atdzesēšanas apstākļos bronza sastāv no α un δ fāzēm. δ fāze sakausējumu padara cietu un trauslu. Vara-alvas sakausējumiem ar alvas saturu 4...5 % ir vienfāzes struktūra ar samērā lielu plastiskumu. Sakarā ar plašo kristalizācijas temperatūras intervālu tiem ir zema šķidrplūstamība, mazs sarukuma procents

(0,8...1,4 %), to lējumi ir poraini. Pieaugot alvas saturam līdz 18...20 %, materiālu stiprība palielinās, taču plastiskums strauji samazinās. Visdažādāko lējumu un antifrikcijas materiālu ražošanā plaši izmanto vara-alvas (CuSn_{10} , $\text{CuSn}_{12}\text{Ni}_2$) un vara-alvas-svina ($\text{CuSn}_3\text{Zn}_8\text{Pb}_5$, $\text{CuSn}_5\text{Zn}_5\text{Pb}_5$, CuSn_5Pb_9) sakausējumus. Vara-alvas sakausējumiem ir liela korozijizturība jūras ūdenī, bet tie ir samērā dārgi.

Vara-alvas sakausējumus bieži leģē ar Zn, P, Pb, Ni un citiem elementiem. Cinks uzlabo materiālu tehnoloģiskās īpašības, fosfors – lejamību un elastību, niķelis – mehāniskas īpašības un korozijizturību, svins palielina lējumu blīvumu un uzlabo apstrādi ar griezējinstrumentiem. Atkarībā no pielietojuma vara-alvas sakausējumus iedala vairākās grupās.

Sakausējumi, kurus lieto mašīnu detaļu lējumiem – tie satur alvu, cinku un svinu. Šiem materiāliem ($\text{CuSn}_3\text{Zn}_8\text{Pb}_5$, $\text{CuSn}_{73}\text{Zn}_2\text{Pb}_3$) ir labas mehāniskās īpašības, laba apstrādājamība ar griezējinstrumentiem un pietiekami liela korozijizturība, to lējumi ir blīvi.

Antifrikcijas materiāli ($\text{CuSn}_5\text{Zn}_5\text{Pb}_5$, $\text{CuSn}_6\text{Zn}_4\text{Pb}_2$) – tos izmanto slīdes gultņu un citu berzei pakļautu detaļu izgatavošanai. Leģējošais elements svins veido struktūras mīksto sastāvdaļu.

Mākslas lējumu sakausējumi CuCr_1 , kuriem ir laba šķidrplūstamība (labi aizpilda sarežģītas veidnes) un neliels sarukums. Šiem materiāliem ir skaista nokrāsa, kas ilgi saglabājas lielās korozijizturības dēļ.

Lejamo vara-alvas sakausējumu plastiskumu palielina ar termisko apstrādi – homogenizāciju un starpoperāciju atkvēlināšanu. Ar homogenizāciju lielāko plastiskumu sasniedz tad, ja vispirms karsē temperatūrā 700...750 °C, pēc tam temperatūru pazemina līdz 625...600 °C un beidzot strauji atdzesē. Lējumu iekšējos spriegumus likvidē ar atkvēlināšanu 550 °C temperatūrā.

Vara-alumīnija sakausējumi atšķiras ar labām mehāniskajām un antifrikcijas īpašībām, un lielu korozijizturību. Nelielais kristalizācijas temperatūru intervāls nodrošina tiem labu šķidrplūstamību, lielu blīvumu un koncentrētu sarukuma dobumu. Trūkumi ir: liels sarukums, rupjgraudaina struktūra, tie viegli piesātinās ar gāzēm un izkausētā stāvoklī oksidējas, grūti lodējas.

Alumīnijs ar varu veido α cieto šķīdumu ar mainīgu Al koncentrāciju. Ja Al saturs lielāks par 9,4 %, struktūrā izveidojas β fāze – Cu_3Al , kas 565 °C temperatūrā sadalās α un γ_2 fāzu maisījumā. γ_2 fāze ir elektronu savienojums $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$ ar lielu cietību un trauslumu. Reālos atdzesēšanas apstākļos γ_2 fāze parādās jau tad, ja Al saturs ir 6...8 %. Tas samazina plastiskumu, kaut arī stiprība turpina palielināties, līdz Al saturs sasniedz 10...11 %. Alumīnija sakausējums CuAl9 ir ar labu mehānisko īpašību kompleksu. Tam ir liela stiprība un cietība; to var pakļaut termiskajai nostiprināšanai.

Vara-alumīnija sakausējumus legē ar Fe, Mn, Ni un citiem elementiem. Dzelzs sasmalcina graudus, palielina stiprību, cietību un uzlabo antifrikcijas īpašības. Niķelis uzlabo mehāniskās īpašības un palielina nodilumizturību. Mangāns palielina plastiskumu. Vara-alumīnija sakausējumus (CuAl10Fe2 , CuAl10Ni3Fe2 CuMn11Al8Fe3Ni3) izmanto lējumu ražošanai.

Vara-berilija sakausējumos (CuBe2 , CuBe1,7 , CuBe2Pb , CuBe4) berilijs ar varu veido mainīgas koncentrācijas cieto šķīdumu, ko var pakļaut termiskajai nostiprināšanai. Tas dod iespēju piešķirt materiālam lielu stiprību, elastību, cietību, korozijizturību un nodilumizturību, kā arī lielu pretestību nogurumam un šļūdei. Sakarsējot CuBe2 līdz 760...780 °C temperatūrai, izveidojas viendabīgs α cietais šķīdums, kas saglabājas arī pēc straujas atdzesēšanas ūdenī istabas temperatūrā. Pēc rūdīšanas sakausējumam ir maza stiprība ($R_m = 450$ MPa) un liels plastiskums ($A = 40$ %). Rūdītu CuBe2 nostiprina atlaidinot vai arī plastiski deformējot un pēc tam atlaidinot. Atlaidinot 310...320 °C temperatūrā, no pārsātināta α cietā šķīduma izdalās dispersas γ_2 fāzes daļiņas (CuBe), kas palielina stiprību un cietību. Uzkaldinātais materiāls atlaidināšanas procesā turpina nostiprināties, tā stiprība sasniedz $R_m = 1400$ MPa, bet $A = 2$ %. Vara-berilija sakausējumi ir karstumnoturīgi materiāli; tie ir stabili temperatūras intervālā no –200 °C līdz 340 °C. Lielā siltumvadītspēja un elektrovadītspēja ļauj tos izmantot, lai izgatavotu elektriskas kontaktmetināšanas elektrodus, gultņus, kas darbojas augstspiediena, liela ātruma un paaugstinātas temperatūras apstākļos, instrumentus, kuri trieciena iedarbībā nedrīkst dzirkstēt, un citas atbildīgas detaļas.

Vara-silīcija sakausējumiem (CuSi1 , CuSi3Mn1 , CuSi10 , CuSi20) ir labas mehāniskās un antifrikcijas īpašības, liela elastība un korozijizturība. Ja vara-silīcija

sakausējumi satur līdz 3 % Si, to struktūra ir vienfāzes cietais šķīdums ar lielu plastiskumu, kas pieļauj to spiedienapstrādi. Šos materiālus var labi metināt, lodēt un pietiekami labi apstrādāt ar griezējinstrumentiem. Leģējot ar mangānu un niķeli, palielinās stiprība, cietība un korozijizturība. Niķelis, kura šķīdība varā ir mainīga, ļauj niķeļa-silīcija sakausējumus nostiprināt ar termisko apstrādi. Vecināšanas procesā, kas seko pēc rūdišanas, izdalās dispersas Ni_2Si daļiņas, kuras nostiprina materiālu ($R_m = 740 \text{ MPa}$, $A = 8 \%$). Sakausējumu CuSi3Mn1 plaši lieto par antifrikcijas materiālu, kā arī elastīgu un agresīvās vidēs darbojošos detaļu izgatavošanai.

Vara-alvas-svina sakausējumiem (CuSn5Pb9 , CuSn10Pb10 , CuSn7Pb15) piemīt gan labas antifrikcijas īpašības, gan arī liela siltumvadītspēja un triecienizturība. Svins un varš savstarpēji nešķīst un veido mehānisko maisījumu ar viegli kūstošu eitektiku, kas parasti novietojas pa vara graudu robežām. Leģējot vara-alvas-svina sakausējumu ar Mn un Ni, paaugstinās to stiprība, cietība un korozijizturība.

Vara-mangāna sakausējumi (CuMn20 , CuMn30 , CuMn50) atšķiras ar lielu korozijizturību un paaugstinātu karstumizturību. Mangāns paaugstina vara kristalizācijas temperatūru, tādēļ sakausējumu īpašības nemainās pat līdz 400°C darba temperatūrai. Tie labi pakļaujas spiedapstrādei, un to labā šķidrplūstamība nodrošina labu lējumu kvalitāti.

Atsevišķā vara sakausējumu grupā var izdalīt vara-niķeļa sakausējumus, kuriem ir liela nozīme tehnikā. Varš ar niķeli veido neierobežotas šķīdības cieto šķīdumu. Cu-Ni sakausējumus iedala korozijizturīgos un elektrotehniskos sakausējumos. Pie korozijizturīgiem sakausējumiem pieder melhiora, jaunsudrabs, kuniala u.c. Labas īpašības ir melhioram (CuNi30), kas labi pakļaujas spiedapstrādei karstā un aukstā stāvoklī. Lai uzlabotu korozijizturību jūras ūdenī, to papildus leģē ar dzelzi un mangānu. Visizplatītākie ir melhiori CuNi30Mn1Fe , CuNi25 .

Jaunsudrabs pieder pie Cu-Ni-Zn sakausējumiem (5...35 % Ni, 13...45 % Zn), tam ir lieta stiprība un plastiskums, skaista sudrabaina krāsa, ķīmiska stabilitāte gaisā, organiskās skābēs un sāļš šķīdumos. Plaši izmanto sakausējumu CuNi18Zn20 .

Kunialus (Cu-Ni-Al sakausējumus) var termiski nostiprināt, rūdot $900\text{...}1000^\circ\text{C}$ temperatūrā un vecinot $500\text{...}600^\circ\text{C}$ temperatūrā. Uzkalde pēc rūdišanas veicina

stiprības palielināšanos pēc vecināšanas līdz $R_m = 800...900$ MPa. Rūpniecībā lieto kunialus CuNi13Al3 un CuNi7Al1,5.

Svarīga nozīme teknikā ir vara-niķeļa elektrotehniskajiem sakausējumiem. Sakausējumam manganīns (CuNi3Mn12) kontaktā ar varu ir mazs termoelektriskais potenciāls, un tam ir liela elektriska pretestība, kas ļoti maz izmainās temperatūras ietekmē. Šo materiālu izmanto reostatu izgatavošanā. Sakausējumiem konstantānam CuNi10Mn1,5 un kopelam CuNi43Mn1,5 kontaktā ar varu ir liels termoelektriskais potenciāls, tādēļ tos izmanto termopāriem, kaut arī to darba temperatūra (500 °C) nav sevišķi augsta.

10.3. Alumīnijs un tā sakausējumi

Alumīnijs ir sudrabbaltas krāsas metāls ar skaldnēs centrēta kuba struktūru, blīvumu $2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, labu siltumvadītspēju, elektrovadītspēju, plastiskumu un korozijizturību. Alumīnija kušanas temperatūra ir 600 °C.

Alumīnijs ir ķīmiski aktīvs elements, tas viegli oksidējis gaisā, veidojot uz virsmas blīvu oksīda Al_2O_3 kārtiņu. Alumīnija oksīda kušanas temperatūra ir 2050 °C. Oksīda kārtiņa pasargā alumīniju no tālākas oksidēšanās un korozijas atmosfērā, ūdenī un citās vidēs. Alumīnijs ir izturīgs pret koncentrētas slāpekļskābes un dažu organisko skābju iedarbību. Alumīnijs ir plastisks, labi metināms, bet slikti apstrādājams griežot. Pastāvīgie piemaisījumi Fe, Si, Cu, Mn, Zn un Ti samazina tā korozijizturību, pasliktina elektriskās īpašības un nedaudz uzlabo mehāniskās īpašības. Atkvēlināta alumīnija Al 99,8 (LVS EN 485-2) stiprība stiepē $R_m = 60...90$ MPa, relatīvais pagarinājums $A = 26...35$ %, cietība *HBS* 18. Plastiskās deformācijas un atkvēlināšanas (apstrāde H26 pēc LVS EN 515) rezultātā iegūst $R_m = 110...150$ MPa, $A = 3...4$ %, *HBS* 35.

Atkarībā no piemaisījumu daudzuma izšķir sekojošas tehnisko alumīniju markas: Al 99,8; Al 99,7; Al 99,5; Al 99,0, kur skaitlis aiz alumīnija ķīmiskā simbola uzrāda alumīnija daudzumu procentos. No tehniskā alumīnija izgatavo loksnes, sloksnes, plāksnes, kuras izmanto maz slogotu konstrukciju izgatavošanai, piemēram, rāmjus, durvis, traukus, kabeļus, kondensatorus, cisternas.

Lai uzlabotu mehāniskās īpašības, alumīniju legē ar Cu, Mg, Si, Mn un Zn. Legējošie elementi ar alumīniju veido cietos šķīdumus vai intermetāliskas fāzes (CuAl_2 , Al_2CuMg , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ un citas). Alumīnija sakausējumiem ir liela īpatnējā stiprība (stiepes stiprības un blīvuma attiecība), tie labi pretojas dinamiskām slodzēm, ir korozijizturīgi, labi vada siltumu, elektrību.

Visus alumīnija sakausējumus iedala deformējamos un lejamos.

Deformējamie alumīnija sakausējumi savukārt iedalās termiski nostiprināmos un termiski nenostiprināmos. Pie termiski nenostiprināmiem deformējamiem alumīnija sakausējumiem pieder Al-Mg un Al-Mn sakausējumi, kuri ir ļoti plastiski, korozijizturīgi, un tos var labi metināt.

Sakausējuma AlMn struktūra sastāv no α cietā šķīduma un sekundārās fāzes MnAl_6 , kas, paaugstinoties temperatūrai, izšķīst cietajā šķīdumā. Rūpniecībā izmanto sakausējumu AlMn, kas satur 1...1,6 % Mn. Fe un Si piemaisījumi veido stabilus savienojumus, kas nešķīst alumīnijā, tādēļ minētos sakausējumus nevar termiski nostiprināt. Atkvēlinātā stāvoklī sakausējums ir ļoti plastisks ($A = 30 \%$). Tā stiprību un cietību var palielināt ar uzkaldi.

Sakausējums AlMg pieder pie Al-Mg sistēmas sakausējumiem. Magnijs ar alumīniju veido α cieto šķīdumu ar mainīgu Mg koncentrāciju – 1,4...17,4 %. Sakausējumiem ar magnija saturu līdz 7 % termiskās apstrādes rezultātā nostiprināšanās ir niecīga. Parasti tos lieto atkvēlinātā stāvoklī, retāk uzkaldinātus. Pieaugot Mg saturam (1,1...4 %), palielinās arī Mg_2Al_3 fāzes daudzums, līdz ar to stiprība stiepē pieaug no 110 MPa (AlMg1), līdz 240 MPa (AlMg4), bet plastiskums attiecīgi samazinās. Sakausējumus AlMn un AlMg izmanto korozijizturīgu izstrādājumu izgatavošanai, lietojot spiedienapstrādi un metināšanu.

Vairums deformējamo alumīnija sakausējumu, kuri izveidoti uz Al-Cu-Mg bāzes, ir termiski nostiprināmi sakausējumi. Deformējamos sakausējumos legējošo elementu saturs nepārsniedz to maksimālo šķīdību augstās temperatūrās. Tas ļauj iegūt viendabīgu cietā šķīduma struktūru ar augstu plastiskumu. Deformējamos alumīnija sakausējumus ražo lokšņu, cauruļu, presētu profilu, stieņu, kalumu un štancētu izstrādājumu veidā.

Termiski nostiprināmiem deformējamiem sakausējumiem labas mehāniskās īpašības var iegūt, rūdot un vecinot samērā augstās temperatūrās (mākslīgā vecināšana). Šajā gadījumā nepieciešams, lai sakausējuma šķīdība mainītos līdz ar temperatūras izmaiņām. Minētām prasībām atbilst Al-Cu sakausējumi. Varš ar alumīniju veido α cieta šķīdumu ar mainīgu koncentrāciju no 0,5 % Cu (20 °C) līdz 5,7 % Cu (548 °C). Sakausējumus, kuros Cu saturs mazāks par 0,5 %, nevar nostiprināt ar termisko apstrādi. Ja Cu saturs ir lielāks, sakausējuma struktūra sastāv no α fāzes un ķīmiskā savienojuma CuAl₂. Sakarsējot sakausējumus, kuros vara saturs ir 0,5...5,7 % virs šķīdības līnijas, notiek CuAl₂ daļiņu izšķīšana alumīnijā un izveidojas viendabīga α cietā šķīduma struktūra. Ātri atdzesējot no šīm temperatūrām, CuAl₂ nepaspēj izdalīties, un istabas temperatūrā sakausējums saglabā vienfāzes struktūru. Šāds cietais šķīdums ir pārsātināts un nestabils, tas spējīgs pastāvīgi pārvērsties. Pārsātinātā cietā šķīduma pārvērtības notiek vairākas pakāpes atkarībā no temperatūras un vecināšanas ilguma.

Dabiskās (20 °C) vai mākslīgās vecināšanas procesā zemā temperatūrā (līdz 150 °C) cieta šķīduma sairšana nenotiek, tikai vara atomi pārvietojas nelielā attālumā graudu iekšienē un koncentrējas, veidojot divdimensiju plaknes. Dabiskā vecināšana ilgst vairākas diennaktis, tās rezultātā materiāls neiegūst maksimālo stiprību, saglabājas liels plastiskums, korozijizturība un pretestība traušai sagraušanai.

Ja dabiski vecinātu sakausējumu sakarsē līdz 200...250 °C temperatūrai un strauji atdzesē, nostiprinājums izzūd un sakausējuma īpašības atbilst rūdītam stāvoklim. Šādu parādību sauc par atgriezi. Atgriezes laikā vara atomi atkal samērā vienmērīgi sadalās pa alumīnija kristāla tilpumu. Izturot sakausējumu istabas temperatūrā, no jauna notiek materiāla nostiprināšanas.

Mākslīgā vecināšanā (150 °C temperatūrā un augstāk) nostiprināšanās process noris straujāk. Izturot dažas stundas 150...200 °C temperatūrā, veidojas dispersas starpfāzu daļiņas. Šajā periodā tecēšanas robeža tuvojas stiprības robežai, plastiskums samazinās.

Karsējot līdz 350...370 °C materiāls iegūst lielu korozijizturību. Vecināšanas nostiprinošais efekts ir lielāks kompleksi leģētajiem alumīnija sakausējumiem, kuros bez Cu ietilpst arī Mg, Si un Zn.

Visplašāk rūpniecībā izmanto Al-Cu-Mg sakausējumus ar mangāna piedevu – duralumīniju. Klasiskais duralumīnijs izstrādāts 1908. gadā, un tas satur 4 % Cu, 0,5 % Mg un 0,5 % Mn. Tagad to aizvieto duralumīnijs ar palielinātu magnija saturu, kuram ir lielāka stiprība stiepē. Mangāns paaugstina duralumīnija korozijizturību. Duralumīnija korozijizturību palielina plakējot – pārklājot ar plānu tīra alumīnija kārtiņu. Duralumīnijs labi deformējas gan aukstā, gan arī karstā stāvoklī. Uzkaldes likvidēšanai veic starpoperāciju atkvēlināšanu 350...370 °C temperatūrā.

Duralumīnija mehāniskās īpašības var uzlabot ar termisko apstrādi. Rūdāmo duralumīniju sakarsē līdz 495...510 °C un strauji atdziestē ūdenī. Rūdīšana maz izmaina duralumīnija īpašības. Nostiprināšanās galvenokārt notiek vecināšanas procesā. Dabiskās vecināšanas rezultātā palielinās korozijizturība (4...5 diennaktis). Temperatūras pazemināšana aizkavē vecināšanu, bet tās paaugstināšana paātrina vecināšanu. Duralumīniju plaši izmanto aviācijā, kuģu būvē, celtniecībā, automobiļu būvē un citās rūpniecības nozarēs.

Lielas stiprības alumīnija sakausējumus izveido uz ķīmiskā sastāva – Al-Cu-Mg-Zn sakausējumu bāzes. Tos vēl papildus legē ar mangānu un hromu. Pie šīs materiālu grupas pieder sakausējumi (AlCu1,7Mg2,3Mn0,4Zn6Cr), kuru struktūrā pēc termiskās apstrādes veidojas sarežģīta sastāva nostiprinošās fāzes. Pēc rūdīšanas 460...475 °C temperatūrā un vecināšanas 120...140 °C temperatūrā sakausējuma robežstiprība $R_m = 600$ MPa, $A = 12$ %, taču sakausējumam ir paaugstināta jūtība pret spriegumu koncentrāciju.

Legējot alumīnija sakausējumus ar Fe, Ni un Cu, var aizkavēt nostiprinošās fāzes augšanu. Šādus sakausējumus (AlCu2,2Mg1,6SiFe1Ni1Ti) var izmantot temperatūrā līdz 300 °C.

Kaltu un štancētu detaļu izgatavošanai lieto sakausējumus ar labām liešanas īpašībām un lielu plastiskumu spiedienapstrādes temperatūras intervālā (380...450 °C). Sakausējumus (AlCu2,2Mg0,6Mn0,6Si1; AlCu4,5Mg0,6Mn0,7Si1) izmanto vidēji slogotu un stipri slogotu sarežģītas formas detaļu (dzenskrūvju, spārniņu, rāmju) izgatavošanai.

Lejamie alumīnija sakausējumi. Tiem jābūt ne vien ar labām liešanas īpašībām, lielu šķidrplūstamību, mazu sarukumu ar labām ekspluatācijas īpašībām, bet arī

jāveido blīvi, vienmērīgas uzbūves lējumi bez karstajām plaisām. Visplašāk izmanto Al-Si, Al-Cu un Al-Mg sistēmas lejamos sakausējumus.

Ļoti labas liešanas īpašības ir Al-Si sakausējumiem – silumīniem. Tiem ir liela šķidrplūstamība un mazs sarukums; lējumu blīvumu tiem nodrošina struktūrā esošā eitektika. Silumīna AlSi12 eitektika sastāv no cietā šķīduma un silīcija kristālu maisījuma. Legētajiem silumīniem bez divkāršās eitektikas pastāv arī sarežģīta sastāva eitektikas.

Silumīniem ir neliels blīvums – $2650 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, liela korozijizturība, un tos var labi metināt. Vara piedeva atvieglo silumīnu apstrādi ar griezējinstrumentiem. To mehāniskās īpašības ir atkarīgas no ķīmiskā sastāva, lējuma izveidošanas tehnoloģijas un termiskās apstrādes.

Alumīnijā šķīstošie elementi – Cu, Mg, Mn un Ti palielina silumīnu stiprību un cietību, pie tam mangāns likvidē arī dzelzs kaitīgo iespaidu un paaugstina korozijizturību, titāns rafinē un modificē sakausējumu. Magnijs un varš, kuru šķīdība alumīnijā ir mainīga, termiskās apstrādes procesā veicina sakausējuma nostiprināšanos. Silumīnu termiskā apstrāde sastāv no rūdīšanas ($515\ldots 535^\circ\text{C}$) un vecināšanas $150\ldots 180^\circ\text{C}$ temperatūrā ar $10\ldots 20$ h ilgu izturēšanu.

Rūpniecībā visplašāk izmanto alumīnija lejamos sakausējumus. Sakausējumam AlSi12 ($10\ldots 13\%$ Si) ir eitektiska struktūra, kas nodrošina labas liešanas īpašības, bet mehāniskās īpašības ir samērā zemas. Šo sakausējumu nevar nostiprināt ar termisko apstrādi. Silumīnu mehāniskās īpašības var uzlabot ar modificēšanu, ievadot šķidrā metālā nātrija hlorīdu un fluora sāļu maisījumu ($2\ldots 3\%$ no sakausējuma masas). Nātrijs nobīda stāvokļa diagrammas eitektisko punktu pa labi un sakausējuma struktūrā silīcija kristālu vieta izdalās cietais šķīdums kopā ar eitektiku. Ar magniju legētos silumīnus AlSi9MgMn var nostiprināt, veicot termisko apstrādi. Sakausējumam AlSi9MgMn ir labas liešanas un mehāniskās īpašības, kas ļauj to izmantot atbildīgu detaļu (kompresoru korpusu, karteru, bloku u.c.) izgatavošanai. Lai novērstu porainību, sakausējumus kristalizē autoklāvos zem spiediena. Šo sakausējumu termiskā apstrāde sastāv no rūdīšanas ($535 \pm 5^\circ\text{C}$) un 8 h ilgas vecināšanas $180 \pm 5^\circ\text{C}$ temperatūrā. Nostiprināšanu veic no pārsātinātā cietā šķīduma izdalījušās dispersās

Mg₂Si fāzes daļiņas. Sakausējumam AlSi7Mg ir labāka metināmība, bet nedaudz zemākas mehāniskās īpašības.

Augstas stiprības sakausējums AlSi8Cu1,5MgMnTi domāts spiedliešanai, tam piemīt labas liešanas īpašības, liela korozijizturība, to var labi apstrādāt ar griezēj-instrumentiem un metināt. Mangāna un titāna klātbūtne un lielais kristalizācijas ātrums spiedliešanā ļauj lējumam iegūt metastabilu struktūru, ko var nostiprināt, mākslīgi vecinot bez iepriekšējas rūdīšanas. Sakausējumu AlSi8Cu1,5MgMnTi lieto slogotu detaļu (cilindru bloku, bloku galvu, stūres mehānismu karteru u.c.) izgatavošanai.

Al-Cu sistēmas sakausējumiem nav labu liešanas īpašību, bet tiem ir liela stiprība un karstumizturība. Sakausējumu AlCu4Mg1 pēc rūdīšanas un vecināšanas ($R_m = 220$ MPa, $A = 12$ %) vidējas slodzes apstākļos var izmantot temperatūrā līdz 200 °C. Sakausējums AlCu5Mn1Ti ir ar lielu stiprību un karstumizturību, to var labi metināt un apstrādāt ar griezējinstrumentiem.

Al-Mg sistēmas sakausējumiem AlMg3, AlMg4 un Al10Ti ($R_m = 240...360$ MPa, $A = 11...17$ %) ir liela korozijizturība, stiprība un stigrība. Tos var labi apstrādāt ar griezējinstrumentiem, bet liešanas īpašības ir vidējas. Sakausējumi ir poraini, ar pazeminātu hermētiskumu un ļoti jutīgi pret Fe un Si piemaisījumiem, kas veido nešķīstošas fāzes un pazemina plastiskumu. Sakausējumi šķidrā stāvoklī viegli oksidējas, tā rezultātā struktūrā rodas oksīdu kārtiņa un mehāniskās īpašības pasliktinās. Vislabākās mehāniskās īpašības Al-Mg sistēmas sakausējumiem ir pēc rūdīšanas 530 °C temperatūrā, kad viss magnijs atrodas cietā šķīdumā ($R_m = 360$ MPa, $A = 18$ %, $HB 90$). Al-Mg sakausējumus lieto kuģu būvē, aviācijā un citās rūpniecības nozarēs slogotām detaļām, kas darbojas mitrā vidē.

10.4. Magnijs un tā sakausējumi

Magnijs kūst 650 °C temperatūrā, tā blīvums ir 1740 kg·m⁻³. Magnijam ir labākas mehāniskās īpašības nekā alumīnijam, bet tas ir trauzlāks. Magnijs ir ķīmiski aktīvs metāls, bet tā oksīds ir porains un samērā vāji aizsargā metālu no tālākās korozijas. Magnijs un tā sakausējumi ir elektronegatīvi un kontaktā ar citiem metāliem elektrolīta klātbūtnē strauji oksidējas, sagrūst. Sakarsējot magnijs aktīvi oksidējas, pat viegli uzliesmo. Magnija lējumam ir rupjgraudaina struktūra ar zemām mehāniskām

īpašībām ($R_m = 110...120$ MPa, $A = 6...8$ %, HB 30). Modificēšana ar cirkoniju un plastiskā deformācija mehāniskās īpašības nedaudz uzlabo ($R_m = 260$ MPa, $A = 9$ %). Uzkaldi var likvidēt ar rekristalizācijas atkvēlināšanu $330...350$ °C temperatūrā.

Magniju, kā konstrukciju materiālu nelieto, to izmanto sakausējumu reducēšanai, leģēšanai.

Magnija sakausējumu galvenā priekšrocība ir lielā īpatnēja stiprība (atsevišķu sakausējumu stiprība $R_m = 350...400$ MPa, bet blīvums mazāks par 2000 kg·m⁻³). Magniju sakausē ar alumīniju, cinku, mangānu un retzemju metāliem. Alumīnijs un cinks uzlabo sakausējumu mehāniskās īpašības, jo tie ar magniju veido mainīgas koncentrācijas cietos šķīdumus un fāzes Al_3Mg_4 , $MgZn$ un $MgZn_2$. Šo elementu mainīgā šķīdība ļauj magnija sakausējumus nostiprināt ar termisko apstrādi – rūdīšanu un mākslīgo vecināšanu.

Sakarā ar mazo difūzijas ātrumu magnija sakausējumu termiskā apstrāde ir apgrūtināta. Lai rūdot izšķīdinātu sekundārās fāzes, karsēšanai jābūt ilgstošai ($15...30$ h), bet vecināšanai nepieciešama augsta temperatūra (200 °C) un ilgstoša izturēšana ($16...24$ h).

Magnija sakausējumu galvenais trūkums ir sliktās īpašības – tie piesātinās ar gāzēm, oksidējas, un viegli uzliesmo. Atkarībā no iegūšanas tehnoloģijas magnija sakausējumus iedala deformējamos un lejamos materiālos.

Deformējamie sakausējumi. Vislielākā stiprība ir magnija un alumīnija vai magnija un cinka deformējamajiem sakausējumiem. To leģēšanai izmanto cirkoniju, kadmiju, sudrabu un retzemju metālus. Cinks un alumīnijs piedod sakausējumiem labu tehnoloģisko plastiskumu, kas ļauj izgatavot kaltas, štancētas sarežģītas formas detaļas (lidmašīnu žalūzijas, rotorus). Rūpnieciski izmantojamajos sakausējumos alumīnija saturs nepārsniedz 10 %, bet cinka – 6 %. Lai novērstu dzelzs kaitīgo ietekmi, sakausējumus leģē ar mangānu. Sakausējumu stiprību var paaugstināt ar rūdīšanu un vecināšanu. Sakausējumiem ar nelielu Al saturu rūdīšana un vecināšana stiprību palielina visai nedaudz. Tos izmanto pēc karstās presēšanas vai atkvēlināšanas. $MgMn1$, kas satur 1 % Mn, var labi metināt un apstrādāt ar spiedienu, tam ir liela korozijizturība. Karstā stāvoklī no tā izgatavo loksnes un profilus, ko izmanto maz slogotām detaļām. Vidējas stiprības deformējamie sakausējumi $MgAl8ZnMn$ un

MgMn₅,5Zr ir ar pietiekamu tehnoloģisko plastiskumu ($A = 9...11\%$), vidēju metināmību, stiprību ($R_m = 320...350\text{ MPa}$) un korozijizturību. Magnija un cinka sakausējumu mehāniskās īpašības un korozijizturību uzlabo cirkonija piedeva.

Sakausējumi, kas derīgi ilgstošam darbam 250...350 °C temperatūrā, ir karstumizturīgi magnija sakausējumi. Tie satur ceriju, neodimu un toriju, kas veido dispersas intermetalīdu fāzu Mg₉Nd, Mg₉Ce un Mg₅Th daļiņas, neļauj notikt slīdei, graudu koagulācijai un nosaka lielu ilgstošu stiprību un šļūdes pretestību. Šos sakausējumus var labi deformēt un metināt. Vislielākā karstumizturība ir toriju un itriju saturošiem sakausējumiem. Magnija sakausējumus izdevīgi lietot īslaicīgi darbojošās konstrukcijās, piemēram, raķešu korpusos, stabilizatoros, sūkņu korpusos. Interesi izraisa magnija-litija sakausējumi, kuru blīvums ir robežās 1300...1600 kg·m⁻³ (MgLi₁₁Zn₂AlMnCe; MgLi₈Al₅Zn_{1,5}Cd₄Mn). Leģēšana ar litiju palielina sakausējumu īpatnējo stingumu, stigrību un palielina tehnoloģisko plastiskumu. No tiem izgatavo visu veidu deformējamus pusfabrikātus (profilus, stienus, loksnes).

Lejamie sakausējumi. Lejamajiem magnija sakausējumiem ir līdzīgs ķīmiskais sastāvs kā deformējamiem ar to atšķirību, ka tiem ir zemākas mehāniskās īpašības. Lējumus piegādā termiski neapstrādātus un termiski apstrādātus.

Mehānisko īpašību uzlabošanai pielieto termisko apstrādi (pārkarsēšanu, homogenizāciju) un modificēšanu. Modificē ar cirkoniju, magnēzītu, krītu. Visplašāk izmanto Mg-Al-Zn sakausējumus ar palielinātu Al saturu. Vienkāršiem lējumiem izmanto vidējas stiprības magnija sakausējumus MgAl₈ZnMn un Mg₆Zr₁Cd. Tie labi padodas spiedlīšanai metāliskās formās.

Karstumizturīgie sakausējumi MgNd₂,4Zr₁Zn domāti tādu detaļu lējumiem, kas darbojas temperatūrā līdz 300 °C, sakausējums MgZn₄,5Zr₁ – stipri slogotiem lējumiem, kas ilgstoši darbojas 400 °C temperatūrā, bet īslaicīgi pat 450 °C temperatūrā. Šiem sakausējumiem ir paaugstināta korozijizturība, tos var labi apstrādāt ar griezējinstrumentiem.

Lai atbildīgas magnija sakausējuma detaļas aizsargātu pret koroziju, pielieto virsmas oksidēšanu vai laku krasu pārklājumus.

10.5. Titāns un tā sakausējumi

Titāns ir pelēkas krāsas metāls, kurš kristalizējas divās alotropiskās modifikācijās. Līdz 882 °C temperatūrai pastāv modifikācija Ti_{α} ar heksagonālu kristālisko režģi, bet augstākās temperatūrās – modifikācija Ti_{β} ar tilpumā centrētu kubisku režģi. Titāna kušanas temperatūra ir 1665 °C. Titānam (99,7 % Ti) ir labas mehāniskās īpašības ($R_m = 450...600$ MPa, $A = 20...25$ %), mazs blīvums ($\rho = 4500$ kg·m⁻³). Titānam ir liela īpatnējā stiprība, liela korozijizturība, paramagnētisms, mazs termiskās izplešanās koeficients, bioloģisks inertums. Titāna trūkumi ir liela aktivitāte ar gāzēm paaugstinātās temperatūrās, zemas antifrikcijas īpašības un slikta apstrādājāmība griežot.

Titāna mehāniskās īpašības ir atkarīgas no piemaisījumu daudzuma. Ūdeņradis, skābeklis, slāpeklis, ogleklis, dzelzs un silīcijs palielina stiprību un strauji samazina plastiskumu. Labas mehāniskās īpašības titānam piemīt arī ļoti zemās temperatūrās, bet temperatūras paaugstināšana ievērojami samazina tā stiprību. Lai gan titānam ir augsta kušanas temperatūra, to nevar uzskatīt par karstumizturīgu metālu. Titāna stiprību ievērojami var palielināt ar plastisko deformāciju. Titānu var labi pakļaut spiedapstrādei gan normālā, gan paaugstinātā temperatūrā, bet ar griežējinstrumentiem to grūti apstrādāt. Titānam ir liela korozijizturība un ķīmiskā izturība, ko nodrošina oksīdu aizsargkārtiņa. Titānu plaši izmanto ķīmiskajā rūpniecībā, kuģu būvē, termiskajās iekārtās, kā arī elektronikā un citās tehnikas nozarēs.

Titāna sakausējumiem salīdzinājumā ar tehniski tīru titānu ir daudz lielāka stiprība, karstumnoturība un karstumizturība, korozijizturība, pietiekami liels plastiskums un mazs blīvums. Atkarībā no pielietojuma titāna sakausējumus iedala deformējamos un lejamos sakausējumos, kurus var arī termiski nostiprināt.

Vienfāzes vidējas stiprības deformējamos titāna sakausējumus Ti-5Al un Ti-5Al-2,5Sn lieto metinātu konstrukciju izveidošanai ekspluatācijai ļoti zemās un normālās temperatūrās. Tos nevar nostiprināt ar termisko apstrādi. Titāna sakausējumu uzkaldu var likvidēt ar rekristalizācijas atkvēlināšanu 650...700 °C temperatūrā.

Divfāzu sakausējumiem (Ti-6Al-4,5V; Ti-5Al-1,5V-3Mo; Ti-2,5Al-4,5V-5Mo) ir labākas tehnoloģiskās un mehāniskās īpašības. Pēc atkvēlināšanas un rūdīšanas tiem ir liels plastiskums, bet pēc rūdīšanas un vecināšanas – liela stiprība normālā un

paaugstinātā temperatūrā. Augstas stiprības sakausējumā Ti-3Al-7,5Mo-10Cr ($R_m = 1300...1500$ MPa) ir vairāk nostiprinošās β fāzes, jo tas satur palielinātu daudzumu Mo un Cr.

Karstumizturīgos sakausējumus Ti-6,5Al-3,5Mo-0,3Si un Ti-6Al-2,5Mo-2Cr var lietot temperatūrā līdz 550 °C.

Lejamiem titāna sakausējumiem ir labas liešanas īpašības, to nelielais kristalizācijas temperatūras intervāls nodrošina labu šķidrplūstamību, lējumu blīvumu un mazu sarukumu. To trūkums ir intensīva gāzu uzsūkšana un aktīva iedarbība uz veidošanas materiāliem.

Visizplatītākais lejamais titāna sakausējums Ti-5Al ir pietiekami plastisks ($A = 12...25$ %) un stigrs, ar labām liešanas īpašībām, bet samērā mazu stiprību ($R_m = 750...900$ MPa). Visstiprākie rūpnieciskie sakausējumi ir Ti-6Al-2,5Mo-2Cr un Ti-6,5Al-1,5V-1,5Mo-2Zr ($R_m = 950...1200$), kurus izmanto veidlējumu iegūšanai. Titāna sakausējumus lieto aviācijā, raķešu būvē, kuģu būvē un ķīmiskajā rūpniecībā.

10.6. Berilijs un tā sakausējumi

Berilijs ir pelēkas krāsas metāls, kurš kristalizējas divās alotropiskās modifikācijās. Līdz 1250 °C temperatūrai pastāv modifikācija Be_α ar heksagonālu kristālisko režģi, bet augstākās temperatūrās – modifikācija Be_β ar tilpumā centrētu kubisku režģi. Berilija kušanas temperatūra ir 1284 °C. Berilija mehāniskās īpašības ļoti atkarīgas no tā tīrības, ražošanas tehnoloģijas, tekstūras un mainās plašās robežās ($R_m = 280...700$ MPa, $A = 2...40$ %). Berilija pārstrādei lieto divas tehnoloģijas – liešanu vai pulvermetallurģiju. Plašāks pielietojums ir pulvermetallurģijai, kad beriliju aizsargatmosfērā vispirms samal smalkā pulverī un pēc tam sablīvina ar karsto presēšanu, kaļot, velmējot, izspiežot vai velkot. Berilija priekšrocības ir tā mazais blīvums ($\rho = 1800$ kg·m⁻³), lielā īpatnējā stiprība un stingums, liela korozijizturība, karstumizturība, nodilumizturība, izmēru stabilitāte, slikta rentgenstaru absorbcija. Pie trūkumiem pieskaitāmi zema plastiskums, zemā trīcienstigrība, īpašību anizotropija, dārdzība, slikta metināmība un toksiskums iegūšanas un mehāniskās apstrādes procesā. Beriliju izmanto raķešu un kosmiskajā tehnikā kā siltumaizsardzības materiālu (raķešu galvas daļas, virsskaņas lidmašīnu spārnu malas, kosmonautu kabīņu

apvalki), augstas precizitātes aparātos (žiroskopos, raķešu, lidmašīnu, zemūdeņu navigācijas sistēmās), atomtehnikā, rentgena lampu izgatavošanā u.c.

Berilija legēšanu aprūrina tā atomu mazie izmēri, jo berilijā izšķīdušo elementu atomi izkropļo tā kristālisko režģi un ievērojami palielina sakausējuma trauslumu. Tāpēc berilija sakausējumu galvenā piedeva ir alumīnijs, kas 20 °C temperatūrā berilijā praktiski nešķīst. Plaši izmanto sakausējumu BeAl₁₃8, kas labi apstrādājas, metinās un ir labas mehāniskās īpašības ($R_m = 524$ MPa; $A = 3,7$ %). Stiepes stiprību un plastiskumu berilija-alumīnija-magnija sakausējumam BeAl₁₃8Mg₃ palielina magnija piedeva ($R_m = 670$ MPa; $A = 4,3$ %). Alumīnija daudzuma palielināšana samazina berilija sakausējuma BeAl₁₅7Mg₃ stiprību, bet palielina plastiskumu ($R_m = 525$ MPa; $A = 12$ %).

10.7. Antifrikcijas materiāli

Antifrikcijas materiāli kalpo slīdgultņu izgatavošanai un pārklājumu veidošanai uz vadotnēm, kurām jānodrošina maza slīdes pretestība. Antifrikcijas materiāliem jābūt ar mazu berzes koeficientu, lai nodrošinātu labus berzes apstākļus un mazu vārpstas, gultņa un citu kustīgu detaļu nodilumu. Šiem materiāliem jābūt ar labu siltumvadāmību, labi jānotur berzes zonā eļļojošos materiālus, labi jāpiestrādājas, jāveido uz berzes virsmām aizsargplēvi.

Antifrikcijas materiāliem jābūt lētiem, ar lielu korozijizturību, triecienstīgriem un labām tehnoloģiskām īpašībām. Antifrikcijas materiālus var izveidot no metāliem, nemetāliem, kompozītmateriāliem un minerāliem.

Metāliskie antifrikcijas materiāli iedalās materiālos: ar mīkstu matricu un cietiem ieslēgumiem; ar cietu matricu un mīkstiem ieslēgumiem.

Mīksta matrica un cieti ieslēgumi ir babītiem un dažiem vara sakausējumiem (bronzām un misiņiem). Ļoti labas antifrikcijas īpašības ir alvas babītiem SnSb_{7,5}Cu₃Cd, SnSb₁₁Cu₆, ievērojami lētākiem un trauslākiem svina babītiem SnSb₁₆Pb₆₆Cu₂, SnSb₁₄Pb₇₃Cu₂As un vislētākajiem – kalcija babītiem SnCaPb₉₆NaMg, CaPb₉₈Na₁Al, kuriem ir vāja adhēzija ar tērauda ieliktniem. Alvas babītus izmanto smagi slogotu (10...15 MPa), ātrgaitas ($v = 30...50$ m·s⁻¹) slīdgultņu darba virsmas pārklāšanai ~1 mm biezā slānī. Slīdgultņiem ar mazāku ātrumu

($v = 10 \dots 15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) izmanto vara-alvas bronzas CuSn10Pi, CuSn10Zn2 vai vara-alvas-cinka-svina bronzas CuSn5Zn5Pb5, CuSn6Zn6Pb3. Slīdgultņiem ar mazu ātrumu ($v = 2 \dots 5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) un lielu slodzi ($10 \dots 25 \text{ MPa}$) izmanto vara-cinka sakausējumus CuZn16Co4, CuZn40Mn3N.

Cieta matrica un mīksti ieslēgumi ir vara-svina sakausējumam CuPb30, alumīnija-alvas sakausējumiem AlSn9Cu2, AlSn20Cu1, pelēkajam čugunam GJL 150, kaļamajiem un sfēriskajiem grafitizētajiem antifrikcijas čuguniem, nodilumizturīgiem čuguniem GJNcr11, GJNcr18 u.c. No čuguniem vislabākās antifrikcijas īpašības ir perlīta struktūras čugunam ar grafitā ieslēgumiem. Čuguna metāliskais pamats uzņem slodzi, bet grafitis noder par ziežvielu, kas samazina berzes koeficientu.

Uzlabotas antifrikcijas īpašības un laba pretestība nogurumam raksturīga daudzslāņu materiāliem, kuri sastāv no tērauda pamatnes, poraina vara-niķeļa vai metālkeramikas starpslāņa un svina sakausējuma, kas veido darba virsmu – slāni, kura biezums nepārsniedz 0,1 mm.

Arī alumīnija sakausējumiem AlSn9Cu2, AlSn20Cu1 ir labas antifrikcijas īpašības, mazs blīvums, liela siltumvadītspēja un ķīmiskā noturība eļļās. Tos plānā kārtiņā uzklāj uz tērauda pamata. Alumīnija un alvas sakausējumu antifrikcijas īpašības ir tuvas babītu īpašībām.

No nemetāliskiem materiāliem plaši pielieto tekstolītu, kas labi strādā smagos apstākļos (velmēšanas iekārtas, kuģu dzenskrūves), ja ir laba eļļošana un dzesēšana. Pieļaujamā slodze ir 15 MPa, ātrums – $7 \dots 8 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. Plaši pielieto arī plastmasas – poliamīdus, kapronu, fluoroplastus F4, F40, F42. Plastmasu priekšrocības ir mazais berzes koeficients, augsta nodilumizturība un korozijizturība. Trūkums ir zemā siltumvadāmība un šļūde slodzes iedarbībā. Pieļaujamā slodze ir 10 MPa, slīdes ātrums – $3 \dots 5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$.

Kompozītmateriālos savienojas labas stiprības un antifrikcijas īpašības un tos galvenokārt izmanto pašēllojošos slīdgultņu izgatavošanai. Kompozītmateriāli ar pildvielām sastāv no fluoroplasta, kas armēts ar stikla, oglekļa vai metāla šķiedrām un antifrikcijas piedevām – grafitā, MoS₂, Nb, metālu jodīdiem. Kompozīti F4Mo15 (15 % stikla šķiedru), F4S15Mo5 (15 % stikla šķiedru, 5 % MoS₂) bez eļļošanas labi

strādā vakuumā, ķīmiski agresīvā vidē, sašķidrinātās gāzēs kā ļoti zemās temperatūrās, tā arī līdz 250 °C karstumā.

Slīdgultņu izgatavošanai piemērotus noteiktas porainības kompozītmateriālus iespējams izveidot ar pulvermetallurģijas tehnoloģijām. Parasti tos izgatavo, presējot un saķepinot dzelzs, vara un bronzas pulveri, kam pievieno 1... 3% grafīta. To porainība sasniedz 15...30 %, kas nodrošina pietiekamu šķidrās ziežvielas daudzumu berzes zonā. Metālkeramisko gultņu svarīga īpašība ir pašlīdošanās, kas notiek uz grafīta un porās ieslēgtās eļļas rēķina. Šos gultņus var ekspluatēt noteiktu laiku bez papildu eļļošanas. Plašu pielietojumu guvuši metāla-plastmasas gultņi, kuriem porainais metāls piesūcināts ar fluoroplastu. Šādi gultņi var darboties ķīmiski aktīvās vidēs temperatūrās līdz 280 °C.

Darbam augstās temperatūrās (līdz 600 °C) agresīvā vidē plaši izmanto pulverveida materiālus, kuru pamatā ir dzelzs-grafīta, dzelzs-niķeļa, korozijizturīgo tēraudu pulveri. Vēl augstākās temperatūrās, pie lielākām slodzēm, agresīvās vidēs, abrazīvu materiālu iedarbībā labi strādā slīdgultņi, kuru pamatā ir pulverveida cietsakausējumi uz volframa karbīda bāzes, kas pildīti ar silicētu grafītu, kā arī slīdgultņi, kuru pamatā ir minerālkeramikas pulveri (Al_2O_3), kas pildīti ar grafītu vai MoS_2 .

Metālkeramisko materiālu iegūšanas tehnoloģija ļauj izveidot sakausējumu bez tā sastāvdaļu kausēšanas. Saķepinātos alumīnija sakausējumus (SAS) iegūst ar alumīnija un leģējošo elementu pulvera sapresēšanu – briketēšanu, saķepināšanu un deformēšanu. Pulverus parasti iegūst, izsmidzinot dotā sastāva sakausējumus, piemēram, duralumīniju. Metālkeramisko materiālu apstrādes tehnoloģija ļauj izgatavot sarežģītas formas detaļas no sakausējumiem, kurus nevar iegūt ar liešanu un spiedienapstrādi. Šādi var iegūt sakausējumus ar sevišķām fizikālām īpašībām, piemēram, sakausējumu SAS1 (25...30 % Si, 5...7 % Ni, pārējais Al) ar mazu termiskās izplešanās koeficientu ($\alpha = 14,5...15,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) un lielu elastības moduli. Šo sakausējumu izmanto aparātu detaļām, kas darbojas kopā ar tēraudu 20...200 °C temperatūrā. Tam ir labas mehāniskās īpašības: $R_m = 260 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$, $HB 120$.

Izstrādājumiem, kas darbojas augstās temperatūrās, izmanto alumīnija putekļus. To izgatavo, saķepinot un deformējot alumīnija un tā oksīda Al_2O_3 pulveru maisījumu. Deformēšanas laikā oksīdu kartiņa, kas apņem dispersos alumīnija graudiņus, sadrūp

un smalku dispersu ieslēgumu veidā vienmērīgi sadalās pa alumīnija matricu. Al_2O_3 saturs mainās no 6...9 % līdz 18...22 %. Palielinoties Al_2O_3 daudzumam, sakausējumu stiprība pieaug no $300 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ līdz $450 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$, bet relatīvais pagarinājums samazinās no 6 % līdz 2 %. 500°C temperatūrā robežstiprība ir $130 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$, bet ilgizturība 500°C temperatūrā pēc 100 h ir $50 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$. Sakausējumu lielo karstumizturību var ieskaidrot ar to, ka alumīnija oksīdi, kas atdala graudus, augstās temperatūrās nekoagulē un saglabā nemainīgu struktūru. Sakausējumu fizikālās īpašības ir tuvas atbilstošā sastāva alumīnija sakausējumu īpašībām: liela korozijizturība, labi deformējas aukstā un karstā stāvoklī, viegli var apstrādāt ar griezējinstrumentiem, apmierinoši metināmi ar kontaktmetināšanu un argona gāzē. No saķepinātiem alumīnija pulveriem izgatavo loksnes, stieņus, profilus, štancētas sagataves u.c. No šiem materiāliem izgatavotās detaļas ilgstoši var darboties $300\ldots 500^\circ\text{C}$ temperatūrā, bet īslaicīgi – pat 1000°C temperatūrā. Tos plaši izmanto aviācijā, elektrotehnikā, ķīmiskajā rūpniecībā, mašīnbūvē un kuģubūvē droselju un ventiļu vārstuļu, kompresoru un sūkņu lāpstiņu, virzuļu izgatavošanai.

11. PULVERMETALURĢIJA

Pulvermetalurģija ir process, kas sastāv no metālu un sakausējumu ieguves pulvera veidā, gatavu izstrādājumu izgatavošana presējot vai formējot šos pulverus, un sagatavju saķepināšana augstā temperatūrā, neveicot metālu izkausēšanu.

Tehnoloģiskais process sastāv no trim galvenajiem etapiem:

- iegūst tīru metālu vai sakausējumu pulverus, sagatavo šihu ar uzdoto ķīmisko un granulometrisko sastāvu, kurai ir nepieciešamās tehnoloģiskās īpašības;
- pulverveida šihlas presēšana (formēšana) ar nolūku iegūt sagataves ar uzdoto formu un izmēriem;
- sagatavju saķepināšana (termiskā apstrāde), piešķirot tām nepieciešamās stiprības un fizikāli ķīmiskās īpašības.

Pēc saķepināšanas izstrādājumu var uzreiz nodot ekspluatācijā vai papildus apstrādāt griežot, kalibrēt, veikt ķīmiski termisko apstrādi, piesūcināt ar eļļu, ar sveķiem, aktivizēt magnētiskās īpašības u.c.

Galvenās izejvielas pulvermetalurģijā ir tīru metālu, sakausējumu, nemetālisku materiālu un savienojumu pulveri.

Mašīnu un aparātu detaļu izgatavošanai izmantojamus metālkeramiskos materiālus iedala kompaktos un porainos.

Kompaktie materiāli raksturojas ar mazu porainību un tos izgatavo no dzelzs, vara, niķeļa, bronzas, misiņa, titāna, nelegētiem un leģētiem tēraudiem, speciāliem sakausējumiem, kermetiem u.c.

Porainiem materiāliem raksturīga paliekošā porainība pēc presēšanas 10...15 %. Tas piešķir porainiem izstrādājumiem specifiskas īpašības, kas dod iespēju izgatavot filtrus, antifrikcijas materiālus, dzesēšanas detaļas. Porainu detaļu izgatavošanai izmanto dzelzs grafitā materiālus, bronzu, nerūsošos tēraudus.

11.1. Pulvermateriālu iedalījums

Atkarībā no pamatmetāla visus materiālus iedala: pulveri uz dzelzs bāzes, pulveri uz vara bāzes, pulveri uz alumīnija bāzes, pulveri uz svina bāzes, pulveri uz niķeļa bāzes, pulveri uz titāna bāzes.

Atkarībā no pielietojuma visus materiālus iedala: kompaktie metālkeramiskie materiāli; metālkeramiskie porainie materiāli; metālkeramiskie antifrikcijas materiāli; metālkeramiskie frikcijas materiāli; metālkeramiskie speciālie materiāli; metālkeramiskie elektrotehniskie materiāli; metālkeramiskie magnētiskie materiāli; metālkeramiskie instrumentu materiāli.

Metālkeramiskos porainos materiālus atkarībā no izgatavojamiem izstrādājumiem iedala materiālos ar lielu porainību (medaļas, monētas, paplāksnes, starplikas, blīvēšanas un termoizolācijas detaļas); gāzi un šķidrumus caurlaidošie materiāli (izmanto gāzu un šķidrumu separācijai, dzesēšanas ierīcēs, šķidrumu sajaukšanai, šķidrumu izsmidzināšanai u.c.); filtrējošie (cieto daļiņu atdalīšanai gāzēs un šķidrumos); antifrikcijas materiāli (spēj ilgstoši porās saglabāt šķidrumu).

11.2. Kompaktie metālkeramiskie materiāli

Kompaktiem metālkeramiskiem materiāliem ir augsta stiprība un liels blīvums, kas tuvojas kalnu un lietu detaļu cietībai un blīvumam. No tiem izgatavo zobratu, bīdītājus, sprūdratus, lodveida šarnīrus, gultņu korpusus, zvaigznītes, flančus, statorus, sūkņu lāpstas, sajūgu korpusus u.c. detaļas. Šos izstrādājumus izgatavo no dzelzs pulvera vai dzelzs un oglekļa sakausējumiem, kas leģēti ar varu, niķeli, hromu, mangānu, fosforu un citiem elementiem. Oglekli ievada grafitā, kvēpu vai čuguna pulvera veidā, kā arī cementējot gatavas detaļas. Izstrādājumu saķepināšana notiek 1150...1200 °C temperatūrā. Izgatavojot detaļas, kurām nepieciešama augsta stiprība, izmanto leģētus tēraudus un sakausējumus ar speciālām īpašībām. Vislielāko stiprības pieaugumu nodrošina pulvera leģēšana vienlaicīgi ar oglekli un varu. Pie tam vara daudzums stiprības palielināšanai samazinās. Ogleklis ierobežo izstrādājumu izmēru palielināšanos saķepināšanas procesā.

Metālkeramisko sakausējumu mehānisko īpašību uzlabošanu sevišķi labvēlīgi ietekmē niķelis. Piemēram, maisījumā ar 1 % oglekļa, 3 % vara nomaina ar 3 % niķeļa samazina rukumu izstrādājuma saķepināšanas laikā 2...3 reizes; stigrību palielina 1,5...2 reizes; stiprību stiepē un liecē palielina 1,5 reizes.

Dažu materiālu ķīmiskais sastāvs, blīvums un mehāniskās īpašības dotas 12. tabulā.

Kompakto metālkeramisko materiālu sastāvs un īpašības

Ķīmiskais sastāvs, %	Blīvums, kg·m⁻³	Cietība, HB	Stiprība stiepē, MPa	Relatīvais pagarinājums A, %	Cietība pēc termiskās apstrādes, HRC	Stigrība, J
Fe + C C < 0,15	6200	50	150	6	–	10
Fe + C C < 0,60	6100	120	250	1	30...35	10
Fe + C + 20 % čuguna pulveris C < 0,60	7000	180	380	1,4	2	20
Fe + C + Cu C = 0,7 Cu = 2,5	6400	180	400	1	–	6
Fe + C + Ni C = 0,7 Ni = 3	7000	150	400	2	45	6
Fe + Cu + Zn Zn = 6 Cu = 12...15	7850	120	400	5	–	2,5
Cu = 100	7850	28	200	15	–	5
Cu + Sn Cu = 90 Sn = 10	7750	60	250	3	–	3
Ni = 100	8500	75	200	4	–	20

Visplašāko pielietojumu metālkeramisko sakausējumu ražošanā no krāsainiem metāliem guvuši sakausējumi uz vara un alumīnija bāzes. Pielieto arī titāna, cirkonija, berilija, urāna, torija un citu metālu sakausējumus.

Uz vara bāzes iegūtos metālkeramiskos sakausējumus raksturo samērā zema kušanas un saķepināšanas temperatūra, augsts plastiskums, korozijizturība. Tos izmanto elektrokontakta, filtru, antifrikcijas un frikcijas detaļu u.c. izstrādājumu ražošanai.

Uz alumīnija bāzes izveidotiem metālkeramiskiem sakausējumiem ir mazs blīvums, relatīvi augsta stiprība un stigrība, laba korozijizturība, labas antifrikcijas

īpašības. Karstumizturīgi ir saķepinātie alumīnija sakausējumi. No šiem materiāliem izgatavotie virzuļi ir ar labākiem stiprības rādītājiem nekā atlietiem no silumīna, bet tiem ir zemāka stigrība.

Uz svina bāzes izveidotiem metālkeramiskiem sakausējumiem piemīt liels blīvums, labas presēšanas īpašības, augsta korozijizturība. No armētiem ar stikla šķiedru un aplātiem ar kokvilnas audumu svina pulvermateriāliem izgatavo skaņas izolācijas detaļas lidmašīnās un citās konstrukcijās.

Viens no blīvu metālkeramisko sakausējumu iegūšanas paņēmieniem ir poraino sagatavju piesūcināšana ar šķidriem metāliem un sakausējumiem. Šo tehnoloģiju izmanto gan dažādu konstrukciju detaļu, gan karstumizturīgu un nodilumizturīgu detaļu izgatavošanai. Poraino sagatavju piesūcināšanu veic, iegremdējot tās šķidrā metālā vai pārklājot sagataves ar viegli kūstošu metālu un pēc tam pārklāto slāni izkausējot. Piesūcināšanas kvalitāte atkarīga no sagataves porainības, kausējuma viskozitātes, sagataves karkasa slapināšanās ar kausējumu, piesūcināšanas temperatūras un ilguma. Labi piesūcinās sagataves, kuru porainība ir vismaz 25 % un pulveru daļiņām ir sfēriska forma. Visplašāk piesūcināšanai pielieto varu un tā sakausējumus. Sagataves no dzelzs pulvera piesūcinot ar varu, iegūst blīvas detaļas bez difūzijas porainības un virskārtas erozijas. Pēc piesūcināšanas izstrādājumus pakļauj difūzijas atkvēlināšanai. Piesūcinātās detaļas labi metinās, lodējas un viegli savienojamas savā starpā.

Ļoti daudzo ar pulvermetallurģiju izgatavojamo detaļu vidū sevišķi efektīva izrādījusies zobratu un virzuļu gredzenu izgatavošana. Zobratu ražošanai izmanto dzelzs un grafīta, dzelzs un misiņa, dzelzs un čuguna, leģētu sakausējumu pulverus u.c. Labas mehāniskās īpašības ir, piemēram, no dzelzs pulvera, kura sastāvā ir 0,3 % oglekļa, 1,85 % niķeļa un 0,25 % molibdēna. No šāda materiāla izgatavoto zobratu blīvums ir $7500 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, stiprība stiepē – 800 MPa. Pie tam zobratiem ir laba caur-rūdāmība. Firma *General Motors* ražo zobratu no dzelzs pulvera ar 1,9 % Ni, 0,6 % Mn, 0,3 % Mo, 0,32 % Si, 0,04 % C. Pēc presēšanas, termiskās apstrādes, piesūcināšanas ar grafītu un kalšanas uzsildītās presformās detaļu stiprība stiepē sasniedz 1500 MPa un cietība ir robežās HRC 28...42.

Virzuļu gredzenus izgatavo no pulvera uz dzelzs bāzes, kurā ir 2 % vara, 1,35 % grafiņa, 4...5 % cinka sulfīda, vai arī 3...3,5 % grafiņa un 2...6 % hroma. Virzuļu gredzeniem, kas izgatavoti no šiem metālkeramiskiem sakausējumiem ir 1,5...2 reizes lielāka stiprība un 1,5...2 reizes garāks kalpošanas laiks.

11.3. Porainie metālkeramiskie sakausējumi

Šo materiālu priekšrocība ir apstākļi, ka no viņiem var izgatavot materiālus ar uzdoto porainību. Porainību var regulēt, mainot daļiņu lielumu un formu, kā arī izgatavošanas tehnoloģiju. Visplašāk poraino metālkeramiku pielieto dažādu filtru un antifrikcijas materiālu izgatavošanai.

Filtri no metālkeramiskiem sakausējumiem labi aiztur cietās daļiņas, nedeg, tiem ir liela stiprība, tie labi iztur triecienslodzes un temperatūras izmaiņas. Bez tam vienkārša ir šo filtru ekspluatācija un attīrīšana.

Bronzas filtros izmanto eļļu, degvielu, gaisu, ūdens un citu šķidrumu attīrīšanai. To sastāvā ir varš un 8 % alvas. Pulvera daļiņu izmērs var mainīties robežās no 0,004 līdz 0,40 mm, poru lielums var būt robežās no 0,002 līdz 0,13 mm.

Gāzu attīrīšanai plaši pielieto filtros, kuri izgatavoti no leģēto tēraudu pulveriem. Populārākās tēraudu markas ir X2CrNi 17-2, X2CrNi 18-9, X1CrNiTi 18-10, X0Cr30, X2CrNi 23-18. Šādus filtros bieži izgatavo cauruļu formā. Filtru porainība var mainīties robežās no 28 līdz 52 % un tie aiztur daļiņas, kuru izmēri lielāki par 4 μm.

Antifrikcijas materiālu galvenais uzdevums ir samazināt berzi berzes pāros un galvenais to kvalitātes rādītājs ir berzes koeficients. Antifrikcijas materiālus no metālkeramiskiem sakausējumiem izmanto, lai izgatavotu dažāda profila porainus slīdgultņus. Šādu slīdgultņu priekšrocība ir apstākļi, ka tos var piepildīt ar eļļojošo materiālu un situācijās, kad eļļas padeve ir pārtraukta, salāgojumu virsmas tiek eļļotas ar slīdgultņos esošo smērvielu. Mazu slodžu un nelielu rotācijas ātrumu gadījumā ar eļļu piepildītie porainie slīdgultņi var ilgstoši strādāt arī bez smērvielas papildināšanas.

Slīdgultņus izgatavo no dzelzs sakausējumu pulveriem ar 1 % oglekļa un 1...7 % grafiņa, piemēram, Fe + 2 % grafiņa; Fe + 7 % grafiņa. Pievienojot varu, iespējams samazināt slīdgultņu berzes koeficientu šķidrās berzes apstākļos. Piemēram, no Fe + 2 % grafiņa pulvera izgatavotā slīdgultņa berzes koeficients ir 0,05...0,07, bet no

Fe + 1,5 % + 5 % Cu pulvera izgatavotā slīdgultņa berzes koeficients ir 0,013, pie kam abu materiālu porainība, stiprība stiepē un cietība ir aptuveni vienāda. Ievērojamu berzes koeficienta samazinājumu dzelzs-grafīta materiāliem dod cinka sulfīda pievienošana. Piemēram, metālkeramiskam sakausējumam, kas sastāv no dzelzs, 1 % grafīta un 4 % cinka sulfīda berzes koeficients var mainīties robežās no 0,02 līdz 0,035.

No bronzas grafīta izgatavotie slīdgultņi sastāv no vara pulvera, kurš papildināts ar 8...10 % alvas un 2...4 % grafīta. Galvenā bronzas grafīta slīdgultņu priekšrocība ir tā, ka maksimālais berzes koeficients bez eļļošanas un ar eļļošanu ir aptuveni vienāds – 0,04. Ļoti labas antifrikcijas īpašības ir bronzas-grafīta materiālam, kas sastāv no vara, 2 % grafīta, 10 % alvas. Tā berzes koeficients ir 0,004...0,008.

Slīdgultņus no dzelzs-grafīta izmanto slodzēm līdz 1500 MPa pie maksimālās temperatūras 200 °C. Pieļaujamās slodzes bronzas-grafīta slīdgultņiem ir 500 MPa un darba temperatūra ir 200...250 °C. No dzelzs-grafīta pulveriem izgatavoto detaļu stiprība stiepē $R_m = 180...300$ MPa un cietība 60...120 HB. No bronzas-grafīta pulveriem izgatavoto detaļu stiprība stiepē $R_m = 30...50$ MPa un cietība 25...50 HB.

Slīdgultņus no metālkeramiskiem sakausējumiem pielieto autobūvē, traktoru būvē, mašīnbūvē, kalnrūpniecībā, pārtikas un tekstilrūpniecībā.

11.4. Frikcijas materiāli

Frikcijas materiālus izmanto bremžu, sajūgu disku, drošības sajūgu, berzes pārvadu detaļu un citu izstrādājumu izgatavošanai, kuros izmanto berzes spēkus. Frikcijas materiālu galvenais uzdevums ir nodrošināt lielu berzes koeficientu, nepieļaujot berzes virsmu salīpšanu.

Frikcijas materiālu izgatavošanai arī izmanto pulverus uz dzelzs, vara un bronzas bāzes. Berzes koeficienta palielināšanai izmanto bora un silīcija karbīdus, grūti kūstošos oksīdus. Pievieno arī grafītu, svinu, sulfīdus. Uz dzelzs bāzes veidoto frikcijas materiālu berzes koeficients pret čugunu sausās berzes apstākļos ir robežās no 0,18 līdz 0,40.

Materiāliem uz vara bāze līdzīgus apstākļos berzes koeficients ir 0,17...0,25. Uz vara bāzes izgatavotos frikcijas sakausējumus izmanto detaļām, kuras strādā šķidrās berzes apstākļos pārī ar rūdītām tērauda detaļām (sajūgu diskus, segmentus u.c.) pie

spiediena 400 MPa un slīdes ātruma līdz $40 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$. Maksimāli pieļaujamā temperatūra berzes zonā ir 350°C . Bieži pielietotais sakausējums uz vara bāzes sastāv no 4 % dzelzs, 7 % grafitā, 8 % svina, 9 % alvas, 0...2 % niķeļa.

Sausās berzes apstākļos strādājošiem berzes pāriem biežāk izmanto metāl-keramiskos sakausējumus uz dzelzs bāzes. Labas frikcijas īpašības ir sakausējumam, kura sastāvā bez dzelzs pulvera ir 15 % vara, 9 % grafitā, 3 % azbesta, 3 silīcija oksīda un 6 % barīta. Fricijas materiālus izgatavo plānu sektoru veidā un piestiprina tērauda pamatnei.

Elektrotehnikā plaši pielieto cietos magnētus, kas saķepināti no dzelzs, niķeļa, alumīnija (alnīko) pulvera. Magnētisko īpašību pastiprināšanai pievieno kobaltu, varu, titānu, cirkoniju, niobiju, silīciju, boru, sēru, fosforu, cēriju. Sevišķi vērtīga piedeva ir kobalts, kas ievērojami pastiprina cieto magnētu paliekošo indukciju un koercitīvo spēku. No alnīko sakausējumiem vislielākais koercitīvais spēks (2000 erstedi) ir materiālam, kas sastāv no 14 % niķeļa, 7,5 % alumīnija, 4 % vara, 7,5 % titāna, 38 % kobalta un 29 % dzelzs pulvera. Vēl lielāks koercitīvais spēks ir kobalta-platīna un sudraba-mangāna-alumīnija sakausējumiem. Sakausējumam, kas sastāv no 77 % platīna un 23 % kobalta koercitīvais spēks ir 4500...5000 erstedu, bet sakausējumam, kas sastāv no 86,8 % sudraba, 4,4 % vara un 8,8 % mangāna, koercitīvais spēks ir 4500...5500 erstedu.

11.5. Metālkeramiskie instrumentu materiāli

Instrumentu griezējdaļas vai darba virsmas izgatavošanai izmanto cietos sakausējumus no volframa, titāna, vanādija, niobija, tantāla karbīdiem, kā arī citiem grūti kūstošiem karbīdiem. Par saistvielu, kas savieno šīs cietās komponentes, izmanto kobaltu, niķeli un to sakausējumus. Šos materiālus izmanto griezējinstrumentu, vilkšanas instrumentu, spiedienapstrādes instrumentu, dziļurbumu instrumentu griezējdaļas detaļu izgatavošanai.

Materiālos, kas sastāv tikai no volframa karbīda un kobalta, kobalta saturs var mainīties robežās no 2 % līdz 30 %. Pieaugot kobalta daudzumam, volframa-kobalta materiāliem cietība samazinās no *HRA* 92 līdz *HRA* 82,5; stiprība liecē palielinās no 1000 MPa līdz 2000 MPa.

Metālkeramiskiem cietsakausējumiem, kuru sastāvā papildus ievada 5...30 % titāna karbīda, salīdzinot ar volframa-kobalta sakausējumiem, samazinās blīvums un nedaudz arī stiprība liecē.

Papildinot cietsakausējuma sastāvu ar tantāla karbīdu, iegūst griezējinstrumentu materiālu (WC = 81 %, TiC = 4 %, TaC = 3 %, Co = 12 %) ar paaugstinātu stigrību un izturību dinamiskas sloģošanas apstākļos.

Metālkeramiskos cietsakausējumus saķepina 1400...1560 °C temperatūrā neitrālā vidē vai aizsarggāzēs. Tos lieto kā griežņu, frēžu, urbju un citu instrumentu griezošās daļas. Pie griezējinstrumentu korpusiem plāksnītes pielodē vai piestiprina mehāniski.

Metālkeramisko cietsakausējumu cietība *HRA* 85...90, sarkankvēles izturība saglabājas līdz 900...1000 °C temperatūrai. To trūkums ir zemais plastiskums un nelielā triecienizturība. Palielinot cietsakausējumā kobalta saturu, tā cietība un trauslums nedaudz mazinās. Rupjapstrādē lieto cietsakausējumus ar lielāku kobalta saturu, gludapstrādē – ar mazāku.

Volframa-kobalta metālkeramiskos cietsakausējumus (WCo₂, WCo₄, WCo₆, WCo₈, WCo₁₀ u.c.) lieto čugunu un krāsaino metālu apstrādei, titāna-volframa-kobalta cietsakausējumus (Ti₃₀Co₄, Ti₁₅Co₆, Ti₅Co₁₀ u.c.) lieto tēraudu apstrādei, titāna-tantala-volframa-kobalta cietsakausējumus (TiTa₇Co₁₂, TiTa₈Co₆ u.c.) lieto darbam triecienslodzēs un augsti leģētu korozijizturīgu un karstumizturīgu tēraudu apstrādei griežot.

12. NANOMATERIĀLI

Kopš izveidoti nanomateriāli ar unikālām ķīmiskām, fizikālām un mehāniskām īpašībām, tiem ir pavērusās ļoti plašas pielietošanas iespējas.

Griezējinstrumentiem, kas gatavoti no nanokristālu materiāliem, tādiem kā volframa karbīds, tantala karbīds un titāna karbīds ir daudz lielāka stiprība un asumnoturība. Arī erozijas izturība un kalpošanas laiks ir garāks kā darbarīkiem no tradicionāliem materiāliem. Nanokristālu karbīdu lielā stiprība, stingums un ilgziturbība dod iespēju tos izmantot mikrourbju (urbja diametrs ir dažas simtdaļas mm) izgatavošanai.

Nanokristālu materiāliem piemīt ļoti liela daļiņu robežvirsmas, salīdzinot ar to daļiņu izmēriem. Tādēļ nanomateriālus izmanto dažādu filtru materiālu izgatavošanai, lai neitralizētu indīgas un toksiskas gāzes (oglekļa oksīdu un slāpekļa oksīdu), automobiļu katalizatoros un enerģijas ražošanas iekārtās.

Nanokristālu materiāli, sintezēti ar sol-gel tehnoloģiju un putuplastam līdzīgu struktūru, ir piemēroti bateriju starplikas plašu izgatavošanai, jo tās var uzturēt ievērojami vairāk enerģijas nekā parastās baterijas plates. Turklāt, niķeļa-metāla hidrīda (Ni-MH) baterijām, kuras ražotas no nanokristāla, niķeļa un metāla hidrīda, ir daudz ilgāks kalpošanas laiks.

Magnētiem, kuri izgatavoti no nanokristāla itrija-samārija-kobalta pulvera piemīt ļoti neparastas magnētiskās īpašības. No tiem izgatavo lieljaudīgus magnētus zemūdenēm, automobiļu maiņstrāvas ģeneratoriem, lielas enerģijas ģeneratoriem, kuģu motoriem, ultra precīziem analītiskiem instrumentiem un magnētiskās rezonanses instrumentiem diagnostikā medicīnā.

No nanomateriāliem izgatavo miniatūrus augstas jutības sensorus. Sensori, kuri izgatavoti no nanokristāla materiāliem, ir ļoti jutīgi uz apkārtējās vides izmaiņām. Nanokristālu materiālu sensori tiek izmantoti kā dūmu detektori, aukstuma detektori uz lidmašīnu spārniem, automobiļu motoru darbības sensori u.c.

Nanomateriālu pielietošana dod iespēju ievērojami pagarināt aizdedzes sveču darbību, palielināt degvielas sadegšanas efektivitāti, samazināt degvielas patēriņu.

Ir izprojektēta aizdedzes svece „elektromagnētiskā svece”. Šo sveču izstrādē izmanto elektromagnētisko ieroču tehnoloģiju. Elektromagnētiskās sveces ģenerē daudz spēcīgākas dzirksteles (ar enerģijas blīvumu $\sim 1 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-2}$).

Dīzeļdzinēju motora cilindrus pārklājot ar nanokristalu keramiku (cirkoniju un alumīniju), iespējams daudz efektīgāk saglabāt karstumu, līdz ar to paaugstināt degvielas sadegšanas efektivitāti.

Nanomateriāli kalpo par izejmateriāliem kosmosa kuģu sastāvdaļu izgatavošanai, jo to pielietošana dod iespēju samazināt materiālietilpību, konstrukciju svaru, palielināt nodilumizturību, ilgziturbību. Salīdzinot ar parastajiem materiāliem, kalpošanas ilgums ir palielināts par aptuveni 200...300 %, turklāt sastāvdaļas, kuras izgatavotas no nanomateriāliem, ir stiprākas un var izmantot pie augstākām temperatūrām, lidaparāti var lidot daudz ātrāk un efektīgāk izmantot degvielu. Kosmosa kuģos materiāli ar paaugstinātu temperatūras izturību ir ļoti nozīmīgi, jo to sastāvdaļām, tādām kā raķešu motoriem, ir jāstrādā pie daudz augstākām temperatūrām un lielākiem ātrumiem.

Viena no ļoti perspektīvām nanomateriālu pielietošanas nozarēm ir mikroelektronikas ražošana. Jaunās paaudzes mikroprocesoru ātrdarbības palielināšana saistīta ar tajos ietilpstošo sastāvdaļu (tranzistoru, rezistoru, kondensatoru, savienojumu, kontaktu) izmēru samazināšanu, siltumvadāmības un temperatūras izturības palielināšanu, kontaktpretestības samazināšanu. Daudzas no šīm problēmām tiek atrisinātas, izmantojot augstas tīrības nanomateriālus, kuriem bez tam ir arī labāka siltumvadāmība, plastiskums.

Nanokristāla volframa sakausējumi un maisījumi tiek novērtēti kā perspektīvi izejmateriāli kumulatīvo urāna lādiņu aizvietošanai. Kinētiskās enerģijas šāviņu izgatavošanai plānots izmantot nanokristāla volframa sakausējumus un kompozītus, jo to unikālā deformēšanās spēja – šūnas robežvirsmas (*grain-boundary*) slīdēšana, nodrošina tiem nepieciešamo pašiznīcināšanās mehānismu.

Labākie izolācijas materiāli aerogēlu veidā arī ir nanomateriāli, kurus iegūst sol-gela tehnoloģijas rezultātā. Trīsdimensiju airogēls veidojas ar noslēgtām porām, kurās ir gaiss, vai kāda cita viela gāzveida stāvoklī. Nanokristālu airogēli sausa silīcija

recekļa veidā ir poraini, ar blīvumu, tikai trīs reizes lielāku nekā gaisam, ar zemu siltumvadāmību un ļoti ilgizturīgi.

Nanomateriālus izmanto kā materiālus „gudrajiem” logiem, kuri satumst, kad saule spīd pārāk spoži (tāpat kā „hameleonu” lēcās un saulesbrillēs), un kļūst gaišāki, kad saule vairs nespīd tik spoži.

Nanokristāli cinka selenīds, cinka sulfīds, kadmija sulfīds un svins, sintezējot ar sol-gēla tehnoloģiju, ir izejmateriāli LCD monitoru ekrānu ražošanai. Nanofosfora izmantošana dod iespēju samazināt displeju pašizmaksu.

Izmantojot sintezēto nanokristālu fosforu plakano displeju ražošanā, krietni uzlabojas to izšķirtspēja, būtiski samazinās ražošanas izmaksas, ir daudz augstāks spilgtums un kontrasts nekā parastajiem displejiem.

Nanokristālu maisījums, kurā izmantots volframs, varš un titāns, ir perspektīvs izejmateriāls elektromagnētisko granātmetēju vai elektromagnētisko ieroču stobru izgatavošanai. Šim nanokompozītam ir pietiekami augsta elektrovadītspēja, atbilstoša temperatūras vadāmība, izcili augsta izturība un stigrība, cietība, dilšanas un erozijas pretestība. Pārbaudes rezultāti rāda, ka hiperātro elektromagnētisko ieroču stobri no nanomateriāliem ir izturīgāki, ar tiem var šaut daudz ilgāk un biežāk, nekā ar to parastajiem (vara) līdziniekiem.

Nanomateriāli, tādi kā nanokristālu volframa-titāna un vara maisījums, ir perspektīvi izejmateriāli raķešu dzinēju aizdedzes sistēmās. To pielietošana dod iespēju palielināt šo sistēmu darbmūžu, samazināt degvielas patēriņu un pagarināt satelītpavadoņu kalpošanas laiku orbītā.

Nanokristāla silikona karbīds (SiC) ir perspektīvs materiāls mākslīgajiem sirds vārstuļiem, galvenokārt viegluma, augstās izturības, ārkārtīgās cietības, nodiluma izturības, bioloģiskā inertuma (SiC nereaģē ar bioloģiskajiem šķīdumiem) un korozijas izturības dēļ.

Nanokristālu cirkonija (cirkonija oksīds) keramika ir cieta, nodilumizturīga, korozijizturīga (bioloģiskie šķīdumi ir agresīvi) un bioloģiski savienojama ar dzīvu organismu. Medicīniskos implantus no tās var izgatavot poraina aerogēla veidā, imitējot cilvēka kaulu struktūru un nodrošinot labāku saderību, ilgizturību un caurlaidību.

Nanokristālu keramika, piemēram, silikona nitrīds (Si_3N_4) un silikona karbīds (SiC), tiek izmantota pašgājēja mehānismos, augstas izturības atsperēs un vārstu paceļamajās ierīcēs, jo šie materiāli ļoti labi deformējas, ir viegli apstrādājami, tiem ir lieliskas fizikālās, ķīmiskās un mehāniskās īpašības. Šos materiālus izmanto augstu temperatūru krāšņu detaļu izgatavošanai. Nanokristālu keramika labi deformējama zemās temperatūrās. Nanomateriāla cirkonija keramika kļūst superplastiska – to var izstiept līdz pat 300 %.

Nanokristālu materiālus, piemēram, volframa oksīda ($\text{WO}_3 \times \text{H}_2\text{O}$) gēlu, izmanto ļoti daudzās elektrohroma displeja ierīcēs. Šīs iekārtas galvenokārt tiek izmantotas publiskajos ziņojuma dēļos un telegrāfa dēļos (tablo), lai transportētu informāciju. Elektrohroma ierīces, līdzīgi kā šķidro kristālu displeji (LCD), parasti tiek izmantoti kalkulatoros un pulksteņos. Elektrohroma ierīces maina arī krāsas, ja tiek pieslēgtas pie sprieguma. Ja polaritāte tiek mainīta uz pretējo, tad krāsas izbalē. Šo ierīču izšķirtspēja, spožums un kontrasts ir ļoti atkarīgs no volframa skābes gēla šūnu izmēriem, tāpēc šādam nolūkam tiek izmantoti nanomateriāli.

Nanomateriālu pielietojuma jomas ļoti strauji paplašinās un šo materiālu ietekme uz civilizācijas attīstību šobrīd ir grūti prognozējama.

13. KOMPOZĪTMATERIĀLI

Kompozītmateriāliem piemīt tāds īpašību komplekss, kādu nav iespējams iegūt tradicionāliem metāliem, to sakausējumiem vai polimērmateriāliem. Tiem ir ievērojami augstāka īpatnējā stiprība, īpatnējais stingums, ilgzīdētība, karstumizturība, kā arī fizikālās un speciālās īpašības. Kompozītmateriālus projektē, izejot no tiem izvirzītajām prasībām, ekspluatācijas un slogošanas apstākļiem. Kompozītmateriālu veidošanas principi ir aizgūti no dabā esošiem materiāliem. Par dabas radītu kompozītmateriālu paraugiem var uzskatīt augu stumbrus, stiebrus, cilvēku un dzīvnieku kaulus.

Par *kompozītmateriāliem* sauc saliktus materiālus, kuri sastāv no komponentēm, kuras pēc īpašībām ir ļoti atšķirīgas, savstarpēji nešķīstošas vai maz šķīstošas, atdalītas ar labi izteiktu robežvirsmu.

Kompozītmateriālu īpašības galvenokārt ir atkarīgas no komponentu fizikāli mehāniskām īpašībām un to savienojuma stiprības. Kompozītmateriālus veidojot ir iespēja saglabāt komponentu priekšrocības, bet izslēgt trūkumus. Kompozītmateriāliem piemīt tādas īpašības, kuras nav raksturīgas to komponentēm.

Kompozītmateriālu pamatā ir matrica, kas var sastāvēt no metāliem, sakausējumiem, polimēriem, keramikas vai citiem materiāliem. Matrica izpilda saistvielas funkciju un piešķir izstrādājumam formu. No matricas īpašībām lielā mērā atkarīga kompozītmateriālu ražošanas tehnoloģija un tādi ekspluatācijas īpašību raksturotāji kā darba temperatūra, ilgzīdētība, korozijizturība, blīvums, īpatnējā stiprība. Matricā ir vienmērīgi izvietotas pārējās komponentes – armatūra. Armatūra piedod materiālam stiprību un stingumu, jo armējošiem materiāliem ir ievērojami lielāka stiprība, cietība un elastības modulis. Kompozītmateriālu īpašības ir atkarīgas arī no armatūras formas, ģeometriskiem izmēriem, daudzuma un armēšanas shēmas. Armējošais materiāls var būt dispersu daļiņu (pulveri), šķiedru vai slāņu veidā. Kompozītmateriālus pēc armatūras formas iedala dispersi stiprinātos un šķiedru kompozītos materiālos.

Atkarībā no armēšanas shēmas kompozītmateriālus iedala trīs grupās: ar vienasīgu, divasīgu un trīsasīgu armējumu. Vienasīgas armēšanas gadījumā dispersās daļiņas vienas ass virzienā ir satuvinātas vairāk nekā abos pārējos virzienos,

šķiedrveida armatūru parasti izvieto paralēli. Divasu armēšanas (plaknes) gadījumā izmanto visu veidu armatūru, kas matricā veido savstarpēji paralēlas plaknes. Trīssu armēšanas gadījumā armatūra tiek orientēta dažādos virzienos atkarībā no izstrādājumam ekspluatācijas laikā pieliktās slodzes virziena un lieluma. Armēšanai izmanto metālus, nemetālus un sakausējumus ar augstām mehāniskām īpašībām. Plašāk izmantojamo armējošo materiālu īpašības dotas 13. tabulā.

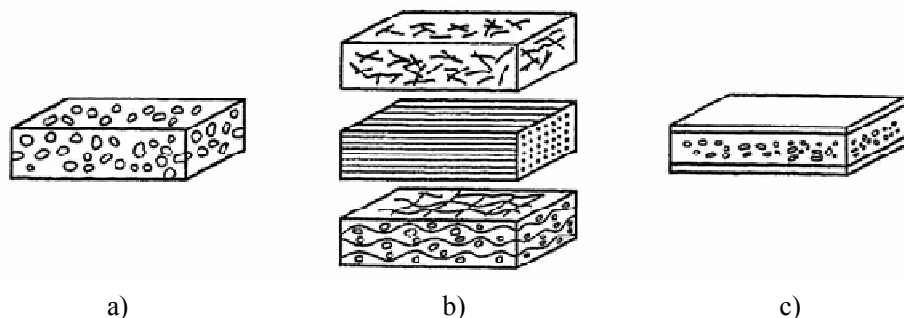
13. tabula

Armējošo materiālu īpašības

Materiāls	Blīvums ρ, $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	R_m, MPa	E, GPa	R_m/ρ	E/ρ
<i>Šķiedras</i>					
Bors	2630	2500...3800	380...448	0,95...1,44	0,144...0,17
Ogleklis	1600	2500...3500	250...300	1,56...2,18	0,156...0,187
Ogleklis	2000	2000...2500	400...500	1...1,25	0,20...0,25
Al_2O_3	3960	2100...2600	500	0,52...0,65	0,126
SiC	3210	2000...4000	400...500	0,62...1,24	0,124...0,155
Stikls	2500	4200	82	1,70	0,032
Organiskas (sulfons)	1500	1400...1700	77...90	0,93...1,13	0,051...0,060
Kevlars-49	1450	2800...3500	130...170	1,93...2,42	0,092...0,117
Volframs	1930	1657...3207	420	0,90...1,70	0,53
<i>Stieples</i>					
Berīlijs	1800	1400...1800	250	0,78...1,0	0,139
Tērauds	7800	3600...4000	200	0,45...0,51	0,026
<i>Adatveida kristāli</i>					
Al_2O_3	3960	28000	500	7,1	0,126
SiC	3210	37000	580	11,5	0,18

Kompozītmateriālus, kuru matricas ir veidotas no metāliem vai uz to bāzes veidotiem sakausējumiem, dēvē par kompozītiem ar metālisku matricu. Šādu materiālu matricas ir no alumīnija, magnija, titāna, karstumizturīga niķeļa un uz to bāzes veidotiem sakausējumiem. Metāliskās matricas raksturo labas tehnoloģiskās īpašības, augsta stiprība un liels stingums, liels plastiskums un triecienstigrība, mazs jūtīgums

pret temperatūras izmaiņām un virsmas defektiem. Kompozītus ar metālisku matricu izgatavo ar karstās presēšanas, velmēšanas, nepārtrauktas izliešanas, plazmas izsmidzināšanas u.c. tehnoloģijām. Atkarībā no armējuma veida šie kompozītmateriāli iedalās dispersi stiprinātos un šķiedru kompozītos materiālos.



13.1. att. **Dažādi kompozītmateriāli:**
a – dispersi stiprināts; b – šķiedru; c – slāņainais

Dispersi stiprinātie kompozītmateriāli armējas ar grūti kūstošām fāzēm – oksīdiem, nitrīdiem, borīdiem, karbīdiem (Al_2O_3 , SiO_2 , BN, SiC u.c.), kuriem raksturīgs augsts elastības modulis, mazs blīvums, korozijizturība, pieejamība, neliela cena.

Dispersi stiprinātos kompozītmateriālus iegūst galvenokārt ar pulvermetallurģijas tehnoloģijām, bet iespējama arī armatūras ievietošana šķidrā metālā vai sakausējumā. Tajos galveno slodzi uzņem matrica, bet dispersās armatūras daļiņas kavē dislokāciju pārvietošanos slogošanas laikā un traucē plastisko deformāciju norisei. Dispersās daļiņas kavē rekristalizācijas procesus. Dispersi stiprināto kompozītmateriālu stiprība ir atkarīga no armatūras daudzuma, no tās sadalījuma vienmērīguma, no dispersitātes pakāpes un no attāluma starp daļiņām. Stiprība ievērojami palielinās, ja daļiņu izmēri ir 0,01...0,1 μm robežās, bet attālums starp daļiņām 0,05...0,5 μm . Galvenā šo materiālu priekšrocība ir īpašību izotropija. Pie šīs materiālu grupas pieskaita kompozītus uz alumīnija bāzes, kas veidoti no saķepināta alumīnija pulvera (SAP) un kompozītus uz niķeļa bāzes, kas armēti ar torija, itrija vai hafnija oksīdiem.

Dispersi stiprinātos kompozītmateriālus SAP raksturo augsta stiprība, karstumizturība, korozijizturība un īpašību termiskā stabilitāte. SAP sastāv no alumīnija un alumīnija oksīda un tos iegūst, briketējot, saķepinot un sapresējot oksidētu alumīnija pulveri. Pulvera daļiņu forma atgādina plāksnītes, kuru biezums ir mazāks par 1 μm .

Alumīnija oksīda plēvītes biezums uz tām ir 0,01...0,1 μm. Alumīnija oksīda daudzums pulverī ir atkarīgs no malšanas ilguma. Palielinot pulveru malšanas laiku, palielinās oksīda daudzums. Pulverī AP-1 daļiņu izmēri ir 30...50 μm un Al₂O₃ ir 6...8 %, bet pulverī AP-2 daļiņu izmēri ir 10...15 μm un Al₂O₃ ir 9...12 %. Kompozītmateriālu SAP īpašības ir atkarīgas no alumīnija oksīda daudzuma tajos. Palielinot Al₂O₃ saturu, palielinās kompozītu stiprība, cietība, karstumizturība un samazinās plastiskums. Saķepināta alumīnija pulvera (SAP) materiālu mehāniskās īpašības dotas 14. tabulā.

14. tabula

Saķepināta alumīnija pulvera kompozītmateriālu mehāniskās īpašības

Materiāls	Al₂O₃, %	R_m, MPa	R_m/ρ	R_e, MPa	A, %	E, GPa	E/ρ
SAP-1	6...8	300	0,11	220	7	67	0,021
SAP-2	9...12	350	0,13	280	5	71	0,026
SAP-3	13...17	400	0,15	320	3	76	0,028
SAP-4	18...22	450	0,17	370	1,5	80	0,029

Pulvermateriālu apstrādes tehnoloģija ļauj izgatavot sarežģītas formas detaļas no sakausējumiem, kurus nevar iegūt ar liešanu un spiedienapstrādi. No šiem materiāliem izgatavotās detaļas ilgstoši var darboties agresīvās vidēs 300...500 °C temperatūrā. SAP sakausējumu lielo karstumizturību var izskaidrot ar to, ka alumīnija oksīdi, kas atdala graudus, augstās temperatūrās nekoagulē un saglabā nemainīgu struktūru. SAP sakausējumi labi deformējas karstā stāvoklī, sliktāk – aukstā stāvoklī, viegli apstrādājami ar griezējinstrumentiem, apmierinoši metināmi ar kontaktmetināšanu un argona gāzē. No saķepinātiem alumīnija pulveru kompozītiem izgatavo loksnes, stieņus, profilus, štancētas sagataves u.c. Tos plaši izmanto aviācijā, elektrotehnikā, ķīmiskajā rūpniecībā, mašīnbūvē un kuģu būvē atbildīgu detaļu (droseļu un ventiļu, vārstuļu, kompresoru un sūkņu lāpstiņu, virzuļu) izgatavošanai.

Uz niķeļa bāzes veidoto dispersi stiprināto kompozītmateriālu matrica sastāv no niķeļa vai niķeļa-hroma sakausējuma un tai raksturīga augsta karstumizturība. Armēšanai izmanto volframa stiepli, torija, hafnija u.c. elementu oksīdus. Nodrošinot volframa pildījumu 40...70 % apjomā no kopējā niķeļa-hroma kompozīta tilpuma,

iespējams ilgstoši (100 h) nodrošināt tā stiprību 130...250 MPa 1100 °C temperatūrā. Šo materiālu veidošana ir visai sarežģīta. Tā ietver hroma un leģējošo elementu pulveru sajaukšanu ar niķeļa pulveri, kura sastāvā ir dispersas hafnija oksīda vai cita elementa daļiņas. Pēc pulveru maisījuma karstās presēšanas briketes pakļauj karstai ekstrūzijai. Visaugstākā stiprība normālā temperatūrā ir kompozītiem, kuru sastāvā ir 3,5...4 % HfO_2 ($R_m = 750...850$ MPa, $A = 8...12$ %). Šo dispersi cietināto kompozītmateriālu raksturīgā īpatnība ir ilgstoša karstumizturība augstās temperatūrās.

Šķiedru kompozītmateriālu izveidošana dod iespēju atrisināt ļoti svarīgu tehnisku problēmu – paaugstināt konstrukciju materiālu īpatnējo stiprību un stingumu, radīt materiālus ar mazu blīvumu, augstu stiprību un stingumu.

Šķiedru kompozītmateriālu armēšanai izmanto ķīmisko elementu un to grūti kūstošo savienojumu šķiedras vai adatveida kristālus (B, C, Al_2O_3 , SiC u.c.), stieples no Mo, W, Be, augstas stiprības tēraudiem, sakausējumiem u.c. Jo tievākas un garākas ir armējošās šķiedras, jo lielāka ir kompozītmateriāla stiprība.

Šķiedru kompozītmateriālu īpašības lielā mērā ir atkarīgas no armēšanas shēmas. Sakarā ar armatūras un matricas materiālu īpašību lielo atšķirību, vienasīgas armēšanas gadījumā veidojas anizotrops materiāls. Visaugstākā stiprība stiepē šādam materiālam ir šķiedru virzienā, viszemākā – perpendikulāri šķiedrām. Ne mazāka nozīme ir matricas un armējošo materiālu saķerei. Saķeres uzlabošanai veic armatūras virsmas attīrīšanu, ķīmisko pulēšanu, aktivēšanu, virsmas apstrādi, viskerizāciju (uz šķiedras virsmas izaudzē adatveida kristālus no Si, SiC, Si_3N_4 , TiO_2).

Bora šķiedras izceļas ar augstu stiprību, stingumu un mazu blīvumu. Bora šķiedras iegūst, sadalot bora hlorīdu un bromīdu ūdeņraža klātbūtnē un nosēdinot uz ļoti tievas volframa vai oglekļa stieples ($d = 0,012$ mm). Šķiedru stiprību paaugstina to virsmas ķīmiskā pulēšana, kas novērš vai samazina virsmas defektus. Metālisku matricu armēšanai paredzēto bora šķiedru virsmu pārklāj ar aizsargpārklājumu no SiC, B_4C , BN, lai novērstu bora mijiedarbību ar matricas materiālu.

Oglekļa šķiedras iegūst, sadalot viskozes vai poliakrilnitrila šķiedras. Karsējot sintētiskās šķiedras sadalās, veidojot oglekļa lentas ar heksagonālu struktūru (mikrofibrillas). Mikrofibrillu grupas apvienojoties veido fibrillas. Oglekļa šķiedra sastāv no vairākiem tūkstošiem fibrillu. Oglekļa šķiedru mehāniskās īpašības atkarīgas

no izejmateriāla, no termiskās apstrādes režīma, no defektu (dobumi, plaisas) daudzuma. Īpašības stipri pazeminās, ja defektu izmēri pārsniedz $0,05\ \mu\text{m}$. Oglekļa šķiedras izmanto metālisku un nemetālisku matricu armēšanai. Lai uzlabotu slapināšanos un veicinātu šķiedru saķeri ar matricu, to virsmu apstrādā ar aktivatoriem vai pārklāj ar Ni, Cu, Al u.c. Ja oglekļa šķiedras izmanto kompozītos ar polimēru matricu, to virsmas aktivizēšanai izmanto šķiedru viskerizāciju ar adatveida kristāliem no Si, SiC, TiO_2 .

Viens no lētākajiem un tehnoloģiskākajiem materiāliem metālisku matricu armēšanai ir stieples no korozijizturīgiem tēraudiem vai temperatūrizturīgas stieples, piemēram, X18CrNiNMo 15-5-1-3. To relatīvā deformācija ($A = 2...5\%$) līdzīga matricas materiālu deformācijai un slogojot tās deformējas kopā ar matricu bez sagrūšanas. Tērauda stieplu trūkums ir relatīvi lielais blīvums.

Mazs blīvums ir berilija stieplei, kuras stiprība lielā mērā ir atkarīga no stieples diametra.

Par armējošiem materiāliem izmanto arī grūti kūstošos sakausējumus Al_2O_3 , SiC, kam ir relatīvi mazs blīvums, augsta īpatnējā stiprība un stingums, augsta termiskā stabilitāte (līdz $1000\ ^\circ\text{C}$). Trūkums ir to zemais plastiskums, trauslums un īpašību lielā atkarība no šķiedru virsmas kvalitātes.

Visaugstākā stiprība un stingums ir monokristāliskām šķiedrām – adatveida kristāliem. Problēma ir to virsmas aktivizēšana, saķeres nodrošināšana ar matricas materiālu un adatu orientēšana. Kompozītmateriāliem ar adatveida šķiedrām tāpēc ir zemākas mehāniskās īpašības nekā materiāliem ar nepārtrauktām šķiedrām.

Bora-alumīnija kompozītmateriālus veido no alumīnija folija loksnēm, starp kurām vienas ass virzienā izvieto bora šķiedras (aizņemtais tilpums $V = 50\%$). Šī materiāla stiprība armēšanas virzienā ir divas reizes, bet elastības modulis – trīs reizes lielāks nekā augstas stiprības alumīnijiem. Izturības robeža bora-alumīnija kompozītiem ir 5 reizes lielāka nekā alumīnija sakausējumiem, pie tam tiem ir augsta ilgizturība $400..500\ ^\circ\text{C}$ temperatūrā. Trūkums ir šo materiālu mazā stiprība virzienā šķērsām šķiedrām. To var daļēji palielināt, mainot armēšanas shēmu vai izmantojot matricu ar lielāku stiprību. Bora-alumīnija kompozītmateriālus apstrādā ar

elektroerozijas paņēmieni vai dimanta instrumentiem; kompozītu savienošanai izmanto punktmetināšanu.

Praksē plašāk pielietoto šķiedru kompozīto materiālu ar metālisku matricu mehāniskās īpašības dotas 15. tabulā.

15. tabula

Kompozīto materiālu ar metālisku matricu mehāniskās īpašības

Materiāls		ρ , $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	R_m , MPa	E , GPa	R_m/ρ	E/ρ
Matrica	Šķiedras					
Alumīnijs	Bors, $R_m = 2500 \text{ MPa}$ $V = 50 \%$	2650	1000...1200	250	0,41...0,45	0,095
Alumīnijs	Bors, $R_m = 3500 \text{ MPa}$ $V = 50 \%$	2650	1500	230	0,56	0,087
Alumīnijs	Ogleklis, $E = 450 \text{ GPa}$ $V = 40 \%$	2400	1200	270	0,50	0,115
Alumīnijs	Tērauds, $R_m = 3600 \text{ MPa}$ $V = 35 \%$	4520	1400	110	0,31	0,024
Alumīnijs	Tērauds, $R_m = 4100 \text{ MPa}$ $V = 40 \%$	4840	1700	120	0,35	0,025
Magnijs	Bors, $R_m = 2500 \text{ MPa}$ $V = 50 \%$	2150	1100	220	0,51	0,102
Titāns	Bors, $R_m = 2500 \text{ MPa}$ $V = 50 \%$	3600	1300	—	0,37	—

Oglekļa-alumīnija kompozītiem ir augsta īpatnējā stiprība un stingums. Tos izgatavo, piepildot no oglekļa armatūras izveidoto karkasu ar izkausētu matricas materiālu, vai izvelkot oglekļa šķiedras caur šķidru matricas metālu. Šiem materiāliem ir augsta nogurumizturība, augsta izmēru stabilitāte līdz 400 °C, maza jūtība pret spriegumu koncentrāciju un liels stingums. Oglekļa-alumīnija kompozīti ir labi apstrādājami griežot, sametināmi ar kontaktmetināšanu. Galvenais šo materiālu trūkums – zema korozijizturība.

Tērauda-alumīnija kompozītus izgatavo, izmantojot spiedienapstrādes tehnoloģijas – velmēšanu, presēšanu. Šie materiāli izceļas ar augstu ilgizturību,

paaugstinātu šķīdnes izturību, lielu noguruma plaisu izplatīšanās pretestību. Tērauda-alumīnija kompozīti saglabā augstas mehāniskās īpašības 400...500 °C temperatūrā.

Bora-magnija kompozītmateriāliem ir augsta īpatnēja stiprība un stingums. Bora šķiedras un magnijs veido tehnoloģiski saderīgu kopozīciju, bors nešķīst šķidrā magnijā. Kompozīta veidošanai izmanto vakuumpiesūcināšanas un nepārtrauktās izliešanas tehnoloģijas. Stieņu, cauruļu, leņķveida, U-veida profilos armatūra tiek vienmērīgi izvietota un tās saturs ir 65...75 %. Lokšņveida materiālu ražošanai izmanto difūzijas metināšanu. Magnija un tā sakausējumu matricā iestrādā arī citus materiālus – oglekļa šķiedras, tērauda vai titāna stieples, SiC šķiedras. Sevišķi efektīvi matricu materiāli ir magnija-litija sakausējumi, kuriem ir ļoti labas tehnoloģiskās īpašības.

Veidojot kompozītmateriālus ar titāna matricu problēmas rodas tāpēc, ka izejmateriāli jāsakarsē līdz ļoti augstām temperatūrām, kad titāna matrica aktīvi absorbē gāzes, mijiedarbojas ar armējošiem materiāliem: boru, silīcija karbīdu, alumīnija oksīdu u.c. Tā rezultātā samazinās gan armatūras stiprība, gan izveidotā kompozītmateriāla stiprība. Bez tam notiek armējošo materiālu rekristalizācija. Tāpēc titāna matricu armē ar berilija stiepli un grūti kūstošu savienojumu Al_2O_3 , SiC šķiedrām, kā arī ar molibdēnu un volframu. Šādu kompozītmateriālu stingums divas reizes lielāks par titāna matricas stingumu, uzlabojas īpašības, ekspluatējot izstrādājumus paaugstinātā temperatūrā. Armējot titāna sakausējumu Ti-6Al-4V ar bora šķiedrām, iegūts kompozīts ar stiprību stiepē $R_m = 1300 \text{ MPa}$, īpatnējo stiprību – $R_m/\rho = 0,37$. Armējot titāna sakausējumu Ti-6Al-4V ar molibdēnu (30 % no tilpuma), stiprība stiepē $R_m = 1400 \text{ MPa}$, īpatnējā stiprība $R_m/\rho = 0,22$.

Kompozītmateriāli ar nemetālisku matricu izceļas ar labu tehnoloģiskumu, mazu blīvumu, labu korozijizturību, labām siltumizolācijas, antifrikcijas un frikcijas īpašībām. Par trūkumiem uzskatāma sliktā saķere starp matricu un armatūru, strauja stiprības samazināšanās, paaugstinoties temperatūrai virs 100 °C, zema elektrovadāmība un metināmība.

Nemetāliskās kompozītmateriālu matricas veido no polimēriem, oglekļa un keramikas materiāliem. Visplašākais pielietojums ir materiāliem ar polimēru matricām no poliamīdiem, fenolformaldehīdiem, epoksīdiem. Armēšanai izmanto oglekļa, bora, stikla un organiskas šķiedras diegu, saišķu, lentu, neaustu materiālu veidā.

Kompozītmateriālu nosaukumus veido, vadoties no šķiedru materiāla: oglekļplasti, boroplasti, stiklaplasti, organoplasti. Saķere starp armatūru un matricas materiālu nemetāliskiem kompozītiem ar nemetālisku matricu veidojas uz adhēzijas pamata, tas ir, molekulu mijiedarbības rezultātā. Matricu materiālu stingumu, stiprību un adhēzijas stiprību var paaugstināt, ievadot to struktūrā metālu jonus. Piemēram, ievadot polimetilfenola matricā 15 % Ba jonu vai 7,6 % Na jonu, tās elastības modulis pieaug par attiecīgi 25 un 50 %. Pie tam uz šīs matricas bāzes veidotam stiklaplastam stiprība liecē palielinās 14 reizes, bet oglekļplastam – 16 reizes. Kompozītmateriālu stiprības pieaugumu nosaka ne tik daudz matricas stiprības pieaugums, cik matricas un armatūras materiālu saķeres uzlabošanās.

Vislielākā stiprība un īpatnējā stiprība ir stiklaplastiem. Tā palielinās, palielinot armatūras daudzumu līdz 80 %. Samazinot šķiedru diametru, pārklājot tās ar speciālu saķeri palielinošu pārklājumu un papildus armēšana ar alumīnija oksīda monokristāliem dod iespēju palielināt stiprību stiepē līdz 2400 MPa. Stiklaplasti ir aukstumizturīgi (līdz -196°C), var izturēt karsēšanu līdz 400°C , labi slāpē vibrācijas. Stiklaplastu armējums ir samērā lēts un nedeficīts. Stiklaplastu trūkums ir zemais elastības modulis.

Dažu vienā virzienā armētu šķiedru kompozīto materiālu mehāniskās īpašības dotas 16. tabulā.

16. tabula

Vienā virzienā armētu šķiedru kompozītmateriālu mehāniskās īpašības

Materiāls	Blīvums ρ, $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	R_m, MPa	A, %	E, GPa	R_m/ρ	E/ρ
Oglekļplasts	1400	650	0,5	120	0,46	0,086
Oglekļplasts	1470	1020	0,6	180	0,70	0,122
Oglekļplasts	1550	1000	0,6	180	0,65	0,115
Boroplasts	2100	1300	0,4	270	0,62	0,128
Boroplasts	2000	900	0,4	214	0,43	0,107
Organoplasts ar elastīgu armatūru	1250	170	10...20	7	0,136	0,0056
Organoplasts ar stingu armatūru	1300	670	2...5	35	0,52	0,027
Stiklaplasts	2200	2100	–	70	0,96	0,35

Oglekļplastiem ir zema siltumvadāmība, mazs un noturīgs berzes koeficients un liela nodilumizturība. Lineārās izplešanās koeficients temperatūru intervālā no 20 līdz 120 °C ir tuvs nullei. Oglekļplastu trūkums ir zemā stiprība spiedē un starpslāņu bīdē.

Boroplastiem ir augsta stiprība stiepē, spiedē, bīdē, liela cietība un elastības modulis. To īpašības atkarīgas no šķiedru īpašībām, to sadalījuma, šķiedru diametra un ģeometrijas. Palielinot šķiedru diametru un elastības moduli, pieaug kompozīta formas noturība un stiprība spiedē, bet samazinās tā ilgizturība un šķiedru stiprība.

Organoplastiem ir augsta īpatnējā stiprība, liels plastiskums un triecienstīgrība. Raksturīgi, ka matricai un armatūrai ir polimēru izcelsme un līdzīgas fizikālās īpašības. Saķere starp matricu un armatūru ir ļoti laba, struktūrā nav poru un defektu, ir stabilas mehāniskās īpašības. Trūkums ir armējošo stiegru mazā stiprība un šļūde slogošanas laikā, sevišķi spiedē un bīdē. Organoplastu stiprību spiedē palielina, armējot tos papildus ar oglekļa vai bora šķiedrām.

14. SEVIŠĶI CIETI MATERIĀLI

Pie sevišķi cietiem materiāliem pieskaitāmi materiāli uz oglekļa bāzes – dabīgie un sintētiskie dimanti, un materiāli uz bora nitrīda bāzes – kompozīti. Abu veidu materiālus (izņemot dabīgos dimantus) galvenokārt iegūst sintēzes rezultātā – tie ir mākslīgi veidoti, ar sevišķi lielu cietību, nodilumizturību, bet tomēr ar diezgan atšķirīgām fizikāli mehāniskām īpašībām.

Materiāli uz oglekļa bāzes – dimanti.

Pēc iegūšanas tehnoloģijas izšķir divu veidu sintētiskos dimantus:

- dimanta polikristāli, kurus fāzu pārejas rezultātā iegūst no grafiņa;
- dimanta polikristāli, kurus iegūst saķepinot dimanta graudus.

Dimantu no grafiņa iegūst katalizatora klātbūtnē zem spiediena virs 10 000 MPa un temperatūrā 1200...1500 °C. Atkarībā no struktūras īpatnībām zināmi divu veidu dimanti – karbonado un ballass.

Saķepinot dimanta graudus, iegūst polikristālus CVBN, karbonītus un polikristālus CKM. Polikristālus CVBN ražo, saķepinot dimanta pulveri uz cietsakausējuma pamatnes. Divslāņainās sagataves ir 2...3 mm biezas, ar diametru 3,6...4,0 mm, un tās pielodē cietsakausējuma plāksnītei.

Karbonītu un CKM iegūst, saķepinot speciāli pārklātus sintētiskā dimanta pulverus temperatūrā virs 1000 °C zem spiediena 10 000 MPa. Citās valstīs pēc šīs tehnoloģijas ražotiem dimanta materiāliem piešķir nosaukumus kompaks, sumidia, sindits u.c.

Dimanta sagatavju blīvums ir robežās no 3100 līdz 4000 kg·m⁻³; cietība *HV* 50...100 GPa; stiprība liecē 500...1100 MPa; temperatūras izturība mainās robežās 600...950 °C. Dimanta atomi augstā temperatūrā un pie lieliem kontaktspiegumiem ļoti aktīvi difundē materiālos uz dzelzs bāzes – tēraudos un čugunos. Tāpēc dimantus reti izmanto melno metālu apstrādei ar griešanu (griešanas zonā ir augsta temperatūra un lieli kontaktspiegumi), bet ļoti plaši izmanto krāsaino metālu, to sakausējumu un nemetālisku materiālu apstrādē ar griešanu.

Mašīnbūvē izmanto divu veidu dimanta instrumentus:

- instrumentus no dimanta pulveriem;
- instrumentus no tehniskā dimanta kristāliem.

No dimanta pulveriem izgatavo slīpripas ar metālisku vai organisku saistvielu, diskus nogriešanai, honēšanas galodiņas, adativīles, dimanta pastas un pulverus.

No tehniskā dimanta kristāliem izgatavo griežņus, vilkšanas matricas, pielodējamās un maināmas plāksnītes griežņiem un gala frēzēm, stikla griežņus, slīpripu formas veidošanas zīmuļus, adatas, rullīšus, frēžu, urbju, paplašinātājurbju, rīvurbju griežējdaļas.

Materiāli uz bora nitrīda bāzes.

Materiāli uz bora nitrīda bāzes ir daudz inertāki attiecībā pret melniem metāliem nekā dimanti, tiem ir mazāka cietība un 1,5...2 reizes lielāka temperatūras izturība. Bora nitrīds ir izejviela kristāliskā bora nitrīda iegūšanai. Dažu sevišķi cietu materiālu uz kristāliskā bora nitrīda bāzes fizikāli mehāniskās īpašības dotas 17. tabulā.

17. tabula

Sevišķi cietu materiālu uz kristāliskā bora nitrīda bāzes fizikāli mehāniskās īpašības

Materiāls	ρ , $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	HV , GPa	Stiprība spiedē, MPa	Stiprība liecē, MPa	Stig- rība, J	Siltumva- dāmības koeficients $\text{W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$	Tempe- ratūras izturība, °C
Kompozīts 01 – elbors	3400	37	2700	–	4,2	60...80	1400
Kompozīts 02 – belbors	–	–	4000... 6500	–	–	–	–
Kompozīts 05	4300	18,8	2200	470	6,7	–	–
Kompozīts 09	–	–	3400... 4900	1000	–	–	–
Kompozīts 10 – heksanīts	3400 3200	30	2600	1200 1350	3,8 15...17	21...80	–
Borazons	3480	45	–	–	–	–	–
Amborīts	–	40,5	–	570	–	120	1300
Sumi-borons	4200	30...35	–	–	–	38	–
Vircins	–	30...40	–	800	13	21	–

Atkarībā no struktūras un iegūšanas veida visus materiālus uz kristāliskā bora nitrīda bāzes iedala:

- grafitveida bora nitrīda fāzu pāreja kubiskā bora nitrīda struktūrā;
- vircītā bora nitrīda fāzu pāreja kubiskā bora nitrīda struktūrā;
- kubiskā bora nitrīda saķepināšana.

Sevišķi cietos materiālus, kas iegūti no grafitveida bora nitrīda, ražo daudzās pasaules valstīs. Krievijā izmanto kompozītu 01 – elboru un kompozītu 02 – belboru.

No vircītā bora nitrīda Krievijā ražo kompozītu 10 – heksanītu un kompozīta 09 modifikācijas (PTNB), Japānā ražo kompozītu vircīnu.

Visplašāk pārstāvēta ir materiāli, kas iegūti, saķepinot kubiskā bora nitrīda daļiņas. Šie materiāli atšķiras ar kubiskā bora nitrīda daļiņu izmēriem, struktūru, īpašībām, ar saistvielu sastāvu, veidu, dispersitāti un ķīmisko aktivitāti, kā arī ar saķepināšanas tehnoloģiju. Plašāk pazīstamie materiāli ir kompozīts 05, kiborīts, niborīts, borazons, amborīts, sumiborons.

No materiāliem uz bora nitrīda bāzes izgatavo virpošanas un izvirpošanas griežņus, dažādas formas, izmēru un stiprinājuma veida vienpusīgas un divpusīgas plāksnītes, ieliktnus ar pielodētu, ielīmētu vai iepresētu polikristālu, dažādu konstrukciju gala frēzes ar elbora zobiem, paplašinātājburbjus, urbjus u.c. augstražīgus griezējinstrumentus.

15. PLASTMASAS

Par plastmasām sauc sintētiskus materiālus, kas radīti uz polimēru saistvielu pamata. Polimēru īpašības nosaka plastmasu izstrādājumu izgatavošanas tehnoloģiju un īpašības. Tehnoloģiskā procesa galvenās sastāvdaļas ir siltuma iedarbība un plastiska deformācija. Atkarībā no temperatūras iedarbības uz plastmasām tās iedala termoplastiskās un termoreaktīvās. Pie termoplastiskām plastmasām pieder polimēri ar lineāru vai sazarotu struktūru, kuru īpašības vairākkārt atgriezeniski izmainās karsēšanas un dzesēšanas procesos. Plastmasas var būt vienkāršas, kas sastāv tikai no tīra polimēra, un saliktas, kuru sastāvā bez polimēra ietilpst arī plastifikatori, krāsvielas un citas piedevas. Dažās termoplastiskās plastmasās, ievada plastifikatorus, kas samazina starpmotekulāro saišu spēkus un atvieglo formēšanu. No termoplastiskām plastmasām viegli var izgatavot izstrādājumus, tām ir neliels sarukums (1...3 %), liela elastība un mazs trauslums. Parasti termoplastiskās plastmasas izgatavo bez pildvielām.

Ja termiskās iedarbības rezultātā notiek ķēdes molekulu ķīmiska saistīšanās un veidojas telpiska polimēra struktūra, tad plastmasas sauc par termoreaktīvām. Termoreaktīvās plastmasas nevar pāriet plastiskā stāvoklī, ja atkārtoti karsē bez telpiskās saites sagraušanas. Pēc nocietināšanas un saistvielas pārejas termostabīlā stāvoklī plastmasas ir trauslas un to sarukums ir liels (10...15 %). Tādēļ termoreaktīvās plastmasas parasti pastiprina ar pildvielām. Lai samazinātu sarukumu un uzlabotu mehāniskās īpašības, plastmasās ievada šādas pildvielas – pulverveida (koka miltus, azbesta miltus, kvarca miltus, grafitu utt.); šķiedrveida (kokvilnas šķiedras, azbesta šķiedras, stikla, šķiedras utt.); lokšņveida (papīru, kokvilnas audumu, stikla audumu, azbesta audumu, koka skaidas).

Plastmasas īpašības ir atkarīgas no atsevišķo komponentu sastāva, izvietojuma un daudzumu attiecības, kas ļauj plašās robežās izmainīt plastmasas īpašības.

Termoplastisko plastmasu galvenais un vienkāršākais pārstrādes veids ir plastiska deformācija paaugstinātā temperatūrā, kad polimēri atrodas viskozi tekošā stāvoklī. Šajās temperatūrās polimēri ir stabili, un tos var pakļaut liešanai vai štancēšanai.

Termoreaktīvās plastmasas iegūst, pārstrādājot lineāros polimērus vai monomērus cietinātāju vai vulkanizatoru klātbūtnē. Lineārā polimēra pāreja telpiskā struktūrā notiek pēc izstrādājuma formēšanas nobeiguma. Izveidojoties ķīmiskajām saitēm starp makromolekulām, pamazām izzūd termoplastiskums, samazinās elastība, palielinās cietība, stiprība, siltumnoturība un pazeminās šķīdība.

Termoreaktīvo plastmasu apstrādes pamatveids ir presēšana paaugstinātās temperatūrās vai presēšana katalizatoru un cietinātāju klātbūtnē normālā temperatūrā.

Fizikāli mehānisko un tehnoloģisko īpašību dēļ plastmasas arvien plašāk tiek lietotas mašīnbūvē, aparātu būvē, automobiļu ražošanā u.c.

Viena no galvenajām plastmasu priekšrocībām ir detaļu izgatavošanas tehnoloģiskā procesa vienkāršība. Bez tam plastmasām ir liela izturība pret agresīvām vidēm un atmosfēras iedarbību, mazs blīvums, maza siltumvadītspēja, labas elektroizolācijas īpašības un pietiekami liela īpatnējā stiprība. Dažām plastmasām piemīt arī liela nodilumizturība un mazs berzes koeficients.

Plastmasu trūkumi ir zema siltumnoturība, nelielais elastības modulis un stigrība. Dažas plastmasas noveco, zaudējot sākotnējās īpašības.

Termoplastisko plastmasu pamatā ir lineārie vai sazarotie polimēri. Tās izgatavo organisko stiklu, augstfrekvences dielektriķu, ķīmiski noturīgu materiālu, plēvju un šķiedru veidā. Šiem materiāliem ir ierobežota darba temperatūra (60...70 °C) un samērā zemas mehāniskās īpašības.

Polietilēns ir etilēna polimerizācijas produkts. Maza blīvuma polietilēnu (918...930 kg·m⁻³) iegūst polimerizācijas procesā augsta spiediena apstākļos. Tas satur 55...65 % kristāliskas fāzes. Liela blīvuma polietilēnu (946...970 kg·m⁻³) iegūst zema spiediena apstākļos katalizatoru klātbūtnē. Tā kristalizācijas pakāpe sasniedz 74...95 %. Jo augstāka kristalizācijas pakāpe un jo lielāks blīvums, jo labākas polietilēna mehāniskās īpašības un lielāka siltumnoturība. Polietilēnam ir augsta ķīmiskā noturība, labas dielektriskās īpašības, bet zema noturība pret atmosfēras un ultravioleto staru iedarbību, un tas ātri noveco.

Polietilēnu apstrādā ar spiedliešanas, karstās presēšanas, metināšanas, līmēšanas un spiedienapstrādes paņēmieniem. No tā izgatavo caurules, tvertnes, armatūru, plēves un augstfrekvences kabeļu izolāciju.

Polipropilēns ir polimērs ar lielu molekulmasu un augstu kristalizācijas pakāpi (56...63 %), tam piemīt lielāka siltumnoturība (līdz 150 °C), bet daudz zemāka salanoturība (–15...–20 °C). Polipropilēnu izmanto cauruļu, armatūru, nelielu mašīnu un aparātu detaļu, trauku, sadzīves priekšmetu un izolācijas materiālu izgatavošanai.

Polistirols ir ciets, stīgs un caurspīdīgs amorfs polimērs. To viegli var iekrāsot un pārstrādāt lokšņu veidā. Polistirols labi šķīst šķīdinātājos un ir noturīgs pret skābju iedarbību. Taču tajā viegli veidojas plaisas, tas ātri noveco, un tā siltumnoturība ir 80 °C. Lai palielinātu polistirola stīgrību, tam pievieno 10...15 % sintētiskā kaučuka, iegūstot triecienizturīgu polistirolu ar lielu stīgrību – 0,75 J. No polistirola izgatavo dažādas aparātu detaļas, mašīnu korpusu detaļas, fotopiederumus un traukus.

Fluoroplasts – 3 (politri fluorhloretilēns) ir kristālisks polimērs ar lielu ķīmisko noturību un labām elektroizolācijas īpašībām. Lēni atdzesētā fluoroplastā – 3 var sasniegt augstu kristalizācijas pakāpi – 80...85 %, bet strauji atdzesētā fluoroplastā – 3 40 %. Fluoroplasta – 3 darba temperatūras intervāls ir no –105 °C līdz +70 °C, modificētā fluoroplasta – 3M siltumnoturība ir augstāka – līdz 150...170 °C.

Fluoroplastu – 3 izmanto kā zemfrekvences dielektriķi, no tā izgatavo korozij-izturīgas caurules, membrānas, vārstus un ar to pārklāj metāla izstrādājumus

Fluoroplasts – 4 (politetrafluoretilēns) ir termiski un ķīmiski noturīgs materiāls ar labām elektroizolācijas īpašībām, dielektriskajām īpašībām un mazu berzes koeficientu. Tā darba temperatūras intervāls ir plašs –200 °C...+260 °C. Lēni atdzesēta fluoroplasta – 4 kristalizācijas pakāpe sasniedz 60...72 %, bet strauji atdzesētam (ūdenī) fluoroplastam – 50 %. Šī materiāla trūkums ir neliela cietība, un tas pakļauts šļūdei.

Fluoroplastu – 4 izmanto ķīmiski noturīgu detaļu un pārklājumu, plēvju, šķiedru, gultņu, elektrotehnikas un radiotehnikas detaļu izgatavošanai ar presēšanas un mehāniskās apstrādes paņēmieniem.

Dažas polietilēna un citu termoplastisko plastmasu fizikāli mehāniskās īpašības dotas 18. tabulā.

Termoplastisko plastmasu īpašības

Materiāls	R_m , MPa	A , %	KC, J	Ekspluatācijas temperatūra, °C
Polietilēns ($\rho < 940 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	10...18	300...1000	Nelūzt	60...75
Polietilēns ($\rho > 940 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	18...32	100...600	0,5...2	70...80
Polipropilēns	26...38	700...800	0,3...3,5	100
Polistirols	40...60	3...4	0,2	50...70
Acetobutiratstirols	30...55	15...30	0,8...4	75...85
Polivinilhlorīds, cietais	50...65	20...50	0,2...0,4	65...85
Polivinilhlorīds, plastikāts	10...40	50...350	Nelūzt	50...55
Fluoroplasts – 4	20...40	250...500	1,6	250
Fluoroplasts – 3	37	160...190	0,8...1	150
Organiskais stikls	80	5...6	0,2	65...90
Polikarbonāts, bez pildvielas	60...65	80...120	2...3	135
Polikarbonāts ar šķiedrām, 30 %	90	3,5	0,8	145
Kaprns, sauss	75...85	50...130	0,3...1	80...100
Kaprns, ar ūdeni	35...50	160...250	>4,5	...
Kaprns, sauss + šķiedras, 30 %	180	3	1,2	100...130
Epoksīds, plastikāts	60	4	>0,18	...
Epoksīds + stikla audums, 60 %	500	2,5	...	130

Polivinilhlorīdam ir labas mehāniskās īpašības un liela noturība pret minerālskābju, sārmu un sāls šķīdumu iedarbību. Tam piemīt šādi trūkumi: ūdenī uzbriest, maza triecienstīgrība, maza siltumnoturība un liels termiskās izplešanās koeficients. No polivinilhlorīda ar ekstrūzijas presēšanas, karstās presēšanas, spiedlēšanas, metināšanas un mehāniskās apstrādes paņēmieniem izgatavo caurules, armatūras detaļas, tvertnes un metinātas korpusu detaļas. Plastificētu polivinilhlorīdu izmanto piedziņas siksnu, transportlenšu (uz auduma pamata), sūkņu blīvju, sadzīves priekšmetu, linoleju un plēvju ražošanai.

Organiskais stikls (polimetitmetakrilāts) ir caurspīdīgs amorfs polimērs. No silikātu stikliem tas atšķiras ar mazu īpatnējo svaru, elastību (trauslums rodas

temperatūrā $-50...-60\text{ }^{\circ}\text{C}$) un ultravioleto staru labu caurlaidību. Organiskais stikls $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ temperatūrā kļūst mīksts, bet $105...150\text{ }^{\circ}\text{C}$ temperatūrā – plastisks un viegli deformējams, kas ļauj no tā izgatavot dažādas formas detaļas. Organisko stiklu trūkums ir maza virsmas cietība un maza siltumnoturība, kuru dēļ eksploatācijas laikā rodas iekšējie spriegumi, kas savukārt izraisa smalku plaisiņu veidošanos materiāla virskārtā un iekšienē. Šis defekts („sudrabs”) samazina organiskā stikla stiprību un caurspīdīgumu. Organiskā stikla stiprību, siltumnoturību un stigrību var palielināt, veicot daudzas stiepi temperatūrā, kas par $10...15\text{ }^{\circ}\text{C}$ pārsniedz stiklošanās temperatūras, izdarot kopolimerizāciju vai izveidojot vairākslāņu stiklus ar caurspīdīgu polimēru plēvju starpkārtam.

Organisko stiklu izmanto aviācijā, automobiļu rūpniecībā un apgaismes ķermeņu ražošanā. No tā izgatavo caurspīdīgus aizsargus darba drošības iekārtām.

Poliamīdi – plastmasu grupa, pie kuras pieder kaprons, neilons, dedérons, lavsāns u.c. Tie ir cieti kristāliski polimēri ar lieto elastību un mazu berzes koeficientu, kas noturīgi pret eļļu un benzīna iedarbību. Vienas orientācijas gadījuma iegūst poliamīdu šķiedru, diegus un plēves. Poliamīdiem ir maza salanoturība un higroskopiskums, kas rada īpašību izmaiņas: temperatūrās virs $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ strauji samazinās stiprība. Mazais berzes koeficients ($f=0,05$) un lielā pretestība triecieniem un vibrācijām ļauj poliamīdus izmantot par gultņu materiālu. No poliamīdiem izgatavo zobratus, čaulas, skrūves, uzgriežņus, eļļas-benzīna vadus un armatūru, hidrosistēmu blīves un citas aparātu un mašīnu detaļas. No tiem izgatavo arī lielas stiprības šķiedru, diegus un plēves. Poliamīdu diegus plaši izmanto riepu kordauduma, virvju, zvejas tīklu, sadzīves priekšmetu un apģērbu izgatavošanai.

No poliamīdiem izstrādājumus izgatavo ar spiedliešanu, ekstrūziju, izpūšanu, izvilkšanu un mehānisko apstrādi.

Termoreaktīvās plastmasas.

Termoreaktīvajās plastmasās par saistvielu izmanto termoreaktīvos sveķus, kam dažreiz piejauc plastifikatorus, cietinātājus un šķīdinātājus. Saistvielām jābūt ar labām līmēšanas (adhēzijas) spējām, lielu siltumnoturību un ķīmisko noturību, labām elektroizolācijas īpašībām, nelielu sarukumu un vienkāršu pārstrādes tehnoloģiju. Sveķi salīmē atsevišķus pildvielas slāņus un šķiedras, vienlaikus uzņemot slodzi, tādēļ

sveķiem pēc sacietēšanas jābūt ar pietiekami lielu stiprību. Plastmasu ražošanā plaši izmanto fenolformaldehīdsveķus, silīcijorganiskos savienojumus, epoksīdsveķus, nepiesātinātus poliesterus un dažādas to modifikācijas. Vislielākā adhēzijas spēja ir epoksīda saistvielām, kas ļauj iegūt armētu plastmasu ar labām mehāniskajām īpašībām. Plastmasām ar silīcijorganiskām saistvielām ir vislielākā siltumnoturība, bet mehāniskās īpašības ir zemākas nekā plastmasām ar citām saistvielām.

Termoreaktīvās plastmasas no termoplastiskajām plastmasām atšķiras ar to, ka tām nav superelastīga un viskozi tekošā stāvokļa, to siltumnoturība ir lielāka, uzbriedums neliels, tās nešķīst un to fizikāli mehāniskās īpašības ir pastāvīgas visā ekspluatācijas temperatūras intervālā. Termoreaktīvajām plastmasām ir komplicēts sastāvs: bez saistvielām (sveķiem) tajās ietilpst arī pildvielas, kas var būt pulverveida, šķiedrveida vai slāņainas. Dažas raksturīgākās termoreaktīvo plastmasu īpašības dotas 19. tabulā.

19. tabula

Termoreaktīvo plastmasu īpašības

Materiāls	R_m, MPa	A, %	KC, J	Ekspluatācijas temperatūra, °C
Fenolformaldehīda polimēri	15...35	1...5	< 0,1	200
Poliētera polimēri	42...70	2	< 0,1	95...120
Epoksīdu polimēri	28...70	3...6	< 0,1	150...175
Silīcijorganiskie polimēri	22...42	5...10	< 0,1	350
Pulverplastmasas	30...60	1...3	0,05...0,5	100...200
Voloknīti	30...90	1...3	1...2	120...140
Getinaksi	60...70	—	0,4...0,5	125
Tekstolīti	65...100	1...3	2...3,5	90...105
Stiklatekstolīti	200...600	1...3	5...20	200...400
Porainās plastmasas	0,5...2,5	—	~ 0,1	—
Kompaunds EP	40...45	—	—	60...140

Plastmasās ar pulverveida pildvielām par pildvielām izmanto organisko vielu (koka miltu, celulozes) un minerālu (malta kvarca, talka, cementa, vizlas, grafiņa) pulverus. Plastmasām ar pulverveida pildvielām ir samērā sliktas mehāniskās īpašības

un maza triecienstigrība. No fenolfomaldehīdsveķiem un organiskajām pildvielām izgatavo prespulverus, kurus presējot ražo dažādas aparātu detaļas, elektroarmatūras un citus mazslogotus izstrādājumus. Lai izgatavotu detaļas ar lielāku siltumnoturību, izmanto plastmasas ar azbesta miltu piedevām. Minerālu pildvielas padara plastmasas ķīmiski noturīgas un ugunsnoturīgas, uzlabo elektroizolācijas īpašības. Kvarca un azbesta milti kopā ar silīcijorganisko saistvielu palielina plastmasas siltumnoturību līdz 300 °C. Plastmasas uz epoksīdsveķu bāzes plaši izmanto mašīnbūvē dažādu izvilkšanas un formēšanas štanču, instrumentu, apstrādes, montāžas un kontroles ierīču korpusu, liešanas modeļu un cita aprīkojuma izgatavošanai.

Plastmasas ar šķiedrveida pildvielām – voloknīti sastāv no termoreaktīvajiem sveķiem ar šķiedrveida pildvielām – kokvilnas izsukām, azbesta un stikla šķiedrām. Salīdzinājumā ar prespulveriem tiem ir lielāka triecienstigrība. No voloknīta gatavo detaļas ar paaugstinātu triecienizturību, piemēram, rotorus, vadčaulas, spararatus un atbalstus. Azbesta voloknītiem ir labas elektroizolācijas īpašības pat temperatūrās līdz 200 °C. No tiem gatavo elektromašīnu kolektorus un kontaktu paneļus, kā arī izmanto par bremžu materiālu automobiļos, celšanas iekārtās u.c.

Stikla voloknīti sastāv no termoreaktīvās saistvielas ar stikla šķiedras pildvielu, kas var būt gan dispersa, gan arī nepārtraukta. Īsas stikla šķiedras izmantošana ļauj no stikla voloknīta presēt sarežģītas formas elektrotehniskas detaļas (spoļu karkasus), mašīnbūves detaļas (vārstus, sūkņu starplikas), aparātu korpusus, laivu un automobiļu virsbūves. Stikla voloknītiem ar orientētu garu stikla šķiedru ir liela stiprība ($R_m = 200...400$ MPa, $KC = 1$ J), tos var izmantot temperatūrā līdz 200 °C. Stiklplastus var izmantot kā karstumnoturīgu aizsargparklājumu temperatūrās līdz 10000 °C. Tā, piemēram, raķetes sprauslā temperatūra īsā laikā (15...20 s) sasniedz 3200...4000 °C, bet, atgriežoties zemes atmosfērā, raķetes korpusa virskārta sakarst līdz 11000...16000 °C. Šādos apstākļos polimēru materiāli noder karstumnoturīgu aizsargparklājumu izveidošanai. To var izskaidrot ar polimēru materiālu ļoti mazo siltumvadītspēju: īslaicīgās augstās temperatūrās virskārta apogļojas, bet iekšējie slāņi paliek neskarti. Šķiedrveida pildvielas neļauj polimēru materiālam plaisāt, ja temperatūra strauji mainās. Visaugstākā karstumnoturība (2500...3000 °C) ir fenoplastiem ar stikla šķiedru pildvielu.

Slāņainas plastmasas sastāv no saistvielas – sveķu un lokšņu pildvielu slāņiem. Atkarībā no pildvielas veida ir šādas slāņainās plastmasas: getinakss (pildviela – papīrs), tekstolīts (pildviela – kokvilnas audums), azbotekstolīts (pildviela – azbesta audums), stikla tekstolīts (pildviela – stikla šķiedru audums) un koksnes slāņainais plasts (pildviela – koksnes skaidas). No slāņainām plastmasām izgatavo gan lielu izmēru detaļas (laivu un kuteru korpusus), gan arī atbildīgas mašīnu detaļas (zobratas, slīdgultņus). Par saistvielu galvenokārt izmanto fenolformaldehīdsveķus. Labo mehānisko īpašību dēļ no slāņainām plastmasām visplašāk izmanto stikla tekstolītu. Tas ir siltumnoturīgs materiāls ar labām elektroizolācijas īpašībām, ķīmiski noturīgs un triecienizturīgs ($KC = 5 J$). Stikla tekstolīta detaļās svarīgi, lai stikla auduma pamatdiegi būtu orientēti paralēli stiepes spēka darbības virzienam. Stiprības anizotropijas pakāpe stikla tekstolītam sasniedz 2...10. Materiālam ir arī samērā liels mehānisko īpašību nevienmērīgums, kas atkarīgs no tā sastāva, struktūras un tehnoloģijas.

Stikla tekstolīts (stiklplasts) ir konstrukciju materiāls, no kura izgatavo slogotas detaļas dažādās tehnikas nozarēs, piemēram, lidmašīnu nesošās detaļas, automobiļu kabīnes, autocisternas, laivu un kuģu korpusus, mašīnu korpusus un apvalkus, caurules, tvertnes un citus izstrādājumus.

Pēdējā laikā arvien plašāk par plastmasu saistvielu lieto poliepoksīdsveķus. Karsējot vai cietinātāju klātbūtnē parastā temperatūrā veidojas polimērs ar telpisku struktūru. Epoksīdsveķi labi sajaucas ar dažādām pildvielām (metāla pulveri, kvarca pulveri, stikla šķiedru u.c.), saglabājot labas adhēzijas, mehāniskās un ķīmiskās īpašības. Šīs plastmasas izmanto lējumu labošanai, liešanas modeļu, serdeņu kastu, štanču, presformu un cita aprīkojuma izgatavošanai.

Lielas siltumnoturības plastmasu ražošanai izmanto silīcijorganiskos sveķus. Šo plastmasu īpašības nemainās temperatūrā no $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ līdz $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (pat līdz $+550\text{ }^{\circ}\text{C}$). Šie savienojumi ir trausli, tādēļ tagad plašāk lieto kopolimērus, bloka un savietotos polimērus ar daudz labāku īpašību kompleksu.

Ar gāzi pildītie polimēru materiāli ir neviendabīgi, tie sastāv no cietām plānām sieniņām ar gāzveida pildījumu. Šos materiālus iedala putuplastos, kuru poras pildītas ar gāzi un nav savā starpā savienotas (blīvums līdz $300\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$), un porplastos ar

savienotam porām (blīvums virs $300 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$). Šiem materiāliem ir labas siltuma un skaņas izolācijas īpašības, tos izmanto celtniecībā, aukstumtechnikā, lidmašīnu un kuģu būvē, kā arī laivām, pontoniem un glābšanas līdzekļiem.

Putošanai noder fenolfomaldehīdsveķi, silīcijorganiskie savienojumi, epoksīdsveķi, polistirols, polivinilhlorīds, kā arī dabiskais un mākslīgais kaučuks. Putu struktūras veidošanos panāk, ievadot polimērā speciālu vielu (poroforu), kas sakarstot izdala gāzi, caurpūšot šķidrus sveķus ar gaisu vai slāpekli, vai arī ar pašputošanas, kad šķidro komponentu mijiedarbības rezultāta veidojas cieta masa un vienlaikus izdalās gāze. Visplašāk ražo putu polistirolu un putu polivinilhlorīdu, bet no termoreaktīviem sveķiem – putu poliuretānu un putu poliepoksīdu.

Sintētiskie elastomēri, kaučuks un gumija.

Kaučuks ir lineārs polimērs ar ļoti lielu molekulmasu. Normālā temperatūrā kaučuks atrodas superelastīgā stāvoklī, tā stiklošanās temperatūra ir $-40\ldots-70^\circ\text{C}$. Lai iegūtu materiālu ar labām elastības īpašībām, kaučukā vulkanizējot rada neblīvu telpisku struktūru. Par vulkanizatoriem noder sērs, selēns un dažādu metālu oksīdi. Kaučuka maisījumu ar vulkanizatoru sauc par jēlgumiju, bet pēc vulkanizācijas to sauc par gumiju. Atkarībā no sēra satura izmainās struktūras saišu skaits un līdz ar to arī gumijas īpašības. Neblīva gumija ($1\ldots 5\%$ S) ir ļoti elastīga, bet 30% sēra saturs sekme pilnīgu elastības izzušanu. Lai palielinātu gumijas stiprību un nodilumizturību, tajā ievada dispersas virsmas aktīvas vielas – pildvielas: kvēpus, silīcija oksīdu un titāna oksīdu. Gumijas sastāvā ietilpst arī mīkstinātāji, vielas vecināšanas novēršanai u.c.

Gumijai ir ļoti lielas atgriezeniskās deformācijas (līdz 1000%) plašā temperatūras intervālā. Tās deformācijai ir relaksācijas raksturs. Ja mehāniskā slodze daudzkreiz atkārtojas, daļa enerģijas tiek patērēta iekšējās berzes pārvarēšanai, materiāls sasilst, maina iekšējo uzbūvi un daļēji zaudē elastību. Gumijai raksturīga augsta ķīmiskā noturība, gāzu un ūdens necaurlaidība un labas elektroizolācijas īpašības.

Pie vispārīgas nozīmes gumijām pieder gumijas, kas izveidotas uz nepolāro dabiskā kaučuka un sintētisko kaučuku bāzes. Vislielākā elastība, stiprība, ūdens un gāzu necaurlaidība ir gumijai uz dabiskā kaučuka bāzes. Uzlabojot sintētiskā kaučuka iegūšanas tehnoloģiju, uz tā bāzes var ražot gumijas, kas pēc savām īpašībām neatšķiras no gumijām uz dabiskā kaučuka bāzes.

Dabisko kaučuku izšķīdinot aromātiskos šķīdinātājos (benzīnā, benzolā, hlormā, sērogleklī u.c.), izgatavo gumijas līmi.

No vispārīgas nozīmes gumijām izgatavo caurules, dzensiksnas, transportieru lentes, kabeļu izolāciju utt.

Speciālas nozīmes gumijas atšķiras ar specifiskām īpašībām – eļļas un benzīna noturību, ķīmisko noturību un siltumnoturību. Mašīnbūvē gumijas izmanto blīvju, vibrāciju un skaņas izolācijas, amortizatoru, elastīgu elementu un nesošo detaļu izgatavošanai.

LITERATŪRA

1. Avotiņš J., Freimanis V., Roze I., Vējiņš O. Mašīnbūves materiāli un to apstrāde. Rīga: Zvaigzne, 1985. 304 lpp.
2. Berenfelds V. Tehniskais minimums metālapstrādē. Rīga: Avots, 1989. 231 lpp.
3. Bolhovitinovs N. Metālu mācība un termiskā apstrāde. Tulkots no 4. izdevuma. Rīga: LVI, 1961. 435 lpp.
4. Ozoliņš J. Materiālu mācība. Rīga: Zvaigzne, 1978. 245 lpp.
5. LVS EN 10021. Piegādes vispārējās tehniskās prasības tēraudu un čugunu izstrādājumiem. 2001. g. janvāris.
6. LVS EN 10027-1. Tēraudu apzīmējumu sistēma. 1.daļa: Tēraudu nosaukumi, galvenie simboli. 2001. g. janvāris.
7. LVS EN 10250-2. Atklātās kaltuvēs izgatavoti tērauda kalumi vispārīgiem ražošanas mērķiem. 2.daļa: Nelegētie un īpašie tēraudi. 2002. g. janvāris.
8. LVS EN 10250-4. Atklātās kaltuvēs izgatavoti tērauda kalumi vispārīgiem ražošanas mērķiem. 4. daļa: Nerūsējošie tēraudi. 2002. g. janvāris.
9. LVS CR 10260. Apzīmējumu sistēmas tēraudiem. Papildus simboli. 2001. g. janvāris.
10. LVS EN 6506-1. Metāliskie materiāli. Brineļa cietības tests. 1. daļa: Testa metode. 2002. g. janvāris.
11. LVS EN 6507-1. Metāliskie materiāli. Vikersa cietības tests. 1. daļa: Testēšanas metode. 2006. g. 16. maijs.
12. LVS EN 6508-1. Metāliskie materiāli. Rokvela cietības tests. 1. daļa: Testa metode. 2002. g. janvāris.
13. LVS EN 10045-1. Metāliskie materiāli. Šarpī triecientests. 1. daļa: Testa metode. 2002. g. janvāris.
14. LVS EN 10087. Automātu tēraudi. Piegādes nosacījumi pusfabrikātiem, karsti velmētiem stiepiem un karsti velmētai stieplei. 2001. g. maijs.
15. LVS EN ISO 4957. Instrumentu tēraudi. 2001. g. janvāris.
16. LVS CR 13388. Varš un tā sakausējumi. Izstrādājumu un to sastāva saraksts. 2001. g. oktobris.

17. LVS EN 485-2. Alumīnijs un alumīnija sakausējumi. Loksnes, sloksnes un plāksnes. 2. daļa: Mehāniskās īpašības. 2001. g. janvāris.
18. LVS EN 515. Alumīnijs un alumīnija sakausējumi. Kaltie izstrādājumi. Cietības pakāpes apzīmējumi. 2001. g. februāris.
19. Technologie der Warmebehandlung von Stahl. Autorenkollektiv. Herausgeben von Hans-Joachim Eckstein. Leipzig, VEB Deutscher Verlag. 1976. 608 S.
20. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. Москва: Машиностроение, 1990. 528 с.
21. Материаловедение: под редакцией Арзамасова Б. Н. Москва: Машиностроение, 1986. 384 с.
22. Гуляев А. П. Металловедение. 5-е издание. Москва: Металлургия, 1977. 647 с.
23. Самохоцкий А. И. Технология термической обработки металлов. Москва: Машгиз, 1963. 427 с.
24. Фудзии Т., Дзако М. Механика разрушения композиционных материалов. Москва: Мир, 1982. 232 с.
25. Попов А. А., Попова А. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Москва, Свердловск: ГОСНИТИ, 1961. 430 с.
26. Ермаков С. С., Вязников Н. Ф. Металло-керамические детали в машиностроении. Ленинград: Машиностроение, 1975. 231 с.
27. Режущие инструменты, оснащенные сверхтвердыми и керамическими материалами и их применение. Справочник / Жедь В. П., Боровский Г. В. и др. Москва: Машиностроение, 1987. 320 с.
28. Steel A Handbook for Materials Research and Engineering. Vol. I. Fundamentals Verlag Stahleisen. Dusseldorf. 1992. 737 p.
29. Steel A Handbook for Materials Research and Engineering. Vol. 2. Fundamentals Verlag Stahleisen. Dusseldorf. 1993. 839 p.

PIELIKUMI

Sakarības starp cietības skaitļiem un stiprību stiepē tēraudiem, R_m

Cietība pēc Brineļa, HB _{10/3000}			Cietība pēc Rokvela, HR		Cietība pēc Šora, HŠ	Cietība pēc Vikersa, HV	Stiprība stiepē, MPa		
Iespieduma diametrs, mm	HBS	HBW	HRC	HRB			Nelegē- tiem	Legē- tiem ar Cr	Legētiem ar Cr un Ni
2,00	946	—	—	—	—	—	—	—	—
2,20	780	872	72	—	106	1224	—	—	—
2,30	712	812	68	—	98	1022	—	—	—
2,40	653	760	64	—	91	868	—	—	—
2,50	601	682	60	—	84	746	—	2100	2040
2,60	555	614	56	—	78	650	—	1940	1890
2,70	514	555	52	120	73	587	—	1800	1750
2,80	477	514	49	118	68	534	—	1670	1620
2,90	444	460	46	116	64	474	1600	1550	1510
3,00	415	418	43	115	61	435	1490	1450	1410
3,10	388	388	41	114	57	401	1400	1360	1320
3,20	363	363	39	112	54	380	1310	1270	1230
3,30	341	341	36	110	51	344	1230	1200	1160
3,40	321	321	33	109	49	320	1160	1120	1090
3,50	302	302	31	107	46	303	1090	1050	1030
3,60	285	—	29	105	44	285	1020	1000	970
3,70	269	—	27	104	42	270	970	940	920
3,80	255	—	25	103	40	255	920	890	870
3,90	241	—	24	102	38	240	870	840	820
4,00	229	—	22	100	36	228	820	800	780
4,10	217	—	20	98	34	217	780	760	740
4,20	207	—	18	95	33	208	740	720	700
4,30	197	—	15	93	31	197	710	690	670
4,40	187	—	13	91	30	186	670	650	640
4,50	179	—	10	90	29	178	640	620	610
4,60	170	—	7	88	28	171	610	600	580
4,70	163	—	4	86	27	162	590	570	550
4,80	156	—	2	84	26	155	560	550	530
4,90	149	—	—	82	25	149	540	520	510
5,00	143	—	—	80	24	143	510	500	490
5,10	137	—	—	78	23	138	490	480	470
5,20	131	—	—	76	22	131	470	460	450
5,30	126	—	—	74	22	127	450	440	430
5,40	121	—	—	72	21	121	430	420	410
5,50	116	—	—	70	20	116	410	400	390
5,60	111	—	—	67	20	113	400	390	380
5,70	107	—	—	65	19	109	390	—	—
5,80	103	—	—	—	—	—	370	—	—
5,90	99	—	—	—	—	—	360	—	—
6,00	95	—	—	—	—	—	340	—	—

Leģēto instrumentu tēraudu cietība un termiskās apstrādes režīmi

Tērauda marka	Cietība atkvēlinātā stāvoklī, HB max.	Termiskās apstrādes režīmi			
		Karsēšanas temperatūra rūdot, (± 10 °C)	Rūdišanas vide	Atlaidināšanas temperatūra, (± 10 °C)	Cietība, HRC min
105V	212	790	ūdens	180	61
50WCrV8	229	920	eļļa	180	56
60WCrV8	229	910	eļļa	180	58
102Cr6	223	840	eļļa	180	60
21MnCr5	217	e	e	e	e
70MnMoCr8	248	835	gaiss	180	58
90MnCrV8	229	790	eļļa	180	60
95MnWCr5	229	800	eļļa	180	60
X100CrMoV5	241	970	gaiss	180	60
X153CrMoV12	255	1020	gaiss	180	61
X210Cr12	248	970	eļļa	180	62
X210CrW12	255	970	eļļa	180	62
35CrMo7	f				f
40CrMnNiMo8-6-4	f				f
45NiCrMo16	285	850	eļļa	180	52
X40Cr14	241	1010	eļļa	180	52
X38CrMo16	f				f

a – visiem tēraudiem: fosfors $\leq 0,030$ % un sērs $\leq 0,030$ %

e – šim materiālam pēc cementēšanas, rūdišanas un zemās atlaidināšanas virskārtās cietība ir 60 HRC

f – šos materiālus parasti piegādā atlaidinātus pēc rūdišanas ar cietību apmēram 300 HB.