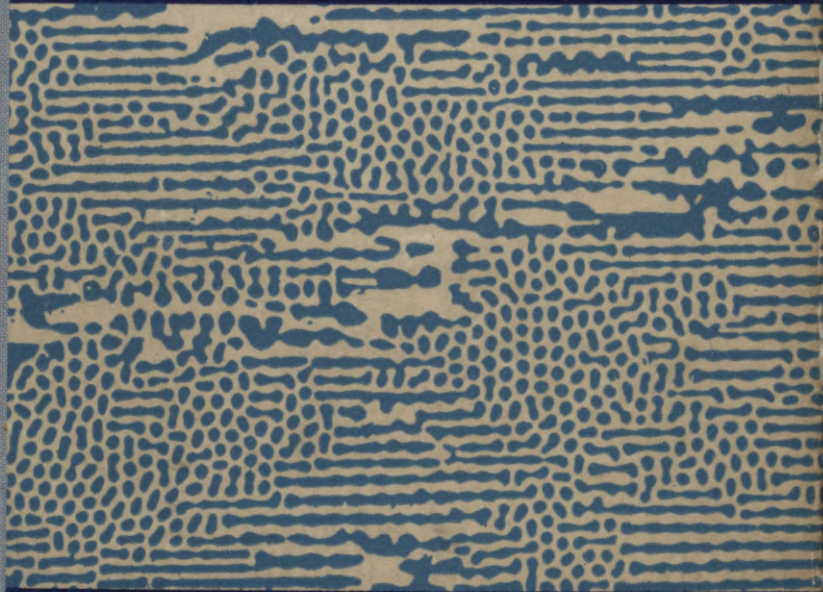
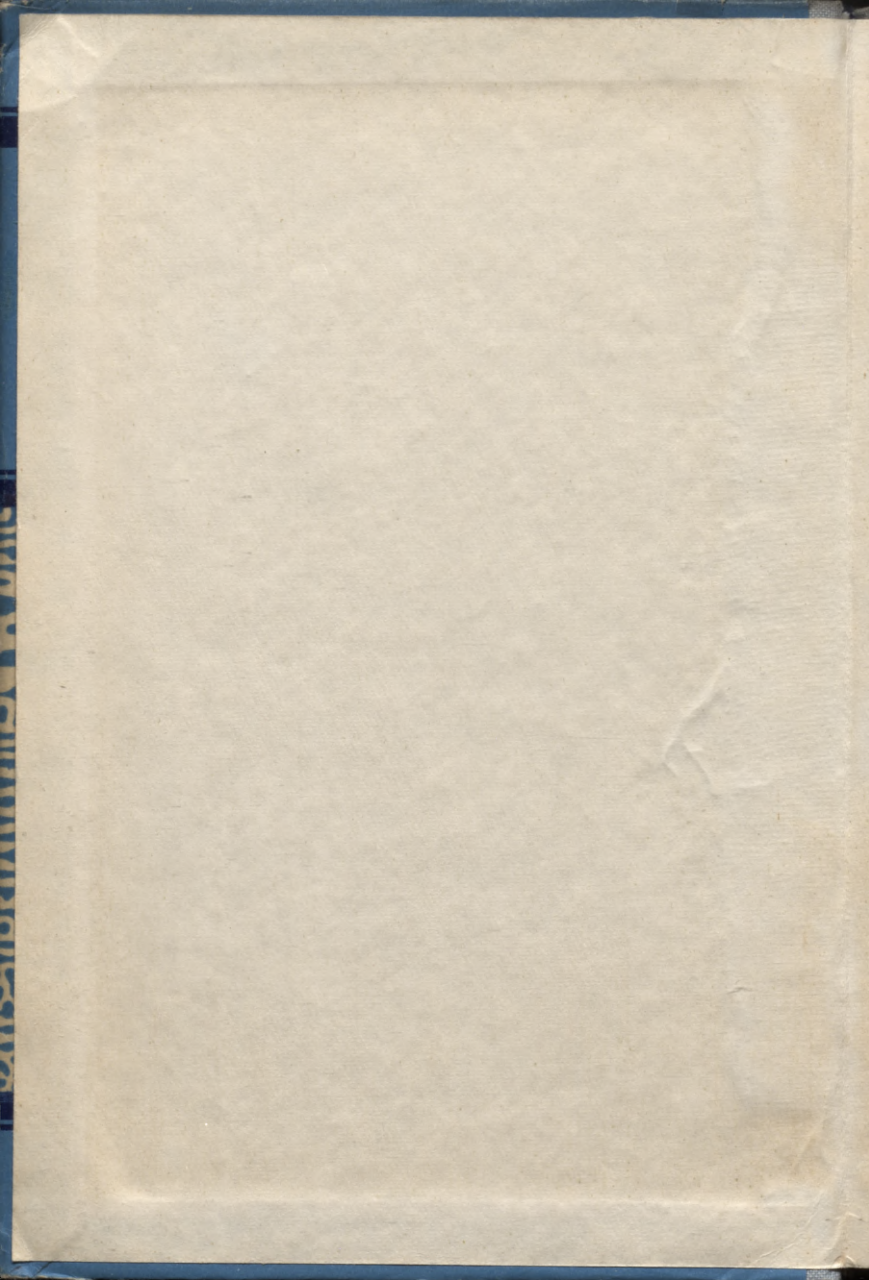
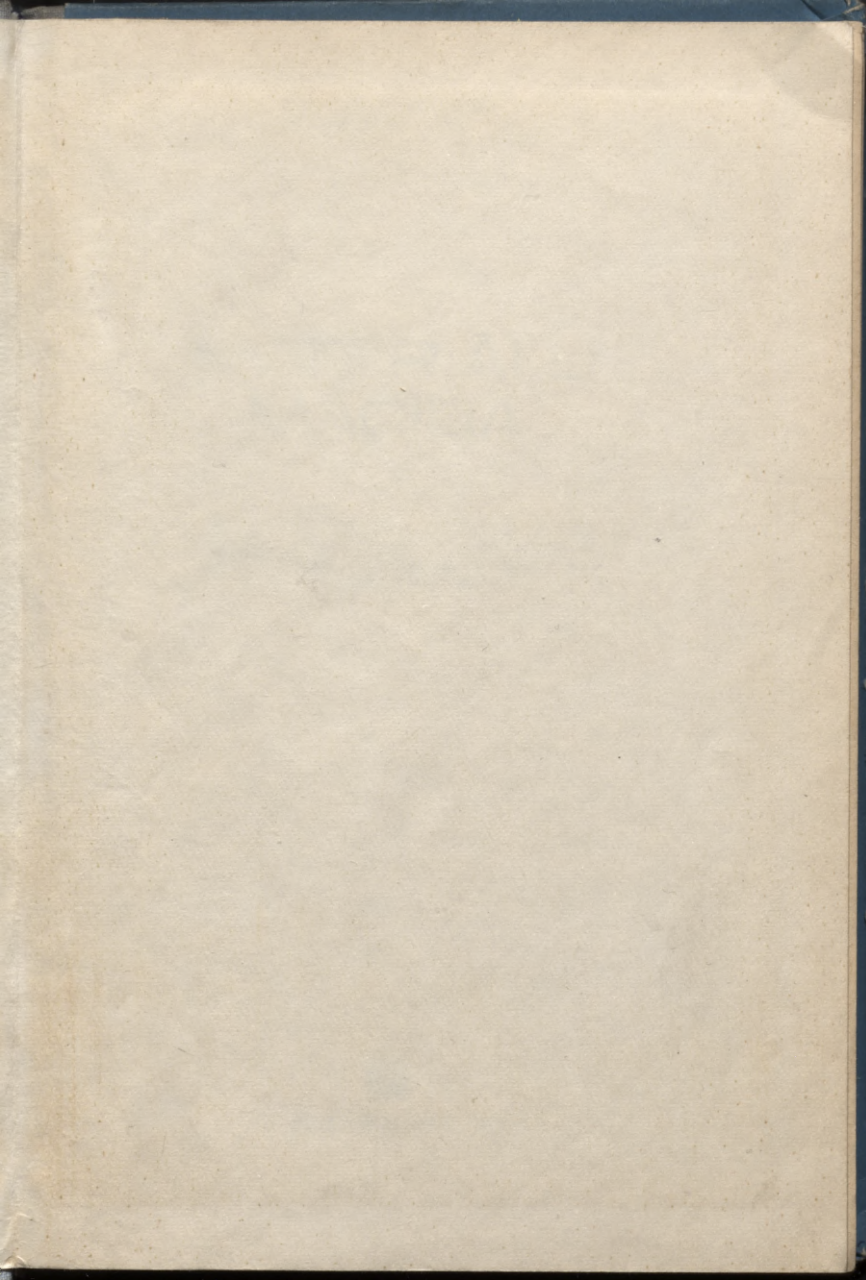


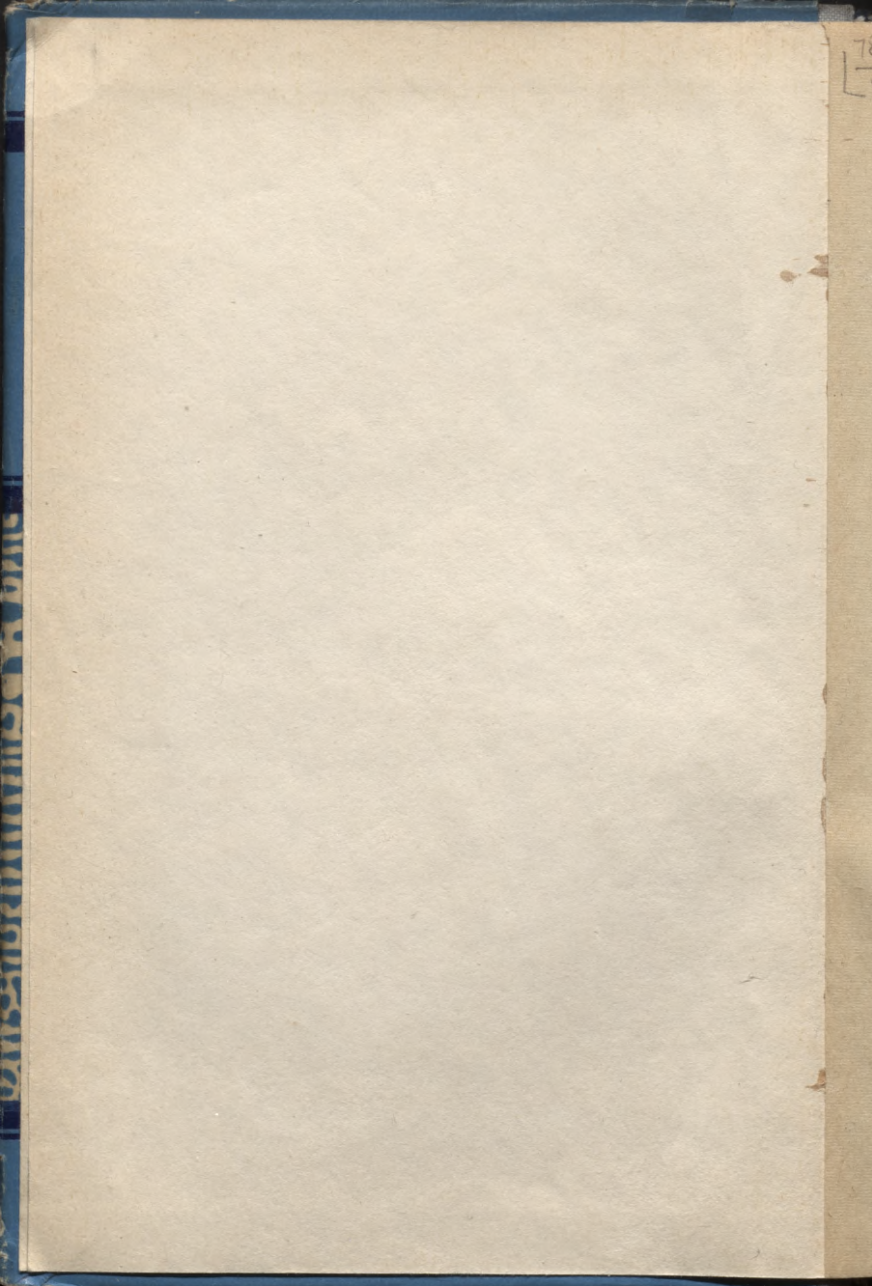
L 78-4
98

J. OZOLIŅŠ
MATERIĀLU
MĀCĪBA









78-4
98

Dubl
L
620.1

J. OZOLIŅŠ

MATERIĀLU MĀCĪBA

*Latvijas PSR Augstākās un vidējās speciālās
izglītības ministrija atļāvusi lietot par mācību
līdzekli Latvijas PSR augstskolu tehnisko spe-
cialitāšu studentiem*



RIGA «ZVAIGZNE» 1978

~~78~~ 52.354 ; 2 gr
0308140136

В книге излагаются строение и свойства материалов, теория сплавов, теория и технология термической обработки материалов, конструкционные и инструментальные материалы, цветные металлы и их сплавы, а также полимерные материалы.

Книга предназначена в качестве учебного пособия для студентов технических специальностей вузов Латвийской ССР. Кроме того, ее смогут использовать инженерно-технические работники, занятые в машиностроении и ремонтном деле.

Рис. 159, табл. 13, библиогр. 15.

Grāmatā aplūkota materiālu uzbūve un īpašības, sakausējumu teorija, materiālu termiskās apstrādes teorija un tehnoloģija, konstrukciju un instrumentu materiāli, krāsainie metāli un to sakausējumi un polimēru materiāli.

Grāmata paredzēta kā mācību līdzeklis mūsu republikas augstskolu tehnisko specialitāšu studentiem. To var izmantot arī mašīnbūvniecībā un remontdarbos strādājošie inženiertehniskie darbinieki.

IEVADS

Zinātniski tehniskās revolūcijas laikmetā paplašinās tehnikā lietojamo materiālu klāsts, tiek radīti jauni materiāli ar daudz labāku un plašāku mehānisko un tehnoloģisko īpašību kompleksu. Atsevišķām tehnikas nozarēm vajadzīgi materiāli ar specifiskām īpašībām, ar paplašinātu materiālu ekspluatācijas temperatūru intervālu. Mašīnbūvē un celtniecībā tagad plaši lieto materiālus, kurus vēl nesen uzskatīja par nākotnes materiāliem.

Arvien plašāk izmanto nemetāliskos materiālus, galvenokārt polimēru materiālus. Šos materiālus nevar uzskatīt ne par metālu, ne arī par krāsaino metālu aizvietotājiem. Tie ir patstāvīgi materiāli ar noteiktām fizikālajām, ķīmiskajām un mehāniskajām īpašībām, kas atsevišķos gadījumos ir pat labākas nekā metālu īpašības. Jāatzīmē polimēru materiālu labās tehnoloģiskās īpašības, to plašās izmantošanas iespējas un zemā pašizmaksa.

Materiālu mācība ir zinātne, kas pētī sakarības starp metālu, sakausējumu un nemetālisko materiālu sastāvu, uzbūvi un īpašībām, kā arī to īpašību izmaiņas termiskās, mehāniskās, ķīmiskās un citas iedarbības rezultātā.

Galvenā materiālu mācības daļa ir metālu mācība. Par metālu mācības pamatlicēju uzskatāms krievu zinātnieks D. Černovs, kas atklāja dzelzs polimorfo pārvērtību kritiskās temperatūras un to atkarību no oglekļa satura tēraudā, izpētīja kristalizācijas procesu un izveidoja tēraudu termiskās apstrādes teorijas pamatus. Līdz ar to tika likti pamati metālmācībā plaši izmantojamai dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagrammai. Liela nozīme metālu mācības attīstībā bija mūsu zemes zinātnieku N. Kurnakova, A. Bočvara, A. Baikova, S. Steinberga, N. Gudcova, G. Kurdjumova un daudzu citu zinātnieku darbiem. No ārzemju zinātniekiem metālu mācības attīstībā lielu ieguldījumu devuši R. Austens, Le-Satelje, Martens, Kotrels, Jum-Rozeri un daudzi citi.

Ievērojamā ķīmiķa A. Butļerova radītā organisko savienojumu ķīmiskās uzbūves teorija veidoja zinātnisku pamatu sintētisko polimēru materiālu izstrādei. Akadēmiķa V. Kargina un viņa skolnieku pētījumiem polimēru struktūru jomā bija liela nozīme polimēru materiālu attīstībā.

Pēdējā desmitgadē radīti vairāki jauni materiāli, kas nepieciešami kosmosa izpētei, atomenerģijas apgūšanai un elektronikas attīstībai. Tagad tehnikā praktiski izmanto gandrīz visus Mendeļejeva periodiskās sistēmas elementus. Radītas jaunas materiālu nostiprināšanas metodes. Mūsdienās jārada arī materiāli ar iepriekš iēplānotām īpašībām, kas atbilst noteiktiem ekspluatācijas apstākļiem.

PSRS tautas saimniecības attīstības pamatvirzieni 1976.—1980. gadā nosaka materiālu ražošanā šādus uzdevumus: kvalitātes tēraudu ražošanas palielināšanu, it sevišķi izmantojot pārkausēšanā elektrokušņu un vakuuma metodes; velmējumu sortimenta paplašināšanu; alumīnija, titāna un polimēru materiālu īpatsvara palielināšanu konstrukciju materiālu kopējā izlaidē; sintētisko materiālu ar ieprogrāmētām īpašībām ražošanu. Reizē jāpaaugstina arī katras materiālu resursu vienības atdeve un efektīvi jāizmanto materiālu fondi.

Zinātniski tehniskās revolūcijas laikmetā paātrinās zinātniskie pētījumi un to rezultātu ieviešana ražošanā. Lai zinātnes sasniegumus efektīvi izmantotu ražošanā, kas it sevišķi nepieciešams komunisma materiāli tehniskās bāzes radīšanai, inženieriem labi jāzina materiālu mācība.

1. nodaļa
MATERIĀLU UZBOVE

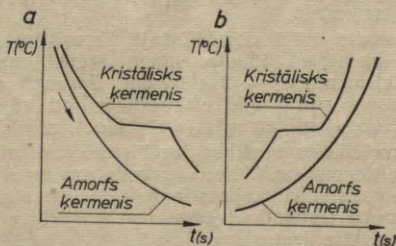
1-1. Metālu kristāliskā uzbūve

Dabā pastāv divu veidu cietie ķermeņi ar atšķirīgām īpašībām: kristāliskie un amorfie.

Kristāliskie cietie ķermeņi karsēšanas laikā paliek cieti (t. i., saglabā savu formu) līdz noteiktai temperatūrai, kad tie pāriet šķidrā stāvoklī. Šāda pāreja no viena stāvokļa otrā notiek izotermiski, t. i., noteiktā temperatūrā (1-1. att.).

Amorfie ķermeņi, karsējot tos plašā temperatūras intervālā, kļūst nedaudz mīkstāki, mazāk stingri, līdz pāriet šķidrā stāvoklī. Atdzesējot šie procesi noris pretējā virzienā. Dzesēšanas un karsēšanas termiskajās līknēs šīs pārvērtības nevar konstatēt (1-1. att.).

Cietu ķermeņu kristāliskais stāvoklis ir stabilāks, t. i., ar mazāku termodinamisko potenciālu nekā amorfa. Ķermeņi amorfā stāvoklī var uzskatīt par pārdzesētu šķidrumu ar stipri pazeminātu daļiņu kustīgumu. To var iegūt, strauji atdzesējot no šķidra stāvokļa daudzas organiskās un neorganiskās vielas. Tomēr



1-1. att. Kristāliska un amorfa materiāla termiskās līknes:

a — dzesēšanas; b — karsēšanas.

atkārtota karsēšana, ilgstoša izturēšana paaugstinātā temperatūrā vai deformācija var radīt amorfā stāvokļa nestabilitāti un pilnīgu vai daļēju pāreju kristāliskajā stāvoklī. Šādas pārejas piemēri ir neorganiskā stikla saduļļošanās paaugstinātās temperatūrās, kausēta dzintara daļēja kristalizācija, atkārtoti to karsējot, polietilēna pārveidošanās trauslā materiālā ilgstošas ekspluatācijas rezultātā, kaprona diega daļēja kristalizācija stiepes procesa laikā.

Kristāliskus ķermeņus raksturo elementāro daļiņu (atomu, jonu, molekulu) sakārtots izvietojums telpā. Visi metāli un metālu sakausējumi ir kristāliski ķermeņi. No Mendeļejeva periodiskās sistēmas 104 elementiem 82 elementi ir metāli.

Metāli ir polikristāliski ķermeņi, kas sastāv no daudziem dažādos virzienos orientētiem kristāliem, kuriem kristalizācijas gaitā veidojas nepareiza ģeometriskā forma un kurus sauc par kristāliem jeb metāla graudiem.

Metāliem cietā stāvoklī un daļēji arī šķidrā stāvoklī ir augsta siltumvadītspēja un elektrovadītspēja, pozitīvs elektriskās pretestības termiskais koeficients (palielinoties temperatūrai, tīra metāla elektriskā pretestība palielinās). Vairāk nekā 20 metāliem piemīt supravadītspēja, kad absolūtajai nullei tuvās temperatūrās to elektriskā pretestība strauji samazinās. Metāliem piemīt termoelektronu emisijas spēja, laba atstarošanas spēja un paaugstināts plastiskums.

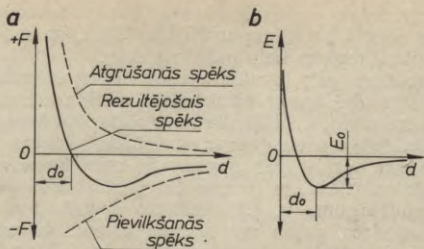
Nemetāli ir trausli, tiem nav raksturīgā metāliskā spīduma, to siltumvadītspēja un elektrovadītspēja ir zema, elektriskās pretestības termiskais koeficients ir negatīvs.

Metālu raksturīgās īpašības var izskaidrot ar brīvo elektronu klātbūtni. Atoms sastāv no pozitīvi lādēta kodola un negatīvi lādētiem elektroniem. Elektronu skaits atomā 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, kuri daudz stiprāk saistīti ar kodolu.

Elektronu skaits ārējā enerģētiskajā līmenī metālu atomiem ir neliels. Tā, piemēram, 16 elementiem ārējā līmenī ir viens elektrons, 55 elementiem — 2 elektroni. Saskaņā ar mūsdienu metālu uzbūves teoriju ārējie elektroni ir ļoti vāji saistīti ar atoma kodolu, tie viegli atraujas un veido t. s. elektronu gāzi.

Elementu metāliskās īpašības izveidojas, kad, atomiem tuvinoties, ārējie elektroni zaudē saiti ar kodoliem un sāk brīvi pārvietoties starp pozitīvi lādētajiem joniem. Metāls sastāv no telpā ģeometriski pareizi izvietotiem joniem un starp tiem kustībā esošiem kopīgiem elektroniem.

Metāla stabilitāti nosaka elektriskie pievilkšanās spēki starp pozitīvi lādētajiem joniem un kopīgajiem elektroniem. Šādu mijiedarbību starp joniem un elektronu gāzi sauc par metālisko saiti.



1-2. att. Mijiedarbības spēka (a) un saites enerģijas (b) izmaiņa atkarībā no starpatomu attāluma.

Metālisko saišu stiprumu nosaka pievilkšanās un atgrūšanās spēki, kas darbojas starp joniem un elektroniem (1-2. att. a). Atomi (joni) cenšas novietoties cits no cita tādā attālumā d_0 , lai saites enerģija būtu minimāla (1-2. att. b).

Metālisko stāvokli raksturo ļoti stipras metāliskās saites un arī citas fizikālās īpašības. Metālu augsto elektrovadītspēju izskaidro ar brīvo elektronu klātbūtni. Paaugstinot temperatūru, palielinās jonu svārstību amplitūda, kas apgrūtina elektronu taisnvirziena kustību un palielina materiāla elektrisko pretestību. Zemās temperatūrās jonu svārstību amplitūda stipri samazinās un elektrovadītspēja strauji pieaug. Daudziem metāliem absolūtās nulles tuvumā praktiski nav elektriskās pretestības. Metālu augsto siltumvadītspēju izskaidro gan ar brīvo elektronu lielo kustīgumu, gan arī ar jonu svārstībām, kuru dēļ ātri izlīdzinās temperatūra visā metāla masā.

Metāliskās saites (vienmērīgs elektronu sadalījums pa visu kristāla tilpumu) nosaka arī metālu lielo plastiskumu. Plastiskās deformācijas (kalšanas, velmēšanas u. c.) procesā, metāla daļiņām pārvietojoties citai gar citu, metāliskās saites netiek sarautas.

Metālu ķīmiskās īpašības nosaka tas, ka to atomi samērā viegli atdod valences elektronus, pārvēršoties par pozitīvi lādētiem joniem. Tāpēc metāli ir ļabi reducētāji, kas ir viena no galvenajām to īpašībām.

Tīri metāli nav izturīgi, un tiem nav vajadzīgo fizikāli ķīmisko un tehnoloģisko īpašību, tādēļ par konstrukciju materiāliem tos lieto reti. Visplašāk izmanto sakausējumus, kurus iegūst, sakausējot vai saķepinot divus vai vairākus metālus vai metālus un nemetālus. Izmainot sakausējuma ķīmisko sastāvu, var iegūt materiālu ar vēlamām mehāniskajām, ķīmiskajām un tehnoloģiskajām īpašībām.

Daudzas materiālu īpašības, it sevišķi mehāniskās, ir atkarīgas no struktūras — materiāla iekšējās uzbūves. Materiāla

struktūru var iedalīt makrostruktūrā, kuru novēro ar neapbruņotu aci vai nelielā palielinājumā (līdz $40\times$), un mikrostruktūrā, ko novēro mikroskopā ar lielu palielinājumu.

Makrostruktūru pēti lūzuma vietās vai uz speciāliem makrošlīfiem. Lūzuma pētīšana ir vienkāršākā metāla kristāliskās uzbūves noteikšanas metode. Atšķirībā no amorfajiem materiāliem kristāliskajiem ķermeņiem vienmēr ir gaudains (kristālisks) lūzums. 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 var noderēt par kritēriju metāla trausluma noteikšanai, tas atsedz arī iekšējās uzbūves defektus lūzuma plaknē.

Makrostruktūras pētīšanas makrošlīfus izgriež no lielām sagatavēm (lējumiem, kalumiem) vai izstrādājumiem. Makrošlīfu virsmu noslīpē un kodina ar speciāliem kodinātājiem, kas dažādas struktūras sastāvdaļas dažādi izkodina vai iekrāso, izceļot mikroporas un plaisas.

Pētot makrošlīfu, var noteikt graudu formu un lielumu lietajā metālā, tekstūru plastiski deformētajā metālā, ķīmisko nevien-dabīgumu, 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, vēlama un lietderīga materiāla pētīšanas metode, kas ļauj spriest par materiāla iegūšanu un iepriekšējo apstrādi un noteikt vietu, kur ņemt paraugu mikrostruktūras pētīšanai.

Mikrostruktūra parāda fāzu izvietojumu, to formu un izmērus. Mikrostruktūru pēti ar mikroskopu uz mikrošlīfa 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 6000 \AA , tādēļ palielinājums nepārsniedz $1000 \dots 1500\times$ (izšķiršanas spēja $0,15 \dots 0,2 \text{ \mu m}$). Materiālu pētīšanai izmanto arī elektronu mikroskopos, kas ļauj iegūt palielinājumu līdz $100\,000\times$. Sajos mikroskopos izmanto elektronu starus ar ļoti mazu viļņa garumu ($0,04 \dots 0,12 \text{ \AA}$), kas dod iespēju aplūkot daļiņas ar izmēriem $15 \dots 20 \text{ \AA}$. Ar elektronu mikroskopu var izpētīt smalkus struktūras veidojumus — t. s. substruktūru, kā arī tieši novērot kristāliskās struktūras defektus. Elektronu mikroskopā pēti nevis pašu metālu, bet gan lakas, grafīta vai kvarca repliku, kas precīzi kopē metāla struktūras reljefu. Metāla struktūru var novērot arī caurejošā elektronu staru kūlī, tikai tad nepieciešams no metāla parauga nogriezt ļoti plānu plēvīti (dažu simtu \AA biezumā), kurai elektroni var iziet cauri. Jaunākie ir rastra elektronu mikroskopi, kuros var tieši pētīt metāla paraugu, jo elektronu stars ir kustīgs un tas,

līdzīgi kā televizorā, pa rindām apseko visu pētāmo virsmu. Šiem elektronu mikroskopiem ir ļoti liels dziļuma asums, tādēļ tos plaši izmanto lūzuma vietas pētīšanai. Līdzīgi var pētīt arī polimēru materiālu struktūru.

Atomu izvietojumu kristālos pēti ar rentgenstaru, elektronu un neitronu staru difrakcijas metodi. Analizējot difrakcijas ainu, var iegūt plašu informāciju par amorfo un kristālisko ķermeņu uzbūvi, par kristāliskā režģa formu un izmēriem, atomu skaitu un izvietojumu tajā, uzbūves defektiem, elektronu blīvumu atomā un citiem atoma uzbūves jautājumiem.

Starp materiāla uzbūvi (mikrostruktūru) un daudzām tā īpašībām pastāv noteiktas likumsakarības, kuru noteikšana ir viens no galvenajiem materiālu mācības uzdevumiem.

1-2. Kristalizācija

Gandrīz visus mašīnbūvē lietojamus materiālus iegūst kaušējot, tādēļ to pāreja no šķidra stāvokļa cietā ir svarīga fizikāla parādība. Materiāla pāreju no šķidra vai tvaikveida stāvokļa cietā stāvoklī, veidojot kristālisku struktūru, sauc par primāro kristalizāciju. Turpretim jaunu kristālu veidošanas materiālā, kurš atrodas cietā stāvoklī, sauc par sekundāro kristalizāciju.

Primārā kristalizācija. Kristalizācija noris tādēļ, ka sistēma cenšas ieņemt izdevīgāku termodinamisko stāvokli, ko raksturo mazāka brīvā enerģija F vai zemāks termodinamiskais potenciāls. Līdzsvara stāvokli vielai ir minimāla brīvā enerģija F , kuru aprēķina pēc šādas formulas:

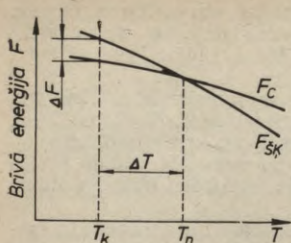
$$F = H - TS,$$

kur H — sistēmas pilnā enerģija;

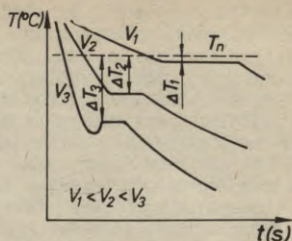
T — absolūtā temperatūra;

S — entropija.

Palielinoties temperatūrai, materiāla iekšējā brīvā enerģija samazinās neatkarīgi no tā, vai materiāls atrodas cietā vai arī šķidrā stāvoklī (1-3. att.). Temperatūru T_n , kad materiāla cietā un šķidra stāvokļa brīvās enerģijas ir vienādas, sauc par kristalizācijas līdzsvara temperatūru. Sajā temperatūrā vienlaikus var eksistēt gan šķidrā, gan arī cietā fāze. Virs temperatūras T_n stabilāka ir šķidrā fāze, kurai ir mazāka brīvā enerģija vai zemāks termodinamiskais potenciāls, bet zem šīs temperatūras stabilāka ir cietā fāze. Kristalizācijas process noris tikai tad, ja cietās fāzes brīvā enerģija ir mazāka nekā šķidrās fāzes brīvā enerģija, t. i., šķidrā materiāls jāatdzesē zem līdzsvara temperatūras. Starpību starp kristalizācijas līdzsvara temperatūru un temperatūru T_k , kad notiek kristalizācija, sauc par pārdzesēšanas pakāpi, t. i., $\Delta T = T_n - T_k$.



1-3. att. Brīvās enerģijas F izmaiņa atkarībā no temperatūras.



1-4. att. Metālu termiskās līknes ar dažādu pārdzesēšanas pakāpi.

Kušana ir kristalizācijai pretējs process, kas noris, ja materiālu karsē virs kristalizācijas līdzsvara temperatūras. Starpību starp reālām kušanas un kristalizācijas temperatūrām sauc par temperatūras histerēzi.

Tīru metālu termiskās līknes, kas raksturo kristalizācijas procesu ar dažādiem dzesēšanas ātrumiem, parādītas 1-4. attēlā. Ja dzesēšanas ātrums V_1 ir neliels, pārdzesēšanas pakāpe ir maza un kristalizācijas process noris nedaudz zem līdzsvara temperatūras (1-4. att.).

Termiskajā līknē kristalizācijas temperatūrai atbilst horizontāls nogrieznis, ko var izskaidrot ar slēptā kristalizācijas siltuma izdališanos.

Palielinot dzesēšanas ātrumu, pieaug pārdzesēšanas pakāpe un kristalizācijas process noris temperatūrās, kas ievērojami zemākas nekā līdzsvara temperatūra. Pārdzesēšanas pakāpe ir atkarīga arī no metāla dabas un tīrības. Jo tīrāks metāls, jo vairāk var to pārdzesēt. Tehniski tīriem metāliem pārdzesēšanas pakāpe var būt ļoti liela, piemēram, $\text{Sn} - \Delta T = 118^\circ\text{C}$ un $\text{Sb} - \Delta T = 135^\circ\text{C}$. Parasti pārdzesēšanas pakāpe nepārsniedz $10 \dots 30^\circ\text{C}$. Pārkarsēšanas pakāpe metālu kausēšanā ir neliela — $3 \dots 5^\circ\text{C}$.

Pētot kristalizācijas procesu, krievu zinātnieks D. Černovs pirmais konstatēja, ka tas sākas ar kristalizācijas centru rašanos, kuri pēc tam aug.

Šķidrā stāvoklī vielas atomi siltuma ietekmē pārvietojas haotiski. Tomēr šķidrā metālā var pastāvēt arī samērā nelieli stabili atomu grupējumi. Šo grupējumu robežas atomu izvietojums stipri līdzīgs to izvietojumam cietā kristālā. Minētie grupējumi var izšķīst un no jauna veidoties citā vietā. Pārdzesējot šķidro metālu, daļa šo atomu grupējumu (parasti lielākie) kļūst stabili un ir spējīgi augt. Stabilos atomu grupējumus sauc par kristalizācijas centriem.

Kristalizācijas centru parādīšanās izmaina termodinamisko potenciālu. 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 — to samazina. Katrai pārdzesēšanas pakāpei ir savs t. s. kritiskais kristalizācijas centru lielums — rādiuss. Centri, kas lielāki par to, turpina augt, bet mazākie atomu grupējumi no jauna izšķīst šķidrā metālā. Kritiskā kristalizācijas centra rādiusa R_k lielumu var noteikt pēc šādas formulas:

$$R_k = \frac{2\sigma}{\Delta f_v},$$

kur σ — virsmas spraigums uz kristalizācijas centra un šķidrā metāla robežas;

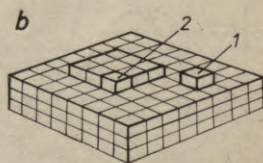
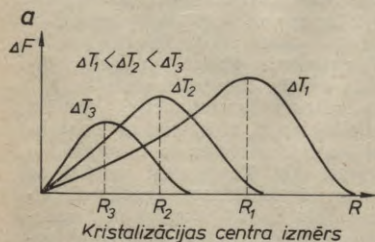
Δf_v — šķidrā un cietā metāla brīvās enerģijas starpība.

Palielinot pārdzesēšanas pakāpi, virsmas spraigums izmainās maz, bet brīvās enerģijas starpība strauji palielinās. Līdz ar to kristalizācijas centru kritiskie izmēri samazinās, bet to skaits pieaug (1-5. att. a).

Kristalizācijas centra augšana notiek, pievienojot atomus no pārdzesētā šķidrā metālā. Kristāls aug pa kārtām, kuru biezums vienāds ar viena atoma izmēru. Izšķir divus kristālu augšanas elementāros procesus.

1. *Divdimensiju kristalizācijas centra izveidošanās uz kristāla plakanām virsmām.* Tā izmēri nedrīkst būt mazāki par kritiskajiem, citādi, veidojoties jaunām robežvirsmām, pieaug sistēmas brīvā enerģija.

2. *Divdimensiju kristalizācijas centra augšana, pievienojot atomus no pārdzesētā šķidruma.* Pēc kristalizācijas centra izveido-



1-5. att. Metālu brīvās enerģijas izmaiņa kristalizācijas procesā atkarībā no kristalizācijas centra izmēra un pārdzesēšanas pakāpes (a) un kristālu augšanas shēma (b).

šanās uz plakanas kristāla virsmas tā augšana noris viegli, jo ir tādas vietas, kuras piesaista no šķīduma pārnākušos atomus. Atoms stāvoklī 1 (1-5. att. b) ir vāji nostiprināts — tas var pārvietoties pa plakni vai arī atdalīties no tās, turpretim stāvoklī 2 atoms ir stipri piesaistīts pie kristāla. Kad atoms aizņem visu kristāla skaldni, jaunas kārtas augšanai uz izveidotās virsmas nepieciešams jauns divdimensiju kristalizācijas centrs. Līdz ar to kristālu augšanas ātrums atkarīgs no jauna centra rašanās varbūtības. Jo lielāka pārdzesēšanas pakāpe, jo mazāks ir kritiskā centra lielums un jo vieglāk tas veidojas.

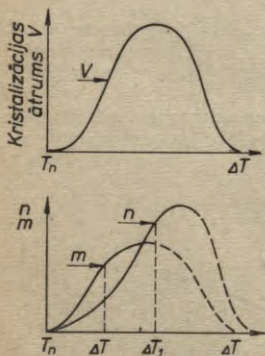
Kristālu veidošanos atvieglo arī tas, ka to skaldnes nav ideāli līdzenas. Uz tām vienmēr ir dažādi defekti izciļņu un pakāpju veidā, kas vieglāk notur no šķīduma pārnākušos atomus. Šai gadījumā kristāla augšana var notikt arī bez jauna divdimensiju kristalizācijas centra rašanās.

Augošā kristālā vienmēr ir dislokāciju veida defekti. Tā, piemēram, skrūves dislokācijas izejas vietā ir «pakāpiens», kuram viegli pievienojas atomi. Skrūves dislokācija veido uz kristāla virsmas spirāli no viena atoma līdz dažiem tūkstošiem atomu augstumā.

Kristālu faktiskos izmērus nosaka kristalizācijas centru skaita un kristālu augšanas ātruma attiecība. Kristalizācijas procesa ātrums, ja pārējie apstākļi un materiālu uzbūve pēc sacietēšanas ir vienāda, ir atkarīgs no kristalizācijas centru skaita n , kas laika vienībā izveidojas tilpuma vienībā (mm^3/s), un centru augšanas ātruma m , t. i., augoša kristāla lineāro izmēru palielināšanās ātruma laika vienībā (mm/s).

Jo lielāks kristalizācijas centru skaits un jo lielāks to augšanas ātrums, jo ātrāk noris kristalizācijas process. Šo lielumu attiecības piemērs parādīts 1-6. attēlā.

Kristalizācijas centru skaita un to augšanas ātruma atkarību no pārdzesēšanas pakāpes var izskaidrot šādi: palielinot pārdzesēšanas pakāpi ΔT , palielinās šķidrā un cietā stāvokļa brīvās enerģijas starpība ΔF , kas veicina kristalizācijas ātruma palielināšanos, t. i., pieaug kristalizācijas centru skaits un to augšanas ātrums. Abi šie procesi saistīti ar atomu pārvietošanos, kurai ir difūzijas raksturs, kas atkarīgs no temperatūras. Tādēļ, ja pārdzesēšanas pakāpe ir liela (zemā temperatūrā), sakarā ar difūzijas ātruma samazināšanos tiek apgrūtināta kristalizācijas



1-6. att. Kristalizācijas centru skaita n , augšanas ātruma m un vidējā kristalizācijas ātruma V izmaiņa atkarībā no pārdzesēšanas pakāpes.

centru veidošanās un to augšana. Ļoti zemās temperatūrās difūzijas ātrums ir tik mazs, ka lielā brīvās enerģijas starpība ΔF , izrādās, nav pietiekama, lai veidotos un augtu kristalizācijas centri ($n=0$; $m=0$). Sajā gadījumā materiāls pēc sacietēšanas ir amorfā stāvoklī, kas novērojams virknei polimēru materiālu. Metāliem kristalizācijas procesā realizējas tikai uz augšu esošā liknes daļa (1-6. attēlā nepārtrauktā līnija). Metāls sacietē, pirms tiek sasniegtas tādas pārdzesēšanas pakāpes, kad sāk samazināties kristalizācijas centru skaits un to augšanas ātrums. Palielinot pārdzesēšanas pakāpi, metālā straujāk aug kristalizācijas centru skaits un metāls iegūst smalkgraudaināku struktūru. Kā redzams, kristalizācijas procesu ātrumu nosaka kristalizācijas centru veidošanās un to augšanas ātrumi. Vidējais kristalizācijas ātrums, tāpat kā n un m , palielinot pārdzesēšanas pakāpi, no sākuma aug, sasniedzot maksimumu, un pēc tam samazinās (1-6. att.).

Graudu lielums. Jo vairāk kristalizācijas centru un jo mazāks to augšanas ātrums, jo smalkāki kristāli (graudi) izaug no katra centra. Nelielas pārdzesēšanas pakāpes ΔT (1-6. att.), t. i., maza atdzesēšanas ātruma gadījumā kristalizācijas centru skaits ir mazs, to augšanas ātrums ir pietiekami liels, tā rezultātā izveidojas rupjgraudaina struktūra. Palielinot pārdzesēšanas pakāpi līdz ΔT_1 , kristalizācijas centru skaits ievērojami pieaug, bet graudu lielums samazinās.

Graudu lielums stipri ietekmē metāla mehāniskās īpašības, it sevišķi plastiskumu un stigrību. Smalkgraudainam metālam šīs īpašības ir ievērojami labākas. Bez pārdzesēšanas pakāpes metāla graudu lielumu ietekmē arī metāla kausēšanas un izliešanas temperatūra, metāla ķīmiskais sastāvs, bet it sevišķi piemaisījumi. Šo faktoru ietekme ir ļoti liela.

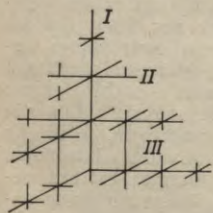
Piemaisījumu ietekme. Kristalizācijas centru rašanās metālā noris samērā lēni. Parasti kristalizācijas centri ir dažādas cietas daļiņas (nemetāliskie ieslēgumi, oksīdi u. c.), kuras pastāv visos metālu sakausējumos. Ja piemaisījumu daļiņu kristāliskais režģis ir vienāds ar pamatmetāla kristālisko režģi un režģu parametri ir gandrīz vienādi (atšķiras ne vairāk par 9%), tad šīs daļiņas ir gatavi kristalizācijas centri. Piemaisījumu daļiņu virsma adsorbē sakausējuma atomus, pie tam ģeometriski pareizi sakārtota cietās daļiņas virsma veido arī pareizi adsorbēto atomu sakārtojumu. Uz cieto daļiņu virsmas nosēžas atomu slānis pēc atomu slāņa, un kristāls aug. Jo vairāk piemaisījumu, jo vairāk arī kristalizācijas centru un jo smalkgraudaināks izveidojas metāls. Ja metālā izšķīdušie piemaisījumi ir virsmas aktīvas vielas, tie veicina kristalizācijas centru skaita pieaugumu un samazina virsmas spraigumu. Sajā gadījumā virsmas aktīvo vielu iedarbība ir līdzvērtīga pārdzesēšanas pakāpes palielināšanai (sk. formulu 11. lpp.).

Metāla pārķarsēšana virs kušanas temperatūras samazina piemaisījumu aktivitāti, sagrauj adsorbēto slāni, un piemaisījumi pārstāj būt gatavi kristalizācijas centri.

Kristalizācijas procesa norisi, līdzīgi kā piemaisījumi, ietekmē arī veidnes sienas, jo šeit parasti sākas kristālu veidošanās process.

Modificēšana. Praksē smalkgraudainu tēraudu ieguvei plaši izmanto modificēšanu: šķidrā sakausējumā ievada nedaudz speciālu vielu — modificētāju, kas praktiski neizmaina tā ķīmisko sastāvu, bet sekmē graudu samazināšanos un uzlabo mehāniskās īpašības. Modificētājus ievada nelielos daudzumos — no dažām tūkstošdaļām līdz dažām desmitdaļām procentu no metāla svara. Par modificētājiem noder virsmas aktīvas vielas (bors, nātrijs u. c.), grūti kūstoši metāli un to sakausējumi. Sarežģītu lējumu modificēšanai plaši izmanto grūti kūstošus savienojumus (karbidus, nitridus, oksīdus), kuri veido piemaisījumus, kas kristalizējas pirmie un līdz ar to veido kristalizācijas centrus. Tā, piemēram, alumīnija sakausējumiem par modificētājiem izmanto Ti, V un Zr, magnija sakausējumiem — magnezītu, krišu, retāk grafitu, Al un Ca karbidus, tēraudam — Al, V un Ti, čugunam — virsmas aktīvo Mg.

Tērauda lietņa uzbūve. Kristālu graudu forma, kas veidojas kristalizācijas procesā, ir atkarīga no to augšanas apstākļiem, galvenokārt no siltuma aizvadišanas virziena un ātruma, piemaisījumu daudzuma un rakstura, kā arī no šķidrā metāla temperatūras. Kristalizācijas procesā bieži veidojas sazaroti kokveida kristāli, kurus sauc par dendritiem (1-7. att.). Visātrāk kristāli aug pretēji siltuma aizvadišanas virzienam un tajās kristalogrāfiskajās plaknēs un virzienos, kur ir vislielākais atomu izvietojuma blīvums (mazākais starpatomu attālums). Šķidrā metāla atomiem šīs plaknes atbilst zemākajam enerģētiskajam stāvoklim. Tādēļ arī sākumā veidojas gari kristāli — t. s. pirmās kārtas asis (I). Pagarinoties pirmās kārtas asīm, uz tām sānos veidojas jauni centri un aug otrās kārtas asis (II). Uz



1-7. att. Dendrita augšanas shēma metālā.

otrās kārtas asīm savukārt izveidojas un aug trešās kārtas asis (III). Tādējādi izaug dendriti, kuriem starp zariem atrodas vēl nesacietējis metāls. Dendritus dažreiz var novērot tieši uz lieta metāla virsmas raksturīga reljefa veidā vai arī uz sarakuma dobuma virsmas, kur traucēta šķidrā metāla pieplūšana. D. Cernovs, pētīdams 100 t smaga tērauda lietņa uzbūvi, tā sarakuma dobumā atrada geometriski pareizi veidotu 39 cm garu dendritu. Parasti dendrīta struktūru novēro tikai pēc makrošlīfa izgatavošanas. Dendritu pareizo formu izkropļo daļiņu saskaršanās un

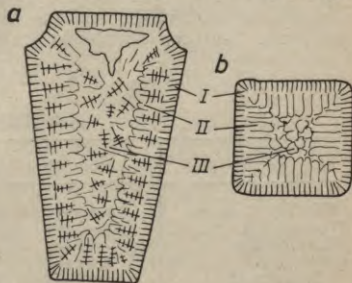
saugšana kristalizācijas procesa nobeiguma posmā. Kad dendritu starpelpa aizpildīta, dendritu struktūru novērot grūti. Parasti novēro dendritu saskaršanās vietas kā graudu robežas. Dendritu zari cits no cita atdalīti ar plānu nešķīstošu piemaisījumu kārtiņu un smalkām porām, kas rodas tilpuma samazināšanās dēļ, metālam pārejot no šķidra stāvokļa cietā.

Metāla graudi veidojas no dendritiem, kas izauguši no viena kristalizācijas centra un ir ar vienādu kristāliskā režģa orientāciju. Atkarībā no šķidrā metāla dzesēšanas ātruma graudiem var būt apaļa vai arī izstiepta — stabveida forma. Graudu formu un izmērus stipri ietekmē siltuma atdeves apstākļi. To vislabāk var novērot, pārgriežot tērauda lietni. Tajā redzamas 3 zonas ar atšķirīgu struktūru. Šķidrā metāla kristalizācija sākas no aukstās veidnes sienām. Sakarā ar lielo dzesēšanas ātrumu šeit lietņa virskārtā veidojas plāna perpendikulāri pret sienām orientētu smalku kristālu zona *I* (1-8. att.). Aiz šīs zonas veidojas garenu dendritveida kristālu zona *II*. So kristālu augšana notiek pretēji siltuma atdeves virzienam, t. i., perpendikulāri pret lietņa sienām. Dendritu tālākā augšana notiek, pirmās kārtas asīm virzoties šķidrājā metālā un veidojoties atzarojumiem. Ja metāls stipri pārkarsēts, veidne piepildīta lēni un atdzesēta strauji, tad dendritveida kristālu zona var aizņemt visu tilpumu. Šāda stabveida kristālu zona ir ar lielāku blīvumu, tajā ir maz tukšumu un gāzu ieslēgumu. Tomēr stabveida kristālu saskares vietās metālam ir pazemināta izturība un spiedapstrādes (velmēšanas, kalšanas u. c.) rezultātā var rasties plaisas. Tādēļ metāliem ar zemu plastiskumu, to skaitā arī tēraudam, šādu stabveida kristālu veidošanās nav veicināma.

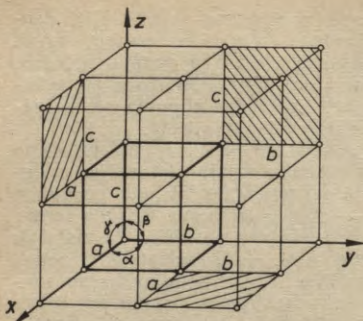
Ja maz pārkarsēts metāls tiek lēni atdzesēts, piemēram, lielu lējumu vidusdaļā, un siltuma aizvadišana nav ar noteiktu virzienu, tad izveidojas zona *III* ar dažādi orientētiem lielākiem un mazākiem dendritiem (graudiem). So dendritu izmēri atkarīgi no metāla temperatūras, atdzesēšanas ātruma un piemaisījumu klātbūtnes.

Šķidram metālam ir lielāks ipatnējais tilpums nekā cietam, tādēļ tajā lietņa daļā, kur metāls sacietē visvēlāk, izveidojas tukšums — sarukuma dobums. Ap sarukuma dobumu metāls ir visvairāk piesārņots.

Padomju un amerikāņu kosmonauti 1975. gadā kosmiskajos kuģos «Sojuz—Apollo» speciālā vakuuma krāsnī bezsvara apstākļos



1-8. att. Tērauda lietņa uzbūves shēma:
a — garengriezumā; b — šķērs griezumā.



1-9. att. Kristāliskā režģa uzbūves shēma.

tiem atomiem (joniem) un molekulām, kas periodiski atkārtojas visos trijos virzienos.

Kristālisko struktūru raksturo telpiskais vai kristāliskais režģis. Metālu kristālisko režģi veido atomi (joni), kas izvietoti telpiskā režģa mezglos. Tāda kristāliska režģa piemērs parādīts 1-9. attēlā. Ar resnākām līnijām attēlots vismazākais paralēlskaldnis, kuru secīgi pārvietojot gar visām trim asīm izveidojas kristāls. Šo vismazāko metāla tilpumu, kas dod priekšstatu par metāla kristālisko struktūru jebkurā tilpumā, sauc par kristāliskā režģa elementāršūnu. Kristāliskā režģa elementāršūnas raksturošanai jāzina šādi lielumi: trīs šķautņu garumi (a , b , c) un trīs leņķi starp asīm (α , β un γ). Visus daudzveidīgos kristāliskos režģus var iedalīt septiņās sistēmās (1. tabula).

Kristāliskos režģus, kuriem atomi atrodas tikai virsotnēs, sauc par vienkāršiem, bet režģus, kuriem atomi atrodas ne tikai virsotnēs, bet arī režģa iekšienē un skaldnēs, — par sarežģītiem režģiem. Vairums metālu kristalizējas šādos samērā vienkāršos

iegūva vairāku metālu sakausējumus. Kristalizācijas procesu bezsvara stāvoklī pētīja arī 1976. gadā kosmosa kuģa «Sojuz-5» kosmonauti, izpildot eksperimentu «Sfēra» ar viegli kūstošu sakausējumu.

1-3. Metālu kristāliskā režģa uzbūve

Metālu atomi telpā atrodas noteiktā ģeometriskā kārtībā, veidojot kristālisku struktūru. Kristāli sastāv no noteiktos attālumos novietotiem atomiem (joniem) un molekulām, kas periodiski atkārtojas visos trijos virzienos.

1. tabula

Kristāliskie režģi

Sistēma	Šķautnes	Leņķi
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	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
Monoklinā	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma \neq 90^\circ$
Triklīnā	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

kristāliskajos režģos: tilpumā centrētā kubā, skaldnēs centrētā kubā un heksagonālajā režģī. Atomi kristāliskā režģī novietojas samērā blīvi. Minēto kristālisko režģu uzbūve parādīta 1-10. attēlā.

Tilpumā centrēta kuba kristāliskajā režģī atomi izvietoti kuba virsotnēs un viens atoms novietots kuba centrā (1-10. att. a). Šāds režģis ir metāliem Rb, K, Na, Li, Ti, Zr, Ta, W, Mo, V, Fe, Cr, Nb un Ba.

Skaldnēs centrēta kuba kristāliskajā režģī atomi izvietoti kuba virsotnēs un visu skaldņu centros (1-10. att. b). Šāds režģis ir metāliem Ca, Ce, Sr, Th, Pb, Sc, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Ir, Fe, Cu un Co.

Heksagonālā režģī atomi izvietoti sešstūra prizmas pamatņu virsotnēs un to centrā, bet trīs atomi novietoti prizmas vidū (1-10. att. c). Šāds režģis ir elementiem Hf, Mg, Ti, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co, Be, Ca, Y, La un Zr.

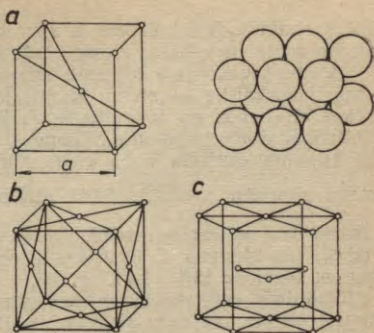
Dažiem metāliem (Mn un Ir) ir tetragonāls režģis.

Kristāliskā režģa izmērus raksturo attālums starp paralēlām atomu plaknēm elementāršūnā, un to sauc par periodu. Režģa periodu mēra angstrēmās ($1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm}$) vai kiloiksos ($1 \text{ kX} = 1,00202 \cdot 10^{-8} \text{ cm}$). Metālos režģa periods mainās no 2,28 Å līdz 6,52 Å.

Tā kā sarežģītiem režģiem atomi atrodas ne tikai kristāliskā režģa virsotnēs, bet arī centrā un skaldnēs, tad, lai raksturotu režģa sarežģītību, nosaka atomu skaitu uz vienu kristāliskā režģa elementāršūnu. Sarežģītos režģos katrai elementāršūnai atomu skaits ir lielāks par 1.

Tā, piemēram, tilpumā centrēta kuba elementāršūnai pieder divi atomi. Pārbaudīsim to ar aprēķinu. Šī režģa elementāršūnā atrodas 8 atomi, kas novietoti kuba virsotnēs. Līdz ar to katrs no šiem atomiem vienlaikus pieder 8 blakus esošām elementāršūnām. Tātad no šiem atomiem elementāršūnai pieder tikai viens atoms. Elementāršūnas centrā esošais atoms, protams, pieder tikai vienai šūnai. Tātad kopējais atomu skaits tilpumā centrēta kuba elementāršūnai ir $8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2$ atomi.

Skaldnēs centrēta kuba elementāršūnai pieder 4 atomi: viens atoms no virsotnēs izvietotajiem 8 atomiem un trīs atomi no



1-10. att. Elementārie kristāliskie režģi:
a — tilpumā centrēts kubs; b — skaldnēs centrēts kubs; c — heksagonāls režģis.

katrā skaldnē izvietotajiem 6 atomiem, jo tie katrs vienlaikus pieder 2 blakus esošām elementāršūnām ($8 \cdot \frac{1}{8} + 6 \cdot \frac{1}{2} = 4$).

Atomu izvietojuma blīvumu kristāliskajā režģī raksturo koordinācijas skaitlis — atomu skaits, kas atrodas vienādošos vismazākos attālos no dotā atoma. Jo lielāks koordinācijas skaitlis, jo lielāks atomu pakojuma blīvums.

Tilpumā centrēta kuba elementāršūnā vismazākais attālums starp atomiem $d = \frac{a\sqrt{3}}{2}$. Šādā attālumā no dotā atoma atrodas

astoņi blakus esošie atomi. Režģa koordinācijas skaitlis ir 8 (K8), bet blīvums, t. i., atomu tilpuma attiecība pret režģa tilpumu, sasniedz 68% (1-11. att. a).

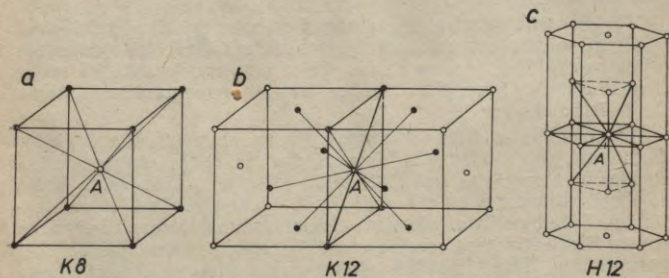
Skaldnēs centrēta kuba elementāršūnai koordinācijas skaitlis ir 12 (K12); katram atomam ir 12 blakus esošie atomi, kas atrodas attālumā $d = \frac{a\sqrt{2}}{2}$ (1-11. att. b).

Heksagonālā režģa koordinācijas skaitlis ir 12 (H12), ja periodu attiecība $c/a = 1,633$. Skaldnēs centrēts kubs un heksagonālais režģis ir visblīvākie režģi, to blīvums sasniedz 74% (1-11. att. c).

Metāliem, kas periodiskajā sistēmā atrodas blakus nemetāliem, kā arī nemetāliem ir ļoti sarežģīti kristāliskie režģi ar mazu koordinācijas skaitli.

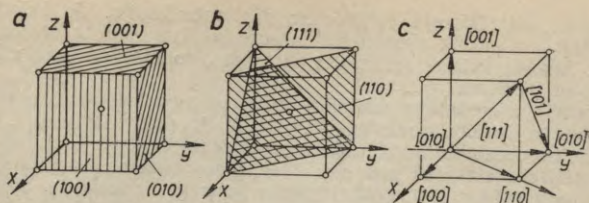
1-4. Kristalogrāfiskie indeksi

Lai noteiktu atomu plakņu novietojumu kristāliskajā režģī, izmanto indeksus h, k, l , kas ir racionāli skaitļi. Tie ir apgriezti lielumi nogriežņu garumiem, kurus dotā plakne nošķēl uz koor-



1-11. att. Vienādā un vismazākā attālumā no atoma A esošo atomu skaita noteikšanas shēma:

a — tilpumā centrētam kubam; b — skaldnēs centrētam kubam; c — heksagonālam blīvam kristāliskam režģim.



1-12. att. Kubiska režģa kristalogrāfisko virsmu indeksācijas shēmas (a, b) un virziena shēma (c).

dinātu asīm. Par garuma vienību izvēlas elementāršūnas šķautnes garumu.

Vispirms noteiksim kuba skaldņu indeksus. Katra kuba skaldne šķēļ tikai vienu asi, pie tam nogriežņi ir vienādi: 1, ∞ , ∞ ; ∞ , 1, ∞ ; ∞ , ∞ , 1. Nošķelto nogriežņu apgrieztie lielumi ir attiecīgi šādi: 1, 0, 0; 0, 1, 0; 0, 0, 1. Indeksus h , k , l parasti raksta iekavās, neatdalot tos ar komatu: (100); (010); (001).

Kubiskajā režģī bez virsmas plaknēm (1-12. att. a un b) ir arī iekšējās plaknes, piemēram, (111) un (110). Ja indeksi raksturo nevis vienu noteiktu plakni, bet paralēlu plakņu saimi, tos raksta kvadrātiekvās.

Atomu blīvums dažādās skaldnēs nav vienāds. Tā, piemēram, tilpumā centrēta kuba elementāršūnas skaldnei (100) pieder tikai viens atoms ($4 \cdot \frac{1}{4}$), bet skaldnei (110) — divi atomi, no kuriem viens atoms atrodas kādā no režģa virsotnēm ($4 \cdot \frac{1}{4}$), bet otrs — kuba centrā. Skaldnēs centrēta kuba kristāliskā režģa elementāršūnai visblīvākā ir plakne (111). Skaldnes ar blīvu atomu izvietojumu sauc par slīdes skaldnēm, jo, izdarot plastisko deformāciju, šajās plaknēs pārvietojas atomi.

Virziena indeksi. Raksturojot kristāla fizikālās vai mehāniskās īpašības, nepieciešams uzrādīt virzienus, uz kuriem attiecas minētās īpašības. Paralēlos virzienos īpašības ir vienādas, tāpēc no visiem paralēliem virzieniem pietiek uzrādīt tikai vienu virzienu, kas iet caur koordinātu sākumpunktu. Tādējādi taisnes virzienu var noteikt ar vienu punktu, jo par otru punktu noder koordinātu sākumpunkts. Tāds punkts ir kristāliskā režģa mezgla punkts, kur atrodas daļiņa. Mezgla punkta koordinātes izsaka nogriežņu a , b un c vienībās ar veseliem skaitļiem u , v un w , kurus sauc par virziena indeksiem un raksta kvadrātiekvās — $[u, v, w]$. Tos vienmēr izsaka ar veseliem skaitļiem, negatīvo vērtību atzīmē ar mīnuszīmi virs indeksa.

Anizotropija. Sakarā ar to, ka atomu pakojuma blīvums dažādiem kristalogrāfisko plakņu virzieniem ir atšķirīgs, arī vairākas kristālu īpašības (ķīmiskās, fizikālās, mehāniskās) ir atkarīgas no šo plakņu virzieniem. Īpašību dažādību atkarībā no

virziena kristāliskajā režģī sauc par anizotropiju. Jo kristāla struktūra ir mazāk simetriska, jo spilgtāk izpaužas tā anizotropija. Amorfas vielas (stikls) ir izotropas, to īpašības nav atkarīgas no virziena.

Tehnikā, izmantojot mākslīgi audzētus monokristālus, svarīgi ievērot to īpašību anizotropiju. Metāli ir polikristāliski, t. i., sastāv no daudziem anizotropiem kristāliem. Šie kristāli ir dažādi orientēti cits attiecībā pret citu, tādēļ visos virzienos metāla īpašības ir vienādas, t. i., polikristālisks ķermenis ir izotrops. Spiedapstrādes rezultātā vienādu indeksu kristalogrāfiskās plaknes polikristāla dažādos graudos var tikt orientētas paralēli. Tādus polikristālus sauc par teksturētiem, un tiem piemīt īpašību anizotropija.

1-5. Kristālu iedalījums pēc daļiņu mijiedarbības spēku rakstura

Kristālu uzbūvi un īpašības nosaka to spēku daba, kas noteiktās kristāliskā režģa vietās notur jonus, atomus vai molekulas. Starp elementārām daļiņām kristālos darbojas saites spēki, kuru raksturs atkarīgs no elektronu izvietojuma atomos.

Pēc noteicošās saites rakstura visus kristālus iedala molekulāros, kovalentos, jonu un metālu kristālos. Šāds iedalījums ir nosacīts, jo daudzos gadījumos vienlaikus pastāv nevis viens, bet vairāki saišu tipi.

Molekulārie kristāli. Šajos kristālos galvenās ir Van der Vālsa saites, kas izveidojas starp jebkurām elementārām daļiņām (joniem, atomiem, molekulām). Tomēr daudzos kristālos tās salīdzinājumā ar citām saitēm ir ļoti vājas. Inertās gāzēs pastāv vienīgi Van der Vālsa saites, jo to atomiem ir pilnīgi aizpildīti enerģētiskie līmeņi un, atomiem tuvojoties, elektronu apmaiņa nav iespējama. Pievilksnās spēkus starp atomiem izskaidro ar atomu momentānu polarizāciju, kas notiek, atomiem tuvojoties.

Van der Vālsa saitēm nav noteikta virziena rakstura, jo momentānais dipols veidojas ar katru no blakus esošajiem atomiem. Tādēļ atomi, cenšoties palielināt blakus esošo atomu skaitu, novietojas viskompaktākā veidā. Van der Vālsa saites spēku enerģija ir maza, tādēļ molekulārie kristāli ir ar zemu kušanas temperatūru.

Kovalentie atomu kristāli. Šādi kristāli ir tādiem elementiem kā C, Si, Ge, Sn, Sb, Bi, Se, Te, Po u. c. So elementu atomi mijiedarbības rezultātā elektronus apvieno, aizpildot savu valences zonu. Pie tam elektroni vienlaikus pieder vairākiem atomiem — visu laiku ceļo no viena atoma pie cita, veidojot apmaiņas kovalentos spēkus. Kovalento kristālu kristāliskā režģa mezglu punktos novietojas atomi, starp kuriem darbojas kovalentie spēki. Tā, piemēram, oglekļa atomam ir četri valences elektroni, kas

veido četras saites ar četriem blakus esošiem atomiem. Valences elektronu apmaiņa notiek katrā atomu pāri.

Dabā ogleklis pastāv divu kristālisku formu — grafiņa un dimanta veidā. Abos kristāliskajos režģos katram atomam ir četri blakus esoši atomi. Dimantā tie atrodas vienādos attālumos, bet grafiņa heksagonālajā režģī viens atoms atrodas samērā tālu no pamatplaknes. Pamatplaknē starp atomiem darbojas kovalentā saite, bet starp pamatplaknēm darbojas vājā Van der Vālsa saite. Grafiņu deformējot, vispirms sagraust saites starp režģa pamatplaknēm. Ar to arī izskaidrojama grafiņa nelielā cietība.

Kovalentai saitei ir virziena raksturs, jo katrs atoms mijiedarbojas ar noteiktu skaitu blakus esošo atomu. Starpatomu saites virziena raksturs un atomu pakojuma nelielais blīvums kristāliskajos režģos nosaka materiāla zemo plastiskumu, lielo cietību un augsto kušanas temperatūru.

Jonu kristāli. Kristālos ar dažādas valences elementiem veidojas jonu tipa saites. Tuvojoties atomiem un pārsedzoties valences enerģētiskajām zonām, notiek elektronu pārdalīšana. Elektropozitīvais elements zaudē valences elektronu un pārvēršas pozitīvā jonā, bet elektronegatīvais elements iegūst elektronu, aizpilda valences zonu un pārvēršas negatīvā jonā. Jonu kristālu mezglos novietojas joni.

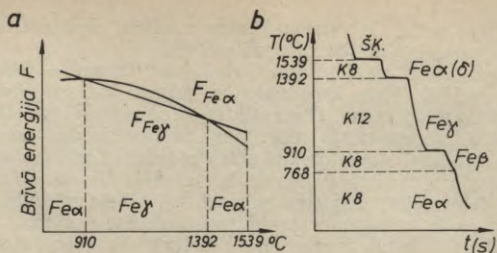
Jonu saitēm ir noteikta virziena raksturs, jo valences elektronu apmaiņa notiek starp vienas molekulas atomiem, piemēram, NaCl kristālā starp vienu nātriju un vienu hlora atomu.

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

Metālu kristāli. Sādus kristālus veido elementi, kuriem ir metālu īpašības. Tie viegli atdod savus valences elektronus, kas kristāla tilpumā izveido kopīgu elektronu gāzi. Metālu saitei nav virziena rakstura, jo katrs atoms cenšas pievilkt pēc iespējas vairāk blakus esošo atomu. Tā rezultātā 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 temperatūra, mazāks elastības modulis un cietība, taču lielāks plastiskums un elektrovadītspēja.

1-6. Polimorfās pārvērtības

Daži metāli atkarībā no temperatūras maina kristālisko režģi un līdz ar to arī īpašības. Šo spēju sauc par alotropiju un dažādās polimorfās formas — par alotropiskām modifikācijām. Metālu un to sakausējumu alotropiskās pārvērtības uzskatāmas par sekundāro kristalizāciju, kas pakļaujas visiem kristalizācijas



1-13. att. Dzelzs brīvās enerģijas izmaiņa atkarībā no temperatūras (a) un Fe termiskā likne (b).

likumiem, proti, veidojas kristalizācijas centri un noris to augšana.

Jaunās modifikācijas kristalizācijas centri visbiežāk izveidojas uz graudu robežām. Šo pārvērtību rezultātā veidojas jauni kristāliskie graudi ar citādu formu un izmēriem.

Polimorfio modifikāciju, kas stabila zemākajā temperatūrā, pieņemts apzīmēt ar burtu α , bet augstākajās temperatūrās — ar β , γ , δ utt.

Tīru metālu pāreja no vienas alotropiskās modifikācijas citā noris pastāvīgā temperatūrā, izdaloties vai absorbējoties siltumam.

Tīra metāla dzesēšanas (karsēšanas) termiskajā liknē alotropiskās pārvērtības attēlo ar horizontālu nogriezni (1-13. att. b).

Reālos apstākļos polimorfās pārvērtības noris, ja notiek ievērojama pārdzesēšana attiecībā pret kristalizācijas līdzsvara temperatūru.

Katras alotropiskās modifikācijas kristāliskajam režģim ir cits blīvums, tādēļ vienas modifikācijas pāreja citā vienmēr saistīta ar tilpuma izmaiņām un iekšējo spriegumu rašanos. Ja tilpumu starpība ir liela, metāls pārvērtības gaitā zaudē savu monolitumu. Uzskatāms piemērs ir baltās alvas ar blīvumu $7,3 \text{ g/cm}^3$ alotropiskā pārvērtība pelēkā alvā ar blīvumu $5,7 \text{ g/cm}^3$. Pārvērtība sākas uz baltās alvas virsmas, kur izveidojas pelēkās alvas izciļņi, kas pakāpeniski izplatās metāla dziļumā. Radušies iekšējie spriegumi izraisa pelēkās alvas pārvēršanos pulverī. Alvas alotropisko pārvērtību līdzsvara temperatūra ir 18°C . Praktiski tās noris tikai tad, ja ir liela pārdzesēšanas pakāpe (50°C).

Polimorfās pārvērtības notiek daudziem tehnikā plaši izmantojamiem metāliem. Pazīstamas šādas pārvērtības: $\text{Fe}_\alpha \rightleftharpoons \text{Fe}_\gamma$; $\text{Co}_\alpha \rightleftharpoons \text{Co}_\beta$; $\text{Ti}_\alpha \rightleftharpoons \text{Ti}_\beta$; $\text{Mn}_\alpha \rightleftharpoons \text{Mn}_\beta \rightleftharpoons \text{Mn}_\gamma \rightleftharpoons \text{Mn}_\delta$; $\text{Sn}_\alpha \rightleftharpoons \text{Sn}_\beta$. Tās piemīt arī elementiem Ca, Li, Na, Cs, Sr, La, Te, Zr, Hf, V u. c. Polimorfās pārvērtības noris, kristāliskajai vielai pārejot uz stāvokli ar zemāku brīvās enerģijas līmeni.

Temperatūras intervālā 910...1392°C stabilāka ir γ dzelzs (K12), kam ir mazāka brīvā enerģija nekā α dzelzij, bet temperatūrā līdz 910° un virs 1392°C stabilāka ir α dzelzs, jo tās brīvā enerģija ir mazāka (1-13. att. a). Līdz temperatūrai 768°C (Kirī punkts) Fe_{α} ir feromagnētiska, bet virs šīs temperatūras — paramagnētiska (nemagnētiska), un to apzīmē ar Fe_{β} .

Alotropiskās pārvērtības ļauj izmainīt struktūru un īpašības metāliem, it sevišķi sakausējumiem, ja tos karsē virs alotropisko (fāzu) pārvērtību temperatūrām un atdzesē ar dažādiem ātrumiem, t. i., veic termisko apstrādi.

1-7. Reālo kristālu uzbūve. Dislokācijas

Mūsdienu pētījumi rāda, ka reāliem kristāliem atšķirībā no ideāliem kristāliem ir sastopamas dažādas struktūras nepilnības (defekti), t. i., novirzes no pareizas ģeometriskas uzbūves.

Kristāliskās uzbūves nepilnības (defekti) var pārvietoties, tuvoties cita citai un mijiedarboties. Karsējot metālu, defektu pārvietošanās ātrums pieaug, pie tam dažāda veida defektiem tas ir dažāds. Defektu kustīguma un savstarpējās mijiedarbības dēļ to koncentrācija kristālā mainās. Vismazāk defektu satur atkvēlināti metāli. Reālos metālos defektu koncentrācija palielinās, ja tos rūda, deformē vai pakļauj citiem apstrādes veidiem.

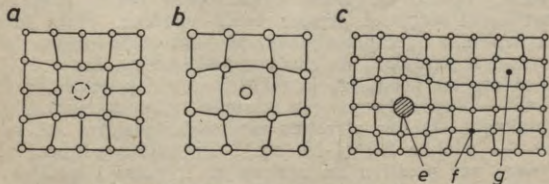
Defekti ir termodinamiski nestabili, bet tie neizzūd, kamēr nav vēlama kinētisko apstākļu.

Izšķir šādus metālu kristāliskās uzbūves defektus: punktveida, lineāros un virsmas defektus.

Punktveida defekti. Pie vienkāršākajiem punktveida defektiem pieder vakances, starpmezglu atomi un piemaisījumu atomi (1-14. att.).

Par vakanci sauc kristāliskā režģa tukšu mezglu, bet par starpmezglu atomu — atomu, kas novietojies starp mezgliem. Piemaisījumu atomi izvietojas kristāliskā režģa mezglos vai starp tiem, veidojot aizvietošanas vai iespiešanās cietos šķīdumos.

Vakances un starpmezglu atomi sakarā ar atomu termiskajām svārstībām metālos eksistē visās temperatūrās. Atomu pāreju no



1-14. att. Kristāliskā režģa punktveida defekti:

a — vakance; b — starpmezglu atoms; c — piemaisījuma atomi.

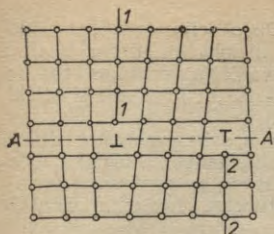
viena līdzsvara stāvokļa uz citu sauc par difūziju. Punktveida defektu rašanās saistīta ar atomu difūziju un piemaisījumu atomu klātbūtni metālos, kas izkropļo pamatmetāla kristālisto režģi. Kristālā vienmēr ir tādi atomi, kuru enerģija lielāka vai mazāka par enerģijas vidējo vērtību attiecīgajā temperatūrā. Atomi ar lielāku enerģiju spēj pārvietoties ievērojamā attālumā no līdzsvara stāvokļa, pārvarēt potenciālo barjeru un pāriet starpmezglu stāvoklī, kā arī iznākt uz metāla virsmas vai savienoties ar kādu kristālistkā režģa defektu. Minimālo enerģijas daudzumu Q , kas nepieciešams, lai pārvarētu šīs barjeras, sauc par aktivizācijas enerģiju.

No līdzsvara stāvokļa attālināts atoms atstāj brīvu režģa mezglu, t. i., veido vakanci. Šādu pārvietotu atomu un vakancu rašanās izkropļo kristālistko režģi vairāku periodu attālumā. Nelīdzsvarotū stāvoklī raksturo kristālistkā režģa līniju un virsmu izliekuma un starpatomu attālumā izmaiņas.

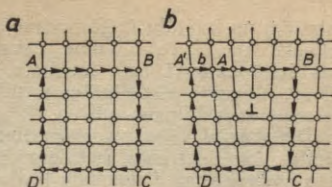
Punktveida defekti kristālistkāajā režģī nepārtraukti pārvietojas. Vakancei blakus esošais atoms ar paaugstinātu enerģijas līmeni var pārvietoties uz vakanci, atstājot brīvu vietu, uz kuru savukārt var pārvietoties cits atoms. Tādējādi vakance pārvietojas, līdz iziet uz kristāla virsmas. Jo augstāka temperatūra, jo vairāk ir vakancu un jo mazāks laiks vajadzīgs to pārejai no viena mezgla punkta uz citu. Vakancu veidošanās nav obligāti saistīta ar atomu pāreju starpmezglu stāvoklī. Tādēļ vakancu un pārvietoto atomu skaits ir dažāds. Tā, piemēram, varam 20 °C temperatūrā vakancu skaits pārsniedz pārvietoto atomu skaitu 10²⁰ reizes. Vakances parasti veidojas, atomiem atraujoties no kristāla virsmas. Šai vietā veidojas bedrīte, kas pārvietojas uz kristāla iekšieni. Vakancu avoti var būt tukšumi un plaisas kristālu iekšienē, graudu robežas, dislokācijas u. c.

Vakance ir svarīgākais punktveida defekts, kas paātrina visus termiski aktivizējamus procesus: difūziju, pārsātinātu cieto šķīdumu sairšanu, pulveru saķepšanu u. c. Vakancu skaitu var ievērojami palielināt, rūdot augstās temperatūrās, plastiski deformējot un apstarojot ar neitroniem. Visi punktveida defekti izkropļo kristālistko režģi, palielina elektrisko pretestību un zināmā mērā nostiprina kristālu.

Lineārie defekti. Lineāriem defektiem ir mazi izmēri divos virzienos un ievērojams izmērs trešā virzienā. Šādu kristālu uzbūves nepilnību sauc par dislokāciju. Svarīgākie lineāro defektu veidi ir lineārās (malas) un skrūves dislokācijas. Lineārās dislokācijas rodas, kad kristālistkāajā režģī ir izveidojusies lieka atomu pusplakne — ekstraplakne, kas izkropļo režģi noteiktā tilpumā. Ekstraplakne (*I-I*) var atrasties virs slīdes plaknes *AA* vai arī zem tās — plakne 2-2 (1-15. att.). Pirmajā gadījumā dislokāciju sauc par pozitīvu un apzīmē ar \perp , otrajā gadījumā — par negatīvu un apzīmē ar \top . Ekstraplaknes mala ir lineārā dislokācija, kuras garums var būt vairāki tūkstoši starpatomu



1-15. att. Atomu izvietojums lineārās dislokācijas apkārtnē.



1-16. att. Birģera vektora $A'A$ noteikšana:

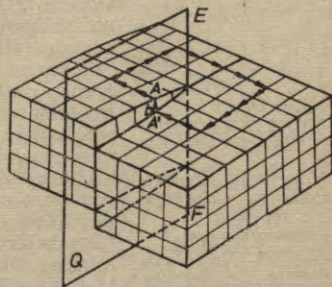
a — ideāls režģis; b — reāls režģis.

attālumu. Tā var būt taisna vai arī izliekta. Ap lineāro dislokāciju kristāliskais režģis piecu sešu atomu attālumā ir deformēts, tā enerģija ir paaugstināta. Kristāliskā režģa deformāciju raksturo Birģera vektors. To nosaka, apejot pa noslēgtu kontūru ideālā kristālā un pēc tam veicot tādu pašu ceļu reālā kristālā ap dislokāciju. Reālā kristālā ap dislokāciju kontūrs nenoslēdzas. Papildu vektoru, kas noslēdz šo kontūru, sauc par Birģera vektoru (1-16. att. *b*).

Lineārai dislokācijai Birģera vektors ir vienāds ar starpatomu attālumu kristāliskajā režģī un vērsts perpendikulāri dislokācijas līnijai. Bez lineārām dislokācijām ir arī skrūves dislokācijas, kas rodas, ja vienu kristāla daļu nobīda plaknē Q (1-17. att.). Skrūves dislokācija — līnija EF , ap kuru atomu plaknes izliektas pa vitņveida virsmu. Ja dislokāciju apiet pulksteņa rādītāju kustības virzienā, sākot no augšējās plaknes, tad nonāk apakšējā plaknē. Nobīdes vektors AA' ir paralēls dislokācijai EF , un parasti tas ir vienāds ar starpatomu attālumu. Birģera vektors raksturo dislokāciju, nosaka tās enerģiju, kustīgumu un citas īpašības. Dislokācijām ar vienādiem pretējos virzienos vērstiem Birģera vektoriem ir pretējas zīmes, un tās parasti savstarpēji pievelkas. Turpretim dislokācijas ar vienādām zīmēm atgrūžas.

Ja dislokācijas nobīdes vektors ir mazāks par starpatomu attālumu, dislokācijas sauc par nepilnām vai daļējām. Tās ir mazāk kustīgas nekā pilnās dislokācijas.

Parasti dislokāciju līnijas sākas un beidzas uz graudu



1-17. att. Skrūves dislokācija.

robežām un kristālu ārējām virsmām. Dislokācijas kristālos veido telpisku tīklu. To blīvumu raksturo dislokāciju līniju skaits, kas iziet caur 1 cm^2 laukumu. Pusvadītāju kristālos tas ir $10^4 \dots 10^5 \text{ cm}^{-2}$, atkvēlinātos metālos — $10^6 \dots 10^8 \text{ cm}^{-2}$, plastiski deformētos metālos — $10^{11} \dots 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

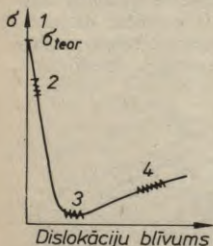
Dislokāciju blīvumu eksperimentāli nosaka, saskaitot dislokācijas, kas iziet caur metalogrāfiskā šlifa laukuma vienību. Pēc šlifa kodināšanas dislokāciju līniju izejas vietās uz virsmas izveidojas bedrītes vai punkti, kurus attiecīgā laukuma vienībā saskaita.

Dislokācijas rodas jau kristalizācijas procesā, kā arī sekojošā termiskā apstrādē un plastiskā deformācijā. Tās nosaka materiāla īpašības. Metāla izturības atkarība no dislokāciju (defektu) blīvuma parādīta 1-18. attēlā. Vislielākā praktiski noteiktā izturība ir diegveida kristāliem (2) — «ūsiņām», kas kristalizējas no gāzveida fāzes. Tie satur nelielu dislokāciju skaitu, bet mazo izmēru dēļ tos nevar plaši izmantot. Viszemākā izturība ir atkvēlinātiem metāliem (3). Kristāliskā režģa defektu daudzumam palielinoties līdz noteiktam lielumam, metālu izturība pēc termiskās apstrādes pieaug (4).

Dislokācijas kopā ar citiem defektiem piedalās fāzu pārvērtībās, rekristalizācijā, noder par gataviem centriem otrās fāzes izdalīšanai no cietiem šķīdumiem. Gar dislokācijām difūzijas ātrums ir ievērojami lielāks nekā caur ģeometriski pareizu kristālisko režģi. Ap dislokācijām koncentrējas piemaisījumu atomi un izveido paaugstinātas koncentrācijas zonu — t. s. Kotrela atmosfēru. Kotrela atmosfēra traucē dislokāciju pārvietošanos un līdz ar to nostiprina metālu.

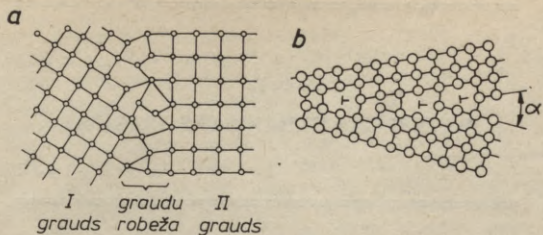
Virsmas defekti. Ražošanā vairāk izmanto polikristāliskus materiālus. Polikristāliskie materiāli sastāv no daudziem smalkiem kristāliem jeb graudiem, kuros kristāliskās plaknes ir orientētas dažādos virzienos. Katrs grauds savukārt sastāv no subgraudiem vai blokiem. Bloks ir grauda daļa ar samērā pareizu uzbūvi.

Svarīgākie virsmas defekti ir tieši graudu un bloku robežas. Graudu robežas ir pārejas zonas, kurās viens kristāliskais režģis pāriet citā kristāliskajā režģī. Pārejas zona ir apmēram līdz 10 starpatomu attālumu bieza, ar sarežģītu uzbūvi. Tajā nav pareiza atomu izvietojuma, ir liela dislokāciju koncentrācija un palielināts piemaisījumu daudzums. Šādas graudu robežas sauc par liela leņķa robežām, jo blakus esošo graudu kristāliskās plaknes veido vairāku desmitu grādu lielu leņķi.



1-18. att. Metāla stiprības atkarība no dislokāciju blīvuma:

1 — ideālam kristālam; 2 — metālam ar mazu dislokāciju blīvumu; 3 — atkvēlinātam metālam; 4 — nostiprinātam metālam (lēģēšana, termiskā apstrāde, termomehāniskā apstrāde, plastiskā deformācija).



1-19. att. Graudu robežu uzbūves shēma:

a — liela leņķa robeža; *b* — maza leņķa robeža starp blokiem (α — blakus esošu bloku novirzes leņķis).

Bloku robežas veidojas no dislokāciju rindām, kas sadala graudu atsevišķos blokus vai subgraudos (1-19. att. *b*). Atsevišķu bloku novirzes leņķis ir neliels — bieži vien tas nepārsniedz 5° . Tādas bloku robežas sauc par maza leņķa robežām. Uz bloku robežām koncentrējas piemaisījumu atomi.

Graudu robežas ietekmē daudzas mehāniskās īpašības, jo tās traucē dislokāciju kustību un tajās koncentrējas piemaisījumi. Jo mazāki graudi, jo lielāka materiāla tecēšanas robeža, lielāka stigrība un mazāks trauslums. Analōģiska, tikai nedaudz mazāka, ir bloku robežu ietekme uz materiāla mehāniskajām īpašībām. Pa graudu un bloku robežām difūzija noris ātrāk, it sevišķi augstās temperatūrās. Sakarā ar paātrinātu difūziju pa graudu robežām smalkgraudainiem metāliem mehāniskās īpašības augstās temperatūrās ir zemākas nekā rupjgraudainiem metāliem.

Bloku un graudu robežām ir paaugstināta enerģija, un tās nodar par kristalizācijas centru rašanās vietām fāzu pārvērtībās.

MATERIĀLU MEHĀNISKĀS ĪPAŠĪBAS

2-1. Spriegums un deformācija

Par mehāniskajām īpašībām sauc īpašības, kas raksturo materiālu izturēšanos mehānisku slodžu iedarbībā. Visbiežāk materiālu mehāniskās īpašības raksturo šādi lielumi: stiprība — materiālu pretestība deformācijai un sagraušanai — un plastiskums — materiālu spēja plastiski deformēties bez sagraušanas.

Ja materiāla plastiskums ir zems vai tā vispār nav, to sauc par trauslu materiālu. Mehāniskajās pārbaudēs iegūst sprieguma vai deformācijas lielumu, kuram pastāvot izmainās materiāla fizikālais stāvoklis. Zinot mehāniskās īpašības, konstruktori un tehnologi var noteikt, kādām slodzēm un kādos apstākļos drīkst izmantot doto materiālu. Mehāniskās pārbaudes noder materiālu kvalitātes kontrolei.

Sprieguma veidi. Par deformāciju sauc ķermeņa formas un izmēru izmaiņas, kas rodas pielikto slodžu iedarbības rezultātā vai arī dažādu iekšēju fizikālu procesu gaitā (kristālu tilpuma izmaiņas fāzu pārvērtībās, termiskā izplešanās).

Vienkāršākā stiepes gadījumā radušos spriegumus σ aprēķina pēc formulas

$$\sigma = \frac{P}{F} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right),$$

kur P — slodze (kgf);

F — parauga šķēsgriezums (mm^2).

Izšķir normālos un tangenciālos spriegumus. To lielums atkarīgs gan no pieliktā spēka virziena, gan arī no kristālu orientācijas (2-1. att.).

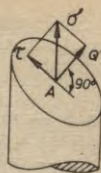
Atkarībā no spriegumu rašanās cēloņa tos iedala šādi: spriegumos, kas rodas ārēja spēka iedarbības rezultātā un izzūd pēc tā noņemšanas, un iekšējos spriegumos, kuri pastāv dotajā ķermenī bez ārēja spēka iedarbības.

Iekšējo spriegumu rašanās galvenokārt saistīta ar tilpuma nevienmērīgu deformāciju. Iekšējos spriegumus, kas rodas ātras karsēšanas vai dzesēšanas procesā (iekšējie un ārējie slāņi nevienmērīgi izplešas vai saraujas), sauc par termiskajiem spriegumiem. Fāzu vai struktūras iekšējie spriegumi rodas nevienmērīgu struktūras pārvērtību gaitā kristalizācijas procesā, termiskajā apstrādē, kā arī materiālu deformējot. Iekšējos spriegumus atkarībā no tilpuma, kurā tie līdzsvarojas, iedala pirmās, otrās un trešās kārtas spriegumos.

Pirmās kārtas spriegumi, kas visā ķermeņa tilpumā ir līdzsvaroti, rodas detaļas izgatavošanas tehnoloģiskajā procesā. Vienkāršām simetriskas formas detaļām pirmās kārtas spriegumus var noteikt, pārgriežot detaļas un izmērot to deformāciju. Pēc deformācijas lieluma nosaka iekšējo jeb paliekošo spriegumu lielumu un raksturu. Otrās kārtas spriegumi, kas līdzsvarojas grauda vai nedaudzu bloku tilpumā, rodas materiāla deformācijas un fāzu pārvērtību procesā, kad atsevišķi graudi un to bloki atrodas dažādā spriegumstāvoklī. Trešās kārtas iekšējos spriegumus, kas līdzsvarojas kristāliskā režģa robežās, rada kristāliskā režģa kropļojumi, t. i., nelieli atomu pārvietojumi no kristāliskā režģa mezglu līdzsvara stāvokļa.

Otrās un trešās kārtas spriegumus nosaka ar rentgenstruktūras metodi. Otrās kārtas spriegumi izraisa dažādu graudu un bloku kristālisko režģu deformāciju, ko parāda interferences līniju paplašināšanās rentgenogrammās. Atsevišķu kristālisko režģu kropļojumi (trešās kārtas spriegumi) pazemina interferences līniju intensitāti.

Iekšējie spriegumi ievērojami ietekmē materiālu īpašības un struktūras pārvērtības.



2-1. att. Sprieguma σ sadalījums normālā un tangenciālā komponentē.

2-2. Elastīgā un plastiskā deformācija. Sagraušana

Elastīgā deformācija. Par elastīgo deformāciju sauc deformāciju, kuras ietekme uz materiāla formu, struktūru un īpašībām pilnīgi izbeidzas pēc ārējās slodzes noņemšanas. Elastīgā deformācija maz izmaina materiāla struktūru un īpašības, slodzes darbības rezultātā notiek nelielas atomu novirzes vai kristāla bloku pagriešanās. Nelielās atomu novirzes no līdzsvara stāvokļa izraisa pievilksnās un atgrūšanās spēku izmaiņu. Tādēļ pēc ārējās slodzes noņemšanas novirzītie atomi pievilksnās vai atgrūšanās spēku iedarbībā atgriežas līdzsvara stāvoklī un kristāls atgūst savu sākotnējo formu un izmērus.

Spriegumu, ko paraugs iztur bez plastiskas deformācijas, sauc par elastības robežu. Elastīgā deformācija ir proporcionāla spriegumam:

$$\sigma = E\varepsilon,$$

kur E — materiāla elastības modulis
(dzelzij $E = 21\,000 \text{ kgf/mm}^2$);
 ε — relatīvais pagarinājums (mm).

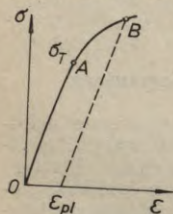
Metālu struktūra un apstrāde maz ietekmē elastības moduli, kas galvenokārt atkarīgs no starpatomu saites spēkiem un kristāliskā režģa veida.

Plastiskā deformācija. Sasniedzot spriegumu σ_T , ko sauc par tecēšanas spriegumu, parādās paliekošā — plastiskā deformācija, kas neizzūd pēc slodzes noņemšanas. Šāda deformācija saistīta ar ievērojamām atomu pārbīdēm graudos, un tās rezultātā notiek paliekošas formas izmaiņas. Pēc slodzes noņemšanas paraugs neatjauno savu iepriekšējo formu, struktūru un īpašības.

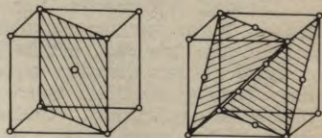
Plastiskā deformācija kristālos notiek slīdes un dubultošanās veidā. Atsevišķas kristāla daļas slide (pārvietošanās) attiecībā pret šī kristāla citu daļu notiek tangenciālā sprieguma τ ietekmē, kad tas pārsniedz šajā plaknē un virzienā noteiktu kritisku lielumu τ_{krit} . Pie tam šis lielums pieaug, ja palielinās iepriekšējās deformācijas pakāpi līdz 20%, kritiskais tangenciālais spriegums pieaug no $0,18 \text{ kgf/mm}^2$ līdz $1,9 \text{ kgf/mm}^2$, bet, ja deformācijas pakāpe ir 90%, tas sasniedz $3,1 \text{ kgf/mm}^2$.

Metāla nostiprināšanos plastiskās deformācijas procesā sauc par *uzkaldi*. Tā norāda, ka metālā noris neatgriezeniski procesi, kas saistīti ar atomu un kristālu atsevišķu daļu pārbīdi.

Metāla elastīgās un plastiskās deformācijas shēma parādīta 2-2. attēlā. Tā dod uzskatāmu priekšstatu par atomu pārvietošanās slīdes plaknē, ja slīde notiek par vienu starpatomu attālumu. Slīde notiek plaknēs tajos virzienos, kuros ir visblīvākais atomu pakojums un vismazākā pretestība slīdei. Tas ir tāpēc, ka šajos virzienos atomu pārvietojums no viena līdzsvara stāvokļa līdz citam ir minimāls, bet attālums starp blakus esošām



2-2. att. Plastiska materiāla stiepes diagramma:
OA — elastīgās deformācijas apgabals; AB — plastiskās deformācijas apgabals.

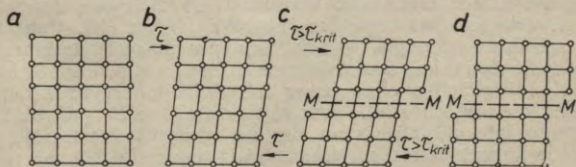


2-3. att. Kristālisko režģu visblīvākās slīdes plaknes, pa kurām noris slīdes deformācija.

atomu plaknēm ir vislielākais, t. i., saites starp tām ir visvājākās (2-3. att.). Telpiski centrētā kubiskā režģī slide notiek diagonālā plaknē [110], skaldnēs centrētā kubiskā režģī — plaknēs [111]. Jo metālam ir vairāk iespējamo slīdes plakņu un virzienu, jo metāls ir plastiskāks. Metāli ar kubisku kristālisko režģi ir ļoti plastiski, jo slīde var notikt daudzos virzienos. Metāli ar heksagonālu blīvi pakotu kristālisko režģi ir mazāk plastiski, un tos grūtāk pakļaut velmēšanai, kalšanai, štancēšanai un citiem deformācijas veidiem. Slīdes procesu nevar uzskatīt par vienkāršu visās vienas kristāla daļas nobīdi attiecībā pret otru daļu. Šāda veida procesam būtu vajadzīgi simts un pat tūkstots reižu lielāki spriegumi, nekā ir kritiskie spriegumi, kuriem pastāvot reāli notiek slīde (2-4. att.).

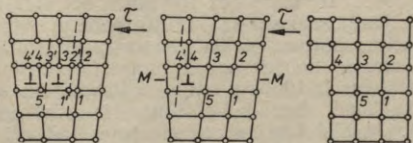
Slīde kristālos notiek dislokāciju pārvietošanās rezultātā. Lai dislokācija pārvietotos par vienu starpatomu attālumu, attiecīgajai kristāla daļai un tuvākajiem atomiem pietiek izdarīt nelielu pārbīdi. Tā dislokācija pakāpeniski pārvietojas pa slīdes plakni *MM*, līdz iziet uz kristāla virsmas, izveidojot slīdes «pakāpienu» viena starpatomu attāluma lielumā (2-5. att.).

Dislokācijas pārvietošanās no kristāliskā režģa viena mezgla uz citu mezglu noris ievērojami vieglāk nekā veselas atomu rindas pārbīde par tādu pašu attālumu. Dislokācijas var sākt pārvietoties pat ļoti nelielu bīdes spriegumu ietekmē. To uzskatāmi parāda monokristālu plastiskā deformācija ar maziem spriegumiem. Kristalizācijas procesā radušos primāro dislokāciju pārvietošanās ir ierobežota, tādēļ lielas plastiskas deformācijas var

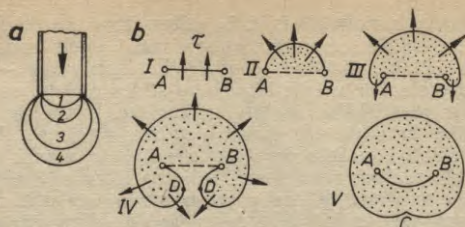


2-4. att. Metāla ar kubisku struktūru deformācija:

a — nedeformēts kristāls; b — elastīga deformācija ($\tau < \tau_{krit}$); c — elastīga un plastiska deformācija ($\tau > \tau_{krit}$); d — plastiski deformēts kristāls.



2-5. att. Dislokācijas kustība, izveidojoties slīdes «pakāpienam» uz kristāla virsmas.



2-6. att. Ziepju burbuļu (a) un dislokāciju (b) veidošanās pēc Franka—Rīda dislokāciju rašanās mehānisma.

sasniegt tikai tad, ja, primārām dislokācijām pārvietojoties, rodas daudz jaunu dislokāciju.

Dislokāciju rašanās mehānismu plastiskās deformācijas procesā atklāja 1950. gadā zinātnieki Franks un Rīds. Viņu aprakstītais dislokāciju veidošanās mehānisms atgādina ziepju burbuļu rašanos, ja nepārtraukti pūš gaisu caur tievu caurulīti (2-6. att. a). Dislokācija nostiprināta punktos A un B slīdes plaknē (zīmējumu plaknē). Šāds nostiprinājums veidojas, kad dislokācija šķērso citu dislokāciju, piemaisījumu atomus vai citus šķēršļus. Pieaugošā tangenciālā sprieguma τ darbības rezultātā dislokācija izliecas, līdz iegūst pussfēras formu. Tieši šai momentā τ sasniedz maksimālo vērtību. Tālāk dislokācija aug patstāvīgi, veidojot divas spirāles (stāvokļi III un IV). Punktā C abas spirāles savienojas, veidojot noslēgtu dislokācijas cilpu un jaunu dislokāciju, kas cenšas ieņemt sākotnējo stāvokli AB. Ārējā noslēgtā dislokācijas cilpa izaug līdz kristāla ārējām virsmām un rada elementāru slīdi. Jaunā dislokācija AB (stāvokļi V) spriegumu ietekmē izliecas un aug, kā aprakstīts iepriekšējā piemērā. Ja tangenciālais spriegums τ darbojas ilgstoši, no viena šāda avota var izveidoties simtiem dislokāciju. Dislokāciju veidošanās izbeidzas, ja augošās dislokācijas cilpas ceļā stājas dažādi šķēršļi.

Deformācijas rezultātā dislokāciju skaits pieaug, to blīvums palielinās no $10^6 \dots 10^8 \text{ cm}^{-2}$ līdz 10^{12} cm^{-2} , bet vidējais attālums starp dislokācijām sasniedz 8...12 starpatomu attālumus. Pieaugot dislokāciju skaitam, palielinās to mijiedarbība. Mijiedarbības spēka lielums atkarīgs no attāluma starp dislokācijām (ja dislokāciju attālums ir 10^{-7} cm , mijiedarbības spēks atbilst spriegumam 25 kgf/mm^2 , bet, ja attālums ir 10^{-3} cm , — tikai $2,5 \text{ kgf/mm}^2$). Ja dislokācijas mijiedarbojas vai arī sadarbojas ar citiem struktūras defektiem, palielinās kristāliskā režģa deformācijas pakāpe un līdz ar to pieaug pretestība dislokāciju kustībai. Pretēju zīmju dislokāciju atrašanās slīdes plaknes tuvumā

būtiski bremsē dislokāciju kustību. Vienādu zīmju dislokācijas, tuvojoties vienā plaknē, atgrūžas, bet pretēju zīmju dislokācijas pievelkas, jo pirmajā gadījumā, dislokācijām tuvojoties, pieaug režģa kropļojumi, otrajā gadījumā — kropļojumi samazinās. Pretēju zīmju dislokācijas viena otru iznīcina.

Dubultošanās. Daudziem metāliem plastiskā deformācija var notikt ne tikai slīdes procesā, bet arī dubultojojoties, t. i., vienai kristāla daļai simetriski pārbīdoties attiecībā pret otru daļu. Abas daļas atdala dubultošanās plakne $N-N$ (2-7. att.). Dubultošanos, tāpat kā slīdi, pavada dislokāciju kustība cauri kristālam.

Sagraušana. Katrs deformācijas process, spriegumam pieaugot virs noteikta lieluma, beidzas ar materiāla sagraušanu. Izšķir trauslu un stigru sagraušanu.

Trauslā sagraušanā normālie spriegumi pārsniedz starpatomu saites spēkus. Pieaugot normālajiem spriegumiem, vispirms notiek elastīga deformācija, bet pēc tam paraugs trausli sagrūst. Trauslu sagraušanu nepavada plastiskā deformācija, un tā galvenokārt notiek pa graudu robežām, tādēļ lūzumam ir kristālisks raksturs. Pilnīgi trausli lūzumi praksē sastopami samērā reti, parasti tos pavada neliela plastiskā deformācija un tie ir jaukta rakstura.

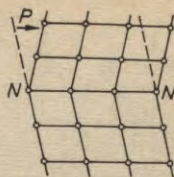
Pretestību trauslai sagraušanai, t. i., vidējo stiepes spriegumu sagraušanas momentā, sauc par atraušanas pretestību (S_{atr}). Šāda sagraušana novērojama cinkam un cinka sakausējumiem, dzelzij, mazleģētiem tēraudiem, rūdītiem metāliem un zemās temperatūrās tādiem materiāliem, kuriem uz graudu robežām izdalījušās trauslas fāzes.

Stigra sagraušana notiek tangenciālo spriegumu iedarbībā, kad tie sasniedz noteiktu lielumu, ko sauc par cirpes pretestību τ_b . Pretestību stigrai sagraušanai sauc par slīdes pretestību ($\sigma_{slīd}$). So sagraušanu vienmēr pavada ievērojama plastiskā deformācija. Stigra lūzuma virsma ir šķiedraina, jo lūzums iet caur graudu ķermeņiem, radot ievērojamu materiāla deformāciju.

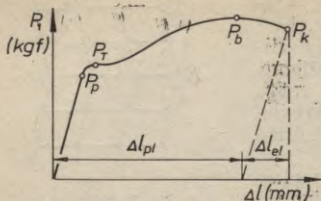
2-3. Materiālu mehānisko īpašību galvenās noteikšanas metodes

Materiālu mehāniskās īpašības nosaka, izdarot materiālu paraugu statiskās vai dinamiskās pārbaudes.

Pie statiskajām pārbaudēm pieder pārbaudes stiepē, spiedē, vērpe un liecē. Statiskās pārbaudes dod iespēju noteikt elastību, pretestību mazām un lielām plastiskām deformācijām, sagraušanas pretestību un plastiskumu.



2-7. att. Dubultošanās procesa shēmas.



2-8. att. Stiepes diagrammā.

uzņem stiepes diagrammu. Attēlā 2-8. parādīta mazoglekļa tērauda stiepes diagramma. Pārbaudes sākumā, kad slodze ir neliela, parauga pagarinājums Δl ir proporcionāls slodzei P . Šāda sakarība ir novērojama līdz slodzei P_p , pēc kuras aprēķina proporcionalitātes robežspriegumu σ_p , t. i.,

$$\sigma_p = \frac{P_p}{F_0} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right),$$

kur F_0 — parauga sākotnējais šķērs griezuma laukums (mm^2).

Par proporcionalitātes robežspriegumu sauc spriegumu, kura gadījumā novirze no sprieguma un deformācijas lineārās sakarības nepārsniedz tehniskajos noteikumos paredzēto lielumu. Spriegumi, kas mazāki par proporcionalitātes robežspriegumu, praktiski izraisa tikai elastīgo deformāciju, t. i., deformāciju, kas izzūd pēc slodzes noņemšanas. Tādēļ praksē bieži šo robežspriegumu apvieno ar elastības robežspriegumu. Par elastības robežu pieņem spriegumu, kad paliekošā deformācija sasniedz noteiktu lielumu no parauga sākotnējā garuma, piemēram, 0,01%, 0,05%.

Paaugstinot slodzi virs P_p , slodzes un deformācijas lineārā sakarība izzūd, diagramma no taisnes pāriet liknē, pie tam bieži slodzei P_T atbilst horizontāls nogrieznis vai stāvs izliekums. Iedarbojoties ar šādu slodzi uz metālu, tas sāk it kā tecēt. Attiecīgo spriegumu σ_T sauc par tecēšanas robežu, un to aprēķina šādi:

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right).$$

Kā redzams, tecēšanas robeža ir mazākais spriegums, kad parādās deformējas — tek bez ievērojama slodzes pieauguma. Pārbaudot dzelzi stiepē, diagrammā vērojama tecēšanas nogriežņa veidošanās. To izskaidro arī dislokāciju kustības bremsēšanu. Tehniskajā dzelzī vienmēr ir noteikts daudzums oglekļa, kura atomi koncentrējas ap dislokācijām un bremsē to pārvietošanos (Kotrela mākonis). Deformējot metālu, spriegums pieaug tik ilgi,

kamēr dislokācijas neizraujas, no Kotrela mākoņa, kļūstot viegli pārvietojamas pat nelielas slodzes apstākļos.

Lielākajai daļai materiālu nav spīgti izteiktas tecēšanas zonas un diagrammas likne vienmērīgi pāriet no elastīgās zonas uz zonu, kas raksturo plastisko deformāciju. Šajā gadījumā lieto nosacīto tecēšanas robežu ($\sigma_{0,2}$), kad parauga mērgarumam ir 0,2% liels paliekošs pagarinājums.

Mašīnbūvē bieži 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 lielākai slodzei pirms parauga sagraušanas, sauc par robežstiprību:

$$\sigma_b = \frac{P_b}{F_0} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right)$$

Plastiskiem materiāliem, sākot ar spriegumu σ_b , visa deformācija koncentrējas vienā parauga zonā. Paraugā var novērot viētēju šķērsriezuma sašaurināšanos — veidojas kakliņš, un pēc neliela laika paraugs pārtrūkst (slodze P_k). Plastiskiem materiāliem robežstiprība σ_b raksturo materiāla pretestību ievērojamām plastiskām deformācijām.

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

Relatīvais pagarinājums δ ir attiecība starp parauga pagarinājumu pēc pārraušanas un parauga sākotnējo garumu; to izsaka procentos:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\%$$

kur l_k — parauga mērgarums pēc pārraušanas (mm);

l_0 — parauga sākotnējais mērgarums (mm).

Relatīvais šķērsriezuma samazinājums ψ ir attiecība starp parauga šķērsriezuma samazinājumu pēc pārraušanas un tā sākotnējo šķērsriezumu; to arī izsaka procentos:

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\%$$

kur F_0 — parauga sākotnējais šķērsriezums (mm^2);

F_k — parauga šķērsriezums pārraušanas vietā (mm^2).

Relatīvais šķērsriezuma samazinājums ir atkarīgs no nemitaisko piemaisījumu un udeņraža klātbūtnes tēraudos, un to var

izmantot par tehnoloģisku raksturlielumu, piemēram, aukstā štan-
cēšanā, vilkšanā, kur nepieciešams ļoti plastisks materiāls.

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

Bez pārbaudes stiepē veic arī materiālu pārbaudi spiedē, liecē
un vērphē.

Materiālu cietība. Par cietību sauc materiāla spēju pretoties
plastiskai deformācijai, ko rada cita, cietāka ķermeņa iespiešanās.
Cietības noteikšanas vienkāršības un ātruma dēļ, kā arī tādēļ,
ka, zinot materiāla cietību, bez parauga sagraušanas var spriest
par tā īpašībām, šī pārbaudes metode tiek plaši izmantota mate-
riālu kvalitātes kontrolē.

Apskatīsim plašāk pielietojamās cietības noteikšanas metodes.

Brinela metode (ГОСТ 9012-59). Šī cietības noteikšanas
metode pamatojas uz to, ka pārbaudāmā materiāla virsmā ar
pastāvīgu slodzi P iespiež rūditu tērauda lodīti (2-9. att. *a*). Pēc
slodzes noņemšanas materiālā paliek iespiedums ar diametru d
un dziļumu h .

Cietība, pēc Brinela, HB ir slodzes attiecība pret iegūtā iespie-
duma virsmas laukumu:

$$HB = \frac{2P}{\pi D [D - (D^2 - d^2)^{1/2}]} = \frac{P}{\pi D h} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right),$$

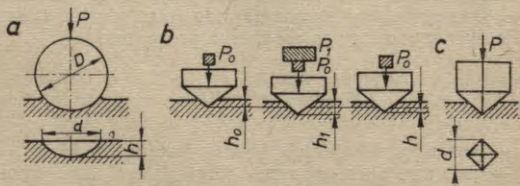
kur P — slodze (kgf);

D — lodītes diametrs (mm);

d — iespieduma diametrs (mm);

h — iespieduma dziļums (mm).

Lodītes diametru D un slodzi P izvēlas atkarībā no pārbaud-
dāmā materiāla sastāva, cietības un parauga biezuma. Cietības
noteikšanai tēraudam un čugunam izmanto lodīti ar diametru



2-9. att. Cietības noteikšanas shēmas:

a — pēc Brinela; *b* — pēc Rokvela un *c* — pēc Vikersa metodēm.

$D=10$ mm un slodzi $P=3000$ kgf ($P=30 D^2$), vara sakausējumiem — $D=10$ mm, $P=1000$ kgf ($P=10 D^2$), mikstiem metāliem — $D=10$ mm, $P=250$ kgf ($P=2,5 D^2$).

Lai noteiktu cietību metāliem, izmēra iespaiduma diametru d un pēc tabulām nosaka cietību. Plastmasām, kas ir ļoti elastīgas, cietību nosaka, izmērot lodītes iespaiduma dziļumu h zem slodzes (slogošanas ilgums 60 s) un aprēķinot cietības skaitli.

Brinela metodi nedrīkst lietot materiāliem, kuru cietība lielāka par HB 450, jo lodīte var deformēties. To nedrīkst lietot arī plānu materiālu cietības noteikšanai.

Rokvela metode (ГОСТ 9013-59). Pēc šīs metodes materiālā iespiež dimanta konusu ar virsotnes leņķi 120° vai rūdītu tērauda lodīti ar diametru 1,588 mm un mēra iespaiduma dziļumu pirms un pēc slogošanas. Dimanta konusu lieto cietiem, bet lodīti — mikstiem materiāliem.

Konusu un lodīti slogo ar divām secīgām slodzēm (2-9. att. b): priekšslodzi $P_0=10$ kgf un pamatslodzi — konusam $P_1=50$ kgf (A skala) vai $P_1=140$ kgf (C skala), lodītei $P_1=90$ kgf (B skala). Cietību pēc Rokvela metodes mēra nosacītās vienībās, kas atbilst uzgaļa pārvietojumam 0,002 mm. To aprēķina pēc šādas formulas:

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

- kur h_0 — iespaiduma dziļums (mm) zem slodzes P_0 ;
 h_1 — iespaiduma dziļums (mm) pēc pamatslodzes noņemšanas, paliekot priekšslodzei P_0 ;
 k — pastāvīgs lielums, kas lodītei ir 0,26, konusveida uzgaļim 0,2;
 c — indikatora iedaļas vērtība (0,002 mm).

Rokvela cietības skaitlis raksturo uzgaļa iespaidumu dziļumu starpību; jo cietāks metāls, jo šī starpība ir mazāka. Iespaidumu dziļumu starpību automātiski uzrāda uz pārbaudes aparāta indikatora skalas. Rokvela cietības skaitli apzīmē ar burtiem HR, pierakstot arī lietotās skalas apzīmējumu. Tā, piemēram, ja lietota C skala, raksta HRC 64. Visplašāk lieto C skalu; to izmanto rūdītu tēraudu un cietu virsmas slāņu cietības pārbaudei.

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

Vikersa metode (ГОСТ 2999-75). Šo cietības pārbaudes metodi lieto plānu detaļu un plānu virsmas slāņu cietības noteikšanai. Cietību nosaka, iespiežot pārbaudāmajā virsmā četrstūra dimanta piramīdu (leņķis starp skaldnēm 136°) un izmērot rombiskā iespaiduma diagonāles garumu (2-9. att. c). Cietību pēc Vikersa

nosaka, aprēķinot attiecību starp piramīdai pielikto slodzi P un iespaiduma virsmas laukumu pēc šādas formulas:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right),$$

kur P — piramīdai pieliktā slodze (5, 10, 20, 30, 50, 100, 120 kgf);

α — leņķis starp piramīdas pretējām skaldnēm;

d — vidējais diagonāles garums (mm).

Slodzes lielumu izvēlas atkarībā no pārbaudāmā materiāla biezuma — jo plānāks materiāls, jo mazāka slodze piramīdai jāpieliek. Vikersa cietības skaitli, zinot izmērītās diagonāles garumu, var noteikt pēc tabulām.

Mikrocietības metode (ГОСТ 9450-76). 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 — 5...500 gf un mikroskopā nolasīt iespaiduma diagonāles garumu. Šo metodi var izmantot arī struktūras nevienmērības noteikšanai, konstruējot pēc mērījumu rezultātiem t. s. atkārtotās biežuma līknes.

Mērīšanas paraugi jāgatavo līdzīgi mikrošlifieriem. Mikrocie-
tību nosaka pēc šādas formulas:

$$H = 1,8455 \frac{P}{d^2} \left(\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right),$$

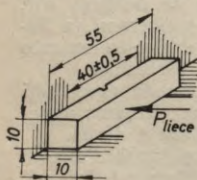
kur P — piramīdas slodze (kgf);

d — iespaiduma diagonāles garums (mm).

Mikrocietības apzīmējumam H bieži pievieno indeksu, kas rāda slodzes lielumu gramos, piemēram, $H_{50} = 220 \text{ kgf/mm}^2$.

2-4. Materiālu dinamiskās mehāniskās īpašības

Pieaugot mašīnu un mehānismu darbības ātrumiem, izmainās arī to detaļu sloģošanas raksturs un rodas vajadzība noteikt materiālu dinamiskās īpašības. Vienkāršākā dinamisko īpašību noteikšanas metode ir stigrības pārbaude (ГОСТ 9454-60), kas ļauj noteikt materiāla īpašību trausli sagrūt dinamiskās slodzes iedarbībā. Stigrības pārbaudes paraugu ar iegriezumu sloģo triecieniecē un nosaka darbu, kāds nepieciešams, lai paraugu sagrautu (2-10. att.). Paraugu uzstāda uz svārstvesera atbalstiem, un paceltais svārstis kritot paraugu sagrauj. Parauga sagraušanai patērētā darba daudzumu nolasa uz skalas.



2-10. att. Shēma parauga pārbaudei triecieniecē.

Materiāla stigrību raksturo stigrības skaitlis — parauga sagraušanai patērētā darba attiecība pret parauga šķērsriezuma laukumu lūzuma vietā.

Stigrības skaitli paraugiem ar iegriezumu nosaka šādi:

$$a_H = \frac{A_H \left(\frac{\text{kgf} \cdot \text{m}}{\text{cm}^2} \right)}{F}$$

kur A_H — parauga sagraušanai patērētais darbs (kgf·m);

F — parauga šķērsriezuma laukums iegriezuma vietā (cm²).

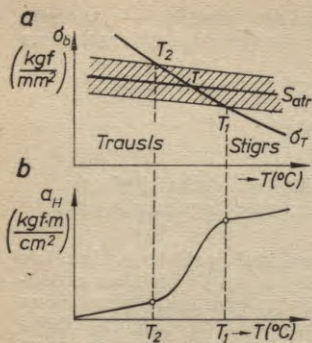
Metāla stigrību raksturo sagraušanai patērētais kopējais darbs, kas sastāv no plaisas veidošanas un tās tālākas attīstības darba. Daudz pilnīgākai materiāla raksturošanai dinamiskas slodzes apstākļos jāzina parauga sagraušanai patērētā darba atsevišķu sastāvdaļu lielumi: A_3 — plaisas veidošanas darbs un A_p — tās attīstības darbs, ko var noteikt, uzņemot parauga deformācijas diagrammu un attiecīgi to apstrādājot.

Tātad stigrības skaitlis a_H pilnīgi neraksturo materiāla īpašību trausli sagrūt, jo tā ir konkrēta parauga stigrība, kas pārbaudīta noteiktos laboratorijas apstākļos. Stigrības skaitlis izsaka kopējo plaisas rašanās un attīstības enerģiju, kaut arī reāla materiāla detaļās vienmēr ir «gatavas» plaisas, kuru veidošanai enerģija nav jāpatērē. Materiāla stigrība galvenokārt ir atkarīga no plaisas attīstības darba lieluma, kuru noteikt nemaz nav tik viegli.

Pastāv metodes plaisas veidošanas darba A_3 un plaisas tālākas attīstības darba A_p tiešai noteikšanai. Angļu zinātnieks G. Irvins stigras sagraušanas raksturošanai iesaka izmantot divus raksturlielumus: G_{1C} un K_{1C} . Raksturlielums G_{1C} izsaka enerģiju, kas jāpatērē, lai plaisu pagarinātu par vienu garuma vienību; K_{1C} raksturo stiepes sprieguma pieaugumu vadošās plaisas galā (sprieguma intensitātes koeficients). Šos lielumus nosaka, pārbaudot stiepē speciālu paraugu ar centrālu urbumu un plaisu.

Materiāla stigrība mainās atkarībā no temperatūras. Stigrības pārbaudi izmanto materiāla aukstlūstamības noteikšanai, t. i., materiāla pārejas temperatūru no stīga stāvokļa uz trauslu stāvokli noteikšanai. Stigrības pārbaudes var veikt plašā temperatūras intervālā — +500...–200 °C.

Temperatūras pazemināšanās maz ietekmē materiāla atraušanas pretestību S_{atr} , bet stipri palielina pretestību plastiskai deformācijai — tecēšanas robežu σ_T (2-11. att. a). Tādēļ materiāli, kas ir plastiski istabas temperatūrā, zemākās temperatūrās kļūst trausli. Temperatūru T , kad metāls pāriet no stīga stāvokļa trauslā, sauc par kritisko trausluma temperatūru. Jo lielāka materiāla atraušanas pretestība S_{atr} , jo materiāls ir mazāk trausls un zemāka ir temperatūra, kurā materiāls pāriet no stīga stāvokļa trauslā. Izstrādājuma izmēru un deformācijas ātruma palielināšana veicina trausla lūzuma rašanos. Kritiskās trausluma



2-11. att. Materiāla stīgra un trausla sagraušana (a) un stīgrība (b) atkarībā no temperatūras.

temperatūras — aukstumlūstamības robežas noteikšanai izmanto stīgrības pārbaudi plašā temperatūras intervālā (2-11. att. b).

Trauslā stāvoklī izmainās arī lūzuma veids — tas kļūst kristālisks. Ja lūzumā ir stīgas sastāvdaļas $\geq 90\%$, materiāls atrodas stīgrā stāvoklī. Zemākā temperatūrā lūzums satur vairāk par 90% trauslas sastāvdaļas (kristālisks lūzums). A. Guļajevs rekomendē izmantot šīs lūzuma virsmas rakstura izmaiņas kritisko trausluma temperatūru noteikšanai.

Šo pārbaudes metodi var izmantot arī polimēru materiālu dinamisko īpašību noteikšanai plašā temperatūras intervālā.

2-5. Ilgizturības (noguruma) pārbaude

Mehāniskās īpašības mainīgas slodzes iedarbībā (ГОСТ 2860-65) raksturo materiāla spēju strādāt dotajos apstākļos. Materiāls mainīga virziena un lieluma slodzes apstākļos sagrūst, ja spriegumi ir ievērojami mazāki par materiāla stiprības un tecēšanas robežu. Materiāla sagraušanu mainīga sprieguma iedarbības rezultātā sauc par metāla nogurumu, bet tā pretestību noguruma sagraušanai — par ilgizturības (noguruma) robežu.

Daudzas mašīnu un mehānismu detaļās strādā mainīgas slodzes apstākļos, tādēļ ir svarīgi noteikt gan detaļu, gan arī materiāla ilgizturības robežu, it sevišķi, ja plāno palielināt mašīnu drošuma rādītājus.

Mainīgas slodzes apstākļos strādājošas detaļas lūst pēkšņi, bez redzamām plastiskās deformācijas pazīmēm. Noguruma lūzumam ir divas raksturīgas zonas. Zonai I (noguruma zonai) ir gluda, pierīvējusies virsma (2-12. att.). Šīs zonas veidošanās notiek pakāpeniski. Vispirms visvairāk slogotajā šķēsgriezuma vietā veidojas mikroplaisa, kas rodas vietējās plastiskās deformācijas rezultātā ap noguruma zonas centru. Parasti plaisa sāk veidoties uz detaļas virsmas, kur stiepes spriegumi ir vislielākie, kā arī sastopami virsmas defekti, spriegumu koncentratori un



2-12. att. Noguruma lūzuma shēma:

S — plaisas veidošanās sākums;
I — noguruma lūzums; II — noslēdzošais lūzums.

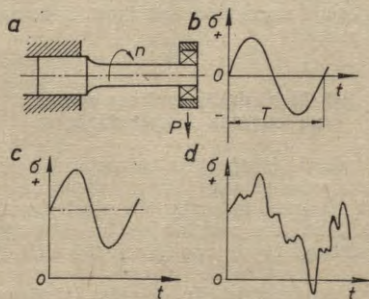
dažādi ieslēgumi. Mikroplaisa pakāpeniski attīstās plašumā. Mainīgās slodzes iedarbībā no mikroplaisas izveidojas makroplaisa, kas pakāpeniski samazina detaļas slodzi nesošo šķērsgriezumu. Kad palikušais šķērsgriezums vairs nespēj uzņemt visu slodzi, notiek pēkšņa detaļas sagraušana. Lūzuma zona II trausliem materiāliem ir kristāliska, plastiskiem materiāliem — šķiedraina.

Materiāla pretestību nogurumam raksturo ilgzturības robeža — lielākais spriegums, ko materiāls iztur mainīgas slodzes apstākļos.

Ilgzturības robeža ir atkarīga no mainīgās slodzes ciklu skaita un ciklu rakstura (2-13. att. *b, c, d*). Cikli var būt šādi: simetriski, kad spriegumi ir vienāda lieluma, bet ar dažādām zīmēm (2-13. att. *b*); asimetriski, kad spriegumi ir dažāda lieluma un ar vienādām zīmēm (2-13. att. *c*), un gadījumrakstura (2-13. att. *d*). Simetriskā ciklā ilgzturības robeža ir zemāka, tādēļ materiālu pārbaudi galvenokārt veic ar šādu slodzi, pie tam ciklu skaits ir ļoti liels. Ilgzturības robeža ir atkarīga no daudziem faktoriem.

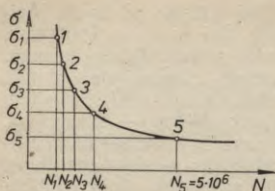
1. Tērauda ilgzturības robeža palielinās ievērojami lēnāk nekā stiprība, it sevišķi tēraudiem ar pazeminātu plastiskumu.

2. Ilgzturības robeža ir daudz vairāk atkarīga no parauga virsmas stāvokļa nekā robežstiprība stiepē. Nepietiekams virsmas raupjums pēc apstrādes ar griezējinstrumentiem, korozijas laukumiņi un pilniņi vai daļēji atogļoti virsmas slāņi ievērojami samazina materiāla ilgzturību. Tādā pašā veidā to ietekmē dažādi ieslēgumi, piemēram, gāzes pūslīši un karbīdi. Virsmas vietās ar šādiem defektiem koncentrējas spriegumi un ātrāk veidojas noguruma lūzums. Tehnoloģiskie pasākumi, kas nostiprina detaļu virskārtu, uzlabo tās kvalitāti un rada tajā spiedes spriegumu, vienlaikus paaugstina arī ilgzturību.



2-13. att. Noguruma pārbaudes shēma (a) un slodzes ciklu veidi:

b — simetrisks cikls; *c* — asimetrisks cikls un *d* — gadījumrakstura cikls.



2-14. att. Materiāla noguruma likne.

Ilgzturības robežu nosaka ar dažādas konstrukcijas pārbaudes mašīnām, ar kurām imitē mainīgu ciklisku slodzi lieces, stiepes, spiedes, vērpes un sitiena gadījumā. Pārbaudes veidu izvēlas atbilstoši detaļas ekspluatācijas apstākļiem. Visbiežāk ilgzturību nosaka, slogojot rotējošu paraugu liecē.

Materiāla lieces ilgzturību (2-14. att.) nosaka, pārbaudot sēriju paraugu ar vienādu materiāla ķīmisko sastāvu, vienādu formu un izmēriem, ja paraugi izgatavoti analogos apstākļos. Pirmo paraugu slogo ar maksimālo spriegumu, kas tēraudiem nepārsniedz $0,6\sigma_b$, krāsainajiem metāliem — $0,4\sigma_b$. Atkarībā no pirmā parauga izturētā ciklu skaita nākamajiem paraugiem spriegumu palielina vai samazina. Tādā veidā atrod vislielāko spriegumu, kad paraugs bez sagrūšanas iztur t. s. bāzes ciklu skaitu. Tēraudiem bāzes ciklu skaitu pieņem $5 \cdot 10^6$, krāsainajiem metāliem — $(10 \dots 20) \cdot 10^6$ vai arī citu atkarībā no detaļas tehniskajiem noteikumiem. Uzrādot materiāla ilgzturību, jānorāda arī pārbaudes bāzes ciklu skaits. Pārbaudes apstākļi, piemēram, pārtraukumi pārbaudē un slodzes izmaiņas, var ievērojami ietekmēt ilgzturības robežu.

2-6. Mehāniskās īpašības zemās un augstās temperatūrās

Zemās temperatūrās ir apgrūtināta materiālu plastiskā deformācija. Lai gan stiprība pieaug, tomēr, palielinoties rupjo graudu un piemaisījumu ietekmei uz materiālu plastiskumu un stigrību, tie kļūst trausli. Materiālu mehāniskās īpašības zemās temperatūrās nosaka, pārbaudot paraugus, kas atdzesēti līdz šim temperatūrām.

Dažas mašīnu un konstrukciju detaļas strādā augstas temperatūras apstākļos. Arī augstās temperatūrās materiālu mehāniskās īpašības ievērojami izmainās, proti, pazeminās gan elastības modulis, gan tecēšanas un stiprības robežas. Mehāniskās īpašības augstās temperatūrās ir atkarīgas arī no slodzes iedarbības

3. Virsmas iegriezumi un straujas šķēsgriezuma izmaiņas, kuras paredz detaļas konstrukcija, izraisa sprieguma koncentrāciju un līdz ar to pazemina ilgzturību. Tas it sevišķi novērojams augstas stiprības materiāliem ar zemu plastiskumu.

4. Ilgzturības robežu ļoti iespaido detaļas izmēri. Izmēru palielināšana samazina ilgzturību, it sevišķi tēraudiem ar nevienmērīgu brīvo karbīdu sadalījumu.

ilguma un noslogojuma ātruma. Ja detaļa augstās temperatūrās strādā īslaicīgi, mehāniskās īpašības nosaka, pārbaudot sakarsētu paraugu stiepē. Parauga temperatūru pastāvīgu uztur speciāla kamera — krāsns.

Ilgstoša slodzes iedarbība uz materiālu augstās temperatūrās izraisa lēnu, pieaugošu plastisku deformāciju. Tā noris pat tad, ja spriegums ir ievērojami mazāks nekā tecēšanas robeža, kas noteikta īslaicīgu augstu temperatūru apstākļos.

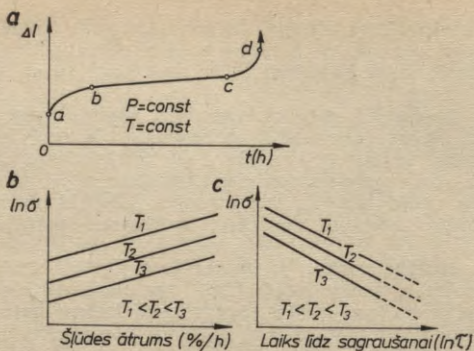
Materiālu spēju lēni un nepārtraukti plastiski deformēties ilgstošas slodzes iedarbībā augstas temperatūras apstākļos sauc par šļūdi.

Šļūdei ir svarīga nozīme, ja izstrādājumi ilgstoši strādā augstās temperatūrās. Laika gaitā šļūde var radīt nepieļaujamas izmēru izmaiņas vai pat detaļas sagraušanu. Dažiem materiāliem, to skaitā arī polimēru materiāliem, šļūde var notikt normālas temperatūras apstākļos.

Temperatūrās, kas atrodas virs rekristalizācijas sākuma temperatūras, materiālu deformācija un sagraušana notiek pa graudu robežām, kuras satur vairāk struktūras defektu un kurās vieglāk noris difūzijas procesi. Pat tad, ja spriegums ir neliels, atomu difūzija pa graudu robežām veicina materiāla šļūdi un rada paliekošu deformāciju — viens grauds noslīd gar otru pa to saskares virsmām. Šādu plastiskās deformācijas mehānismu sauc par difūzijas plastiskumu.

Šļūdes pārbaude (ГОСТ 3248-60). Materiāla mehāniskās īpašības ilgstošas slodzes iedarbības apstākļos ir zemākas nekā īslaicīgas slodzes apstākļos. Plastiskās deformācijas attīstība ir atkarīga no pārbaudes režīma (slogojuma veida, temperatūras). Visbiežāk veic šļūdes pārbaudi stiepē. Paraugu karsē karsēšanas iekārtā ar nemainīgu temperatūru un slogo ar pastāvīgu stiepes spēku. Pārbaudes laikā mēra parauga pagarinājumu. Paraugus noteiktā temperatūrā slogo ar dažādiem stiepes spēkiem. Mērījumu rezultātus izmanto šļūdes liknes konstruēšanai koordinātēs pagarinājums—laiks.

Uz šļūdes liknēm (2-15. att. *a*) novēro šādus iecirkņus: *oa* — slodzes radītā elastīgā un plastiskā deformācija; *ab* — sākotnējā šļūde (nestabilā); *bc* — viennērīga šļūde ar noteiktu ātrumu; *cd* — progresējoša šļūde, kuras rezultātā paraugs tiek sagrauts. Apstrādājot šļūdes pārbaudes rezultātus, var konstruēt sprieguma—pagarinājuma, sprieguma—vidējā šļūdes ātruma (2-15. att. *b*), sprieguma—laika (līdz parauga sagraušanai) (2.15. att. *c*) diagrammas dažādām temperatūrām. Pārbaudes rezultātā nosaka šļūdes robežu, t. i., vislielāko spriegumu, kad šļūdes deformācija vai ātrums noteiktā laika periodā nepārsniedz iepriekš noteiktu lielumu. Šļūdes robežu apzīmē ar σ un skaitļu indeksu, kas norāda pārbaudes temperatūru, pieļaujamo deformāciju procentos un pārbaudes ilgumu stundās. Tā, piemēram, $\sigma_{700^{\circ}\text{C}, 2/1000}$ — šļūdes robeža 700 °C temperatūrā, ja pieļaujamā deformācija ir 0,2% un

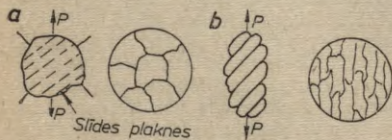


2-15. att. Šļūdes likne (a), šļūdes ātruma (b) un laika līdz sagraušānai (c) atkarība no sprieguma dažādās pārbaudes temperatūrās.

pārbaudes ilgums ir 1000 stundu. Ja pieļaujamo vidējo šļūdes ātrumu nosaka procentos stundā, šļūdes robežu apzīmē, piemēram, šādi: $\sigma_{700^\circ/1 \cdot 10^{-5}}$ — šļūdes robeža 700°C temperatūrā ar pieļaujamo šļūdes ātrumu $1 \cdot 10^{-5}\%/h$.

Lai pilnīgi raksturotu materiālu, kas strādā augstās temperatūrās, bez šļūdes robežas nosaka arī ilgstošo stiprību attiecīgajā temperatūrā (ГОСТ 10145-62). Šim nolūkam paraugu slōģo līdz sagraušānai un nosaka spriegumu, kas izraisa parauga sagraušānu pēc noteikta laika dotajā pastāvīgajā temperatūrā. So spriegumu — ilgstošo stiprību apzīmē ar σ un diviem skaitļiem, piemēram, $\sigma_{1000}^{700^\circ}$ — ilgstošā stiprība 1000 stundās 700°C temperatūrā. Logaritmiskajās koordinātēs sakarības starp spriegumu un laiku līdz sagraušānai attēlo ar taisni (2-15. att. c), kuras slīpuma leņķis atkarīgs no temperatūras.

2-7. Uzkalde un rekristalizācija



2-16. att. Graudu formas izmaiņa plastiskā deformācijā.

Polikristāliska materiāla deformācija vienlaikus notiek vairākās slīdes plaknēs. Ja deformācijas pakāpe ir neliela, graudu plastiskās deformācijas ir stipri nevienādas. Slīdes process graudos noris paralēlās slīdes plaknēs (2-16. att. a). Blakus

esošās slīdes līnijas veido slīdes joslas. Pieaugot kopējai materiāla deformācijai, starpība starp graudu deformācijas pakāpēm izzūd, tie izstiepjas deformācijas virzienā un veido šķiedrainu vai kārtainu struktūru (2-16. att. b). Pieaugot deformācijai, graudos parādās dominējoša kristalogrāfiskā orientācija, kas veidojas, graudam vienlaikus deformējoties pa vairākām slīdes plaknēm, kā arī šīm plaknēm pagriežoties. Graudu likumsakarīgu orientāciju ārējo spēku iedarbības rezultātā sauc par deformācijas tekstūru. Tekstūras raksturs atkarīgs no materiāla dabas un deformācijas veida (velmēšana, vilkšana u. c.). Deformācijas tekstūra rada mehānisko un fizikālo īpašību anizotropiju.

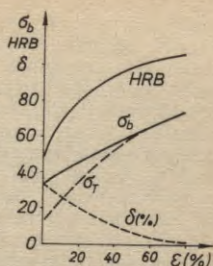
Aukstās plastiskās deformācijas rezultātā metāls nostiprinās, palielinās tā stiprība un cietība, mazinās plastiskums. Šo parādību sauc par *uzkaldi* (2-17. att.).

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, palielošā indukcija un metāla blīvums.

Uzkaldi izmanto detaļu mehānisko īpašību uzlabošanai, piemēram, virsmas uzkalde paaugstina detaļas ilgzoturību. Plastiskuma samazināšanos uzkalde 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 izvietoējuma apstākļi un samazinās to skaits.

Procesus, kas notiek karsējot un ir saistīti ar siltuma izdalīšanos un brīvās enerģijas samazināšanos, iedala divās stadijās: atgrieze un rekrystalizācija. Par atgriezi sauc visas struktūras un



2-17. att. Plastiskās deformācijas ietekme uz tērauda mehāniskajām īpašībām.

īpašību izmaiņas, kas notiek, deformēto metālu karsējot līdz samērā nelielām temperatūrām. Metāla mikrostruktūra paliek bez izmaiņām, samazinās tikai kristāliskā režģa deformācija un arī otrās un trešās kārtas iekšējie spriegumi. Atgriezī savukārt var iedalīt divās stadijās: atpūta un poligonizācija. Par atpūtu deformēto metālu karsēšanā sauc procesu, kas saistīti ar punktveida defektu skaita samazināšanos, dislokāciju pārvietošanos, mijiedarbību, to blīvuma samazināšanos un līdz ar to iekšējo spriegumu noņemšanu. Ja materiālā samazinās dislokāciju blīvums, tad izmainās arī tā mehāniskās īpašības — samazinās cietība, stiprība un pieaug plastiskums, bet elektriskā pretestība pilnīgi atjauno sākotnējo vērtību.

Par poligonizāciju sauc atgriezes stadiju, kad grauds sadalās daļās — subgraudos, kuros nav dislokāciju. Dislokācijas pārvietojas uz graudu robežām, izveidojot tur t. s. dislokāciju sienas. Poligonizācija novērojama metālos un to sakausējumos pēc nelieles deformācijas. Sarežģīta sastāva sakausējumos poligonizācija var radīt stabilu šūnveida struktūru, kur graudu robežās dislokācijas mijiedarbojas ar izšķīdušiem atomiem un otras fāzes smalkām daļiņām. Šāda struktūra veidojas pēc plastiskās deformācijas nedaudz paaugstinātā temperatūrā un palielina materiāla elastības un tecēšanas robežu, ilgizturību un šļūdes pretestību.

Par rekristalizāciju sauc procesu, kad deformēts metāls vai metālu sakausējums atbrīvojas no kristāliskā režģa un struktūras defektiem. Viehlaikus 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 pašstāvīgs 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.

Pēc A. Bočvara pētījumiem, starp rekristalizācijas temperatūru T_{rekr} un metāla vai sakausējuma kušanas temperatūru pastāv šāda sakarība:

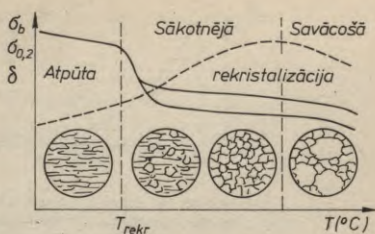
$$T_{\text{rekr}} = kT_k,$$

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 šķidrumus, $k=0,5...0,6$. Grūtākūstošu metālu piemaisījumi var šo koefi-

cientu 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 punktteida un lineāro defektu skaitu. Šie apgabali aug, pievienojot atomus no deformētā materiāla. Kad viss materiāls sastāv no jauniem graudiem, kuriem nav pirmās un otrās kārtas iekšējo spriegumu, sākotnējā rekristalizācija ir beigusies (2-18. att.).



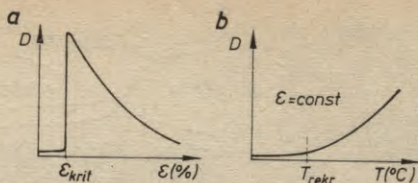
2-18. att. Uzkaldināta metāla mikrostruktūras un īpašību izmaiņa karsējot.

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 atkveļināšanu, kad deformēto metālu sakarsē virs rekristalizācijas temperatūras un iztur, līdz izveidojas rekristalizēta struktūra.

Metālu un to sakausējumu plastiskums un stigrība 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 (2-19. att. a). Graudu skaits palielinās ātrāk, nekā tie spēj augt. Temperatūras paaugstināšana paātrina savācošās rekristalizācijas iestāšanos un palielina graudu lielumu.

Metālu un to sakausējumu plastiskums un stigrība 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 (2-19. att. a). Graudu skaits palielinās ātrāk, nekā tie spēj augt. Temperatūras paaugstināšana paātrina savācošās rekristalizācijas iestāšanos un palielina graudu lielumu.



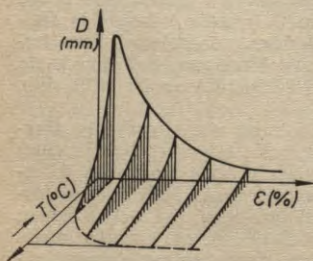
2-19. att. Rekrystalizēto graudu lielums D atkarībā no plastiskās deformācijas pakāpes (a) un karsēšanas temperatūras (b).

Graudu lieluma atkarību no temperatūras un deformācijas pakāpes attēlo telpiskās rekrystalizācijas diagrammās (2-20. att.). Šīs diagrammas ļauj izvēlēties materiāla rekrystalizācijas atkvēlināšanas režīmu. Noteiktos apstākļos rekrystalizētā metālā novērojama graudu orientācija — tekstūra, kas izraisa mehānisko un fizikālo īpašību anizotropiju. Konstrukciju materiāliem rekrystalizācijas tekstūra nav vēlama. Materiāliem ar speciālām fizikālām īpašībām (magnētiskām, elastības, termiskās izplešanās u. c.) šo īpašību anizotropiju var izmantot, lai uzlabotu materiālu īpašības noteiktos virzienos. Tā, piemēram, transformatoru dzelzij pēc plastiskās deformācijas un rekrystalizācijas atkvēlināšanas iegūst rupjgraudainu, teksturētu struktūru, kas ļauj samazināt pārmaģnetizēšanas elektriskos zudumus un palielināt magnētisko caurlaidību paralēli magnētiskās plūsmas virzienam.

Rekrystalizācijas tekstūras raksturs ir atkarīgs no materiāla uzbūves, ķīmiskā sastāva, piemaisījumu dabas un daudzuma, kā arī no rekrystalizācijas atkvēlināšanas režīma un iepriekšējās plastiskās deformācijas veida.

Rekrystalizācijas temperatūru izmanto ne tikai rekrystalizācijas atkvēlināšanas režīma noteikšanai, bet arī aukstās un karstās

deformācijas atdalīšanai. Metāla aukstā deformācija notiek zem rekrystalizācijas temperatūras, tādēļ to vienmēr pavada uzkalde. Karsto deformāciju veic virs rekrystalizācijas temperatūras. Arī šeit deformācijas rezultātā rodas uzkalde, bet tā izžud atpūtas un rekrystalizācijas procesos, kas notiek šajās temperatūrās. Karstās spiedienapstrādes rezultātā rodas šķiedraina struktūra, kas izmaina stīgrību atkarībā no metāla deformācijas virziena. Šis izmaiņš jāievēro, konstruējot stipri slogotas detaļas.



2-20. att. Rekrystalizācijas diagramma.

SAKAUSEJUMU TEORIJA

3-1. Sakausējumu uzbūve

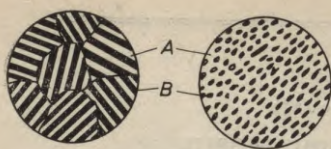
Dat + 17
Tīriem metāliem ir labas fizikālās īpašības, taču mehāniskās un tehnoloģiskās īpašības ievērojami labākas ir metālu sakausējumiem. Agrāk sakausējumus ieguva, izkausējot divus vai vairākus ķīmiskus elementus, bet mūsdienās šim nolūkam var arī izmantot pulvermetallurģiju (metālu pulverus sapresē un saķepina), difūziju, elektrolīzi, plazmas uzsmidzināšanu vai arī kristalizāciju no tvaikveida stāvokļa vakuumā.

Jauns solis uz priekšu sakausējumu ieguvē bija eksperiments kosmosā: kausēšana «universālajā krāsni». To veica kosmonauti «Sojuz—Apollo» programmas ietvaros. Kosmosā, protams, nedarbojas zemes pievilksanas spēks — ir bezsvara stāvoklis un dziļš kosmiskais vakuums.

Sakausējumus veido, gan sakausējot metālus ar metāliem, gan arī metālus ar nemetāliem. Sakausējumos elementi var mijiedarboties dažādi, veidojot kādu cieto fāzi. Par cieto fāzi sauc sakausējuma daļu ar vienādu ķīmisko sastāvu un atomu kristālisko uzbūvi, kuru no otras fāzes atdala robežvirsmā. No elementu mijiedarbības rakstura ir atkarīgas sakausējuma īpašības.

Atkarībā no uzbūves sakausējumus iedala šādi: 1) *mehāniskajos maisījumos*; 2) *cietajos šķīdumos* un 3) *ķīmiskajos savienojumos*.

Mehāniskie maisījumi. Daudzi metāli (Pb-Sb, Cu-Bi, Zn-Sn, Pb-Sn, Pb-Bi, Ni-Cr, Al-Cu u. c.) kristalizējas, veidojot mehānisku fāzu maisījumu. To nosaka ar mikroanalīzi vai rentgenstruktūras analīzi. Mehāniskais maisījums rodas tad, ja sakausējamie elementi cietā stāvoklī savstarpēji nešķīst. Mehāniskiem maisījumiem raksturīga graudaina vai plāksniņu veida struktūra (3-1. att.). Mehāniskais maisījums veidojas, ja ir noteikta elementu attiecība, un tā kristalizācija notiek nemainīgā temperatūrā. Šādu struktūru sauc arī par eitektiku, bet sakausējumu —



3-1. att. Mehānisko maisījumu mikrostruktūra.

par eitektisku sakausējumu. Ja sakausējuma 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

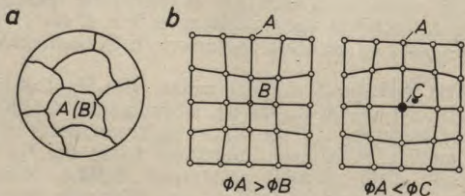
maksimālo šķīdību, iegūst piesātinātu cieto šķīdumu vai cieta šķīduma un ķīmiska savienojuma maisījumu.

Cietie šķīdumi. Par cietajiem šķīdumiem sauc mainīga sastāva cieto fāzi, kurā viena elementa atomi izvietojas otra elementa kristāliskajā režģī, nemainot tā veidu. 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 šādi: $A(B)$, kur A — šķīdinātājs, B — izšķīdušais komponents. Cietie šķīdumi ir vienfāzes sakausējumi.

Atkarībā no atomu izvietojuma šķīdinātāja kristāliskajā režģī cietos šķīdumus iedala šādi: aizvietošanas un iespīšanās 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 blīvi pakojuma veidošanās tendence saglabājas, tad ap izšķīdušā elementa atomiem notiek kristāliskā režģa deformācija un rodas iekšējie spriegumi (3-2. att. *b*). Izšķīdušā elementa atomi koncentrējas ap dislokācijām. Mazāka diametra atomi koncentrējas kristāliskā režģa saspīstajā daļā, lielāka diametra atomi — šķīdinātāja elementa režģa izstieptajā daļā.



3-2. att. Cieta šķīduma $A(B)$ struktūra (*a*) un kristāliskā režģa deformācija atkarībā no izšķīdušā atoma izmēriem (*b*).

Cietā šķīduma mikrostruktūra līdzsvara stāvoklī sastāv no viendabīgiem graudiem (3-2. att. a).

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

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

1) abiem komponentiem jābūt ar viena tipa kristāliskajiem režģiem;

2) abu komponentu atomu izmēri nedrīkst atšķirties vairāk par 8%;

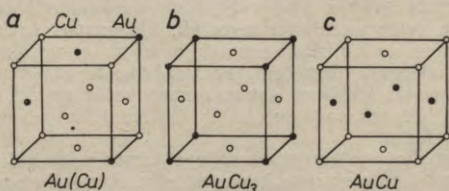
3) abiem komponentiem jābūt ar līdzīgām īpašībām, vienādu valences elektronu skaitu un nelielu kušanas temperatūru starpību.

Neierobežotas šķīdības cietos šķīdumus veido vara-zelta, varanīķeļa, germānija-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 (3-3. att.).

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

Iespiešanās tipa cietie šķīdumi. Šādi cietie šķīdumi veidojas, sakausējot metālus ar nemetāliem, kam ir mazs atomu diametrs, — 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.



3-3. att. Zelta un vara sakausējuma kristāliskais režģis:

a — nesakārtots; b — sakārtots pēc $AuCu_3$ sastāva un

c — sakārtots pēc $AuCu$ sastāva.

Lielāka šķīdība ir elementiem ar heksagonālu vai skaldnēs centrēta kuba režģi, kuriem spraugas lielums vienāds ar $0,82 D$, kur D — šķīdinātāja atoma diametrs. Tilpumā centrēta kuba režģa sprauga ir maza — $0,58 D$.

Veidojoties iespīšanās tipa cietajiem šķīdumiem, izšķīdušā elementa atomi izvietojas izstieptā kristāliskā režģa daļā zem dislokācijas ekstraplaknes malas. Dislokācijas apvidū šķīdināmā elementa atomi izvietojas vieglāk nekā apgabalos ar pareizu režģi, radot mazāku režģa deformāciju. Iespīšanās atomi stipri pievelkas pie dislokācijām un izvietojas ķēditē gar ekstraplaknes malu, veidojot t. s. Kotrela atmosfēru. Šādas atmosfēras izveidošanās samazina kristāliskā režģa deformāciju un nosaka tā stabilitāti. Atoma izešana no minētās atmosfēras ir saistīta ar atkārtotu režģa deformēšanos, tādēļ tā ir apgrūtināta. Līdz ar to dislokāciju kustība nobremzējas un materiāls nocietinās.

Iespīšanās tipa cietā šķīduma piemērs ir oglekļa cietais šķīdums 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 iespīšanās tipa cietajiem šķīdumiem, ievērojami deformējas šķīdinātāja elementa kristāliskais režģis, tā rezultātā pieaug elektriskā pretestība un cietība, strauji samazinās plastiskums un stigrība. Sakausējumu stiprību ļoti ietekmē graudu un bloku robežas, uz kurām izvietojas dislokācijas un ar tām saistītie izšķīdušā metāla vai nemetāla atomi.

Ķīmiskie savienojumi. Ķīmisko savienojumu vai starpfāzu 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 ļoti 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 iespīšanās fāzes.

Elektroniskos savienojumus sakausējumos veido vairāki metāli, ievērojot noteiktu elektronu koncentrāciju. Par godu angļu fizikim 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 un 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 novietojas metāla atomi, bet nemetāla atomi iespiežas starpatomu porās. Iespiešanās fāzu ķīmisko sastāvu uzrāda 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., iespiešanās fāzēm ir struktūras defekti. Pie iespiešanās fāzēm pieder karbīdi (TiC, WC, VC, Mo_2C), nitrīdi (Fe_4N , FeN, WN, Cr_2N , CrN u. c.), hidrīdi un borīdi.

Iespiešanās fāzes labi vada elektrību, tām ir liela cietība un augsta kušanas temperatūra. Karbīdus—iespiešanās fāzes izmanto cietakausējumu izgatavošanai, tie paaugstina konstrukcijas 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 , Mn_3C), kuriem ir pietiekami liela cietība un augsta kušanas temperatūra, taču tie ir trausli. Iespiešanās fāzes plaši sastopamas tēraudos, kuru īpašības tās stipri iespaido.

3-2. Sakausējumu stāvokļa diagrammas. Fāzu likums

Metālu sakausējumu kristalizācijas procesu un ar to saistītās likumsakarības var attēlot sakausējumu stāvokļa vai fāzu līdzsvara diagrammās. Stāvokļa diagrammas uzskatāmi attēlo funkcionālu 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 stabilu 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 komponentiem 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 fāžu, cik tajos ir komponentu.

Par sistēmu sauc fāžu kopumu cietā, šķidrā vai gāzveida stāvoklī, kas var atrasties noteiktā temperatūrā t , zem noteikta spiediena p un ieņemt kopējo tilpumu V . Fāžu likums rāda sakarību starp sistēmas fāžu, 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 fāžu skaits.

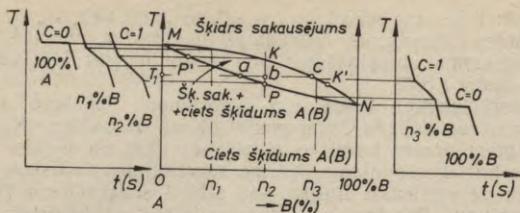
Par sistēmas brīvības pakāpju skaitu sauc to iespējamo variantu skaitu, kurus var iegūt, ja izmaina temperatūru, spiedienu un koncentrāciju, neizjaucot līdzsvara stāvokli. Lietojot fāžu likumu metāliem un to sakausējumiem, rēķinās tikai ar vienu ārējo faktoru — temperatūru, jo spiediens parastajos apstākļos maz ietekmē fāžu skaitu. Līdz ar to fāžu likums ir šāds:

$$C = k + 1 - f.$$

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

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

Tā, piemēram, tīrs metāls kristalizācijas procesā ir viena komponenta sistēma, kas sastāv no divām fāzēm (šķidrās un cietās)



3.4. att. Sakausējumu stāvokļa diagrammas konstruēšana.

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.

Stāvokļa diagrammas. Sakausējuma stāvokļa diagramma grafiski attēlo dotās sistēmas fāzu stāvokli atkarībā no temperatūras un ķīmiskā sastāva (3-4. att.). Konstruējot divkomponentu stāvokļa diagrammas, uz horizontālās (koncentrācijas) ass atliek sakausējuma sastāvu procentos, bet uz vertikālās — temperatūru. Tā, piemēram, uz horizontālās ass punktā A komponents A ir 100%. Komponenta B daudzums palielinās no kreisās puses uz labo pusi, un punkts B atbilst komponenta B daudzumam 100%. Stāvokļu diagrammu praktisks 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 analizē iegūtās termiskās liknes (atdzišanas un karsēšanas liknes). Termisko likņu slīpie vai horizontālie nogriežņi attēlo pārvērtību raksturu atkarībā no temperatūras. Temperatūras, kurām termiskajās liknēs atbilst horizontāli nogriežņi vai lūzumi, sauc par kritiskajiem punktiem. Pārvērtības sakausējumos, kuri atrodas cietā stāvoklī, pēti ar dažādām fizikālām analīzes metodēm, piemēram, mikrostruktūras, rentgenogrāfijas, dilatometrijas, magnētisko, cietības, mikrociētības, radioaktīvo izotopu un citām metodēm.

Pēc eksperimentāli iegūtām dzesēšanas liknēm 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 ESM.

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 vertikālas līnijas, kas atbilst sakausējuma ķīmiskajam sastāvam. Pēc tam, savienojot atbilstošos pārvērtību kritiskos punktus, iegūst stāvokļa diagrammas līnijas. Tā, piemēram, savienojot visus kristalizācijas sākumpunktus, iegūst MKN — likvidusa līniju (*liquidus* — latīņu valodā «šķidr»). Virs šīs līnijas visi sakausējumi atrodas šķidrā stāvoklī. Savienojot kristalizācijas beigu temperatūras, iegūst līniju MPN , ko sauc par solidusa līniju (*solidus* — latīņu valodā «ciets»). Zem šīs līnijas visi sakausējumi atrodas cietā stāvoklī. Likvidusa un solidusa līnijas sadala sakausējumu stāvokļa diagrammas atsevišķos fāzu apgabalos. Eksperimentāli iegūtas termiskās līknes un stāvokļa diagrammas pārbauda, izmantojot fāzu likumu.

Nogriežņu likums (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 T_1 (3-4. att.) atbilst punktam c uz likvidusa līnijas. Cietās fāzes koncentrācija šajā temperatūrā atbilst punktam a uz solidusa līnijas. Tādējādi redzams, ka sakausējumā n_2 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. Paze-minoties temperatūrai, cietā šķīduma kristālu sastāvs (koncentrācija) mainās pa solidusa līniju no punkta p' līdz p , bet šķidrās fāzes sastāvs mainās pa likvidusa līniju no punkta k līdz punktam k' , t. i., šķidrajā fāzē pieaug vieglāk kūstošā komponenta koncentrācija.

Kad kristalizācijas procesa gaitā sakausējums, ļoti lēni atdzesējot, tuvojas līdzsvara stāvoklim, cieto kristālu ķīmiskais sastāvs difūzijas rezultātā izlīdzinās. Kristalizācijas beigās tas atbilst sakausējuma ķīmiskajam sastāvam (punkts p vai n_2).

Reālos atdzesēšanas apstākļos ķīmiskā sastāva pilnīga izlīdzināšanās nevar notikt un ikviena kristāla dažādu šķērsgriezumu ķīmiskais sastāvs ir atšķirīgs. Šādu ķīmiskā sastāva nevien-dabīgumu 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 (3-4. att.):

$$\frac{Q_{\text{šk}}}{Q_{\text{sak}}} = \frac{ab}{ac} \cdot 100\%; \quad \frac{Q_{A(B)}}{Q_{\text{sak}}} = \frac{bc}{ac} \cdot 100\%; \quad \frac{Q_{\text{šk}}}{Q_{A(B)}} = \frac{ab}{bc} \cdot 100\%,$$

kur Q_{sak} — sakausējuma daudzums;
 $Q_{\text{šk}}$ — šķidrās fāzes daudzums;
 $Q_{A(B)}$ — cietā šķīduma kristālu daudzums.

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

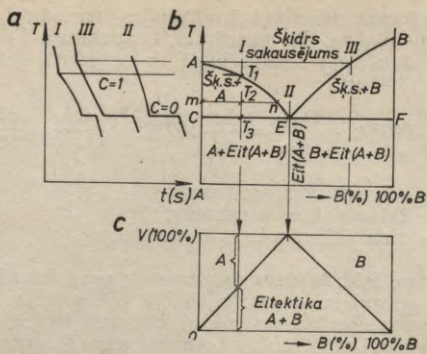
3-3. Divkāršo sakausējumu tipveida stāvokļa diagrammas

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abi komponenti gan cietā, gan arī šķidrā stāvoklī neierobežoti šķīst viens otrā. Šāda stāvokļa diagramma parādīta 3-4. attēlā. Šī tipa sakausējumos cietā stāvoklī veidojas rinda cieto šķīdumu. Sādu cietos šķīdumus ar neierobežotu šķīdību var novērot Ag-Au, Cu-Au, Cu-Ni un citos sakausējumos.

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abi komponenti pilnīgi šķīst viens otrā šķidrā stāvoklī, bet nešķīst cietā stāvoklī un sacietējot eitektisko pārvērtību rezultātā veido komponentu mehānisku maisījumu. Šādā stāvokļa diagrammā (3-5. att.) cietā fāze veidojas no ķīmiski tīriem komponentiem vai starpfāzēm ar stabili uzbūvi un šo fāžu mehāniska maisījuma — eitektikas.

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 temperatūras T_1 . Lai noteiktu kristālu koncentrāciju starptemperatūrā T_2 , novelk horizontālu līniju, kas krusto diagrammas līnijas. Punkta m koordināte raksturo kristālu ķīmisko sastāvu (tie sastāv no tīra komponenta A), bet punkta n koordināte — šķidrās fāzes ķīmisko sastāvu. Veidojoties kristāliem, šķidrās fāzes ķīmiskais sastāvs vienmēr tiecas uz eitektisko koncentrāciju, kuru tā sasniedz temperatūrā T_3 . Sakausējumā palikusī šķidrā fāze kristalizējas pastāvīgā temperatūrā, veidojot kristālu mehānisku



3-5. att. Sakausējumu, ja komponenti nešķīst cietā stāvoklī, termiskās līknes (a), stāvokļa diagramma (b) un struktūras diagramma (c).

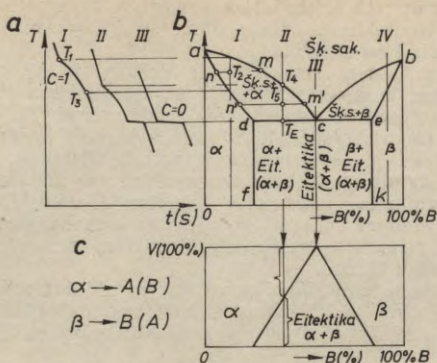
maisījumu — eitektiku. Eitektika sastāv no komponentu A un B tīru kristālu mehāniska maisījuma ar šādu daudzumu attiecību:

$$\text{krist. A/krist. B} = EF/CE.$$

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 (3-5. att. c).

Aizeitektisko sakausējumu III kristalizācijas process noris līdzīgi, tikai vispirms kristalizējas otrā komponenta B kristāli un tikai tad, sakausējumam sasniedzot eitektisko sastāvu, kristalizējas eitektika.

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abi komponenti pilnīgi šķīst viens otrā šķidrā stāvoklī, bet ierobežoti šķīst cietā stāvoklī un eitektisko pārvērtību rezultātā veido mehānisku maisījumu (3-6. 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 I) un pa labi no punkta e (sakausējums IV), kristalizējas tieši tā kā iepriekšējās stāvokļa diagrammas sakausējumi un veido cieto šķīdumu. Sakausējums III 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



3-6. att. Sakausējumu, ja veidojas ierobežotas šķīdības cietie šķīdumi, termiskās līknes (a), stāvokļa diagramma (b) un struktūras diagramma (c).

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 $C = k + 1 - f = 2 + 1 - 3 = 0$.

Eitektikai raksturīga noteikta fāzu attiecība, kas saglabājas pastāvīga visiem šīs sistēmas sakausējumiem. Eitektikas fāzu sastāvu var noteikt pēc stāvokļa diagrammas, izmantojot nogriežņu likumu: $a_d/\beta_e = ce/dc$ (3-6. att.). Cieto šķīdumu α un β kristāliem ir plāksnišu vai graudu forma. 3-1. attēlā parādīta plāksņveida eitektikas struktūras shēma.

Pirmseitektiskā sakausējumā II kristalizācijas process sākas ar cietā šķīduma α kristālu veidošanos temperatūras intervālā $T_4 - T_E$. Cietā šķīduma ķīmisko sastāvu nosaka līnija ad . Veidojoties kristāliem, palikušā šķidrā fāze bagātinās ar komponentu B pa līniju ac . Kad sakausējums atdziest 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. Šo fāzu daudzumu attiecību nosaka nogriežņi: $S_{kc}/a_d = dT_E/T_{Ec}$.

Pastāvīgā temperatūrā T_E palikusī 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.

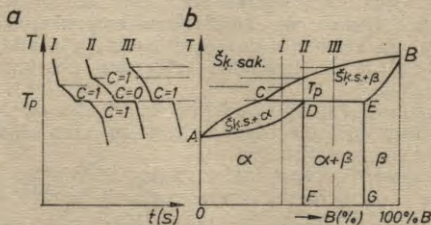
Eitektikas saturs struktūrās ir dažāds, jo tā veidojas no šķidrās fāzes, kuras koncentrācija atbilst punktam c , kas dažādiem sakausējumiem, nonākot līdz temperatūrai T_E , ir dažādā daudzumā (nogrieznis dT_E). Jo sakausējums ir tuvāk eitektiskajam sastāvam, jo tā struktūrā ir vairāk eitektikas. Struktūras sastāvdaļu daudzumu istabas temperatūrā var noteikt pēc struktūras diagrammas, izmantojot trīsstūra likumu (3-6. att. c). Šādas diagrammas konstruē koordinātēs «sakausējuma ķīmiskais sastāvs — struktūras sastāvdaļu daudzums procentos», izmantojot nogriežņu likumu.

Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abi komponenti pilnīgi šķīst viens 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 (3-7. att.). 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 primārās 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 S_{KC} 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 $C = k + 1 - f = 2 + 1 - 3 = 0$.

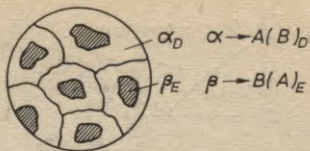
Šķidrās fāzes un cietā šķīduma β daudzumu, kas nepieciešams jaunā cietā šķīduma izveidošanai, var noteikt pēc nogriežņu likuma:

$$\frac{S_{KC}}{\beta_E} = \frac{DE}{CD}$$



3-7. att. Sakausējumu ar peritektiskām pārvērtībām termiskās līknes (a) un stāvokļa diagramma (b).

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 mehānisks maisījums, pie tam sākotnējā cietā šķīduma β_E kristālus no visām pusēm aptver cietā šķīduma α_D kristāli, kas veidojušies peritektiskās pārvērtībās. Struktūru fāzu daudzumu attiecība ir mainīga: jo sakausējums tuvāk peritektiskajam sastāvam, jo vairāk tajā ir α fāzes (3-8. att.).



3-8. att. Aizperitektisko sakausējumu mikrostruktūra.

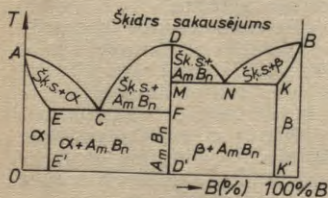
Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja abi komponenti pilnīgi šķīst viens otrā šķidrā stāvoklī, bet cietā stāvoklī veido ķīmisko savienojumu.

Ja sistēmā *A-B* veidojas stabils ķīmiskais savienojums, to var uzskatīt par patstāvīgu komponentu, kas kopā ar komponentiem *A* un *B* veido divas vienkāršas stāvokļa diagrammas (3-9. att.).

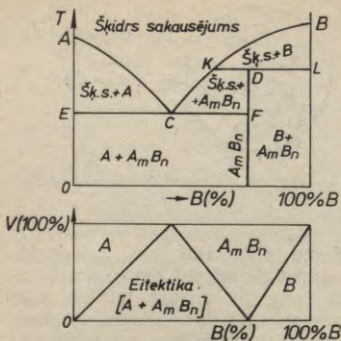
Sakausējums, kura ķīmiskais sastāvs atbilst punktam D' , veido stabilu ķīmisko savienojumu, ko var apzīmēt ar A_mB_n . Šī fāze ir stabila, jo saglabājas līdz pat tās kušanas temperatūrai (atbilst punktam *D*). Ķīmiskā savienojuma un tīru komponentu *A* un *B* stāvokļa diagrammas var apskatīt neatkarīgi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

Komponenti var veidot arī nestabilu ķīmisko savienojumu, kas karsējot var eksistēt tikai līdz punktam *D* atbilstošai temperatūrai (3-10. att.).

Atdesējot sakausējumus, ķīmiskais savienojums A_mB_n rodas peritektiskās pārvērtības rezultātā temperatūrā T_D . Peritektiskā pārvērtība notiek šādi: izdalījušies komponenta *B* kristāli noteiktā proporcijā ar šķidro fāzi veido ķīmiskā savienojuma A_mB_n kristālus. Pārvērtība noris nemainīgā temperatūrā, jo sakausējumā ir 3 fāzes, un tādēļ sistēmas brīvības pakāpe $C=0$.



3-9. att. Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja komponenti veido stabilu ķīmisko savienojumu.



3-10. att. Sakausējumu stāvokļa diagramma, ja komponenti veido nestabilu ķīmisko savienojumu.

Pirmsperitektiskos sakausējumos pārakumā ir šķidrā fāze, kas līdz eitektiskai temperatūrai veido ķīmiskā savienojuma kristālus, bet atlikusi šķidrā fāze šeit kristalizējas, veidojot eitektiku $A + A_m B_n$. Arī šis pārvērtības noris nemainīgā temperatūrā.

Aizperitektiskos sakausējumos pēc peritektiskās pārvērtības pārakumā paliek komponenta B kristāli, kas cietā stāvoklī ar ķīmisko savienojumu $A_m B_n$ veido mehānisku maisījumu.

Fāzu un struktūras sastāvdaļu daudzumu attiecību var noteikt pēc nogriežņu likuma, kā arī pēc struktūras diagrammas.

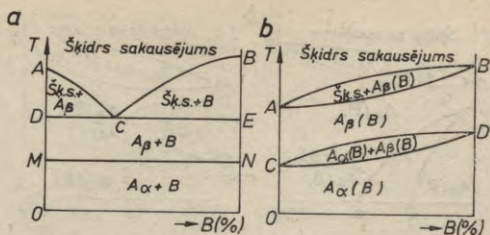
3-4. Fāzu un struktūru pārvērtības cietā stāvoklī

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 rezultātā 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. Sekundārajā kristalizācijā atomu pārvietošanās raksturs no izejas fāzes uz jauno fāzi nav noteikts.

Atomu pārvietošanās difūzijas veidā cietā stāvoklī ir apgrūtināta. Līdz ar to jaunās fāzes kristalizācijas centru veidošanās un to augšana noris ievērojami lēnāk nekā šķidrā 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. Sos sakausējumus iespējams ter-



3-11. att. Sakausējumu stāvokļa diagrammas alotropisko (polimorfās) pārvērtību gadījumā:

a — mehāniskam maisījumam; b — cietam šķīdumam.

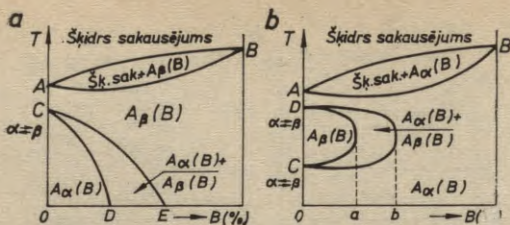
miski apstrādāt, iegūstot vēlamu struktūru un līdz ar to arī noteiktas īpašības.

Sakausējumu stāvokļa diagrammas tādā gadījumā, kad ar komponentiem cietā stāvoklī notiek *polimorfās pārvērtības*, parādītas 3-11. attēlā. Polimorfās pārvērtībās izdalās siltums, kas izmaina dzesēšanas līknes raksturu. Šajā gadījumā kristāliskās struktūras izmaiņa notiek cietā stāvoklī, un to sauc par sekundāro kristalizāciju. Ja komponenti savā starpā nešķīst un veido mehānisku maisījumu, tad jebkura komponenta polimorfās pārvērtības notiek nemainīgā temperatūrā ($k=2$; $f=3$; $C=0$), ko diagrammā attēlo ar horizontālu līniju MN (3-11. att. a).

Ja polimorfā pārvērtība notiek vienā no cietā šķīduma komponentiem un veidojas jauns cietais šķīdums, tad šī pārvērtība notiek temperatūras intervālā, līdzīgi kā cietā šķīduma $A_{\beta}(B)$ kristalizācija no šķidrās fāzes (3-11. att. b).

Ja tikai vienam no komponentiem iespējamas polimorfās pārvērtības, tad tā 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 (3-12. att. a), komponenta A modifikācija mainās no β uz α . 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 istabas 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.

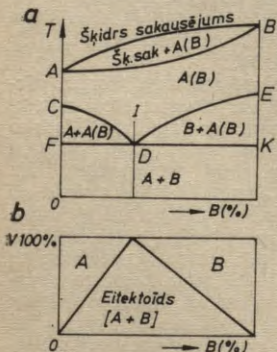
Nedaudz atšķirīga ir 3-12. attēlā b dotā stāvokļa diagramma. Polimorfās pārvērtības pilnīgi notiek sakausējumos ar komponenta



3-12. att. Sakausējumu stāvokļa diagrammas, ja komponentam A noris alotropiskās pārvērtības:

a – ierobežotā koncentrācijas apgabalā; b – ierobežotā temperatūras apgabalā.

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 pēc primārās kristalizācijas, tālāk atdzesējot, 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 fāžu mehāniskajā maisījumā, tad šīs pārvērtības sauc par eitektoidām pārvērtībām (3-13. att.). Sakausējumā I cietais šķīdums saglabājas līdz eitektoido pārvērtību temperatūrai T_D . Seit cietais šķīdums $A(B)$ veido atsevišķus tiro metālu A un B kristālus. Pārvērtības noris nemainīgā temperatūrā, jo tajās piedalās



3-13. att. Sakausējumu ar eitektoidām pārvērtībām stāvokļa diagramma (a) un struktūras diagramma (b).

trīs fāzes un sistēmas brīvības pakāpe ir 0. Izveidojušos cieto fāžu maisījumu sauc par eitektoidālu struktūru. Eitektoidās pārvērtības pēc rakstura ir līdzīgas eitektiskajām pārvērtībām, tikai tās noris, sakausējumam esot cietā stāvoklī. Gan pirmseitektoidos, gan arī aizeitektoidos sakausējumos vispirms cietais šķīdums izdala tīru komponentu A un B kristālus, izmainot ķīmisko sastāvu līdz eitektoidam, pie tam pārvērtības beidzas nemainīgā temperatūrā, veidojot eitektoidu struktūru. Līdzīgi cietais šķīdums var polimorfi pārvērsties divu jaunu cieto šķīdumu mehāniskajā maisījumā. Eitektoidam ir daudz smalkgraudaināka uzbūve nekā eitektikai, taču smalkgraudainības pakāpe ir atkarīga no pārdzesēšanas pakāpes.

komponentu šķīdība un to ķīmiskais sastāvs izmainās pa maksimālās šķīdības līknēm DF un EK .

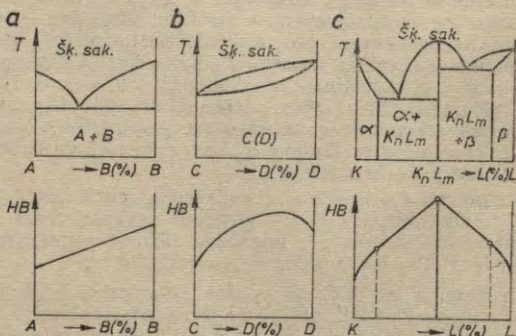
Līdzīgos sakausējumos no cietā šķīduma var izveidoties ķīmiskais savienojums vai uz tā bāzes jauns cietais šķīdums.

3-5. Sakarība starp sakausējumu stāvokļa diagrammu, uzbūvi un īpašībām

Starp sakausējumu sastāvu, stāvokļa diagrammu, struktūru un īpašībām pastāv noteiktā sakarība, ko pirmoreiz konstatēja N. Kurnakovs.

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 (3-15. att. *a*).

Cieto šķīdumu stiprība un cietība ir daudz lielākas nekā komponentu stiprība un cietība. To īpašību izmaiņas notiek pa līkni (3-15. att. *b*). Stiprības un cietības paaugstināšanās cietajos sakausējumos ir saistīta ar kristāliskā režģa deformāciju vietās, kur iespiedušies otra komponenta atomi, kas savukārt bremsē dislokāciju pārvietošanos. Tajos ir paaugstināta arī elektriskā pretestība. Ja sakausējumu diagrammā ir gan vienfāzes, gan arī divfāžu apgabali, tad sakausējumu īpašības atkarībā no sastāva izmaiņām vienfāzes apgabalā mainās pa līkni, bet divfāžu apgabalā — lineāri. Ja elementu koncentrācija atbilst ķīmiskā savienojuma sastāvam, īpašību līknēs vērojams raksturīgs lūzums. Tas



3-15. att. Sakausējumu stāvokļa diagrammu un īpašību sakarība:

a — sakausējumi bez komponentu savstarpējās šķīdības; *b* — sakausējumi, kas veido cietos šķīdumus; *c* — sakausējumi, kas veido ķīmiskos savienojumus.

izskaidrojams ar to, ka ķīmiskā savienojuma kristāliskais režģis un īpašības ir citādas nekā komponentiem. 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 dispersuma 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 veļmējami un caļami.

N. Kurnakova noteiktā sakarība starp sakausējumu uzbūvi un īpašībām ir zinātnisks pamats jaunu sakausējumu ar noteiktām īpašībām radīšanai.

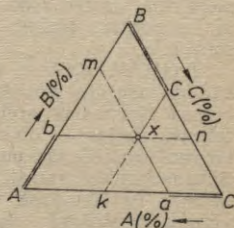
3-6. Trīskāršo sakausējumu stāvokļa diagrammas

Rūpniecībā plaši izmanto sakausējumus, kurus veido trīs un vairāki komponenti, 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 (3-16. att.). Šis trīsstūra malas attēlo divkomponentu sakausējumu sastāvu, bet virsotnes atbilst tīriem sakausējumu komponentiem. 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. Izmantojot vienādmalu trīsstūra īpašības, redzams, ka visu trīs komponentu summa vienāda ar trīsstūra malas garumu, t. i., 100%:

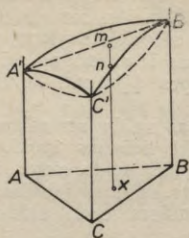
$$Ca + Ab + Bc = Ca + ak + Ak = 100\%.$$

Pastāv arī citi sakausējumu ķīmiskā sastāva attēlošanas paņēmieni.

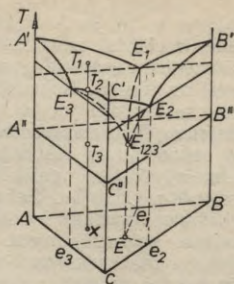
Temperatūru attēlo uz vertikālās ass. Diagrammas konstruēšanai izmanto atsevišķu sakausējumu termiskās (atdzišanas) liknes. Sakausējumu ķīmisko sastāvu atliek koncentrācijas trīsstūri un no iegūtajiem punktiem uz vertikālām taisnēm atliek kritiskajiem punktiem atbilstošās temperatūras. Caur šiem punktiem iet trīskāršo diagrammu virsmas — solidusa, likvidusa



3.16. att. Sakausējumu ķīmiskā sastāva (koncentrācijas) trīsstūris.



3-17. att. Stāvokļa diagramma trīskāršai sistēmai ar neierobežotu komponentu šķīdību cietā stāvoklī.



3-18. att. Stāvokļa diagramma trīskāršai sistēmai ar eitektiku.

un citas pārvērtību virsmas. Četrfāzu līdzsvara stāvoklim ($C = k + 1 - f = 3 + 1 - 4 = 0$) atbilst horizontāla plakne.

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

Aplūkosim dažas trīskāršo sakausējumu stāvokļa diagrammas.

Trīskāršā sistēma, ja komponenti cits citā neierobežoti šķīst cietā stāvoklī. Šis sakausējumu sistēmas telpisks modelis parādīts 3-17. attēlā, kur redzamas divas kritiskās virsmas: likvidusa ($A'B'C'm$) un solidusa ($A'B'C'n$). Sakausējuma šķidrās fāzes sastāvs kristalizācijas procesā izmainās pa likvidusa virsmu, bet cietā šķīduma sastāvs — pa solidusa virsmu. Fāzu pārvērtību pētīšanai trīskāršajos savienojumos lieto speciālus paņēmienus, piemēram, izotermisko griezumumu (stāvokļa diagrammu pāršķēļ ar horizontālu plakni; $T = \text{const.}$), šķēlumu caur trīsstūra virsotni u. c.

Trīskāršā sistēma, ja komponenti cietā stāvoklī nešķīst cits citā un neveido ķīmisko savienojumu. 3-18. 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. Parasti kristalizācija sākas ar tīra komponenta kristālu veidošanos. Pēc tam

veidojas divkāršā 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.

DZELZS UN TĀS SAKAUSEJUMI

4-1. Dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagramma

No metālisku sakausējumu stāvokļa diagrammām ļoti svarīga nozīme ir dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagrammai, jo tehnikā šos sakausējumus lieto visplašāk. Galvenie šādi sakausējumi ir tēraudi un čuguni. Tēraudu un čugunu īpašību uzlabošanai plaši izmanto legējošos elementus.

Dzelzs-oglekļa sakausējumiem ir divas stāvokļa diagrammas: metastabilā, kas raksturo dzelzs-cementīta (dzelzs karbīda) sistēmas pārvērtības, un stabilā, kura raksturo dzelzs-grafīta sistēmas pārvērtības.

Tēraudu struktūru pārvērtību pētīšanai izmanto metastabilo diagrammu, jo ogleklis tēraudos atrodas ķīmiski saistītā veidā — dzelzs karbīdā, ko struktūrā sauc par cementītu. Tādēļ dzelzs-oglekļa sakausējumu metastabilo diagrammu sauc arī par dzelzs-cementīta (Fe_3C) stāvokļa diagrammu.

Čuguniem bez metastabilās diagrammas, pēc kuras noris pārvērtības cietā stāvoklī, primāro struktūru noteikšanā svarīga nozīme ir stabilai diagrammai, kas nosaka galvenokārt čugunu kristalizācijas procesa gaitu.

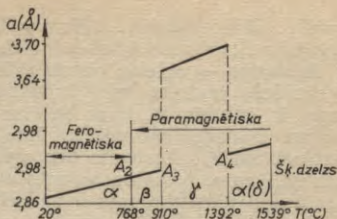
4-2. Dzelzs-oglekļa sakausējumu komponenti un fāzes

Dzelzs un ogleklis ir polimorfi elementi.

Dzelzs ir metāls, kas pieder pie elementu periodiskās sistēmas VIII grupas elementiem; atoma rādiuss ir 1,27 kX. Dzelzs kušanas temperatūra ir 1539°C. Atkarībā no temperatūras dzelzij var būt divas polimorfās modifikācijas — Fe_α un Fe_γ .

Modifikācija Fe_α pastāv divos temperatūras intervālos: līdz 910°C un no 1392°C līdz kušanas temperatūrai. Tai ir tilpumā

centrēta kuba kristāliskais režģis, kura periods a istabas temperatūrā ir $2,86 \text{ \AA}$ (4-1. att.). Līdz 768°C temperatūrai dzelzs ir magnētiska, bet šajā temperatūrā noris magnētiskās pārvērtības un dzelzs kļūst nemagnētiska (Kiri punkts). Minēto kritisko temperatūru atdzesēšanā apzīmē ar A_{T2} , bet karsēšanā ar A_{C2} . Dzelzs magnētiskās īpašības ir stipri atkarīgas no tās tīrības. Fe_α blīvums ir $7,68 \text{ g/cm}^3$, termiskās izplešanās koeficients $\alpha = 11,7 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, īpatnējā elektriskā pretestība $\rho = 0,10 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$. Augstās temperatūrās pastāvošo dzelzs modifikāciju apzīmē ar $\text{Fe}_{\alpha(\delta)}$.



4-1. att. Dzelzs kristāliskā režģa perioda izmaiņa atkarībā no temperatūras.

Kritiskajā temperatūrā $A_3 = 910^\circ \text{C}$ modifikācija Fe_α pārkristalizējas modifikācijā Fe_γ . Modifikācijai Fe_γ ir skaldnēs centrēta kuba kristāliskais režģis, kura periods 910°C temperatūrā ir $3,64 \text{ \AA}$. Jaunais kristāliskais režģis ir blīvāks, tādēļ dzelzs tilpums samazinās apmēram par 1% un blīvums pieaug līdz $8,0 \dots 8,1 \text{ g/cm}^3$. Fe_γ ir paramagnētiska.

Sasniedzot temperatūru $A_4 = 1392^\circ \text{C}$, dzelzs modifikācija vēlreiz mainās: $\text{Fe}_\gamma \rightarrow \text{Fe}_{\alpha(\delta)}$.

Ogleklis ir elementu periodiskās sistēmas IV grupas elements ar atoma rādiusu $0,77 \text{ \AA}$. Tā blīvums ir $2,5 \text{ g/cm}^3$, kušanas temperatūra 3500°C . Ogleklis eksistē divu modifikāciju — grafīta un dimanta veidā, kā arī veido ķīmiskos savienojumus. Normālos apstākļos stabils ir grafīts, bet dimants ir oglekļa metastabila modifikācija. Augstās temperatūrās un zem lieliem spiedieniem stabila kļūst oglekļa augsttemperatūras modifikācija — dimants. So oglekļa īpašību izmanto sintētisko dimantu ieguvē.

Dzelzs-oglekļa sakausējumos atkarībā no temperatūras pastāv dažādas fāzes: šķidrā fāze, ferīts, austenīts, cementīts un grafīts — brīvs ogleklis.

Ferīts — $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$ ir oglekļa cietais šķīdums α dzelzī. Izšķir zemas temperatūras ferītu ar oglekļa šķīdību 727°C temperatūrā līdz 0,02% un augstas temperatūras ferītu ar maksimālo oglekļa šķīdību 0,1%. Ferīts bez oglekļa satur arī silīciju, mangānu, fosforu un citus elementus. Tam ir tilpumā centrēta kuba kristāliskais režģis ar nelielām starpatomu porām, ar ko arī izskaidrojama oglekļa nelielā šķīdība ferītā. Ievērojama oglekļa atomu daļa izvietojas uzbūves defektu vietās (vakancēs, dislokācijās u. c.).

Ferīts ir miksta, plastiska fāze ar viendabīgiem graudiem. Tā mehāniskās īpašības ir zemas: $\sigma_s = 25 \dots 30 \text{ kgf/mm}^2$;

$\delta=40 \dots 50\%$; $HB\ 80 \dots 100$; $\psi=70 \dots 80\%$ un $a_H=25\text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$.
Leģējot ferītu, tā mehāniskās īpašības var uzlabot.

Austenīts — oglekļa cietais šķīdums γ dzelzī — $\text{Fe}_\gamma(\text{C})$. Tam ir skaldnēs centrēta kuba kristāliskais režģis, kura starpatomu poras ir gandrīz 2 reizes lielākas nekā tilpumā centrēta kuba režģim. Maksimālā oglekļa šķīdība Fe_γ 1147 °C temperatūrā sasniedz 2,14%. Austenīts bez oglekļa var saturēt arī citus elementus, kas ar to veido aizvietošanas tipa cieto šķīdumu. Austenīts ir ļoti plastisks, tam ir zema tecēšanas un stiprības robeža.

Cementīts — Fe_3C ir oglekļa un dzelzs ķīmiskais savienojums, kas satur 6,67% oglekļa. Cementītam ir blīvi pakots sarežģīts rombisks kristāliskais režģis. Normālā temperatūrā cementīts ir ļoti ciets ($HB\ 800$) un trausls. Līdz 210 °C temperatūrai cementīts ir feromagnētisks. Augstās temperatūrās cementīts kļūst nestabils un var sadalīties austenītā un grafitā. Cementīta kušanas temperatūra ir aptuveni 1550...1600 °C.

Cementītā dzelzi var aizvietot ar mangānu, hromu un citiem metāliem, bet oglekli — daļēji ar slāpekli.

Grafīts — brīvs ogleklis. Tā kristāliskais režģis ir heksagonāls, slāņains. Starpatomu attālums ir neliels — 1,4 kX, bet attālums starp slāņiem — 3,4 kX, ar ko izskaidrojamas vājās saites starp oglekļa atomu slāņiem grafitā kristāliskajā režģī. Tas ir arī grafitā zemās stiprības cēlonis. Grafīts ir ļoti mīksts ($HB\ 3$), labi vada elektrību, trausls un ķīmiski stabils. Grafitā blīvums ir 2,5 g/cm³. Grafīts sakausējumos atrodas plāksnišu, pārslu un lodišu formas ieslēgumu veidā.

4-3. Struktūras pārvērtības dzelzs-cementīta sistēmas sakausējumos

Dzelzs-cementīta sakausējumu diagrammas vispārīgs raksturojums. Fe-Fe₃C stāvokļa diagramma raksturo sakausējumu fāzu sastāvu un struktūras pārvērtības, sākot no tīras dzelzs līdz cementītam (4-2. att.). Diagrammā bez oglekļa koncentrācijas var uzrādīt arī cementīta saturu, jo dzelzs karbīds ir stabils ķīmiskais savienojums un sakausējumos to var uzskatīt par komponentu. Fe-Fe₃C sakausējumu stāvokļa diagrammas raksturīgākie punkti un to vērtības dotas 2. tabulā.

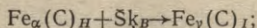
Punkts *A* atbilst tīras dzelzs kušanas temperatūrai, bet punkts *D* — cementīta kušanas temperatūrai. Punkti *N* un *G* raksturo tīras dzelzs alotropisko pārvērtību temperatūras.

Līdzsvara pārvērtību temperatūras dzelzī un tēraudos cietā stāvoklī pieņemts apzīmēt ar burtu *A* un attiecīgo indeksu. Fāzu pārvērtības saistītas ar Fe-Fe₃C stāvokļa diagrammas līnijām: eitektoidālo temperatūru (līnija *PSK*) pieņemts apzīmēt ar *A*₁, magnētisko pārvērtību temperatūru (līnija *MO*) — ar *A*₂, līnijas *GS* temperatūru — ar *A*₃, $\text{Fe}_\gamma \rightleftharpoons \text{Fe}_\alpha$ polimorfās pārvērtības temperatūru (līnija *NJ*) — ar *A*₄, līnijas *SE* temperatūru — ar *A*_{em}.

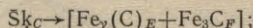
Sakausējumos notiek pārvērtības, gan šķidrāi fāzei sacietējot, gan arī cietā stāvoklī. Primārā kristalizācija noris temperatūras intervālā, ko ietver likvidusa līnija (*ABCD*) un solidusa līnija (*AHJECF*). Sekundārā kristalizācija noris cietā stāvoklī, un to izraisa dzelzs vienas modifikācijas alotropiska rakstura pārvērtības otrā modifikācijā, kā arī oglekļa šķīdības izmaiņas austenītā un ferītā. Pazeminoties temperatūrai, oglekļa šķīdība cietajos šķīdumos samazinās. Liekais ogleklis izdalās no šīm struktūrām un veido cementītu. Līnija *ES* raksturo oglekļa koncentrācijas izmaiņas austenītā, bet līnija *PQ* — ferītā. Cementītam (Fe_3C) ir nemainīgs ķīmiskais sastāvs, ko raksturo vertikālā līnija *DFKL*. Izmainās tikai cementīta kristālu forma un izmēri, kas sevišķi iespaido sakausējumu īpašības. Rupjākie cementīta kristāli izdalās primārās kristalizācijas rezultātā no šķidrās fāzes, tādēļ tos sauc par primāro cementītu. Cementītu, kas veidojas no austenīta izdalītā oglekļa, sauc par sekundāro cementītu, bet cementītu, kas veidojas no ferīta izdalītā oglekļa, — par terciāro cementītu. Atbilstoši tiem nosauc arī līnijas *CD*, *ES* un *PQ*.

Dzelzs-cementīta sistēmā ir trīs nonvarianta līdzsvara stāvokļi, kad pārvērtības notiek pastāvīgā temperatūrā:

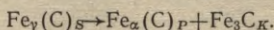
peritektiskās pārvērtības (līnija *HIB*) 1499 °C temperatūrā, kad



eitektiskās pārvērtības (līnija *ECF*) 1147 °C temperatūrā, kad



eitektoidās pārvērtības (līnija *PSK*) 727 °C temperatūrā, kad



2. tabula

Punkta apzīmējums	Temperatūra (°C)	Oglekļa koncentrācija (%)
<i>A</i> → <i>A₅</i>	1539	0
<i>H</i>	1499	0,1
<i>I</i>	1499	0,16
<i>B</i>	1499	0,51
<i>N</i> → <i>A₄</i>	1392	0
<i>D</i>	1550	6,67
<i>E</i>	1147	2,14
<i>C</i>	1147	4,3
<i>F</i>	1147	6,67
<i>G</i> → <i>A₃</i>	910	0
<i>P</i>	727	0,02
<i>S</i>	727	0,8
<i>K</i>	727	6,67
<i>Q</i>	20	0,006

Eitektisko pārvērtību rezultātā radušos austenīta un cemenīta maisījumu sauc par ledeburītu, bet eitektoido pārvērtību gaitā radušos ferīta un cemenīta maisījumu — par perlitu.

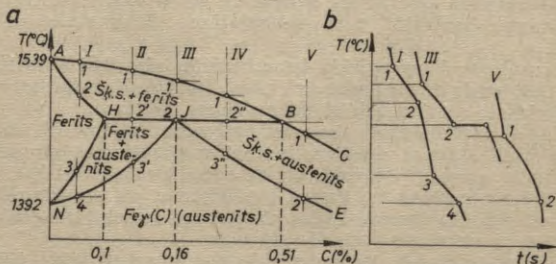
Dzelzs-oglekļa sakausējumus iedala divās grupās: tēraudos ar oglekļa saturu līdz 2,14% un čugunos ar oglekļa saturu 2,14... 6,67%.

Struktūras pārvērtības tēraudos. Visas struktūras pārvērtības tēraudos iedalāmas divās daļās: primārā un sekundārā kristalizācija. Šādā secībā arī aplūkosim struktūru pārvērtības tēraudos. Vispirms iepazīsim stāvokļa diagrammas augšējo daļu, kur notiek peritektiskās pārvērtības.

Tiras dzelzs kristalizācija notiek noteiktā pastāvīgā temperatūrā — 1539 °C. Sakausējumam *I*, kas satur mazāk par 0,1% C, peritektiskās pārvērtības nenotiek (4-3. att.). Tas kristalizējas temperatūras intervālā starp likvidusa un solidusa līnijām (punkti 1-2). Šķidrās fāzes un ferīta sastāvs izmainās pēc cieto šķīdumu kristalizācijas likumiem. Izveidojas graudaina struktūra, kas sastāv no augstas temperatūras ferīta kristāliem. Temperatūras intervālā 3-4 dzelzs alotropiskās izmaiņas izraisa cietā stāvokli ferīta pārkristalizēšanos austenītā. Tirai dzelzij šī pārvērtība notiek izotermiski (pastāvīgā temperatūrā), bet dzelzs-oglekļa sakausējumam — temperatūras intervālā.

Sakausējums *III* ar oglekļa saturu 0,16%, kristalizēties temperatūras intervālā 1-2, veido ferīta kristālus, kas 1499 °C temperatūrā satur punktam *H* atbilstošu oglekļa koncentrāciju (0,1%). Palikušajai šķidrajai fāzei ir punktam *B* atbilstošs oglekļa saturs (0,51%). Sajā nemainīgajā temperatūrā notiek peritektiskās pārvērtības, kad, ferīta kristāliem mijiedarbojoties ar šķidro fāzi, veidojas austenīts ar punktam *J* atbilstošu oglekļa saturu. Sakausējumam *III*

$$\frac{\text{Šķ. sak.}}{\text{Ferīts}} = \frac{HJ}{JB}$$



4-3. att. Fe-Fe₃C stāvokļa diagrammas daļa (a) un tēraudu primārās kristalizācijas termiskās līknes (b).

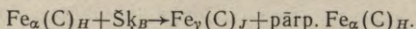
Peritektiskais process noris izotermiski un ar noteiktu pastāvīgu fāzu koncentrāciju, jo šī procesa laikā sistēmas brīvības pakāpe vienāda ar nulli.

Sakausējuma *II* oglekļa saturs atrodas robežās 0,1...0,16%. Tā kristalizācija sākas, izdalot ferīta kristālus. Salīdzinājumā ar peritektiskā sakausējuma *III* fāzu attiecību punktā *2'* sakausējumam *II* ir pārākumā ferīta kristāli.

Sakausējumam *II*

$$\frac{\text{Šķ. sak.}}{\text{Ferīts}} = \frac{H2'}{2'B}; \quad 2'B > JB.$$

Rezultātā peritektiskās pārvērtības beidzas, izveidojas jauna fāze — austenīts, pie tam saglabājas nedaudz ferīta:

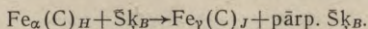


Atdzesējot sakausējumu tālāk, ferīta pārākums pārkrystalizējas austenītā, kas satur sakausējumam atbilstošu oglekļa koncentrāciju. Pārkrystalizācijas process saistīts ar oglekļa atomu difūziju.

Sakausējuma *IV* oglekļa saturs atrodas robežās 0,16...0,51%. Sasniedzot temperatūru *2''*, sakausējums *IV* salīdzinājumā ar peritektisko sakausējumu *III* satur pārākumā šķidro fāzi. Sakausējumam *IV*

$$\frac{\text{Šķ. sak.}}{\text{Ferīts}} = \frac{H2''}{2''B}; \quad H2'' > HJ.$$

Tādēļ šiem sakausējumiem peritektiskajās pārvērtībās veidojas austenīts un saglabājas noteikta daļa šķidrās fāzes:



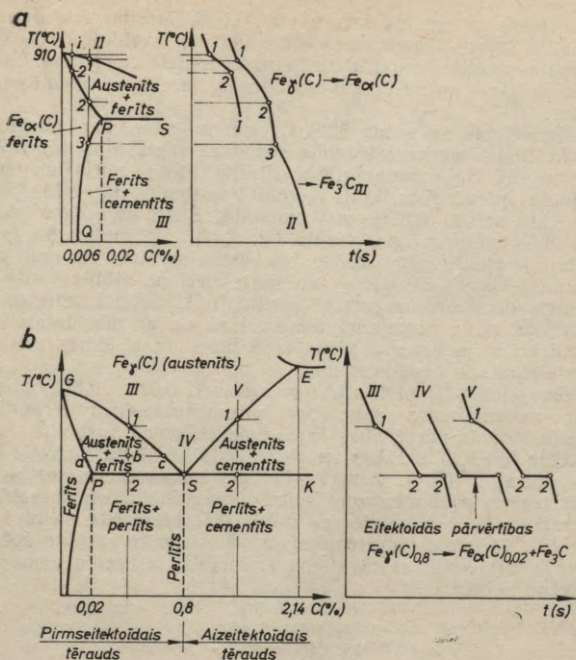
Atdzesējot minēto sakausējumu tālāk, temperatūras intervālā *2''-3''* pārpalikušā šķidrā fāze sacietē un veido austenītu. Oglekļa koncentrācija austenītā zem temperatūras 2 izmainās pa līniju *JE*.

Sakausējums *V* ar oglekļa koncentrāciju virs 0,51% kristalizējas, tieši veidojot austenīta kristālus. Punktā 2 austenīta kristālu ķīmiskais sastāvs atbilst sakausējuma sastāvam.

Tādējādi visi aplūkotie sakausējumi zem līnijām *NJ* un *JE* atrodas cietā stāvoklī un tiem ir vienfāzes austenīta struktūra.

Tēraudos arī cietā stāvoklī notiek struktūras pārvērtības, kas galvenokārt atkarīgas no dzelzs modifikāciju un oglekļa šķīdības izmaiņām. Aplūkosim, kādas pārvērtības notiek tēraudos, tos atdzesējot no vienfāzes austenīta stāvokļa.

Dzelzs-oglekļa sakausējumus ar oglekļa saturu līdz 0,02% (punkts *P*) sauc par tehnisko dzelzi. Ja oglekļa saturs ir mazāks par 0,006%, kā tas ir sakausējumā *I* (4-4. att. *a*), tad, sakausē-



4-4. att. Fe-Fe₃C stāvokļa diagrammas tēraudu zona (a) un tēraudu atdzesēšanas termiskās liknes (b).

jumu atdzesējot temperatūras intervālā 1-2, notiek austenīta pārkristalizēšanās ferītā, kas saglabājas līdz istabas temperatūrai kā vienfāzes struktūra.

Ja oglekļa saturs ir lielāks par 0,006% (sakausējums II), tad pēc ferīta izveidošanās, sākot ar temperatūru 3, no sakausējuma izdalās ogleklis un veidojas terciārais cementīts. Šo procesu izraisa oglekļa šķīdības samazināšanās ferītā (linija PQ; 4-4. att. a). Sakausējumam II normālā temperatūrā ir divfāzu struktūra: ferīts un terciārais cementīts, kas izvietojas plānā kārtiņā uz ferīta graudu robežām. Šī cementīta kārtiņa pasliktina dzelzs tehnoloģisko plastiskumu un tā magnētiskās īpašības: pazemina magnētisko caurlaidību, palielina koercitīvo spēku. Istabas temperatūrā terciārais cementīts ir visos dzelzs-oglekļa sakausējumos, kas satur vairāk nekā 0,006% C. Tikai tā nozīme

sakausējumu ar oglekļa saturu virs 0,10% īpašību veidošanā ir neliela, jo šajos sakausējumos cementīts jau izveidojies citu fāzu pārvērtību rezultātā un struktūrā atrodas nelielā daudzumā. Tādēļ, aplūkojot šādu sakausējumu struktūras, terciāro cementītu nepiemin.

Sakausējums *IV* satur 0,8% C, un to sauc par eitektoīdo tēraudu. Šim tēraudam austenīta struktūra saglabājas līdz 727 °C temperatūrai. Sajā temperatūrā (līnija *PSK*) noris austenīta eitektoīdās pārvērtības, kuru rezultātā austenīts pārvēršas ferītā ar oglekļa saturu 0,02% un cementītā. Šādu divu fāzu mehānisku maisījumu sauc par perlitu (sk. I att. *c* ielīmē pie 96. lpp.). Perlitam ir plākšņveida uzbūve, tas sastāv no ferīta un cementīta plāksnītēm, kuras atkārtojas un kuru biezums atbilst ferīta un cementīta daudzumu attiecībai perlitā, t. i., *SK/PS*. Eitektoīdās pārvērtības noris nemainīgā temperatūrā un ar nemainīgu fāzu koncentrāciju, jo procesā piedalās 3 fāzes un sistēmas brīvības pakāpju skaits ir vienāds ar nulli.

Sakausējums *III* (4-4. att. *b*) var saturēt 0,02...0,8% oglekļa. Šādas sakausējumus sauc par pirmseitektoīdiem tēraudiem. Pirmseitektoīdās pārvērtībās šajos sakausējumos austenīts daļēji pārvēršas ferītā. Tas sākas temperatūrā 1 (*Ar₃*) un turpinās līdz temperatūrai 2 (*Ar₁*). Zem līnijas *GS* sakausējums sastāv no divām fāzēm: austenīta un ferīta. Pazeminoties temperatūrai, austenīta sastāvs izmainās pa līniju *GS*, bet ferīta sastāvs pa līniju *PG*. Tā, piemēram, temperatūrā *b* austenīta sastāvu nosaka punkts *c*, bet ferīta sastāvu punkts *a*. Fāzu attiecību atrod pēc nogriežņu likuma:

$$\frac{Fe_{\gamma}(C)}{Fe_{\alpha}(C)} = \frac{ab}{bc}$$

Sakausējumu atdzesējot līdz temperatūrai 2 (*Ar₁*), tam ir fāzu sastāvs $Fe_{\gamma}(C)_{0,8} + Fe_{\alpha}(C)_{0,02}$ ar noteiktu fāzu attiecību:

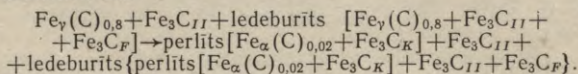
$$\frac{Fe_{\gamma}(C)_{0,8}}{Fe_{\alpha}(C)_{0,02}} = \frac{P2}{2S}$$

Temperatūrā 2 (*Ar₁*) noris austenīta eitektoīdā pārvērtība perlitā, kas kopā ar agrāk izveidojušos ferītu veido sakausējuma galīgo struktūru (sk. I att. ielīmē pie 96. lpp.). Pirmseitektoīdo sakausējumu struktūras sastāvdaļu (ferīta un perlīta) daudzumu attiecību nosaka atkarībā no oglekļa satura, izmantojot struktūras diagrammas (4-2. att. *b*). Jo sakausējums pēc oglekļa satura ir tuvāks eitektoīdam, jo struktūrā ir vairāk perlīta.

Sakausējums *V* ar oglekļa saturu virs 0,8% pieder pie aizitektoīdiem tēraudiem. Atdzesējot šos tēraudus līdz temperatūrai 1 (*A_{cm}*), austenīts ir piesātināts ar oglekli, un tālākā atdzesēšanā pa līniju *ES* samazinās oglekļa šķīdība austenītā. Liekais ogleklis izdalās no austenīta un ap tā graudiem veido sekun-

kristalizācijai. Tas kristalizējas pastāvīgā temperatūrā, pie tam vienlaikus kristalizējas divas fāzes: austenīts $Fe_\gamma(C)_E$ un cementīts Fe_3C . Šo fāžu maisījumu nosauc par ledeburītu. Ledeburīta fāzu sastāvs, līdzīgi visām eitektikām, ir pastāvīgs, un to nosaka nogriežņu attiecība $Fe_\gamma(C)_E/Fe_3C = CF/EC$.

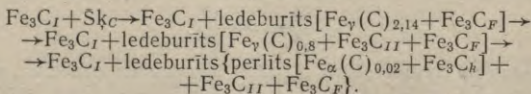
Atdzesējot tālāk pirmseitektisko un eitektisko čugunu, oglekļa koncentrācija austenītā samazinās pa līniju ES . Tā, piemēram, temperatūrā 4 sakausējuma VI austenīts satur punktam d atbilstošu oglekļa koncentrāciju, bet temperatūrā 5 — punktam e atbilstošu koncentrāciju. Oglekļa šķīdības samazināšanās dēļ no austenīta izdalās ogleklis, kas uz austenīta graudu robežām veido sekundārā cementīta kristālus. Sasniedzot eitektoido pārvērtību temperatūru, oglekļa koncentrācija austenītā ir 0,8%. Nemainīgā temperatūrā (līnija PSK) gan austenīta graudi, gan arī austenīts kā ledeburīta sastāvdaļa eitektoidi pārvēršas perlitā. Procesi var uzrakstīt šādi:



Pirmseitektiskā baltā čuguna mikrostruktūra parādīta II attēlā a ielīmē pie 96. lpp. Uz ledeburīta fona redzami tumšie laukumi ir perlīts, kas izveidojies no struktūrā esošā austenīta.

Atdzesējot šo čugunu līdz normālai temperatūrai, struktūrā notiek tālāka oglekļa šķīdības samazināšanās ferītā un terciārā cementīta veidošanās. Jāatzīmē, ka šo pārvērtību rezultātā mikrostruktūras izskats neizmainās, un ir pieņemts uzskatīt, ka ledeburīta struktūra atdzesēšanas gaitā nemainās. Ledeburītam ir ļoti smalka graudaina struktūra ar izteiktām cementīta plāksnītēm. Sekundārā un terciārā cementīta mikrostruktūru nevar atšķirt, jo tie abi veidojas uz ledeburītā ietilpstošā cementīta virsmas (sk. II att. b ielīmē pie 96. lpp.).

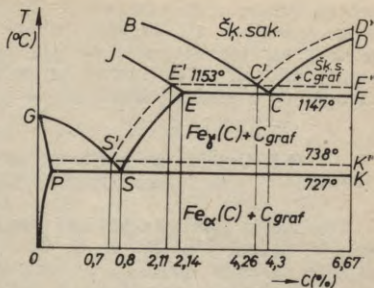
Aizeitektiskā čuguna VII (>4,3% C) kristalizācija sākas ar primārā cementīta kristālu veidošanos no šķidrās fāzes. Cementīta veidošanās no šķidrās fāzes notiek temperatūras intervālā 1-3, pie tam nepārtraukti noris šķidrās fāzes ķīmiskā sastāva izmaiņas pa līniju DC . Cementīta kristāliem ir plāksniņu veids. Primārā kristalizācija noslēdzas ar šķidrās fāzes (4,3% C) eitektiskām pārvērtībām nemainīgā temperatūrā, veidojot ledeburīta struktūru. Turpinot atdzesēt, arī šajā čugunā notiek pārvērtības cietā stāvoklī, ko var uzrakstīt šādā veidā:



Aizeitektiskā čuguna mikrostruktūra parādīta II attēlā c ielīmē pie 96. lpp. Visiem baltajiem čuguniem raksturīga lede-

burīta struktūra, kas normālā temperatūrā sastāv no perlīta un cementīta maisījuma. Cementīts šajā struktūrā veido matricu, kurā izvietoti perlīta graudi. Šāda ledeburīta uzbūve nosaka tā lielo cietību ($HB \geq 600$) un trauslumu. Ledeburīta klātbūtne apgrūtina čugunu apstrādi ar griezējinstrumentiem un neļauj tos apstrādāt ar spiedienu.

Dzelzs-oglekļa sakausējumiem, to skaitā arī čuguniem, ir dažāda struktūra, taču normālā temperatūrā to fāzu sastāvs ir vienāds, proti, ferīts un cementīts. Sakausējumu struktūras sastāvdaļu vai fāzu daudzumu noteikšanai lieto nogriežņu likumu vai struktūras (sk. 4-2. att. b) un fāzu (sk. 4-2. att. a) diagrammas.



4-6. att. Fe-C stāvokļa diagramma.

4-4. Pārvērtības dzelzs-grafīta sistēmas sakausējumos

Stabilās grafīta fāzes veidošanās čugunos tieši no šķidrās fāzes iespējama, tikai ļoti lēni atdzesējot nelielas pārdzesēšanas pakāpes gadījumā. Grafīta veidošanās procesu čugunos sauc par grafītizāciju.

Dzelzs-grafīta stāvokļa diagramma attēlota ar svītrlīniju uz dzelzs-cementīta sakausējumu stāvokļa diagrammas (4-6. att.). Šāds dzelzs-grafīta stāvokļa diagrammas attēlošanas paņēmiens ir ērts abu diagrammu salīdzināšanai.

Līnijai $C'D'$ atbilstošās temperatūrās sāk kristalizēties primārais grafīts. Dzelzs-grafīta sistēmā eitektika veidojas 1153°C temperatūrā. Tā satur 4,26% oglekļa un sastāv no austenīta un grafīta. To sauc par grafīta eitektiku. Pa līniju $E'S'$ izdalās sekundārais grafīts, bet temperatūrā 738°C veidojas eitektoids, kas satur 0,7% oglekļa un sastāv no ferīta un grafīta. Šo struktūru sauc par grafīta eitektoidu. Ja kristalizācijas procesā ogleklis izdalās grafīta veidā, tad čugunu sauc par pelēko čugunu.

Primārais grafīts un grafīts eitektikā kristalizējas, izveidojoties kristalizācijas centriem un tiem augot. Grafīta kristāliem, kas plāksnišu veidā aug no viena centra, ir sarežģīta forma. Sekundārais un eitektoidais grafīts aug uz primārā un eitektikas grafīta plāksnītēm. Mikrostruktūrā grafīts redzams izliektu

dažādu izmēru ieslēgumu veidā. Grafīta zemās mehāniskās īpašības pasliktina arī čuguna mehāniskās īpašības. Grafītu var uzskatīt par iegriezumiem vai plaisām metālā, tādēļ ir svarīgi iegūt grafītu ar vēlamo formu un optimāliem izmēriem. Tas ļauj paaugstināt čuguna īpašības.

4-5. Oglekļa un pastāvīgo piemaisījumu ietekme uz tēraudu īpašībām

Tērauds ir sarežģīta ķīmiskā sastāva sakausējums, kurā bez oglekļa ietilpst Mn, Si, P, S, O, N, H un citi elementi, kas iespaido tērauda īpašības. Šo elementu klātbūtnei izskaidro ar tērauda ražošanas tehnoloģiskā procesa īpatnībām. Tā, piemēram, S un P ir grūti atdalāmi, Mn un Si pāriet tēraudā tā dezoksidēšanas procesā, bet Ni, Cr un citi legējošie elementi nonāk tēraudā no pārstrādājamiem metāla lūžņiem.

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

Ferīts ir plastisks, mīksts ($HV 80 \dots 90$) un ar nelielu stiprību. Turpretim cementīts ir ciets ($HV 1000$) un ļoti trausls. Šī iemesla dēļ, palielinoties oglekļa koncentrācijai, pieaug tērauda stiprība un cietība, bet samazinās plastiskums un stīgrība.

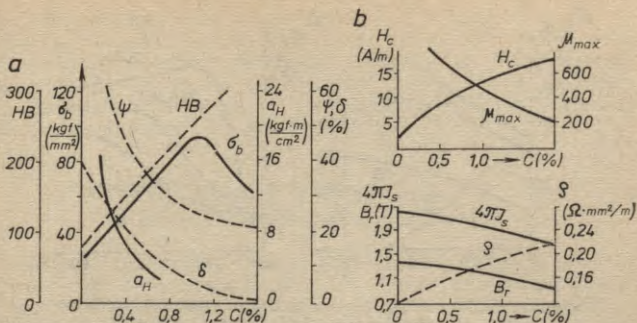
Cietās cementīta daļiņas apgrūtina dislokāciju pārvietošanos un līdz ar to paaugstina pretestību deformācijai un samazina plastiskumu. Aizeitektoidā tērauda ($>0,8C$) mehāniskās īpašības ievērojami ietekmē sekundārais cementīts, ja tas izvietojies apvalka veidā ap perlīta graudiem. Slodzes iedarbībā cementīta apvalks sagrūst un līdz ar to rada stiprības, plastiskuma un stīgrības samazināšanos.

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

Ferītam ir labas induktīvās īpašības un liela magnētiskā caurlaidība, turpretim cementīts strāvu vada vāji un tā fero-magnētiskās īpašības ir zemas. Palielinoties oglekļa koncentrācijai, samazinās magnētiskā piesātinātība ($4\pi I_s$), paliekošā indukcija B_r un magnētiskā caurlaidība μ_{max} , bet pieaug koercitīvais spēks H_c un īpatnējā elektriskā pretestība ρ (4-7. att. b).

Oglekļa ietekme uz tēraudiem pastiprinās pēc to termiskās apstrādes — rūdīšanas un atslādināšanas.

Tērauda tehnoloģiskās īpašības — apstrādājamība ar griezējinstrumentiem un ar spiedienu, 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



4-7. att. Oglekļa satūra ietekme uz atkvēlināta tērauda mehāniskajām (a) un fizikālajām īpašībām (b).

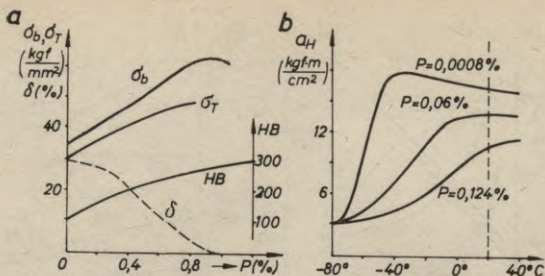
atļaidina instrumentu un mazina tā noturību. Tēraudiem ar mazu oglekļa saturu, kuri ir samērā plastiski un stīgi, apstrādājamība ar griezējinstrumentiem ir slikta. Labākā apstrādājamība ir tēraudiem ar oglekļa saturu 0,3...0,4%.

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.

Mangāna un silīcija ietekme. Mangāns un silīcijs tēraudā nokļūst dezoksidēšanas procesā, to saturs ir neliels: 0,5...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.

Sēra un fosfora ietekme. 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 t. s. 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, ilgizturību un korozijizturību. Tādēļ sēra



4-8. att. Fosfora satura ietekme uz tērauda mehāniskajām īpašībām (a), stīgrību un aukstlūstamības robežu (b).

saturu tēraudos stingri ierobežo. Jāatzīmē, ka sērs uzlabo tērauda apstrādājamību ar griezējinstrumentiem.

Arī fosfors ir kaitīgs piemaisījums, kas šķīst ferītā un austeņītā. Izšķīstot ferītā, fosfors deformē tā kristālisko režģi un līdz ar to paaugstina tērauda stiprību un cietību, taču samazina plastiskumu un stīgrību. Fosfors paaugstina tērauda aukstlūstamības robežu, it sevišķi paaugstināta oglekļa satura gadījumā (4-8 att.).

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 deformētā 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.

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 satura ietekmē materiālā var veidoties flokēni, t. i., iekšējas plaisas. To rašanās mehānisms ir šāds: ja materiālu strauji atdzesē, ūdeņraža difūzija nenotiek un tā šķīdība metālā ir minimāla. Turpinot ūdeņradim izdalīties, spiedienu metāla iekšējos slāņos pieaug, un veidojas plaisas.

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

Gadījumieņemaisījumi — 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.

4-6. Legējošo elementu ietekme uz tēraudu struktūru līdzsvara stāvokli

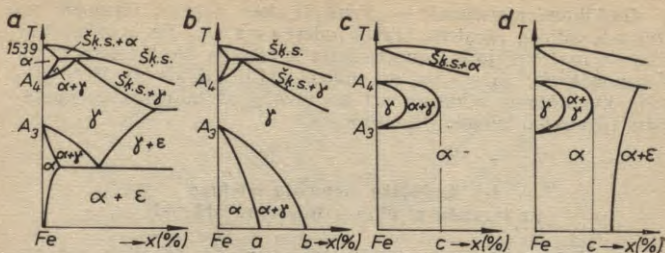
Mūsdienu mašīnbūvē, aparātu būvē un citās tehnikas nozarēs arvien plašāk lieto tēraudus, kuri bez dzelzs, oglekļa un pastāvīgajiem piemaisījumiem satur arī speciāli ievadītus elementus, galvenokārt metālus. Šādas piedevas sauc par legējošiem elementiem, bet tēraudus — par legētajiem tēraudiem. Visbiežāk par legējošiem elementiem lieto C, Ni, W, V, Ti, Al, Cu un B, bet retāk Nb, Pb un Zr. Ja silīcija daudzums tēraudos pārsniedz 0,4% un mangāna daudzums 0,7...1,0%, tos uzskata par legējošiem elementiem. Bieži tēraudus legē nevis ar vienu elementu, bet ar diviem, trim un vairākiem elementiem, piemēram, Cu un Ni; Cr un Mn; Cr, Ni, W u. c.

Gandrīz visi legējošie elementi izmaina dzelzs polimorfio, eitektisko un eitektoīdo pārvērtību temperatūras un ietekmē oglekļa šķīdību austenītā. Daži legējošie elementi, līdzīgi dzelzij, spēj reaģēt ar oglekli, veidojot karbīdus. Bez tam tie mijiedarbojas cits ar citu vai ar dzelzi, veidojot starpfāzes — intermetāliskus savienojumus. Fāzu pārvērtību temperatūru izmaiņu un elementu ķīmiskās mijiedarbības rezultātā tēraudos parādās jaunas līdzsvarotas struktūras.

Sakausējot dzelzi ar legējošajiem elementiem (bez oglekļa), veidojas šādas fāzes: legēts ferīts — legējošā elementa cietais šķīdums α dzelzī; legēts austenīts — legējošā elementa cietais šķīdums γ dzelzī un intermetāliski savienojumi. Visi elementi, izņemot oglekli un slāpekli, ar dzelzi veido aizvietošanas tipa cietos šķīdumus.

Legējošo elementu ietekme uz dzelzs polimorfo pārvērtību temperatūrām. Legējošos elementus atkarībā no tā, kā tie iedarbojas uz kritiskajiem punktiem A_3 un A_4 un kā tie iespaido α vai γ fāzes stabilitāti, iedala divās grupās. Tīras dzelzs kritisko punktu temperatūras ir $A_3=910^\circ\text{C}$, $A_4=1400^\circ\text{C}$; starp šīm temperatūrām stabila ir Fe γ (austenīts) ar skaldnēs centrēta kuba kristālisko režģi.

Pirmajā grupā ietilpst elementi, kas pazemina temperatūru A_3 un paaugstina temperatūru A_4 . Tādi elementi ir Ni, Mn, Cu, N, C un zināmā mērā arī Co. Dzelzs sakausējumiem ar Cu, N un C stāvokļa diagramma ir ar slēgtu γ apgabalu (4-9. att. a).



4-9. att. Leģejošo elementu ietekme uz dzelzs alotropiskajām pārvērtībām: a — sakausējumam ar eitektoidām pārvērtībām; b — sakausējumam ar paplašinātu γ apgabalu; c — sakausējumam ar paplašinātu α apgabalu; d — sakausējumam ar slēgtu α apgabalu.

Dzelzs, niķeļa, mangāna un kobalta sakausējumos γ apgabals paplašinās, un noteiktā temperatūras apgabalā pastāv neierobežota elementu savstarpējā šķīdība cietā stāvoklī. Fe-Ni un Fe-Mn sakausējumiem noteiktas leģejošo elementu koncentrācijas gadījumā temperatūra A_3 pazeminās līdz istabas temperatūrai (4-9. att. b). Sakausējumiem ar leģejošo elementu koncentrāciju virs punkta b skaldnēs centrēta kuba kristālais režģis istabas temperatūrā ir stabils. Tādus sakausējumus sauc par austenīta klases tēraudiem. Tādējādi par austenītu sauc ne tikai oglekļa cieto šķīdumu Fe_γ , bet arī citus cietos šķīdumus ar Fe_γ bāzi.

Otrajā grupā ietilpst elementi, kas paaugstina kritiskā punkta temperatūru A_3 , bet pazemina temperatūru A_4 . Leģējot ar otrās grupas elementiem, stabila austenīta temperatūras intervāls samazinās, bet attiecīgi palielinās stabila ferīta temperatūras intervāls. Pie šīs grupas pieder Cr, Mo, W, V, Si, Al, Ti, Nb, B u. c. Visi šie elementi, izņemot niobiju un boru, sakausējumos ar dzelzi veido stāvokļa diagrammu ar slēgtu γ apgabalu (4-9. att. c). Punktam c atbilstošā koncentrācija vairumam elementu ir neliela — līdz 1,0...1,5%, tikai hromam austenīta apgabals sniedzas līdz 12%.

Vairums leģejošo elementu, izņemot Cr un V, veido ar dzelzi starpfāzes (ķīmiskos savienojumus), kas ierobežoti šķīst α dzelzī. Tādēļ noteiktām leģejošo elementu koncentrācijām uz diagrammas parādās līnija, no kuras pa labi atrodas divu fāžu apgabals (4-9. att. d).

Vienfāzes sakausējumus ar tilpumā centrēta kuba (α) kristālo režģi, kuri ir stabili visās temperatūrās līdz pat solidusa līnijai, sauc par ferīta tēraudiem. Tādējādi par ferītu sauc ne tikai oglekļa cieto šķīdumu α dzelzī, bet gan jebkuru cieto šķīdumu ar dzelzs bāzi un tilpumā centrēta kuba kristālo režģi.

Sakausējumos ogleklis palielina legējošo elementu šķidību austenītā un nobīda punktu c pa labi, uz legējošo elementu lielākas koncentrācijas pusi.

Legētā ferīta un austenīta īpašības mainās atkarībā no legējošo elementu satura. Legējošie elementi, kas izšķīst γ dzelzī, paaugstina austenīta stiprību un ievērojami izmaina tā fizikāli ķīmiskās īpašības. Austenītam raksturīga zema tecēšanas robeža, pie tam stiprība ir samērā augsta. Austenīts ir slukti apstrādājams ar griezējinstrumentiem un viegli nocietināms, plastiski deformējot. Visi legējošie elementi, it sevišķi Mn, Si un Ni, paaugstina ferīta cietību un stiprību, maz izmainot tā plastiskumu. Ja legējošo elementu ir vairāk par 1%, tie pazemina stigrību un paaugstina aukstlūstamības robežu. Izņēmums ir niķelis, kas ievērojami paaugstina stigrību (4-10. att.).

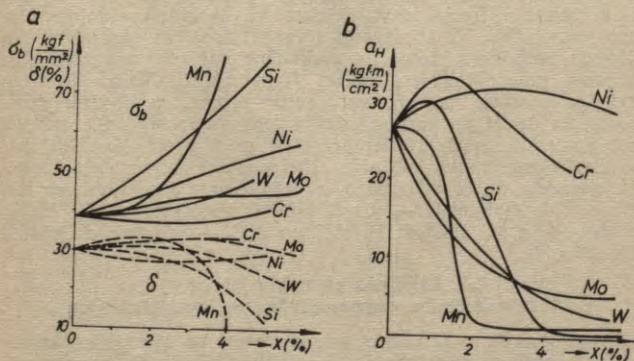
Mūsdienu kompleksi legēto tēraudu pamatā nav divkāršie, bet gan trīskāršie un vēl sarežģītāki cietie šķidumi. Ievadot sakausējumā vairākus legējošos elementus, to iedarbība nesummējas, dažreiz tā ir pat pretēja nekā divkāršajos sakausējumos.

Karbīdi legētajos tēraudos. Atkarībā no attieksmes pret oglekli legējošos elementus iedala 3 grupās:

1) grafitizējošie elementi — silīcijs, niķelis, varš un alumīnijs. Šie elementi, ja tie ir noteiktā daudzumā, izraisa grafitizācijas procesu — sadala cementītu dzelzī un grafitā;

2) neitrālais elements — kobalts atrodas cietajos šķidumos un neizraisa ne karbīdu rašanos, ne grafitizācijas procesu;

3) karbīdus veidojošie elementi. Jo tālāk elements atrodas no dzelzs Mendeļejeva elementu periodiskajā tabulā, jo stabilāks ir tā karbīds: Fe→Mn→Cr→Mo→W→Nb→V→Zr→Ti. Ievadot



4-10. att. Legējošo elementu ietekme uz ferīta stiprību, plastiskumu (a) un stigrību (b).

tēraudā karbīdus veidojošos elementus nelielā daudzumā, parasti karbīdi nerodas. Sajā gadījumā legējošā elementa atomi daļēji aizvieto dzelzs atomus cementīta kristāliskajā režģī un iegūst legēto cementītu, kas pēc īpašībām maz atšķiras no parastā cementīta. Visi karbīdi ir ļoti cieti.

Mangāns neveido karbīdus, bet gan neierobežoti šķīst parastajā cementītā.

Legētā cementīta formulu var uzrakstīt šādi: $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$; $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ vai vispārīgā veidā M_3C , t. i., legētā cementītā uz trim metāla atomiem ir viens oglekļa atoms.

Labi karbīdus veidojoši elementi ir Mo, W, V, Nb un Ti, kuri ar oglekli veido iespiešanās fāzes. Tās raksturo ar formulu MC, t. i., uz vienu metāla atomu ir viens oglekļa atoms. Noteiktos apstākļos W un Mo veido ar metālu bagātākus karbīdus — M_2C . Iespiešanās fāzes — karbīdi ir ar augstu kušanas temperatūru, tie praktiski nešķīst austenītā. Tādu karbīdu kā, piemēram, TiC, NbC un WC izšķīdināšanai nepieciešams tēraudu karšēt līdz pat 1300 °C. Sakarā ar iespiešanās fāžu lielo stabilitāti tēraudiem cietā stāvoklī vērojama oglekļa satura samazināšanās austenītā.

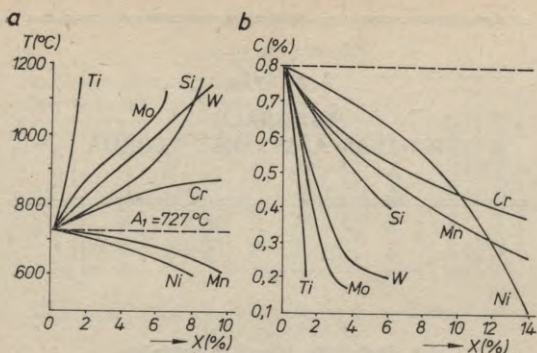
Karbīdus veidojošo īpašību ziņā vidēju stāvokli ieņem hroms, kuru salīdzinājumā ar citiem legējošajiem elementiem visplašāk lieto legēto tēraudu ražošanā.

Mazlegētajos un vidēji legētajos (līdz 10%) tēraudos hroms veido karbīdu Cr_7C_3 , bet augsti legētajos tēraudos tas veido ar hromu bagātāku karbīdu Cr_{23}C_6 . Hroma karbīdi var izšķīdināt ievērojami daudz dzelzs un legējošo elementu, tādēļ šos karbīdus vispārīgā veidā uzraksta ar formulu M_7C_3 un M_{23}C_6 .

Hroma karbīdi šķīst austenītā sliktāk nekā cementīts vai legētais cementīts. Hroms savu ietekmi kā karbīdu veidojošs elements pastiprina, ja to ievada tēraudā kopā ar molibdēnu un volframu. Noteiktas hroma un molibdēna vai volframa attiecības gadījumā neveidojas iespiešanās fāzes (MoC, WC), bet gan sarežģīta sastāva karbīdi, kuri satur hromu, molibdēnu (volframu) un dzelzi un kuru vispārīgā formula ir M_6C . Šie karbīdi šķīst austenītā augstākā temperatūrā nekā hroma karbīdi, pie tam iztūrešanas laiks ir ilgāks. Kā redzams, atkarībā no legējošā elementa un tā daudzuma legēto tēraudu struktūrā var būt šādi karbīdu tipi: M_3C — viegli šķīstoši austenītā; M_7C_3 , M_{23}C_6 un M_6C — grūti šķīstoši karbīdi un MC — gandrīz nešķīstoši cietā stāvoklī.

4-7. Legējošo elementu ietekme uz fāžu pārvērtību temperatūrām un koncentrācijām

Karsējot legētos tēraudos, var novērot, ka atsevišķas kritiskās temperatūras nesakrīt ar to vērtībām Fe-Fe₃C diagrammā. Tie legējošie elementi, kuri bezoglekļa sakausējumos (Ni un Mn) pazemina temperatūru A₃, novirza Fe-Fe₃C diagrammas līnijas



4-11. att. Legējošo elementu ietekme uz kritiskā punkta A_{c1} temperatūru (a) un oglekļa saturu eitektoidā (b).

PSK, GS un SE uz zemāko temperatūru pusi. Turpretim legējošie elementi, kuri bezoglekļa sakausējumos paaugstina temperatūru A_3 , novirza līnijas PSK, GS un SE uz augstāko temperatūru pusi.

Dažu legējošo elementu ietekme uz eitektoidām pārvērtībām parādīta 4-11. attēlā. Vairākkomponentu legētajos tēraudos, kuru saturā ietilpst abu grupu elementi, kritisko temperatūru novirzi nosaka šo elementu daudzumu attiecība.

Legējošie elementi izmaina arī Fe-Fe₃C diagrammas raksturīgo mezglpunktu izvietojumu.

Svarīgākie punkti tēraudiem ir S — oglekļa saturs eitektoidā (4-11. att. b) un E — maksimālā oglekļa šķīdība austenītā. Vairākums legējošo elementu samazina oglekļa šķīdību austenītā visās temperatūrās, t. i., līnija SE novirzās pa kreisi uz mazākās oglekļa koncentrācijas pusi. Maksimālo oglekļa šķīdību austenītā (punkts E) visvairāk samazina γ apgabalu ierobežojošie elementi: Cr, Si, W, Mo, V un Ti. Šo elementu klātbūtnē jau sakausējumiem, kuriem oglekļa koncentrācija zemāka nekā čuguniem, struktūrā parādās ledeburīts. Tā, piemēram, sakausējumam ar Cr saturu 10...11% ledeburīta struktūra parādās jau tad, ja oglekļa saturs ir 1%. Raksturīgi tas, ka neliels ledeburīta daudzums, ja oglekļa saturs ir pazemināts, ļauj sakausējumu pakļaut karstajai spiedacīstībai, turpretim nelegēto balto čugunu (>2,14% C) pat ar nelielu ledeburīta saturu nevar plastiski deformēt. Sakarā ar to legētos tēraudus, kas satur ledeburīta struktūru, nesauc par baltajiem čuguniem, bet gan klasificē kā ledeburīta tēraudus.

Izmantojot dažādus legējošos elementus, var plašās robežās izmainīt legēto tēraudu struktūru un līdz ar to iegūt materiālus ar vajadzīgām mehāniskām, fizikālām un citām īpašībām.

MATERIĀLU TERMISKĀS APSTRĀDES TEORIJA

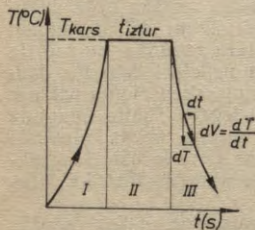
5-1. Materiālu termiskā apstrāde

Par termisko apstrādi sauc tehnoloģisko procesu, kurš sastāv no izstrādājuma karsēšanas un dzesēšanas un kura uzdevums ir izmainīt materiāla struktūru un īpašības.

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

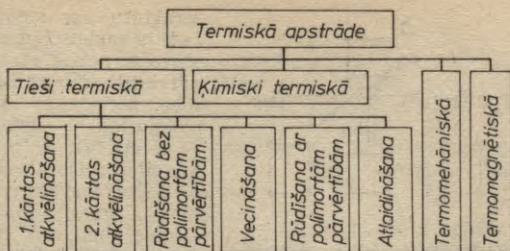
Metālu termisko apstrādi lietoja jau tālā senatnē (atkvēlināšanu 5000 g. p. m. ē., rūdīšanu 2. gs. p. m. ē.). 19. gadsimta vidū tā kļuva par zinātni, bet līdz tam laikam to pazina kā paņēmienu kopumu, kuru katra paaudze nodeva nākamajai paaudzei. Mūsdienu termiskā apstrāde balstās uz metālu fizikas, dislokāciju teorijas un metālu struktūras izmaiņu likumsakarībām. Vienlaikus ar teorijas attīstību tiek uzlaboti vecie un radīti jauni termiskās apstrādes veidi.

Ikvienu termiskās apstrādes procesu var attēlot grafiski. Pēc grafiskajiem attēliem var noteikt karsēšanas temperatūru, karsēšanas un atdzesēšanas ilgumu, karsēšanas un dzesēšanas ātrumus, izturēšanas ilgumu karsējot un kopējo apstrādes cikla ilgumu (5-1. att.).



5-1. att. Termiskās apstrādes grafiks.

Termiskās apstrādes veidu nosaka nevis temperatūras izmaiņu raksturs, bet gan metāla fāzu un struktūras izmaiņas. Pamatojoties uz šīm izmaiņām, A. Bočvars izstrādāja termiskās apstrādes klasifikāciju, kuru, starp citu, Savstarpējās ekonomiskās palīdzības padomes Standartizācijas komisija ņēma par pamatu termiskās apstrādes veidu un paveidu klasifikācijas un terminoloģijas apstiprināšanai.



5-2. att. Metālu un sakausējumu termiskās apstrādes galveno veidu klasifikācija.

Termisko apstrādi (5-2. att.) iedala šādi: termiskajā (tikai termiskā iedarbība), ķīmiski termiskajā (termiskās un ķīmiskās iedarbības kopums), termomehāniskajā (termiskās iedarbības un plastiskās deformācijas kopums) un termomagnētiskajā (termiskās un magnētiskās iedarbības kopums) apstrādē.

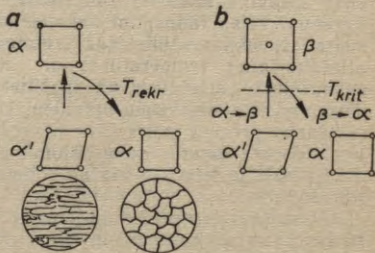
Termiskā apstrāde sastāv no šādiem veidiem: 1. un 2. kārtas atkvēlināšana, rūdišana un nenotiekot polimorfām pārvērtībām, vecināšana un atlaidināšana. Katram no šiem veidiem ir vairāki paveidi, kurus pielieto noteiktām sakausējumu grupām.

Atkvēlināšana — termiskās apstrādes veids, kura rezultātā metāls vai sakausējums iegūst gandrīz līdzsvarotu struktūru bez paliekošiem spriegumiem, kā arī augstu plastiskumu, bet samērā zemu stiprību.

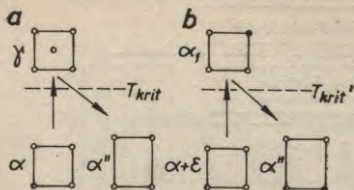
Atkvēlināšanas temperatūra atkarīga no sakausējuma sastāva un konkrētā atkvēlināšanas uzdevuma. Atdzesēšanas ātrums atkvēlināšanā parasti ir neliels (3...200 °C/h).

1. kārtas atkvēlināšana notiek bez iāzu pārvērtībām cietā stāvoklī (5-3. att. a), 2. kārtas atkvēlināšana ir saistīta ar fāzu pārvērtībām materiāla karšēšanā un tai sekojošā lēnā dzesešanā (5-3. att. b).

Rūdišana — termiskās apstrādes veids, kura rezultātā metāls vai sakausējums iegūst nelīdzsvarotu struktūru. Termiskajā apstrādē nelīdzsvarotu



5-3. att. 1. kārtas (a) un 2. kārtas (b) atkvēlināšanas principiālā shēma.



5-4. att. Rūdišanas principiālā shēma:
a — ar polimorfām pārvērtībām; *b* — bez polimorfām pārvērtībām (izmainās šķidība).

strauji atdzesējot, lai izslēgtu līdzsvarotu struktūru veidošanās iespēju atdzesēšanā (5-4. att. *b*).

Konstrukciju un instrumentu materiālus rūda, lai palielinātu stiprību un cietību. Stiprība it sevišķi palielinās tiem sakausējumiem, kuriem atdzesējot noris eitektoidās pārvērtības. Ja rūdot normālā temperatūrā fiksēts augstā temperatūrā izveidojies cietais šķīdums, tad stiprības palielināšanās materiālam ir konstatējama nevis tūlīt pēc rūdišanas, bet gan pēc sekojošas karsēšanas zemā temperatūrā vai izturēšanas normālā temperatūrā. Sakausējumiem ar sevišķām īpašībām rūdot izmainās t. s. struktūrajutīgās fizikālās un ķīmiskās īpašības: pieaug elektriskā pretestība, korozijizturība u. c.

Vecināšana un atlaidināšana — termiskās apstrādes veidi, kuru rezultātā iepriekš rūditajos sakausējumos notiek fāzu pārvērtības, kas tuvina to struktūras līdzsvara stāvoklim.

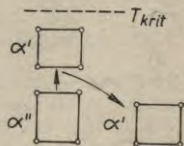
Rūdišana ar sekojošu atlaidināšanu vai vecināšanu salīdzinājumā ar atkvelināšanu dod iespēju palielināt gan stiprību, gan cietību, gan arī elektrisko pretestību.

Vairākumam sakausējumu pēc rūdišanas iegūst pārsātinātu cieto šķīdumu, tādēļ atlaidinot vai vecinot galvenokārt notiek šī cietā šķīduma sairšana (5-5. att.). Temperatūru un izturēšanas ilgumu izvēlas tādus, lai sakausējuma struktūrā nenotiktu līdzsvara stāvoklim atbilstošas izmaiņas. Atrums atdzesēšanai no atlaidināšanas temperatūras ar retiēm izņēmumiem neietekmē sakausējumu struktūru un īpašības. Atlaidināšanu lieto tēraudiem un cietajiem sakausējumiem, kuriem rūdišanas procesā noris fāzu pārvērtības. Vecināšanu izmanto sakausējumiem, kuriem rūdišana nav saistīta ar polimorfām pārvērtībām.

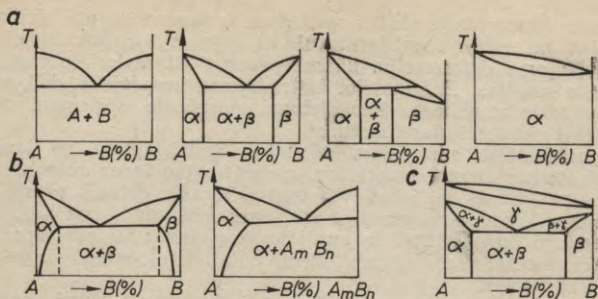
Atsevišķa termiskās apstrādes veida pielietošanu sakausējumiem nosaka pēc to stāvokļa diagrammām. Visus sakausējumu iedala 3 pamatgrupās:

1) sakausējumi, kuriem cietā stāvoklī

struktūru var iegūt tikai tad, ja sakausējumos cietā stāvoklī notiek struktūras pārvērtības: izmainās šķidība, noris cieto šķīdumu polimorfās pārvērtības (5-4. att. *a*), cieto šķīdumu eitektoidās pārvērtības u. c. Nelīdzsvarotu struktūru iegūst, sakarsējot sakausējumu virs struktūru pārvērtību temperatūrām cietā stāvoklī un



5-5. att. Atlaidināšanas shēma.



5-6. att. Stāvokļa diagrammas:

a — sakausējumam, kuram cietā stāvoklī fāzu pārvērtības nenotiek; b — sakausējumam, kuram mainās elementu šķīdība; c — sakausējumam, kuram notiek eitektoidās pārvērtības.

fāzu pārvērtības nenoris (5-6. att. a), — termiskā nostiprināšana nav iespējama;

- 2) sakausējumi ar mainīgu šķīdību cietā stāvoklī (5-6. att. b);
- 3) sakausējumi ar eitektoidām pārvērtībām (5-6. att. c).

5-2. Sakausējumu termiskā apstrāde, kas nav saistīta ar fāzu pārvērtībām cietā stāvoklī

Termisko apstrādi dažkārt var veikt bez fāzu pārvērtībām cietā stāvoklī. Šādos gadījumos termiskās apstrādes mērķis var būt šāds: samazināt detaļās paliekošos spriegumus, panākt plastiski deformētu sagatavju rekristalizāciju, samazināt starpkristālu likvāciju lietās un kaltās sagatavēs. Pie šādām termiskās apstrādes operācijām pieder 1. kārtas atkvēlināšanas paveidi: 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 (5-6. att. a), minētie atkvēlināšanas paveidi ir vienīgie iespējamie termiskās apstrādes veidi.

Atkvēlināšana paliekošo spriegumu noņemšanai. Detaļas izgatavošanas tehnoloģisko procesu rezultātā materiālā rodas pirmās kārtas paliekošie spriegumi, kuri līdzsvarojas visā detaļas tilpumā. Ievērojami pirmās kārtas paliekošie spriegumi rodas lējumos, nevienmērīgi atdzesētos kalumos un velmējumos, auksti deformētos izstrādājumos, metinātajos savienojumos u. c. Parasti paliekošie iekšējie spriegumi nav vējami: tie var izraisīt izstrādājumu deformāciju 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 trausla lūzuma iespējas. Eksploatējot izstrādājumu korodējošā vidē, var veidoties mikroplaisas. Pēc lieluma paliekošie spriegumi var sasniegt pat tecēšanas robežu.

Lai iekšējos spriegumus likvidētu, izstrādājumu no jauna karsē. Paaugstinot temperatūru, materiāla tecēšanas robežspriegums samazinās, paliekošie spriegumi izraisa detaļas plastisku deformāciju un samazinās līdz tecēšanas robežsprieguma līmenim attiecīgajā temperatūrā. Jo augstāka karsēšanas temperatūra, jo zemāks tecēšanas sprieguma līmenis 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 līdz ļoti mazām vērtībām. Atkarībā no detaļu izmēriem un sarežģītības izturēšanas laiku izvēlas no dažām stundām līdz desmitiem stundu.

Vara un alumīnija sakausējumos paliekošo spriegumu samazināšanās notiek, ja karsēšanas temperatūra ir zemāka, 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. Pieļaujama atdzesēšanas ātrums ir atkarīgs no izstrādājuma masas, formas un materiāla siltumvadītspējas. Parasti tas svārstās robežās 20...200 °C/h.

Rekristalizācijas atkvēlināšana. Par rekristalizācijas atkvēlināšanu sauc auksti deformēta materiāla sakarsēšanu virs kritiskās rekristalizācijas temperatūras T_{rekr} un izturēšanu šajā temperatūrā. Šai laikā notiek rekristalizācijas process. Sekojošās atdzesēšanas ātrumam nav lielas nozīmes, un to parasti pēc rekristalizācijas izdara mierīgā gaisā.

Rekristalizācijas atkvēlināšanas mērķis ir pazemināt stiprību un atjaunot deformētā materiāla plastiskumu, iegūt noteiktu kristalogrāfisko tekstūru (pareizu līdzsvarotu struktūru) un noteiktu graudu lielumu.

Rekristalizācijas atkvēlināšanu bieži lieto kā starpperāciju apstrādi, lai atjaunotu materiāla plastiskumu pēc dažādiem aukstās deformācijas veidiem (velmēšanas, vilkšanas, štancēšanas). Lai rekristalizācijas process notiktu pietiekami ātri, atkvēlināšanas temperatūru izvēlas 100...200 °C virs rekristalizācijas kritiskās temperatūras T_{rekr} (3. tabula).

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

Dažu metālu un sakausējumu rekristalizācijas atkvēlināšanas temperatūras

Metāls	T_{rekr} (°C)	Sakausējums	T_{rekr} (°C)
Alumīnijs	400...450	Tērauds 08	650...750
Dzelzs	650...750	Misiņš J168	550...600
Varš	550...600	Manganīns	650...750
Niķelis	750...850	Permalojs	900...950
Titāns	650...700		

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.

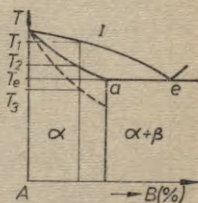
Difūzijas atkvēlināšana (homogenizācija). Parastajos dzesēšanas apstākļos sakausējumu kristalizācijas process noris nelīdzsvaroti, proti, difūzija cietajos šķīdumos, kas izlīdzina augsto kristālu ķīmisko sastāvu visā tilpumā, noris lēnāk nekā kristalizācijas process. Rezultātā kristālu (graudu) ķīmiskais sastāvs ir nevienmērīgs — to iekšiene ir bagātāka ar grūtāk kūstošo elementu nekā ārējās virsmas. Šādu parādību sauc par likvāciju.

Sakausējuma I cietā šķīduma koncentrācijas izmaiņas ātrā dzesēšanā redzamas uz stāvokļa diagrammas ar eitektiskām pārvērtībām (5-7. att.).

Cietā šķīduma jaunie kristāli satur mazāk komponenta B nekā līdzsvarotais sakausējums. Kristalizācijas process nebeidzas temperatūrā T_2 , tas noris vēl zem eitektiskās temperatūras T_e . Sajā gadījumā palikušā šķidrā fāze kristalizējas kā eitektika un sakausējuma struktūrā parādās eitektiskā sastāvdaļa, kas ievērojami pasliktina materiāla spiedapstrādi un samazina plastiskumu.

Par difūzijas atkvēlināšanu sauc sakausējumu ilgstošu izturēšanu augstās temperatūrās, lai mazinātu cieto šķīdumu likvāciju.

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



5-7. att. Stāvokļa diagramma sakausējumam ar ierobežotu šķīdību un eitektiskām pārvērtībām.

Difūzijas atkvelināšanai pakļauj legētos tēraudus, dažādu alumīnija sakausējumu lietņus, dažreiz arī tērauda lējumus.

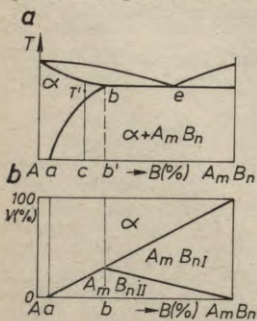
Difūzijas atkvelināšanas rezultātā tērauda lietņu struktūrā — cietajos šķīdumos izveidojas daudz vienmērīgāks leģējošo elementu, oglekļa, fosfora un arī sulfīdu izvietojums. Tērauda lietņiem difūzijas atkvelināšanu veic 1100...1300 °C temperatūrā, izturot 20...50 stundas. Šāda termiskā apstrāde diemžēl izraisa graudu augšanu un intensīvu metāla oksidēšanos.

Alumīnija sakausējumos ar ierobežotu un mainīgu elementu šķīdību cietā stāvoklī likvācija ir ļoti nevēlama. Likvācijas dēļ dendrītu asis satur mazāk leģējošo elementu nekā tilpums starp asīm un graudu robežas. Tālākas atdzišanas gaitā tas var izraisīt sekundāro kristālu veidošanos uz graudu robežām nevēlamu trauslu apvalku veidā. Alumīnija sakausējumu difūzijas atkvelināšanu veic 420...520 °C temperatūrā, izturot 20...30 stundas.

5-3. Sakausējumu ar mainīgu komponentu šķīdību cietā stāvoklī termiskā apstrāde

Mainīga komponentu šķīdība cietā stāvoklī ļauj termiskās apstrādes gaitā ievērojami palielināt sakausējumu stiprību. Tas dod iespēju arī vecināmus sakausējumus plaši izmantot kā augstas stiprības konstrukciju materiālus. Vecināmie sakausējumi radīti uz alumīnija, vara, dzelzs, niķeļa, kobalta, titāna un citu elementu bāzes.

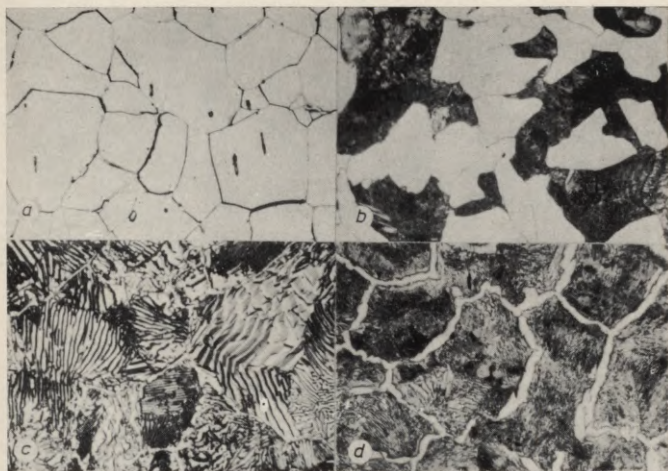
Ievērojamu sakausējumu nostiprināšanu visbiežāk panāk tad, ja nemainīga sastāva starpfāzei ir mainīga šķīdība. Tādēļ aplūkosim vecināmu sakausējumu termiskās apstrādes principus sistēmai ar ķīmisko savienojumu (5-8. att. a).



5-8. att. Sakausējuma ar mainīgu komponentu šķīdību stāvokļa diagramma (a) un struktūras diagramma (b).

Termiskajai apstrādei var pakļaut sakausējumus ar sastāvu no punkta a līdz ķīmiskajam savienojumam $A_m B_n$, kam atdzišanas gaitā no cietā šķīduma a izdalās sekundārie kristāli $A_m B_{nII}$, pie tam nostiprināšanas efekts ir lielāks, jo vairāk izdalās sekundāro kristālu (5-8. att. b). Sakausējumiem aiz punkta b nostiprināšanas efekts mazinās, un aizeitektiskajiem sakausējumiem tas gandrīz nav manāms.

Aplūkosim sakausējumu c , kas līdzsvara stāvoklī sastāv no divām fāzēm — cietā šķīduma α kristāliem ar punktam a atbilstošu koncentrāciju un samērā lieliem sekundārajiem kristāliem



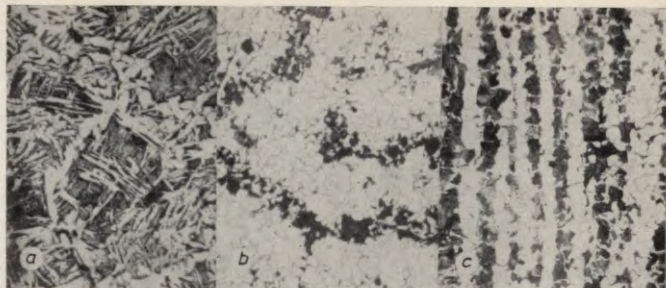
I att. Tēraudu mikrostrukturās (×200):

a — 0,06% C — ferīts; *b* — 0,40% C — ferīts un perlīts; *c* — 0,8% C — perlīts (×500);
d — 1,2% C — perlīts un sekundārais cementīts.



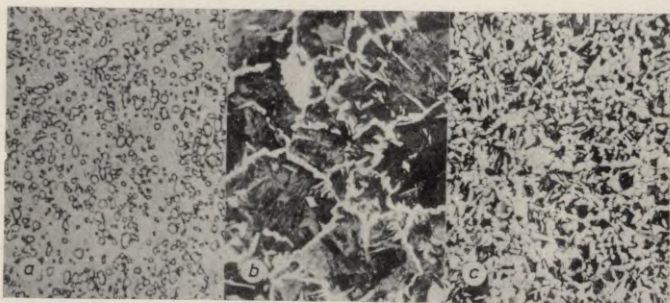
II att. Balto čuguna mikrostrukturās (×200):

a — 3,0% C — perlīts, cementīts un ledeburīts; *b* — 4,3% C — ledeburīts;
c — 5,0% C — ledeburīts un primārais cementīts.



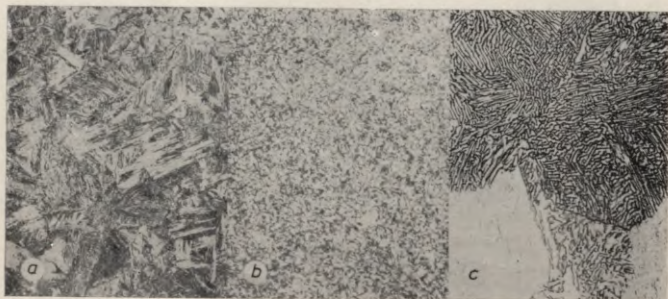
III att. Atkvēlinātu tēraudu mikrostruktūras ($\times 200$):

a — liets tērauds pēc homogenizācijas; *b* — liets tērauds pēc atkvēlināšanas augstā temperatūrā; *c* — velmēts tērauds pēc atkvēlināšanas normālā temperatūrā.



IV att. Normalizētu tēraudu mikrostruktūras ($\times 200$):

a — graudainais peliis; *b* — velmēts tērauds pēc normalizācijas augstā temperatūrā; *c* — tērauds pēc normalizācijas normālā temperatūrā.



V att. Termiski apstrādātu tēraudu mikrostruktūras ($\times 500$):

a — martensīts; *b* — trostīts; *c* — sorbits.

sarežģītā kristāliskā režģa veidošanās iespējama tikai pietiekami augstā temperatūrā. Vecināšanas procesā zemās temperatūrās rodas nelīdzsvaroti veidojumi ar daudz vienkāršāku kristālisko uzbūvi.

Pārsātināta cietā šķīduma sairšanas rezultātā veidojas šādi kristālu tipi:

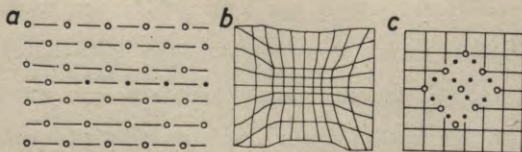
- 1) Ginjē—Prestona zonas * kristāli;
- 2) metastabilās fāzes kristāli;
- 3) stabilie kristāli $A_m B_n$.

Ginjē—Prestona zonas ir ļoti mazi (submikroskopiski) cietā šķīduma apgabali ar izteikti paaugstinātu šķīstošā komponenta koncentrāciju, kuros saglabāties šķīdinātāja kristāliskais režģis.

Izšķīdušo atomu lokāla koncentrācija izraisa vietēja rakstura cietā šķīduma kristāliskā režģa perioda izmaiņu. Ja komponentu A un B atomu diametri ir stipri atšķirīgi, Ginjē—Prestona zonas ir diskveidā ar nelielu biezumu (5-10. att. *a*) un diametru 100...500 Å. Disku orientācija attiecībā pret šķīdinātāja kristālisko režģi ir noteikta. Ja komponentu A un B atomu diametru starpība ir neliela, bagātinātās zonas ir sfēriskas. Daudzās Ginjē—Prestona zonas kavē dislokāciju kustību. Lai dislokācijas izietu caur Ginjē—Prestona zonu vai tās apkārtnējiem apgabaliem ar deformētu kristālisko režģi, nepieciešams pielikt lielu spriegumu.

Metastabilām fāzēm ir citāds kristāliskais režģis nekā cietajiem šķīdumiem, kaut arī atomu izvietojums abu režģu atomu plaknēs ir līdzīgs un veidojas koherenta (sakrītoša) robežvirsmā. Koherentā robežvirsmā rada pārejas zonu ar deformētu kristālisko režģi (5-10. att. *b*). Metastabilām fāzēm raksturīga liela dispersitāte, kas ievērojami paaugstina pretestību dislokāciju kustībai.

Stabilās fāzes kristāliem $A_m B_n$ ir sarežģīts kristāliskais režģis ar daudziem atomiem. Sekundārie kristāli ar stabili struktūru parasti izveidojas samērā lielu daļiņu veidā. Cietā šķīduma un stabilo kristālu atomu kristāliskās uzbūves lielā atšķirība izraisa



5-10. att. Pārsātināta cietā šķīduma sairšanas produkti:

a — Ginjē—Prestona zonas; *b* — metastabilie, saistītie (koherentie) kristāli un *c* — stabilie kristāli $A_m B_n$.

* Franču zinātnieks Ginjē un angļu zinātnieks Prestons neatkarīgi viens no otra atklāja šo zonu esamību, tādēļ tās nosauca abu zinātnieku vārdā.

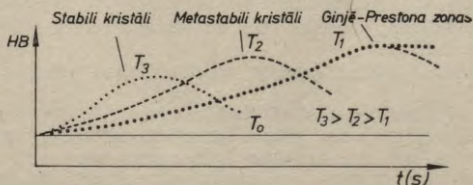
nekoherentu robežvirsmu izveidošanos (5-10. att. c) un minimālu cietā šķīduma režģa deformāciju. Stabīlās fāzes rada daudz mazāku sakausējumu pastiprināšanu nekā Ginjē—Prestona zonas un metastabīlās fāzes.

Pārsātinātā cietā šķīduma sairšanas procesā radušos veidojumu dabu, tipu un to izmaiņas termiskajā apstrādē izturēšanas laikā var izskaidrot ar termodinamiskiem apsvērumiem, aktivācijas enerģijas lielumu un komponentu šķīdību (koncentrāciju) dažādās sairšanas fāzēs. Lielas pārsātinātības pakāpes un nelielas temperatūras gadījumā vispirms veidojas Ginjē—Prestona zonas, kas izturēšanas laikā var pāriet metastabīlās fāzēs. Ja cietā šķīduma pārsātinātības pakāpe un temperatūra ir augstāka, parasti veidojas metastabīlā fāze, t. i., samazinās iespējamo veidojumu tipu skaits. Augstās temperatūrās veidojas stabili kristāli $A_m B_n$.

Vislielāko sakausējumu nostiprināšanu panāk, izveidojot Ginjē—Prestona zonas vai koherentus metastabīlās fāzes kristālus.

Vecināšanas procesu raksturo cietības (stiprības) izmaiņa atkarībā no vecināšanas ilguma pastāvīgā temperatūrā (5-11. att.). Kā redzams, vislielāko nostiprināšanu izraisa Ginjē—Prestona zonas. Istabas temperatūra T_0 ir tik zema, ka pārsātinātā cietā šķīduma sairšana nenotiek, un līdz ar to rūdītā sakausējuma cietība nemainās. Temperatūrā T_1 vecināšanas process rada cietības palielināšanos, jo izveidojas Ginjē—Prestona zonas. Ja temperatūra nav pietiekama, lai aktivizētu metastabīlās fāzes veidošanos, cietība sasniedz maksimālo vērtību un tālāk nemainās neatkarīgi no izturēšanas ilguma šajā temperatūrā. Ja temperatūra ir pietiekama metastabīlās fāzes veidošanai, cietība sasniedz maksimumu un pēc tam sāk samazināties. Sākumā cietības samazināšanās saistīta ar Ginjē—Prestona zonu pāreju metastabīlās fāzēs, bet, palielinot vecināšanas ilgumu, tās pāriet stabīlos kristālos $A_m B_n$, kas savukārt var koagulēties liela izmēra graudos, un struktūrā pamazām iestājas līdzsvara stāvoklis.

Vecināšanas process temperatūrā T_2 uzreiz sākas ar metastabīlās fāzes izveidošanos, kas samazina sakausējuma nostiprināšanu.



5-11. att. Sakausējuma vecināšanas grafiks.

Tā kā temperatūra ir augstāka nekā iepriekšējā gadījumā, cietība sasniedz maksimumu ātrāk un arī ātrāk noris stabili kristālu veidošanās un koagulācija.

Vecināšana temperatūrā T_3 nerada ievērojamu sakausējuma nostiprinājumu, jo izdalās samērā lielu izmēru līdzsvaroti kristāli $A_m B_n$, kas ātri koagulē.

Sakausējumu nostiprināšanas pakāpe vecināšanā var būt ļoti augsta, piemēram, optimālos apstrādes režimos duralumīnijam cietība un stiprība pieaug 2 reizes, berilija bronzām — 3 reizes.

Termisko apstrādi, kas palielina materiāla cietību līdz maksimālai vērtībai un to nostabilizē, bieži sauc par stabilizāciju. Šāda struktūra ir stabila arī tad, ja seko karsēšana līdz apstrādes temperatūrai.

Lai iegūtu līdzsvarotu struktūru, vecināmos sakausējumus pakļauj atkvēlināšanai. Samazināt vecinātu sakausējumu cietību un paaugstināt plastiskumu var divējādi: 1) karsējot līdz rūdišanas temperatūrai, lai sekundārie kristāli izšķīstu, un lēni atdzesējot, lai notiktu pilnīga cietā šķīduma sairšana; 2) karsējot zem rūdišanas temperatūrām un izturot, lai veidotos stabili kristāli un tie koagulētu, bet pēc tam lēni atdzesējot līdz istabas temperatūrai. Biežāk lieto otro paņēmieni, jo tas dod laika ekonomiju.

5-4. Sakausējumu ar fāzu pārvērtībām termiskā apstrāde

Polimorfās pārvērtības, to skaitā arī eitektoidās pārvērtības, notiek lielākajā daļā tēraudu, divfāzu alumīnija bronzās un arī titāna sakausējumos. Lai pareizi atrisinātu tēraudu termiskās apstrādes tehnoloģijas jautājumus, nepieciešams zināt fāzu un struktūras pārvērtības, kas notiek tēraudos, tos karsējot un atdzesējot ar dažādu ātrumu.

Stāvokļa diagrammas dod priekšstatu par fāzu un struktūras pārvērtībām līdzsvara stāvoklī, t. i., ļoti mazu pārdzesēšanas pakāpju gadījumā. Palielinot atdzesēšanas ātrumu, difūzijas procesi tiek bremsēti, bet lielu ātrumu gadījumā pat pilnīgi pārtraukti. Tādēļ termiskajā apstrādē iegūtā struktūra un īpašības ievērojami atšķiras no līdzsvarotām.

Tēraudu struktūru un īpašības ietekmē šādas galvenās fāzu pārvērtības:

- 1) pārvērtības, karsējot tēraudu līdz austenīta stāvoklim, — fāzu pārkristalizācija;
- 2) austenīta pārvērtības, ja pārdzesēšanas pakāpes ir dažādas;
- 3) pārvērtības, karsējot rūdītu tēraudu.

Minēto sakausējumu grupu termiskās apstrādes principi ir vienādi, kaut arī sakausējumu komponenti var radīt īpatnības fāzu pārvērtību attīstībā. Aplūkosim galvenokārt tēraudu termiskās apstrādes teoriju.

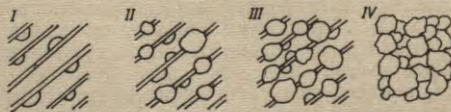
5-5. Tēraudu pārvērtības karsējot

Vispārīgu priekšstatu par struktūru pārvērtībām, tēraudu karsējot, var iegūt no Fe-Fe₃C stāvokļa diagrammas.

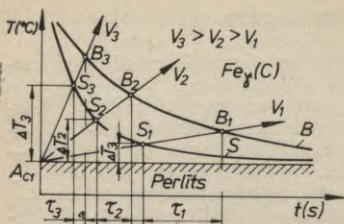
Aplūkosim pārvērtības, kas noris, karsējot tēraudu ar līdzsvarotu sākotnējo struktūru: pirmseitektoīdos tēraudos — ferīts + perlitis; eitektoīdā tēraudā — perlitis; aizeitektoīdos tēraudos — perlitis ar sekundāro cementītu. Karsējot līdz pat temperatūrai A_{c1} , perlitis saglabā plākšņveida uzbūvi. Sasniedzot temperatūru A_{c1} , perlitis pārvēršas austenītā. Austenīta kristāli veidojas galvenokārt uz ferīta un cementīta robežvirsmām (5-12. att.), jo šeit ir lielāka iespēja izmainīties oglekļa koncentrācijai. Pārvērtība sastāv no paralēliem procesiem: dzelzs polimorfā pārvērtība, cementīta sairšana un oglekļa šķīšana dzelzs kristālos. Polimorfās pārvērtības noris ar lielu ātrumu, tādēļ austenīts saglabā oglekļa koncentrācijas nevienmabīgumu. Tā likvidēšanai nepieciešams noteikts laiks — difūzijas veidā oglekļa atomiem jāpārvietojas lielos attālumos. Tā kā, perlītam pārvēršoties austenītā, katrā perlitā graudā izveidojas vairāki austenīta kristalizācijas centri, austenīta kristalizācija temperatūrā A_{c1} ievērojami sasmalcina tērauda graudus. So ļoti svarīgo fāzu pārkristalizācijas īpatnību plaši izmanto tēraudu termiskās apstrādes praksē, lai iegūtu smalkgraudainu struktūru.

Temperatūrā A_{c1} izveidojušos austenīta graudu skaits palielinās, pieaugot perlīta dispersitātei un karsēšanas ātrumam. Palielinot pārkarsēšanas pakāpi attiecībā pret kritiskā punkta A_1 temperatūru, samazinās austenīta kristalizācijas centru kritiskais izmērs, pieaug centru skaits un to augšanas ātrums. Ja karsēšanas ātrums ir liels, piemēram, karsējot ar augstfrekvences strāvu, var iegūt ļoti smalkus austenīta kristālus. Austenīta veidošanās notiek ļoti ātri, ja tēraudam ir smalku plākšņu perlīta struktūra. Ja turpretim perlīta plākšnītes ir biezas, pārvērtības notiek lēnāk. Graudainam perlītam pārvērtību ātrums ir vismazākais. Palielinoties cementīta dispersitātei, pieaug arī cementīta un ferīta robežvirsmu laukums un līdz ar to palielinās iespēja veidoties austenīta kristalizācijas centriem.

Eitektoīdā tēraudā pārkristalizācija beidzas ar pilnīgu perlīta pārvēršanos austenītā, bet pirmseitektoīdā un aizeitektoīdā tēraudā pēc tam, kad perlitis pārvērties austenītā, struktūra



5-12. att. Austenīta kristālu veidošanās un augšana kritiskā punkta A_{c1} temperatūrā.



5-13. att. Austenīta veidošanās izotermiskā diagramma:

S — austenīta veidošanās sākums; B — austenīta veidošanās beigas.

austenīta veidošanās izotermisko diagrammu, kas dod priekšstatu par pārvērtību gaitu dažādās temperatūrās. Lai konstruētu šādu diagrammu, pētāmā tērauda paraugus ātri pārkarsē virs A_{c1} un iztur šajā temperatūrā. Izotermiskās izturēšanas gaitā fiksē austenīta pārvērtības sākumu un beigas. Austenīta veidošanās izotermiskā diagramma parādīta 5-13. attēlā.

Perlita pārvēršanās ilgums austenītā augstās temperatūrās ir no dažām sekundēm (τ_3); liels karsēšanas ātrums V_3 un liela pārkarsēšanas pakāpe ΔT_3 līdz 20 min. (temperatūrā, kas tuva A_{c1}). Ja karsē nepārtraukti ($V_3 > V_2 > V_1$), perlita pārvēršanās austenītā nenotiek pastāvīgā temperatūrā, bet gan temperatūras intervālā S-B. Jo lielāks karsēšanas ātrums, jo augstākā temperatūrā (T) notiek austenīta veidošanās.

Temperatūras intervāls S-B ir lielāks, ja karsēšanas ātrums ir liels. Tēraudos, kas leģēti ar karbīdus veidojošiem elementiem (Cr, W, Mo, V u. c.), perlita pārvēršanās austenītā notiek lēnāk, jo leģēto karbīdu šķīšana austenītā un oglekļa difūzija ir apgrūtināta.

5-6. Austenīta graudu augšana

Pēc austenīta struktūras izveidošanās, turpinot temperatūras paaugstināšanu, sākas austenīta graudu augšana. To izraisa sistēmas ceļšanās samazināt brīvās enerģijas daudzumu, samazinot graudu virsmas laukumu. Graudu augšana notiek uz mazo termodinamiski nestabilāko graudu rēķina, kurus difūzijas veidā pievieno lielākie graudi.

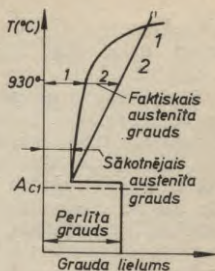
Divfāzu apgabalos, piemēram, temperatūras intervālā A_{c1} - A_{cm} aizeitktoīdiem tēraudiem austenīta graudu augšanu aiztur neizšķīdušās cementīta daļiņas, bet leģētajiem tēraudiem — leģējošo elementu karbīdu daļiņas. Jo augstāka karsēšanas temperatūra

un ilgāka izturēšana, jo rupjāki izaug austenīta graudi. Austenīta graudu augšanas ātrums virs kritiskajām temperatūrām A_{c3} vai A_{cm} dažādu marķu tēraudiem nav vienāds. Tas lielā mērā ir atkarīgs no tēraudu dezoksidācijas pakāpes un leģējošo elementu klātbūtnes. Atkarībā no austenīta graudu augšanas ātruma tēraudus iedala dabiski smalkgraudainos un dabiski rupjgraudainos.

Par dabiski rupjgraudainiem sauc tādus tēraudus, kuriem austenīta graudu augšana notiek strauji, jau nedaudz pārkarsējot virs kritiskajām temperatūrām (5-14. att.; līnija 2). Tādi parasti ir tēraudi, kas kausēšanas procesā dezoksidēti ar ferossilīciju un feromangānu. 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, kā arī leģētie tēraudi, kuri satur karbidus veidojošos elementus. Alumīnija nitrīda daļiņas — AlN, kas izvietojas uz graudu robežām, kavē graudu augšanu. Augstā temperatūrā (virs 1100 °C) ar alumīniju leģētos tēraudos šie nitrīdi izšķīst, šķēršļi izzūd un austenīta graudi sāk strauji augt. Lielākā daļa leģējošo elementu bremzē austenīta graudu augšanu. Visstiprāk graudu augšanu bremzē Ti, Zr un V, kuri veido austenīta grūti šķīstošus karbidus (TiC, ZrC, VC); mazāk graudu augšanu bremzē Cr, W un Mo. Fosfors un mangāns paātrina austenīta graudu augšanu.

Jāatzīmē, ka nosaukums dabiski smalkgraudains un dabiski rupjgraudains tērauds vēl nenozīmē to, ka šiem tēraudiem vienmēr ir smalkgraudaina vai rupjgraudaina struktūra. Tas tikai norāda, ka, sakarsējot tēraudus līdz noteiktai tehnoloģiskās pārbaudes temperatūrai, dabiski rupjgraudainiem tēraudiem austenīta graudu augšana sākas zemākā temperatūrā nekā dabiski smalkgraudainiem tēraudiem. Ļoti augstā temperatūrā smalkgraudainā tērauda graudu lielums var pat pārsniegt rupjgraudainā tērauda graudu lielumu. Austenīta graudu lielumu nosaka karsēšanas temperatūra, izturēšanas ilgums un attiecīgā tērauda graudu augšanas tendence. Jāatzīmē, ka *atdzesēšanas gaitā austenīta graudu lielums nemainās*.

No austenīta graudu lieluma lielā mērā ir atkarīgas tā sairšanas produktu īpašības. Smalkgraudaina austenīta sairšanas struktūrām (gan līdzsvarotām, gan metastabilām) ir augstāks



5-14. att. Austenīta graudu augšanas shēma (0,8% C):

1 — dabiski smalkgraudains tērauds; 2 — dabiski rupjgraudains tērauds.

plastiskums un stiprība, mazāka jutība pret spriegumu koncentratoriem nekā attiecīgajām rupjgraudainā austenīta sairšanas struktūrām.

Pārkarsēšana un pārdedzināšana. Ilgstoša izturēšana augstās temperatūrās, kas ievērojami pārsniedz A_{c3} , rada ļoti rupjgraudainas struktūras izveidošanos. Sādu tēraudu sauc par pārkarsētu, tā lūzums veidojas pa graudu robežām un ir rupjš. Pārkarsētā tērauda struktūru var izlabot, to atkārtoti karsējot nedaudz virs A_{c1} vai A_{c3} 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 nela-bojamus tērauda defektus.

Tēraudu dabisko graudainību nosaka pēc speciāli izstrādātas graudu lielumu skalas. Saskaņā ar GOCT 5639-65 tēraudu graudu augšanas tendences novērtē pēc graudu lieluma, kāds izveidojies, izturot 8 stundas 930 °C temperatūrā. Sajā temperatūrā graudu augšana dabiski smalkgraudainiem tēraudiem nenotiek, bet dabiski rupjgraudainiem tēraudiem tā ir ievērojama. Austenīta graudu lielumu nosaka ar cementācijas vai oksidēšanas metodēm, attiecīgi izveidojot cementīta un ferīta tīklu pa graudu robežām. Perspektīva metode austenīta graudu lieluma noteikšanai ir speciāla augstas temperatūras mikroskopa ar vakuuma kameru lietošana. 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.

5-7. Pārdzesēta austenīta pārvērtības

Zem kritiskās temperatūras A_1 (727 °C) austenīts kļūst nestabils un pārvēršas, jo tā brīvā enerģija ir lielāka nekā pārvērtību produktu brīvā enerģija. Fāzu pārvērtības, kas noris, ļoti lēni atdzesējot no austenīta stāvokļa, apskatītas iepriekšējā nodaļā.

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.

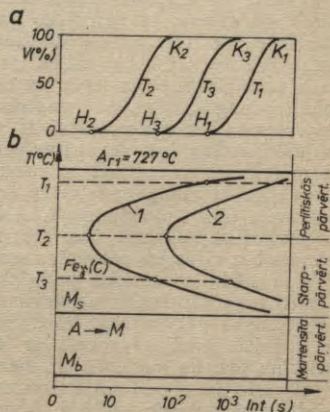
Dažādos termiskās apstrādes procesos austenīta pārvērtības notiek vai nu pastāvīgā temperatūrā (izotermiski), vai arī nepārtraukti atdzesējot. Pārdzesēšanas pakāpes iespaidu uz austenīta pārvērtībām vislabāk novēro, ja tās notiek nemainīgā temperatūrā.

5-8. Austenīta izotermiskās pārvērtības

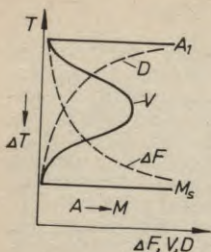
Pārdzesēšanas pakāpes ietekmi uz austenīta stabilitāti un pārvērtību ātrumu attēlo grafiski austenīta izotermisko pārvērtību diagrammā. Diagrammas konstruē eksperimentāli, koordinātēs «pārvērtības temperatūra — laiks». Nelielus tērauda paraugus sakarsē līdz stabilam austenīta stāvoklim (virs A_{c1} vai A_{c3}), tad ātri pārnes šķidru sāļu vannā, kur temperatūra ir zemāka par A_{r1} , un iztur līdz pārvērtību beigām. Vannas temperatūra atbilst pārvērtību temperatūrai, t. i., tā nosaka pārdzesēšanas pakāpi. Austenīta pārvērtību pakāpi izturēšanas laikā nosaka pēc šādām metodēm: mikrostruktūras, magnetometriskās, dilatometriskās u. c.

Pētījumu rezultātus raksturo likne, kas rāda austenīta pārvērtību sākumu, pārvērtību procesā radušos produktu daudzumu atkarībā no laika un pārvērtību beigas. Sākumā austenīta pārvērtības noris ļoti lēni un eksperimentāli to nevar noteikt. Šo laika sprīdi sauc par inkubācijas periodu. Pēc tam sākas austenīta pārvēršanās ferīta un cementīta maisījumā. Sākumā pārvērtību ātrums strauji pieaug, bet pēc tam pakāpeniski samazinās. Pēc noteikta laika (punktā K) pārvērtības pilnīgi izbeidzas. Šādu kinētisku likņu (5-15. att. a) konstruēšana dažādām pārdzesēšanas temperatūrām ļauj iegūt austenīta izotermisko pārvērtību diagrammas (5-15. att. b).

Likne 1 raksturo austenīta pārvērtību sākumu, bet likne 2 — pārvērtību beigas. Apgabals, kas atrodas pa kreisi no austenīta pārvērtību sākuma liknes, 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, un pēc tam atkal pieaug. Austenīta mazākās stabilitātes rajonā inkubācijas periods ir ļoti īss — $1 \dots 1,5$ s, tādēļ, lai pārdzesētu austenītu līdz zemākām temperatūrām, to nepieciešams atdzesēt ar lielu ātrumu — $800 \dots 200$ grādu/s (atkarībā



5-15. att. Austenīta izotermisko pārvērtību diagrammas konstruēšana: a — kinētiskās liknes un b — izotermisko pārvērtību diagrammas tēraudam ar 0,8% C.



5-16. att. Austenīta pārvērtības ātruma V , austenīta un perlīta brīvās enerģijas starpības ΔF un difūzijas ātruma D atkarība no pārdzesēšanas pakāpes ΔT .

no oglekļa satura tēraudos). Austenīta stabilitātes samazināšanos, ja palielina pārdzesēšanas pakāpi ΔT , un pārvērtību ātruma V pieaugumu izskaidro ar austenīta un perlīta brīvās enerģijas starpības ΔF palielināšanos (5-16. att.). Bez tam samazinās kristalizācijas centru kritiskie izmēri un austenītā pieaug to mikrotilpumu skaits, kuros varētu notikt austenīta pārvēršanās perlītā. Ja pārdzesēšanas pakāpe kļūst liela, ievērojami samazinās difūzijas ātrums D , tā rezultātā pieaug austenīta stabilitāte un samazinās jaunās fāzes iedīglu veidošanās iespējas un to augšanas ātrums (5-16. att.).

Atdzesejot austenītu līdz temperatūrai M_s , difūzijas process pilnīgi apstājas un ferīta un cementīta maisījuma veidošanās, kas prasa oglekļa pārvietošanos ievērojamos attālumos, vairs nevar notikt. Šai gadījumā notiek austenīta bezdifūzijas rakstura pārvēršanās martensītā, kas 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 apgabalus: 1) perlitisko pārvērtību apgabals no temperatūras A_1 līdz izotermiskās diagrammas līkņu izliekuma temperatūrai ($\approx 550^\circ\text{C}$), kur notiek austenīta (difūzijas rakstura) pārvēršanās plākšņveida ferīta un cementīta maisījumā; 2) starppārvērtību apgabals no izotermiskās diagrammas līkņu izliekuma temperatūras līdz temperatūrai M_s (5-15. att.). Šīm pārvērtībām ir virkne īpatnību, kas piemīt gan perlitiskām (difūzijas rakstura), gan martensīta (bezdifūzijas rakstura) pārvērtībām. Rezultātā šai apgabalā izveidojas adatveida uzbūves cementīta un ar oglekli pārsātināta ferīta maisījums, t. s. beinīta struktūra; 3) martensīta pārvērtību apgabals, kur zem temperatūras M_s pārdzesētais austenīts bez difūzijas pārvēršas martensītā.

Tālāk sīkāk apskatīsim perlitisko pārvērtību, starppārvērtību un martensīta pārvērtību mehānismu un iegūto struktūru īpašības.

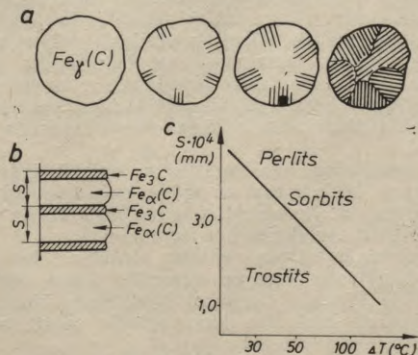
Perlitiskās pārvērtības. Pārdzesēta austenīta pārvērtība perlītā ir kristalizācijas process ar difūzijas tipa mehānismu. To apstiprina tas, ka austenīts ar vienmērīgu oglekļa koncentrāciju pārvēršas ferīta (0,03% C) un cementīta (6,68% C) maisījumā ar izteikti nevienmērīgu oglekļa koncentrāciju. Galvenā fāze ir cementīts, tā kristalizācijas centri izveidojas uz austenīta graudu robežām, kur novērojamas oglekļa fluktuācijas. Cementīta kristalizācijas centru augšanas pamatā ir oglekļa difūzija no apkārtējā austenīta. Tās rezultātā ap cementīta kristāliem austenītā

samazinās oglekļa koncentrācija, un tas pārvēršas ferītā. Blakus cementīta plāksnītēm izveidojas ferīta plāksnītes. Šāda procesa atkārtošāns rada perlīta graudus, pie tam vienā austenīta graudā izveidojas vairāki dažādi orientēti perlīta graudi (5-17. att. a).

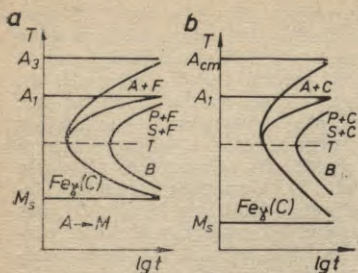
Perlīta struktūra ir atkarīga no pārvērtību temperatūras. Palielinot pārdzesēšanas pakāpi, pēc vispārīgiem kristalizācijas likumiem pieaug kristalizācijas centru skaits, t. i., ferīta un cementīta maisījuma dispersitāte, kuru pieņemts raksturot ar plāksnišu savstarpējo attālumu S (5-17. att. b). Cementīta plāksnišu biezumu nosaka oglekļa atomu kustīgums (difūzijas ātrums D), kas ir atkarīgs no temperatūras. Augstās temperatūrās (nelielas pārdzesēšanas pakāpes gadījumā) ogleklis pārvietojas lielos attālumos un izveidojas rupjš cementīta un ferīta maisījums, ko sauc par perlītu (5-17. att. c). Pieaugot pārdzesēšanas pakāpei, palielinās arī kristalizācijas centru skaits, kuri atrodas nelielos attālumos cits no cita. Ferīta un cementīta maisījums izveidojas smalkāks, un to sauc par sorbītu. Pārdzesējot līdz $550 \dots 500^\circ\text{C}$, izveidojas ļoti smalks maisījums ar plāksnišu 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 ilgzturība. Tā, piemēram, eitektoidam 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.

Pirmseitektoido un aizeitektoido tēraudu izotermiskās pārvērtības diagrammās parādās papildu līnija, kas norāda attiecīgi



5-17. att. Perlīta graudu augšanas shēma (a), perlīta struktūras plāksnišu savstarpējais attālums S (b) un attāluma S atkarība no pārdzesēšanas pakāpes (c).



5-18. att. Pirmseitektoīdo (a) un aizeitektoīdo (b) oglekļa tēraudu izotermisko pārvērtību diagrammas.

jama, 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 ($550^{\circ} \dots M_s$) pārdzesētais austenīts sāk pārvērsties pēc noteikta inkubācijas perioda. Vispirms austenītā difūzijas veidā notiek oglekļa pārdalīšanās, kuras rezultātā dažas austenīta 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 ($>0,2\%$ C) cietais šķīdums šajās temperatūrās ir nestabils, izotermiskās izturēšanas laikā tas pārvēršas ferīta un cementīta maisījumā.

Austenīta apgabalos, 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 fāzes un cementīta. Šādu struktūru sauc par beinītu (B). Tēraudu struktūrā bez beinīta bieži vien atrodas arī paliekošais austenīts, kura oglekļa saturs atšķiras no vidējā satura.

Izšķir augšējo un apakšējo beinītu. Augšējām beinītām ir spļvveida 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.

ferīta vai cementīta izdalīšanās sākumu no austenīta. Šo struktūru izdalīšanās minētajos tēraudos notiek tikai tad, ja pārdzesēšanas pakāpe ir neliela. Lielu pārdzesēšanas pakāpju gadījumā austenīts pārvēršas bez pārkūma struktūru izdalīšanās, tādēļ šajos ferīta un cementīta maisījumos oglekļa saturs nav vienāds ar oglekļa saturu eitektoīdā (5-18. att.).

Starppārvērtības. Tās notiek samērā zemās temperatūrās, kad dzelzs atomu difūzija praktiski nav iespēja.

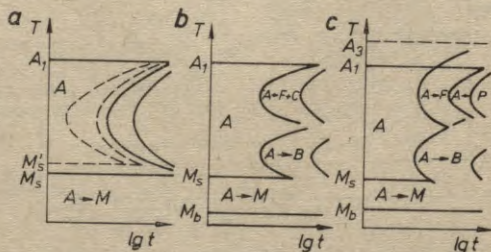
5-9. Leģēta tērauda austenīta izotermiskās pārvērtības

Leģējošie elementi izmaina tēraudam pārdzesēta austenīta stabilitāti un pārvērtību ātrumu gan perlitisko, gan arī starppārvērtību apgabalos. Visi leģējošie elementi, izņemot kobaltu, palielina austenīta stabilitāti un samazina pārvērtību ātrumu, t. i., pārbīda pārvērtību sākuma un beigu liknes pa labi uz lielāka izturēšanas ilguma pusi. Tēraudiem ar nelielu mangāna (1...2%) un niķeļa (1...5%) saturu saglabājas oglekļa tēraudu izotermisko pārvērtību likņu forma, tikai manāmi pieaug austenīta stabilitāte un pazeminās martensīta pārvērtību sākuma temperatūra (5-19. att. *a*). Tēraudiem, kas leģēti ar Cr, W, Mo un citiem elementiem vai vienlaikus ar Cr un Mo, Cr un Ni, izotermisko pārvērtību liknēm ir citāds veids. Tajās parādās divi stabilitātes minimumi, kas atbilst perlitiskām pārvērtībām un starppārvērtībām (5-19. att. *b, c*).

Abas šīs pārvērtības it kā sadala stabilā austenīta apgabalu. Pirmseitekoīdiem un aizeitekoīdiem leģētajiem tēraudiem uz izotermisko pārvērtību liknēm parādās papildu līnija, kas atbilst pārkumā esošā leģētā ferīta vai karbīda izdalīšanās sākumam (5-19. att. *c*).

Leģējošie elementi palielina austenīta stabilitāti perlitisko pārvērtību temperatūru apgabalā, jo tie apgrūtina oglekļa difūziju, paši ar grūtībām difundē austenītā un pazemina polimorfo pārvērtību $\gamma \rightarrow \alpha$ 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 leģējošos elementus, kuri bija sākotnējā austenītā. Starppārvērtības, kuru rezultātā izveidojas ferīta un karbīda maisījums, ir saistītas tikai ar oglekļa difūziju, nevis ar leģējošo elementu pārdališanos. Leģētajos tēraudos starppārvērtības nenoris līdz galam. Tajos saglabājas



5-19. att. Leģēto tēraudu izotermisko pārvērtību diagrammas:

a — ar nelielu Mn un Ni saturu; *b* — bez pārkuma fāzu izdalīšanās; *c* — ar pārkuma ferīta izdalīšanos.

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

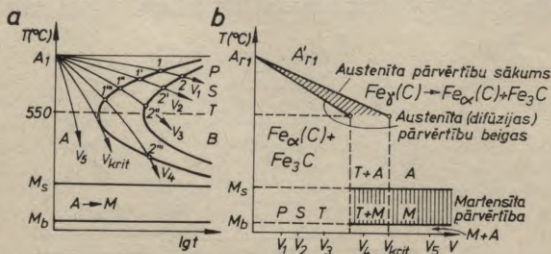
Legējošie elementi austenīta stabilitāti perlitisko pārvērtību un starppārvērtību apgabalos neietekmē vienādi.

Tēraudiem ar mazu oglekļa saturu austenīti ir stabilāks perlitisko pārvērtību apgabalā, turpretim tēraudiem ar lielu oglekļa saturu — starppārvērtību apgabalā. Tēraudos ar mazu oglekļa un paaugstinātu hroma, niķeļa, volframa un molibdēna saturu perlitiskās 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 nenoris.

Dažādu legējošo elementu un oglekļa kombinācijas jebkurā gadījumā savdabīgi izmaina izotermisko pārvērtību likņu raksturu. Pēc eksperimentāli konstruētām leģēto tēraudu izotermisko pārvērtību diagrammām spriež par struktūras izmaiņām tajos.

5-10. Austenīta pārvērtības nepārtrauktas atdzesēšanas gadījumā

Tēraudu, kas sakarsēts līdz austenīta stāvoklim, var atdzesēt ar dažādu ātrumu. Austenīta pārvērtības temperatūrā A_{r1} noris tikai līdzsvara stāvokli, t. i., ar ļoti mazu atdzesēšanas ātrumu. Reālu atdzesēšanas ātrumu gadījumā austenītu pārdesē zem temperatūrās A_{r1} un tā pārvērtības notiek temperatūras intervālā. Iezīmēsim atdzesēšanas liknes eitektoidā tērauda izotermisko pārvērtību diagrammā. Šāda atdzesēšanas likņu iezīmēšana ir nedaudz nosacīta, bet tā dod priekšstatu par atdzesēšanas ātruma iespaidu uz austenīta pārvērtību temperatūrām (5-20. att. a).



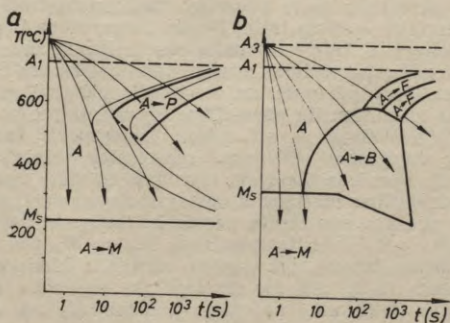
5-20. att. Pārdesēšanas pakāpes (atdzesēšanas ātruma) ietekme uz eitektoidā tērauda austenīta pārvērtību temperatūrām:

a — izotermisko pārvērtību diagramma; b — austenīta pārvērtību temperatūras atkarība no dzesēšanas ātruma.

Atdzesēšanas ātruma palielināšana no V_1 līdz V_{krit} izraisa perlitisko pārvērtību temperatūru pazemināšanos attiecībā pret temperatūru A_{r1} . Nelīdzsvaroto perlitisko pārvērtību sākuma temperatūru pieņemts apzīmēt ar A'_{r1} . Nepārtraukti atdzesējot, perlitiskās pārvērtības notiek temperatūras intervālā ($1-2$, $1'-2'$, $1''-2''$ utt.). 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 (5-20. att. a; ātrums V_4). 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_s , 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.

Oglekļa un leģētā tērauda termokinētiskās diagrammas parādītas 5-21. attēlā. Šīs diagrammas parāda, ka oglekļa tēraudiem mazu atdzesēšanas ātrumu gadījumā notiek austenīta difūzijas rakstura pārvērtības dažādas dispersitātes ferīta un cementīta



5-21. att. Termokinētiskās diagrammas:

a — eitektoidam tēraudam; b — leģētajam tēraudam (0,38% C; 1,0% Cr; 0,15% Mo).

maisījumā (perlitā, sorbitā, trostitā). Ja ātrumi lielāki par kritisko ātrumu, austenīts pārdzesējas līdz martensīta pārvērtību sākuma temperatūrai M_s un pārvēršas martensītā. Legētā tēraudā (5-19. att. *b*) pastāv starppārvērtību apgabals, kur austenīts pārvēršas beinītā. Starppārvērtības nenoris līdz galam, tādēļ pēc atdzesēšanas struktūrā vienlaikus ar beinīti 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.

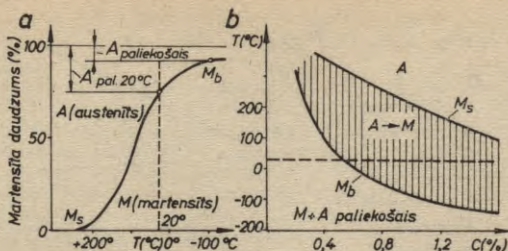
Austenīta minimālās stabilitātes ilgums nepārtrauktā atdzesēšanā ir 1,5 reizes lielāks nekā izotermiskā izturēšanā. Līdzīgu pārvērtību izraisīšanai nepārtrauktā atdzesēšanā nepieciešams lielāks laika periods nekā pārdzesēta austenīta izotermisko pārvērtību gadījumā.

5-11. Martensīta pārvērtības tēraudos

Martensīta pārvērtības var notikt tikai tādā gadījumā, ja austenītu strauji pārdzesē līdz temperatūrai, kurā difūzijas process vairs nevar notikt. Martensīta pārvērtībām ir bezdifūzijas raksturs: nenotiek oglekļa un dzelzs difūzija austenītā. Noris tikai austenīta kristāliskā režģa pāreja telpiski centrēta kuba (α dzelzs) kristāliskajā režģī bez oglekļa izdalīšanās no cieta 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 tūlīt, tiklīdz temperatūra ir pazeminājusies 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 krasī atšķiras no difūzijas rakstura pārvērtībām, kas arī notiek izotermiski. Izveidojušos martensīta daudzumu raksturo martensīta kinētiskā līkne (5-22. 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 saturs (5-22. att. *b*) un legējošo elementu daudzuma palielināšanās (5-23. att.) 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 mm/s



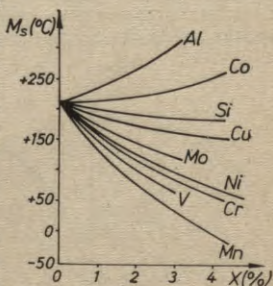
5-22. att. Martensīta pārvērtību kinētiskā likne (a) un temperatūru atkarība no oglekļa satura (b).

(1 km/s). 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 atoma nobīde un saglabājas austenīta un martensīta kristālisko režģu koherence.

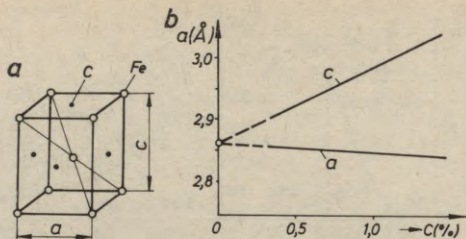
Koherentajā augšanā atomi momentāni pārgrupējas no viena režģa citā, kas arī nosaka kristālu lielo augšanas ātrumu. Sakarā ar austenīta un martensīta īpatnējo tilpumu atšķirību martensīta augšanas procesā rodas t. s. elastīgā enerģija. Martensīta kristālu augšana notiek tik ilgi, kamēr pieaugošā elastīgā enerģija neizraisa plastisko deformāciju (nobīdi), līdz ar to izjaucot austenīta un martensīta kristālisko režģu koherenci. Koherentā 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. Tas ir pārsātināts oglekļa cietais šķīdums α dzelzī. Ja līdzsvara stāvoklī oglekļa šķīdība 20°C temperatūrā α dzelzī nepārsniedz 0,006% C, tad martensītā oglekļa saturs ir tāds pats kā sākotnējā



5-23. att. Leģējošo elementu ietekme uz martensīta pārvērtības sākuma temperatūru M_s .

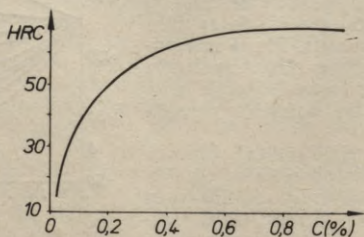


5-24. att. Martensīta kristāliskais režģis (a) un tā parametri atkarībā no oglekļa satura (b).

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 (5-24. att. a). Jo martensītā vairāk oglekļa, jo lielāka ir malu attiecība c/a un kristāliskais režģis ir vairāk tetragonāls.

Martensītam raksturīga liela cietība un stiprība. Martensīta cietība atkarīga no oglekļa satura (5-25. att.). Ja martensīts satur 0,6...0,8% C, robežstiprība sasniedz 260...270 kgf/mm². 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 neviendabīgumu, t. i., ar kristāliskās uzbūves defektiem. Mikroneviendabīgums rodas, ja katrā austenīta graudā izveidojas ievērojami daudz mazu martensīta kristālu. Martensīta un tā bloku robežvirsmas veido dislokāciju kustībai grūti pārvaramus šķēršļus.



5-25. att. Martensīta cietība atkarībā no oglekļa satura.

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

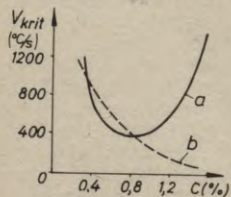
Martensīta struktūrai salīdzinājumā ar citām tērauda struktūrām, it sevišķi austenītu, ir vislielākais īpatnējais tilpums, tādēļ martensīta veidošanās rada lielus iekšējos rūdišanas spriegumus, kas savukārt izraisa izstrādājuma deformāciju vai pat izveido plaisas.

Martensīta pārvērtības nenoris līdz galam, tēraudā saglabājas noteikts daudzums paliekošā austenīta (sk. 5-22. att. a). Oglekļa tēraudiem ar oglekļa saturu virs 0,4...0,5%, kuriem martensīta pārvērtību beigu temperatūra M_b ir negatīva, pēc rūdišanas struktūrā vienmēr saglabājas paliekošais austenīts. Jo tērauds satur vairāk oglekļa un leģējošo elementu, jo zemāks ir 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%.

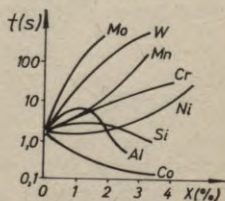
Vismazāko dzesēšanas ātrumu, ar kuru iespējams austenītu pārdzesēt līdz martensīta pārvērtību sākuma temperatūrai, sauc par rūdišanas kritisko ātrumu, un to apzīmē ar V_{krit} . Tas arī nosaka dzesējošās vides izvēli rūdišanā. No dzesējošās vides ir atkarīga arī tērauda dziļrūdišanās.

Rūdišanas 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 rūdišanas kritiskais ātrums. Oglekļa tēraudiem rūdišanas kritiskais ātrums ir ļoti liels — 800...200 grādi/s. Vismazākais rūdišanas kritiskais ātrums ir eitektoidiem tēraudiem (5-26. att.). Jo rupjāki austenīta graudi un jo lielāks to viendabīgums, jo stabilāks pārdzesētais austenīts un mazāks rūdišanas kritiskais ātrums.

Paaugstinot austenīta stabilitāti, leģējošie elementi ievērojami samazina rūdišanas kritisko ātrumu (5-27. att.). Martensīta



5-26. att. Oglekļa ietekme uz rūdišanas kritisko ātrumu: a — karsēšana virs A_{c1} ; b — karsēšana virs A_{c3} un A_{cm} .



5-27. att. Austenīta minimālā stabilitāte atkarībā no leģējošo elementu satura tēraudā (1% C).

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

5-12. Pārvērtības, kas noris, atļaidinot rūdītu tēraudu

Rūdīta tērauda struktūra — martensīts ar tetragonālu kristālisko režģi un paliekošais austenīts — ir nelīdzsvarotas fāzes. Tērauda pāreja stabilākā stāvoklī notiek, martensītam un paliekošajam austenītam pārvēršoties ferīta un cementīta maisījumā. Cietā šķīduma (martensīta) pārvērtībām ir difūzijas raksturs, un to ātrumu nosaka galvenokārt karsēšanas temperatūras izvēle.

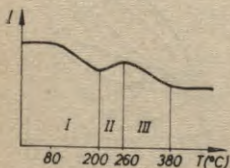
Rūdītu tēraudu karsēšanu līdz temperatūrām, kas nepārsniedz A_{c1} , sauc par tēraudu atļaidināšanu. Atļaidināšanā noris vairāki procesi: 1. (galvenais) — martensīta sairšana, kad no tā izdalās ogleklis un veidojas karbīdi; 2. — paliekošā austenīta pārvērtšanās sekundārajā martensītā; 3. — karbīdu koagulācija (augšana); 4. — iekšējo spriegumu samazināšanās.

Atkarībā no tilpuma izmaiņām fāzu pārvērtības atļaidināšanā pieņemts iedalīt trīs grupās. Martensīta un karbīdu pārvērtības izraisa tilpuma samazināšanos, bet paliekošā austenīta sairšana — tilpuma palielināšanos.

5-28. attēlā parādīta rūdīta oglekļa tērauda parauga ar ievērojamu paliekošā austenīta daudzumu garuma izmaiņas atļaidināšanā.

Martensīta pārvērtības. Tās parasti noris temperatūras intervālā 80...200 °C. (Temperatūrā līdz 60...80 °C martensīta un paliekošā austenīta pārvērtības notiek ļoti lēni.) Martensīta pārvērtībām ir divas stadijas. Pirmajā stadijā ogleklis karbīdu veidošanai tiek ņemts no martensīta apgabaliem, kas pieguļ karbīdu iedīgļiem. 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 plāksnišu forma, un tie ir koherenti saistīti ar martensīta kristālisko režģi. Karbīdiem ir heksagonāls kristāliskais režģis, to ķīmiskais sastāvs tuvs $Fe_2C(\epsilon)$. Martensītam un karbīdam ar koherento saiti vairākas atomu rindas ir kopīgas. Tā kā karbīdu un martensīta īpatnējie tilpumi ir dažādi, metālā rodas otrās kārtas spriegumi, kuri izraisa abu



5-28. att. Tērauda (0,6% C) parauga garuma izmaiņas atļaidināšanā.

fāzu kristālisko režģu elastīgu deformāciju. Legējošie elementi maz ietekmē martensīta pārvērtību pirmo stadiju. Martensītā izšķīdušā oglekļa izdalīšanās savukārt samazina tā tetragonalitātes pakāpi, parauga garums samazinās, un līdz ar to mazinās arī iekšējie spriegumi.

Pirmās stadijas temperatūras intervālā oglekļa saturs martensītā ir atkarīgs tikai no tā sākotnējās koncentrācijas, turpretim augstākās temperatūrās — tikai no temperatūras (5-29. att.). 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 legējošie elementi (Cr, V, Ti, Mo un W) apgrūtina oglekļa difūziju un saglabā pārsātinātu cieto šķīdumu līdz samērā augstām temperatūrām.

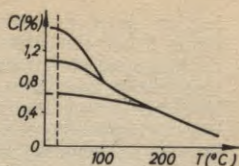
Struktūru, kas veidojas atslāināšanas procesā līdz 200 °C temperatūrai, sauc par atslāinātu martensītu. Atslāināts martensīts ir vienmērīgi pārsātināts oglekļa cietais šķīdums α dzelzī, kas satur ar cietā šķīduma α režģi koherenti saistītus smalkus karbīda kristālus. Atslāināts martensīts saglabā adatveida uzbūvi.

Oglekļa saturs atslāinātā martensītā ir atkarīgs no karsēšanas temperatūras un ilguma.

Paliekošā austenīta pārvērtības. Oglekļa tēraudos temperatūrā 200...260 °C un legētajos tēraudos temperatūrā 250...350 °C notiek paliekošā austenīta pārvērtības pēc beinīta pārvērtību mehānisma: veidojas atslāināta martensīta (pārsātināta cietā šķīduma ar mazu oglekļa saturu) un dispersu karbīdu kristālu maisījums. Šai procesā notiek tilpuma palielināšanās, jo austenītam ir vislielākais blīvums (vismazākais tilpums).

Karbīdu pārvērtības. Temperatūrā 350...400 °C pilnīgi izbeidzas oglekļa izdalīšanās no martensīta, un tā kristāliskais režģis kļūst kubisks — martensīts pārvēršas ferītā. Līdz ar to izzūd koherence un nodalās atsevišķi 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 atslāināts 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 atslāināšanas trostītu.

Augstākās temperatūrās (virs 400 °C) intensīvi noris karbīdu koagulācijas (augšanas) process. Karbīdi ne tikai kļūst rupjāki, bet arī maina formu: plānu plāksnišu vietā veidojas apaļi graudi — sferoīdi. Koagulācijas un sferoīdu veidošanās procesi



5-29. att. Oglekļa saturs martensītā izmaiņa atkarībā no atslāināšanas temperatūras.

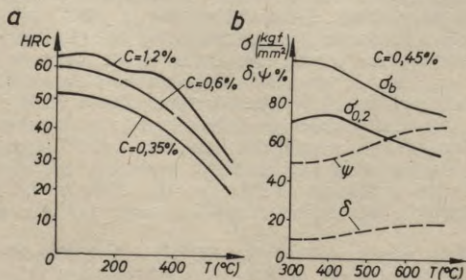
izraisa starpfāzu virsmas samazināšanos un līdz ar to arī sistēmas brīvās enerģijas samazināšanos.

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 neviendabīgumu. No cietā šķīduma apgabalēm, kas bagātāki ar oglekli, ogleklis difundē uz apgabaliem, kuri nabagāki ar oglekli 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. So procesu rezultātā ļoti smalkais ferīta un cementīta maisījums — atlaidināšanas trostīts 500...600 °C temperatūrā pārvēršas daudz rupjākā ferīta un cementīta maisījumā — atlaidināšanas sorbitā, kas savukārt vēl augstākā temperatūrā — A_{c1} tuvumā pārvēršas graudainā atlaidināšanas perlitā. Karbīdus veidojošie elementi (V, Mo, W, Cr u. c.) un silīcijs apgrūtina 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, turpretim koherento karbīdu un disperso speciālo karbīdu izdališanās un paliekošā austenīta pārvēršanās rada cietības palielināšanos.

Konstrukciju tēraudiem (0,3...0,7% C) jebkuras atlaidināšanas procesā cietība samazinās (5-30. att. a). Instrumentu



5-30. att. Atlaidināšanas temperatūras ietekme uz tērauda cietību (a) un citām mehāniskajām īpašībām (b).

tēraudiem atļaidināšanā līdz 100...120 °C sakarā ar ϵ karbīda veidošanos cietība nedaudz palielinās. Paliēkošā austenīta pārvērtību temperatūras intervālā cietības izmaiņa atkarīga no paliēkošā austenīta daudzuma, piemēram, tēraudam ar oglekļa saturu 1,2% temperatūras intervālā 200...300 °C cietība nesamazinās.

Līdzīgi kā oglekļa tēraudiem, cietība atļaidināšanas procesā izmainās arī mazlēģētajiem un vidēji lēģētajiem tēraudiem, kas nesatur karbīdus veidojošus lēģējošos elementus. Aktīvi karbīdus veidojošie lēģējošie elementi kavē dzelzs karbīdu veidošanos, un atļaidināšanas procesā līdz 400...500 °C cietība samazinās nedaudz. Vairākkomponentu lēģētajiem (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 atļaidināšanas procesā izmainās līdzīgi cietībai (5-30. att. b). Atļaidināšana procesā līdz 300 °C temperatūrai elastības un tecēšanas robeža pieaug, turpretim augstākās temperatūrās tā sāk samazināties. Konstruktīvu tēraudiem vislielākā elastības un stiprības robežu attiecība $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ sasniedzama, atļaidinot temperatūras intervālā 300...350 °C. Palielinot atļaidināšanas temperatūru, tēraudu plastiskums (δ un ψ) pieaug.

Jāatzīmē, ka vienāda nosaukuma rūdišanas un atļaidināšanas struktūrām (trostīts, sorbīts), kurām ir vienāda cietība un stiprība, ir ievērojami atšķirīga tecēšanas robeža, plastiskums un stiprība. Atļaidināšanas struktūrām ir labākas mehāniskās īpašības: augstāka elastības robeža un plastiskums. Īpašību atšķirību var izskaidrot ar to, ka atļaidināšanas struktūrām ir graudaina uzbūve, bet rūdišanas struktūrām — plākšņveida.

**TĒRAUDU TERMISKĀS
APSTRĀDES TEHNOLOĢIJA**

Termiskā apstrāde lielā mērā nosaka dažādu detaļu, instrumentu un citu izstrādājumu kvalitāti. Ar termisko apstrādi izstrādājumiem piešķir vajadzīgās mehāniskās īpašības un nodrošina tiem normālu darbmūžu. Mūsdienu metālapstrādē pielieto ne tikai tiešu termisko apstrādi, bet arī tās apvienojumu ar plastisko deformāciju (termomehānisko apstrādi), virsmas piesātināšanu ar dažādiem elementiem (ķīmiski termisko apstrādi), magnētiskā lauka iedarbību (termomagnētisko apstrādi) utt.

Termiskās apstrādes operācijas sastāv no karsēšanas, iztūrēšanas noteiktā temperatūrā un dzesēšanas. Visiem termiskās apstrādes veidiem kopīga ir karsēšana. Tādēļ vispirms aplūkosim karsēšanas iekārtas un metālu karsēšanas procesu.

6-1. Karsēšanas iekārtas

Metālu karsēšanai izmanto dažāda veida iekārtas, kas atšķiras gan ar siltuma avotu (cietais, šķidrās vai gāzveida kurināmais un elektrība), gan arī ar vidi, kurā karsē (gaiss, degvielas degšanas produkti, neitrāla gāze, šķidrās metāls vai sāļi, vakuums).

Mūsdienu mašīnbūves rūpnīcās lielsēriju un masveida ražošanā termiskai apstrādei izmanto mehanizētus agregātus, kuri veic visu termiskās apstrādes procesu (karsēšanu, dzesēšanu, mazgāšanu) un arī transportē detaļu vai izstrādājumu no vienas iekārtas uz citu.

Karsēšanas ātrumu izvēlas atkarībā no tērauda ķīmiskā sastāva un struktūras, kā arī no izstrādājuma formas un izmēriem. Tēraudiem ar paaugstinātu oglekļa saturu, leģētiem tēraudiem un sarežģītas formas lieliem izstrādājumiem izvēlas mazu karsēšanas ātrumu. Samazinātā tēraudu siltumvadītspēja 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 šķērsriezuma 1 mm sakarsēšanas laiks līdz 770...820 °C temperatūrai elektriskajās krāsnīs ir 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 šķērsriezumu, lai līdz galam notiktu fāzu pārvērtības un izlīdzinātos ķīmiskais sastāvs.

Ja rūdīšanas temperatūra ir 750...900 °C un karsēšanu izdara elektriskajā krāsnī, oglekļa instrumentu tēraudiem (0,7...1,3% C) uz detaļas šķērsriezuma 1 mm ieteicams izturēšanas ilgums 50...80 s, bet leģētajiem tēraudiem — 70...90 s. Ja turpretim karsēšanu izdara sāļu vannā, izturēšanas ilgums uz šķērsriezuma 1 mm oglekļa instrumentu tēraudiem ieteicams 20...25 s, bet leģētajiem tēraudiem — 25...30 s.

Jo augstāka karsēšanas temperatūra, jo mazāks var būt izturēšanas ilgums. Leģētajiem tēraudiem parasti salīdzinājumā ar oglekļa 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 (degšanas produktiem, gaisu). Rezultātā notiek virsējā slāņa atogļošanās un oksidēšanās. Oksidēšanās rada neatgriezeniskus metāla zudumus, pasliktina virsmas slāņa stāvokli un īpašības. Pēc termiskās apstrādes oksīdu kārtiņa jānotīra. Oksidēšanās notiek, dzelzij reaģējot ar skābekli ($2\text{Fe} + \text{O}_2 = 2\text{FeO}$), ūdens tvaiku ($\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeO} + \text{H}_2$) un ogļskābo gāzi ($\text{Fe} + \text{CO}_2 \rightarrow \text{FeO} + \text{CO}$).

Karsēšanas sākumā uz metāla virsmas notiek minētās oksidēšanās reakcijas. Pēc oksīdu kārtiņas izveidošanās oksidēšanās process turpinās: notiek skābekļa atomu difūzija caur oksīdu kārtiņu un metāla jonu difūzija pretējā virzienā. Līdz 500...550 °C temperatūrai oksidēšanās ātrums ir neliels, augstākā temperatūrā tas strauji pieaug, it sevišķi tad, ja oksīdu kārtiņa (FeO) ir poraina.

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

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, atoglojošu un apoglojošu sastāvdaļu attiecību: CO_2/CO , $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$, CH_4/H_2 . Kontrolējamās aizsargatmosfēras mijiedarbību ar tēraudu var regulēt vēlāmā virzienā. Šim nolūkam izmanto amonjaka disociācijas vai daļējas sadegšanas produktus (H_2 , H_2O , N_2), ģeneratorgāzi (CO , CO_2 , N_2) 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 ($1000 \dots 1200^\circ\text{C}$) katalizatoru klātbūtnē dabasgāzi vai rūpnieciskos ogļūdeņražus. Endogāzes sastāvs: 20% CO , 40% H_2 un 40% N_2 .

Tēraudi, kuriem ir dažāds oglekļa saturs, var atrasties līdzsvara stāvoklī ar kontrolējamo aizsargatmosfēru tikai noteikta neliela CO_2 un H_2O satura gadījumā. Mainot ģeneratorā ievadāmā gaisa daudzumu, var izmainīt CO_2 un H_2O saturu aizsargatmosfērā un iegūt dotā ķīmiskā sastāva tēraudam vēlamo neitrālo atmosfēru. Par gāzes aizsargatmosfēras oglekļa potenciālu sauc tās spēju palielināt oglekļa saturu tēraudā līdz noteiktai koncentrācijai. Tā kā aizsargatmosfērā dotajam CO_2 daudzumam vienmēr atbilst noteikts H_2O daudzums, tad atmosfēras kontrolēi 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 CO_2 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 atogļošānās notiek ar niecīgu ātrumu. Atkarībā no nepieciešamās karsēšanas temperatūras izmanto dažādus sāļus vai sāļu maisījumus: temperatūras intervālā $1000 \dots 1300^\circ\text{C}$ izmanto bārija, kālija un nātrijs hlorīdu maisījumu (BaCl_2 , KCl , NaCl), bet temperatūrā $300 \dots 550^\circ\text{C}$ — kālija un nātrijs salpētra sāļu maisījumu KNO_3 , NaNO_3).

Karsēšanu vakuumā izmanto ķīmiski aktīviem metāliem un to sakausējumiem.

6-2. 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 nevienīgumu un sagatavot tēraudu tālākai termiskai apstrādei.

Atkarībā no struktūras pārvērtību rakstura atkvēlināšanu iedala pirmās kārtas atkvēlināšanā bez fāzu pārvērtībām un otrās kārtas atkvēlināšanā ar fāzu pārkristalizēšanos.

Pirmās kārtas atkvēlināšana. To izmanto, lai likvidētu ķīmiskā sastāva nevienīgumu (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 atkvēlināšana). Homogenizāciju jeb difūzijas atkvēlināšanu izmanto, lai samazinātu leģētu tēraudu lietņu interkristālisko likvāciju, jo tā paaugstina tēraudu trauslumu spiedapstrādes procesos, izraisa īpašību anizotropiju, flokenus un šiferveida lūzumu. Ar difūzijas atkvēlināšanu likvidē leģētu tēraudu lējumu dendritveida likvāciju, kas ļoti pazemina materiāla plastiskumu un stigrību. 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 atrasties robežās 8...20 h).

Karsēšanas laikā tērauda struktūra kļūst rupjgraudaina (sk. III att. *a* ielīmē pie 96. lpp.). 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 spiedapstrādes 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 leģējošo elementu saturs palielina 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 temperatūrā 730 °C ar karsēšanas ilgumu 0,5...1,5 h. Atkvēlinot tēraudus, vienlaikus ar ferīta rekristalizāciju noris arī cementīta koagulācija un sferoidizācija. Cementīta graudiņu apaļā forma palielina plastiskumu un atvieglo spiedapstrādi.

Atkvēlināšana iepriekšējo spriegumu likvidēšanai. So atkvēlināšanas paveidu izmanto iepriekšējās tehnoloģiskās operācijās (liešanā, metināšanā, apstrādē ar griezējinstrumentiem) radušos paliekošo spriegumu likvidēšanai.

Atkvēlināšanu izdara temperatūrā 200...700 °C, biežāk temperatūrā 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 A_{c1} vai A_{c3} , izturēšanas un lēnas atdzesēšanas, kad materiāla struktūra veidojas fāzu pārvērtību rezultātā. Lēnā atdzesēšana dod iespēju iegūt līdzsvara stāvokļa struktūras, kas uzrādītas dzelzs-cemenlīta stāvokļa diagrammā.

Pirmseitktoīda tēraudiem atkvēlināšana nodrošina ferītu un perlītu, eitektoīda tēraudiem — perlītu, bet aizeitektoīda 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, izotermiskā, 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.

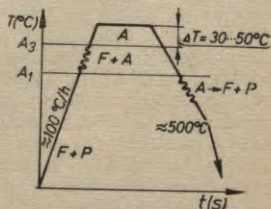
Lējumiem un karstā stāvoklī deformētām konstrukciju tērauda sagatavēm straujās atdzesēšanas dēļ no samērā augstām temperatūrām var būt paaugstināta cietība, kas apgrūtina tērauda mehānisko apstrādi un pazemina plastiskumu. Dažkārt var izveidoties arī rupjgraudaina struktūra (sk. III att. *b* ielīmē pie 96. lpp.). Strauji atdzesējot rupjgraudainu austenītu, kāds izveidojas augstās temperatūrās lietās vai kaltās sagatavēs, rodas labvēlīgi apstākļi vidmanšteta struktūras izveidošanai. Vidmanšteta struktūra ir ne tikai rupjgraudaina, tai ir raksturīgs ferīta izvietojums pa kristalogrāfiskajām plaknēm. Spiedapstrādes rezultātā izveidojušies austenīta graudu izmēri ir atkarīgi no apstrādes beigu temperatūras: ja tā ievērojami pārsniedz A_{c3} , izveidojas rupjgraudains austenīts, no kura atdzesēšanas procesā rodas rupjgraudaina sairšanas produktu struktūra — vidmanšteta struktūra; ja turpretim spiedapstrādes beigu temperatūra atrodas starp A_{c1} un A_{c3} , var izveidoties cits struktūras defekts — ferīta un perlīta kārtainība, kas rada īpašību anizotropiju. Šādas kārtainas struktūras izveidošanos veicina nemetāliskie ieslēgumi, kas spiedapstrādes rezultātā tiek izstiepti un noder par ferīta kristalizācijas centriem. Kārtainas struktūras ar atkvēlināšanu grūti izlabot (sk. III att. *c* ielīmē pie 96. lpp.).

Par pilno atkvēlināšanu sauc termiskās apstrādes operāciju, kurā tēraudu karsē 30...50 °C virs atbilstošās temperatūras A_{c3} , iztur šajā temperatūrā tik ilgi, kamēr notiek pilnīga fāzu pārkristalizēšanās, un kopā ar krāsni lēni atdzesē (6-1. att.).

Karsējot virs temperatūras A_{c3} , veidojas austenīts, kas kristalizējas uz ferīta un cementīta robežvirsmām. Ja temperatūra ir 30...50 °C virs A_{c3} , veidojas daudz kristalizācijas centru un līdz ar to austenīts ir smalkgraudains.

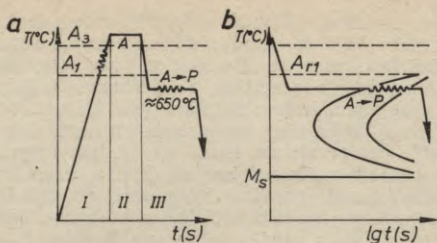
Materiāla pārkarsēšana virs A_{c3} izraisa austenīta graudu augšanu, kas pasliktina tā īpašības. Karsēšanas ilgums un izturēšanas ilgums darba temperatūrā atkarīgs no krāsns tipa, sagataves veida, detaļu kraušanas paņēmiena un krāvuma augstuma krāsni.

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 grādi/h) nekā oglekļa tēraudus, kuru atdzesēšanas ātrums atkvēlināšanā ir 150...200 grādi/h. Atdzesēšanas ātrumu atkvēlināšanā var regulēt



6-1. att. Tērauda pilnā atkvēlināšanas shēma:

A — austenīts; F — ferīts; P — perlīts.



6-2. att. Tērauda izotermiskā atkvēlināšana:
a — atkvēlināšanas grafiks; *b* — izotermiskā diagramma.

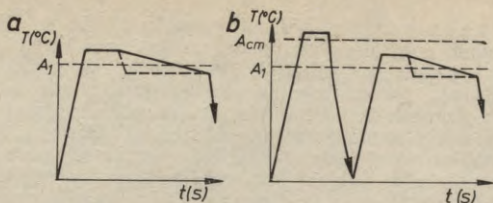
šādi: 1) karsēšanu izslēdz pilnīgi; 2) karsēšanu izslēdz periodiski; 3) karsēšanu izslēdz pilnīgi un atstāj vaļā krāsns durvis.

Lēnu atdzesēšanu, it sevišķi leģētiem tēraudiem, veic līdz 500...550 °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 atļaidināšanas trauslumam. Sarežģītas formas lējumus, lai likvidētu iekšējos spriegumus, lēni atdzesē līdz pat istabas temperatūrai.

Izotermiskā atkvēlināšana. Šajā termiskajā apstrādē (6-2. att.) tēraudus (visbiežāk leģētos) karsē līdz pilnās atkvēlināšanas temperatūrai, iztur tajā, samērā ātri atdzesē līdz temperatūrai, kas nedaudz zemāka par A_{r1} , un izotermiski iztur šajā temperatūrā tik ilgi, kamēr austenīts pilnīgi pārvērties perlītā (sk. III att. *b* ielīmē pie 96. lpp.).

Pēc izotermiskās izturēšanas tēraudu atdzesē gaisā. Izotermiskā atkvēlināšana saīsina leģētā tērauda atkvēlināšanas procesa ilgumu. Lai atkvēlināšanu paātrinātu, izotermiskās izturēšanas temperatūru izvēlas tuvāk pārdzesēta austenīta minimālās stabilitātes temperatūrai. Parasti šī temperatūra atrodas 100...150 °C zem A_{r1} un ir atkarīga no austenīta izotermisko pārvērtību likņu rakstura. Otrā izotermiskās atkvēlināšanas priekšrocība ir tā, ka vienmērīga struktūra izveidojas visā detaļas šķērsgrīzumā. Tas izskaidrojams ar to, ka izotermiskās izturēšanas laikā temperatūra izstrādājuma šķērsgrīzumā izlīdzinās un struktūras pārvērtības vienlaikus noris ar vienādu pārdzesēšanas pakāpi. Izotermisko atdzesēšanu izmanto nelielu izmēru sagatavju, kā arī kalumu termiskajai apstrādei.

Nepilnā atkvēlināšana. Šī atkvēlināšana no pilnās atkvēlināšanas atšķiras ar to, ka tērauda karsēšanu izdara zemākā temperatūrā (nedaudz virs punkta A_{c1}). Pirmseitektoidiem tēraudiem nepilno atkvēlināšanu lieto, lai likvidētu iekšējos spriegumus un



6-3. att. Sferoidizācijas atkvēlināšanas režīmi:

a — pirmseitektoīdiem un eitektoīdam tēraudam; *b* — aizeitektoīdiem tēraudiem.

uzlabotu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem. Nepilnā atkvēlināšanā notiek daļēja tērauda pārkristalizēšanās — austenitā pārvēršas viss perļits, bet ferīts tikai daļēji. Tādēļ arī tērauda graudainība nemainās.

Aizeitektoīdiem tēraudiem nepilnā atkvēlināšana ir galvenais atkvēlināšanas veids. Karsējot virs temperatūras A_{c1} , šie tēraudi pilnīgi pārkristalizējas, taču struktūrā saglabājas spiedapstrādē sagrautās cementīta tikla daļiņas.

Sferoidizācijas atkvēlināšana. Ar nepilno atkvēlināšanu iespējams aizeitektoīdiem tēraudiem iegūt graudaino perļitu ar ieapaļas formas cementīta daļiņām. Tādēļ šo atkvēlināšanas veidu sauc par sferoidizācijas atkvēlināšanu (6-3. att.). To lieto, lai samazinātu instrumentu tēraudu cietību un uzlabotu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem.

Instrumentu tēraudiem graudainais perļits (sk. IV att. *a* ielīmē pie 96. lpp.) parasti izveidojas, karsējot temperatūras intervālā nedaudz virs A_{c1} ($750 \dots 770^\circ\text{C}$) un pēc tam lēni atdzesējot vai arī izotermiski izturot nedaudz zem kritiskās temperatūras A_{r1} ($650 \dots 680^\circ\text{C}$).

Karsējot nedaudz virs kritiskās temperatūras A_{c1} , pat pirms-eitektoīdos tēraudos saglabājas smalkas neizšķīdušas cementīta daļiņas, kas atdzesējot vai izotermiski izturot nodar par cementīta daļiņu kristalizācijas centriem un piešķir tām ieapaļu formu. Ja cementīts atrodas tīkliņa veidā, tad, lai sagrautu šo tīkliņu (sk. IV att. *b* ielīmē pie 96. lpp.) un sasmalcinātu cementīta daļiņas, tēraudu normalizē augstā temperatūrā ($30 \dots 50^\circ\text{C}$ virs A_{cm}) (6-3. att. *b*).

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 ir $1 \dots 3$ h atkarībā no apstrādājamā metāla masas.

Tēraudiem ar graudainu perlītu ir zemāka cietība un stiprība, taču ievērojami augstāks plastiskums, un tie ir mazāk jutīgi pret pārkaršanu un plaisu rašanos (sk. IV att. *a* ielīmē pie 96. lpp.).

Normalizācija (normalizācijas atkvēlināšana). Par normalizāciju sauc pirmseitektoīdo tēraudu karsēšanu nedaudz virs A_{c3} , bet aizeitektoīdo tēraudu karsēšanu 50...60°C virs A_{cm} , izturēšanu, lai notiktu fāzu pārkristalizācija, un atdzesēšanu mierīgā gaisā. Normalizācijai pakļauj konstrukciju tēraudus pēc karstās spiedapstrādes un tērauda veidlējumiem. 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 (sk. IV att. *b* un *c* ielīmē pie 96. lpp.). Normalizētam tēraudam salīdzinājumā ar atkvēlinātu tēraudu cietība un stiprība ir par 10...15% lielākas, struktūra smalkgraudaināka un līdz ar to arī stigrība lielāka.

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 griezējinstrumentiem nodrošina kvalitatīvu virsmu. Tēraudiem ar vidēju oglekļa saturu normalizācija aizstāj rūdīšanu un augsto atlaidināšanu. Salīdzinājumā ar rūdīšanu normalizācija ir ērtāk izdarāma, tajā izstrādājumi mazāk deformējās. Normalizācijā iegūtās mehāniskās īpatnības, protams, ir nedaudz zemākas nekā rūdīšanā.

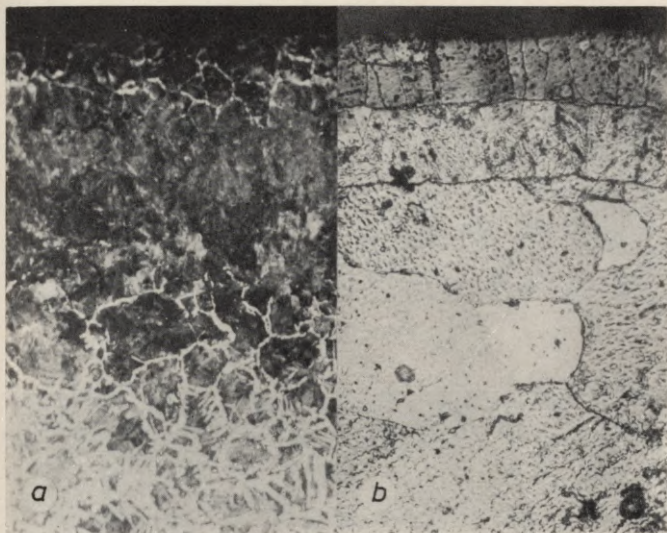
Aizeitektoīdiem tēraudiem normalizāciju izmanto cementīta tīkliņa likvidēšanai, jo, karsējot virs A_{cm} , cementīts izšķīst austenītā, bet, strauji atdzesējot gaisā, tas nespēj izdalīties tīkliņa veidā.

Leģētajiem 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, piemēram, pirmseitektoīdos tēraudos ferīts izdalās pa austenīta graudu robežām un nespēj izveidoties vienādasu graudi. Normalizācijas paātrinātās atdzesēšanas dēļ rodas vairāk kristalizācijas centru, kas daļēji ļauj labot spiedapstrādē izveidojušās kārtainās struktūras. Tā ir viena no šīs termiskās apstrādes papildu priekšrocībām.

6-3. Tēraudu rūdīšana

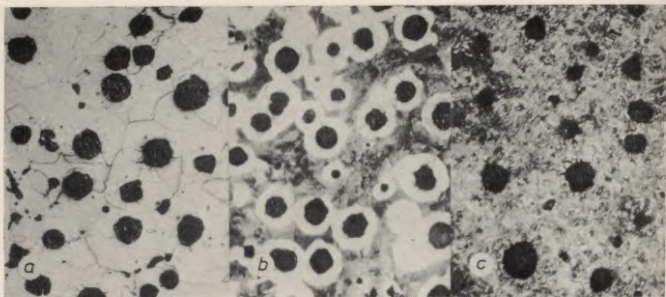
Par rūdīšanu sauc termiskās apstrādes operāciju, kurā tēraudu, lai palielinātu tā cietību un stiprību, sakarsē 30...50°C virs atbilstošās kritiskā punkta A_{c1} vai A_{c3} temperatūras, iztur šajā temperatūrā un pēc tam strauji atdzesē ar ātrumu, kas nav



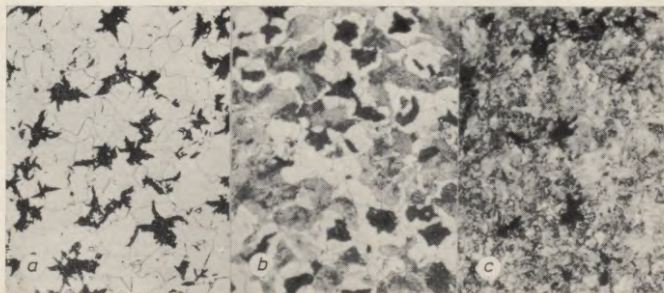
VI att. Ķīmiski termiski apstrādātu tēraudu mikrostrukturās:
a — cementēts tērauds; *b* — nitridēts tērauds 38XM10A.



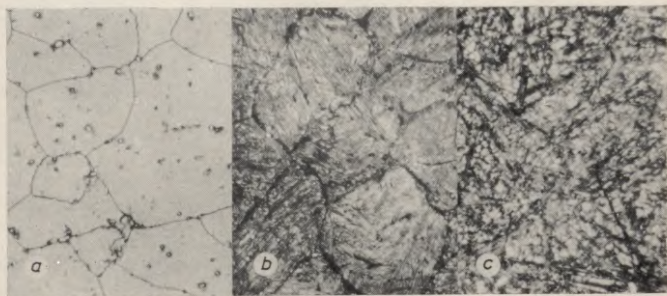
VII att. Pelēko čugunu mikrostrukturās ($\times 200$):
a — ferīts un grafiņš; *b* — ferīts, perlīts un grafiņš; *c* — perlīts un grafiņš.



VIII att. Augstas stiprības čugunu mikrostruktūras ($\times 200$):
 a — ferīts un grafiņš; b — ferīts, perlīts un grafiņš; c — perlīts un grafiņš.

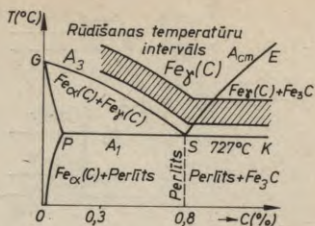


IX att. Kaļamo čugunu mikrostruktūras ($\times 200$):
 a — ferīts un grafiņš; b — ferīts, perlīts un grafiņš; c — perlīts un grafiņš.



X att. Ātrgriezējūtērauda P18 mikrostruktūras ($\times 200$):
 a — pēc rūdīšanas; b — pēc rūdīšanas un vienas atlaidināšanas; c — pēc rūdīšanas un vairākkārtējas ($\times 3$) atlaidināšanas.

mazāks par dotā materiāla kritisko rūdišanas ātrumu. Ar rūdišanu galvenokārt cenšas iegūt visciētāko struktūru — martensītu. Rūdišana nav termiskās apstrādes noslēdzošā operācija. Lai samazinātu rūdišanas spriegumus, materiāla trauslumu un iegūtu vajadzīgās mehāniskās īpašības, tēraudu pēc rūdišanas pakļauj atslaidināšanai. Struktūrām ar aptuveni vienādu cietību, kuras iegūst, atslaidinot martensītu, ir labākas mehāniskās īpašības nekā struktūrām, ko iegūst, austenītam tieši pārvēršoties.



6-4. att. Tēraudu rūdišanas optimālo temperatūru izvēle atkarībā no oglekļa satura.

Instrumentu tēraudus rūda un atslaidina, lai palielinātu cietību, stiprību un nodilumizturību, bet konstrukciju tēraudus — lai palielinātu stiprību, nodrošinātu pietiekamu plastiskumu un stingrību.

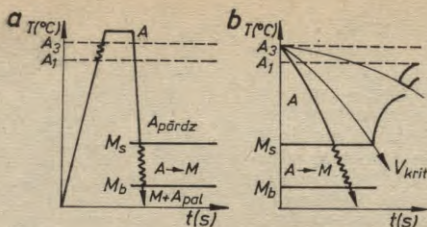
Rūdišanas rezultāts ir atkarīgs no karsēšanas ātruma, rūdišanas temperatūras, izturēšanas ilguma un dzesēšanas ātruma.

Rūdišanas temperatūras izvēle. Pēc karsēšanas apstākļiem izšķir pilno un nepilno rūdišanu. Pilnajā rūdišanā tēraudu karsē līdz austenīta stāvoklim, t. i., virs kritisko punktu A_{c3} vai A_{cm} temperatūrām, turpretim nepilnajā rūdišanā tēraudu karsē tikai virs A_{c1} .

Pirmseitiekotīdiem tēraudiem lieto pilno rūdišanu (6-4. att.). Pilnajā rūdišanā karsēšanas laikā veidojas smalkgraudains austenīts, bet dzesēšanas laikā — smalku plāksnišu martensīts. Ja nesakarsē līdz punkta A_{c3} temperatūrai, struktūrā saglabājas ferīts, kas pazemina cietību un pasliktina mehāniskās īpašības. Tādēļ šiem tēraudiem nepilno rūdišanu nelieto.

Ja tēraudus karsē ievērojami virs A_{c3} , sākas strauja austenīta graudu augšana, bet atdzesējot veidojas rupjš adatveida martensīts, kā arī pazeminās stigrība un palielinās plaisu rašanās iespēja.

Aizeitiekotīdos oglekļa un mazlēģētos tēraudus pakļauj nepilnai rūdišanai. So tēraudu optimālā rūdišanas temperatūra ir 30...50°C virs punkta A_{c1} temperatūras, kad struktūrā blakus austenītam saglabājas daļa neizšķīdusī cementīta. Pēc rūdišanas martensīta struktūrā atrodas cementīta daļiņas. Cementīta daļiņu cietība ir lielāka nekā martensīta cietība, līdz ar to rūdišanas struktūra — martensīts ar cemenlīta daļiņām — ir ievērojami nodilumizturīgāka nekā struktūra, kas iegūta, rūdot vienfāzes austenītu. Viendabīgu austenītu iegūst, karsējot tēraudu virs kritiskā punkta A_{cm} temperatūras. Šāda karsēšana izraisa daļēju austenīta graudu augšanu, un pēc rūdišanas struktūrā saglabājas palielināts paliekošā austenīta daudzums.



6-5. att. Tēraudu nepārtrauktās rūdīšanas grafiks (a) un termokinētiskā diagramma (b).

Perlīta klases leģētajiem tēraudiem rūdīšanas temperatūru izvēlas, vadoties pēc kritiskajiem punktiem A_1 un A_3 . Jāievēro, ka tādi leģējošie elementi kā niķelis un mangāns pazemina, bet hroms, volframs, molibdēns, titāns un silīcijs paaugstina punktu A_1 un A_3 temperatūras. Tādēļ vienāda oglekļa satura gadījumā leģētajiem tēraudiem rūdīšanas temperatūra var būt augstāka vai zemāka nekā oglekļa tēraudiem. Augsti leģētajiem tēraudiem rūdīšanas temperatūru nosaka karbīdu vai metalīdu šķīšanas temperatūra austenītā. Šiem tēraudiem augsta rūdīšanas temperatūra nav bīstama, jo karbīdi kavē austenīta graudu augšanu.

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} (6-5. att.).

Vislielākais rūdīšanas kritiskais ātrums ir oglekļa tēraudiem — no 1400...400 °C/s. 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.

Oglekļa un mazleģētajiem tēraudiem, kuriem ir liels rūdīšanas kritiskais ātrums, rūdīšanas procesā dzesēšanu izdara ūdenī vai sāļu šķīdumos. Leģētos tēraudus ar stabilu pārdzesētu austenītu rūda eļļās vai pat gaisā.

Ūdenim, eļļām un citiem šķīdumiem, iegremdējot tajos sakarsētu metālu, var novērot trīs periodus ar dažādām dzesēšanas intensitātēm (6-6. att.).

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

2. Nākamajā mirkli tvaika apvalks sairst un dzesējošais šķīdums, nonākot saskarē ar metāla virsmu, sāk vārties, izdalot

tvaika burbulišus. Dzesējošās vides kontakts ar metālu virsmu periodiski atjaunojas, ko raksturo liels dzesēšanas ātrums.

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

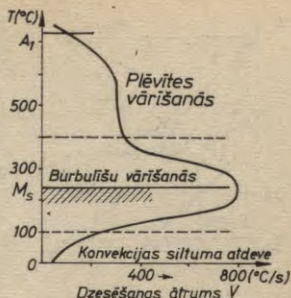
Dzesējošo vidi izvēlas tādu, kas nodrošina pietiekami lielu dzesēšanas ātrumu austenīta minimālās stabilitātes temperatūras intervālā (650...400 °C). Jāatzīmē, ka pārāk liels dzesēšanas ātrums martensīta pārvērtību apgabālā (zem 300 °C) var radīt virsmas plaisāšanu un izstrādājuma samešanos. Ūdenim kā 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.

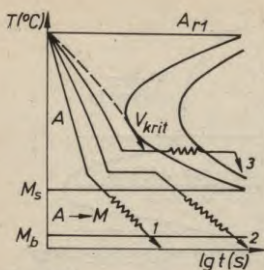
Rūdišanā minerāleļļas dzesē daudz lēnāk nekā ūdens, un arī martensīta pārvērtību temperatūras intervālā to dzesēšanas ātrums ir 20...25 reizes mazāks nekā ūdenim. Tas ievērojami samazina rūdišanas defektu veidošanās iespējas. Eļļas dzesējošās spējas ir maz atkarīgas no temperatūras. Minerāleļļu būtisks trūkums ir to vieglā uzliesmošana. Eļļas izmanto leģēto tēraudu un nelielu oglekļa tēraudu detaļu rūdišanai.

Rūdišanas veidi. Atkarībā no dzesēšanas izšķir vairākus rūdišanas veidus. Visizplatītākais un vienkāršākais rūdišanas veids ir *nepārtrauktā rūdišana vienā dzesējošā vidē* (sk. 6-5. att. a). Šādu rūdišanu sauc par nepārtraukto rūdišanu, un to pielieto oglekļa konstrukciju tērauda nelieliem vienkāršas formas izstrādājumiem.

Rūdišanas procesā galvenais spriegumu rašanās cēlonis ir tilpuma palielināšanās, austenītam pārvēršoties martensītā, ko pastiprina vēl tas apstākļi, ka pārvērtības nenotiek vienlaikus visā izstrādājuma šķersgriezumā. Paliēkošos iekšējos spriegumus var samazināt, ja samazina dzesēšanas ātrumu martensīta pārvērtību temperatūras intervālā un panāk, lai struktūras



6-6. att. Dzesēšanas ātrums ūdenī dažādās temperatūrās.



6-7. att. Dažādu rūdišanas veidu grafiki:

1 — pārtrauktā rūdišana; 2 — pakāpeniskā rūdišana un 3 — izotermiskā rūdišana.

un ievērot dzesēšanas laiku ūdenī, to izdevīgi izmantot masveida ražošanā. Instrumentu rūdišanā šo paņēmieni lieto kopā ar pašatļaidināšanos: rūdāmo detaļu dzesējošā vidē iztur īslaicīgi, lai norūditos tikai ārējā virsma, bet detaļas serdes daļā atlikušais siltums tiek izmantots atļaidināšanai. Kad detaļas ārējā virsma sakarsusi līdz vēlāmai atļaidināšanas temperatūrai, par ko spriež pēc atļaidināšanas krāsas uz virsmas, detaļu strauji atdzesē.

Pakāpeniskā rūdišana. Rūdot pēc šī paņēmiena, detaļu atdzesē vidē ar temperatūru $50 \dots 100^{\circ}\text{C}$ virs kritiskā punkta M_s , iztur šajā temperatūrā, kamēr tā izlīdzinās visā detaļas šķērsgrīzumā, bet pēc tam atdzesē gaisā (6-7. att.; likne 2).

Šo paņēmieni izmanto nelielu instrumentu rūdišanai, kuri izgatavoti no mazlēģētiem un vidēji lēģētiem 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 (lielāks paliekošā austenīta daudzums), līdz ar to mazākas ir detaļu deformēšanās iespējas (struktūras pārvērtības noris vienlaikus visā tilpumā) un plaisu rašanās iespējas.

Oglekļa tēraudiem pakāpenisko rūdišanu var lietot tad, ja izstrādājuma diametrs nav lielāks par $8 \dots 10$ mm. Lielākiem izstrādājumiem, dzesējot tos vidē ar temperatūru, kas augstāka par punkta M_s temperatūru, dzesēšanas ātrums ir mazāks nekā kritiskais rūdišanas ātrums un līdz ar to austenīta pārvērtības noris augstākā temperatūrā.

Izotermiskā rūdišana. Rūdot pēc šī paņēmiena, sakarsēto izstrādājumu iegremdē izkausētu sāļu vannā, kur temperatūra ir

pārvērtības notiktu pēc iespējas vienlaicīgi visā izstrādājuma šķērsgrīzumā.

Rūdišana divās dzesējošās vidēs (pārtrauktā rūdišana). Pēc šī paņēmiena rūdāmo detaļu vispirms atdzesē ūdenī līdz $400 \dots 300^{\circ}\text{C}$ temperatūrai, t. i., nedaudz virs kritiskā punkta M_s , bet pēc tam strauji pārnes lēnāk dzesējošā vidē (eļļā vai gaisā) un atdzesē līdz normālai temperatūrai (6-7. att.; likne 1).

Otrās dzesējošās vides dzesēšanas ātrums martensīta pārvērtību apgabalā ir neliels, līdz ar to ievērojami mazākas ir arī iekšējo spriegumu rašanās iespējas. Šis rūdišanas paņēmieni prasa precīzi aprēķināt

50...100 °C virs M_s , un iztur šādā temperatūrā, kamēr austenīts pārvēršas beinītā (6-7. att.; likne 3). Pēc tam izstrādājumu atdzesē gaisā. Oglekļa tēraudiem ar izotermisko rūdišanu mehāniskās īpašības neiegūst labākas kā ar parasto rūdišanu un atlaidināšanu. Turpretim leģētajiem tēraudiem izotermiskā rūdišana palielina stigrību, jo struktūrā bez beinīta saglabājas līdz 20% paliekošā austenīta.

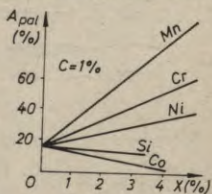
Izotermiskā rūdišana ir izdevīga arī tādiem leģētajiem tēraudiem, kuriem atlaidināšanā (250°...350°) rodas t. s. atlaidināšanas trauslums. Izturēšanas ilgums dzesējošā vidē atkarīgs no austenīta stabilitātes temperatūrā, kas atrodas nedaudz virs M_s , un to nosaka pēc dotā tērauda austenīta izotermisko pārvērtību diagrammas.

Pakāpeniskajā un izotermiskajā rūdišanā par dzesējošo vidi izmanto izkausētus sāļus — 55% KNO_3 +45% $NaNO_3$ un izkausētus sārņus — 20% $NaOH$ +80% KOH . No tiem var sagatavot dzesējošo vidi darbam 150...500 °C temperatūras intervālā.

Dzesēšana sārņu 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 ar aukstumu. Tēraudiem ar oglekļa saturu virs 0,4...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 rūditos tēraudos, tos pakļauj apstrādei ar aukstumu, t. i., atdzesē līdz negatīvām temperatūrām. Apstrādei ar aukstumu pakļauj rūditus tēraudus, pie tam galvenokārt leģētos 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 (6-8. att.). Paliekošais austenīts, izturot normālā temperatūrā, stabilizējas, tādēļ apstrāde ar aukstumu jāveic tūlīt pēc rūdišanas.

Leģēto 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.



6-8. att. Leģējošo elementu saturs ietekme uz paliekošā austenīta daudzumu rūditā tēraudā (1,0% C).

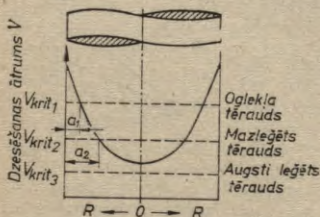
Apstrādei ar aukstumu pakļauj mērinstrumentus, ritgultņu detaļas, cementētas leģēto tēraudu detaļas un daudzus citus izstrādājumus.

Tēraudu dziļrūdāmība. Par dziļrūdāmību sauc tērauda spēju norūdities 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 norūditu tad, ja struktūrā ir ne mazāk par 50% martensīta. Dziļrūdāmība ir atkarīga no tērauda kritiskā dzesēšanas ātruma.

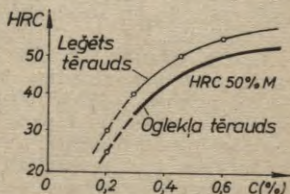
Ja rūdāmo izstrādājumu iegremdē dzesējošā vidē, tā atdzišanas ātrums visā šķēsgriezumā nav vienāds. Visātrāk atdziest izstrādājuma virskārta, tās atdzišanas ātrums ir atkarīgs no dzesējošās vides (ūdens, eļļas, sāļu vannas u. c.) īpašībām. Attālinoties no virskārtas, atdzišanas ātrums samazinās. Ja izstrādājuma šķēsgriezums ir pietiekami liels, iespējams, ka noteiktā dziļumā a_1 faktiskais dzesēšanas ātrums ir mazāks par rūdīšanas kritisko ātrumu V_{krit1} un izveidojas pusmartensīta struktūra (6-9. att.). Sajā gadījumā detaļas serde paliek nenorūdīta — tajā austenīts pārvēršas ferīta un cementīta maisījumā (trostīts, sorbīts vai perlīts). Samazinot rūdīšanas kritisko ātrumu (to panāk, paaugstinot austenīta stabilitāti ar tērauda leģēšanu), palielinās tērauda dziļrūdāmība, piemēram, mazleģētajam tēraudam V_{krit2} atbilst rūdīšanas dziļums a_2 . Ja faktiskais dzesēšanas ātrums izstrādājuma centrā pārsniedz rūdīšanas kritisko ātrumu, tērauds visā šķēsgriezumā 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 norūditā slāņa biezuma, lielākā caurrūdītā cilindra diametra vai cilindriskā parauga norūditās daļas garuma.

Pusmartensīta zonu viegli noteikt pēc mikrostruktūras, bet vēl vienkāršāk — pēc cietības. Pusmartensīta struktūras cietība



6-9. att. Rūdīšanas kritiskā ātruma ietekme uz dziļrūdāmības lielumu a .



6-10. att. Pusmartensīta struktūras cietība atkarībā no oglekļa satura oglekļa un leģētajos tēraudos.

ir atkarīga no oglekļa satura tēraudā (6-10. att.). Leģētie tēraudi sakarā ar lielāku austenīta stabilitāti un mazāku rūdišanas kritisko ātrumu norūdās dziļāk nekā oglekļa tēraudi. Dziļrūdāmību palielina mangāns, hroms un molibdēns, bet niķelis un silīcijs to ietekmē nedaudz. Dziļrūdāmība ievērojami pieaug, ja tēraudu vienlaikus leģē ar vairākiem leģējošiem elementiem.

Pārdzesētā austenīta stabilitāte pieaug un rūdišanas kritiskais ātrums samazinās tikai tad, ja leģējošie elementi ir izšķīduši austenītā.

Ja leģējošie 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. Tālāna, niobija un vanādija karbīdi normālā rūdišanas temperatūrā nešķīst austenītā un pazemina dziļrūdāmību. Arī graudu lielums stipri ietekmē dziļrūdāmību: jo lielāki graudi, jo lielāka tērauda dziļrūdāmība. Tādēļ karšēšanas ilguma palielināšana izraisa dziļrūdāmības pieaugumu.

Dziļrūdāmība — svarīga tēraudu tehnoloģiskā īpašība. Pilnīgas dziļrūdāmības gadījumā termiski apstrādātam izstrādājumam visā šķērsgriezumā ir vienāda struktūra ne tikai pēc rūdišanas, 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 leģētie tēraudi. Tā, piemēram, oglekļa 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, vīturbjus, 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 rūdišanas procesā nedrīkst pieļaut tilpuma izmaiņas.

Nelielu paraugu dziļrūdāmību nosaka pēc to lūzuma vai pēc cietības sadalījuma šķērsgriezumā. Lielāku paraugu dziļrūdāmību nosaka pēc gala rūdišanas metodes (ГОСТ 5657-69). Šim nolūkam līdz noteiktai rūdišanas 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% *M*), 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.

6-4. Tēraudu atlaidināšana

Pēc rūdīšanas tērauds ir ļoti ciets, tā struktūra (martensīts; sk. V att. *a* ielīmē pie 96. lpp.) ir ļoti saspriegta, tādēļ tūliņ pēc rūdīšanas izstrādājumu pakļauj atlaidināšanai. Par atlaidināšanu sauc rūdīta tērauda karsēšanu līdz temperatūrām, kas nepārsniedz punktu A_{c1} , izturēšanu šajās temperatūrās un dzesēšanu ar noteiktu ātrumu. Atlaidināšana ir termiskās apstrādes noslēdzošā operācija, kuras rezultātā tērauds iegūst vajadzīgās 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 jādzesē lēni. Ģeģeto tēraudu izstrādājumi, kas jutīgi pret atlaidināšanas trauslumu, jādzesē strauji.

Tērauda īpašības galvenokārt nosaka atlaidināšanas temperatūra. Atkarībā no atlaidināšanas temperatūras izšķir 3 atlaidināšanas veidus.

Zemā atlaidināšana notiek, karsējot rūdītu tēraudu līdz 250 °C temperatūrai. Tā samazina iekšējos spriegumus, pārvērš rūdīšanas martensītu atlaidināšanas martensītā un bez ievērojamas cietības samazināšanās paaugstina stiprību un nedaudz arī stīgrību. Sādi atlaidināti izstrādājumi neiztur dinamiskas slodzes, jo to serdes daļa ir ar zemu stīgrību.

Zemajai atlaidināšanai pakļauj griezējinstrumentus un mēr-instrumentus, kas izgatavoti no oglekļa un mazlēģētajiem 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 stīgrību, tādēļ to pielieto atsperu termiskajai apstrādei. Pēc vidējās atlaidināšanas tērauda struktūra ir atlaidināšanas trostīts ar cietību *HRC* 40...50 (sk. V att. *b* ielīmē pie 96. lpp.).

Augstā atlaidināšana notiek 500...680 °C temperatūrā, un tās rezultātā tērauds iegūst sorbīta struktūru (sk. V att. *c* ielīmē pie 96. lpp.). Augstā atlaidināšana pilnīgi likvidē iekšējos spriegumus un ievērojami palielina stīgrību. Cietība un stiprība paze-

minās, tomēr tās ir lielākas nekā pēc normalizācijas. Tātad augstā atļaidināšana dod iespēju panākt labāku tērauda stiprības un stigrības attiecību.

Atbildīgu mašīnu elementu termiskajā apstrādē ļoti plaši izmanto rūdīšanu kopā ar augsto atļaidināšanu. Šo komplekso apstrādi sauc par uzlabošanu. Uzlabošanai pakļauj konstrukciju tēraudus (0,3...0,5% C), kuriem jāpalielina gan tecēšanas robeža, gan ilgzturības robeža, gan arī stigrība a_H .

Pēc rūdīšanas tērauda stigrība ir ļoti zema. Paaugstinot atļaidināšanas temperatūru, stigrība pieaug. Pastāv divi temperatūras intervāli, kuros konstrukciju tēraudiem pazeminās stigrība: 250...350 °C un 500...600 °C. Stigrības pazemināšanos sauc attiecīgi par pirmās un otrās kārtas atļaidināšanas trauslumu (6-11. att.).

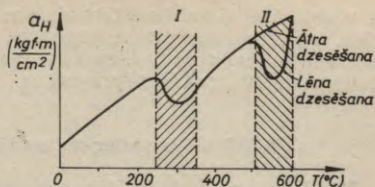
Stigrības pazemināšanās atļaidināšanas temperatūras intervālā 250...350 °C konstatējama visiem konstrukcijas tēraudiem neatkarīgi no oglekļa un legējošo elementu satura.

Pirmās kārtas atļaidināšanas trauslums ir neatgriezenisks: atkārtota atļaidināšana stigrību neuzlabo. Šo trauslumu var likvidēt, karsējot līdz 400 °C temperatūrai, bet tad ievērojami samazinās cietība. Pirmās kārtas atļaidināšanas trausluma cēlonis ir nevienmērīga karbīdu izdalīšanās uz martensīta graudu robežām un paliekošā austenīta pārvēršanās martensītā.

Otrās kārtas atļaidināšanas trauslums konstatējams tikai legētajiem tēraudiem, ja tos lēni dzesē pēc atļaidināšanas temperatūrā 500...600 °C vai ilgstoši iztur šajā temperatūrā. Ja izstrādājumu pēc atļaidināšanas strauji dzesē, stigrība nesamazinās. Otrās kārtas trauslumam ir atgriezenisks raksturs. To var likvidēt, atkārtoti atļaidinot minētajā temperatūras intervālā un pēc tam strauji atdzesējot.

Otrās kārtas atļaidināšanas 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 atļaidināšanas trauslumu samazina.

Otrās kārtas trauslumu izskaidro ar dispersu daļiņu, piemēram, karbīdu, nitrītu, fosfīdu un citu izdalīšanos, lēni dzesējot, uz graudu robežām, kā arī ar atsevišķu izšķīdušo elementu atomu difūziju uz graudu malām, kur veidojas legējošo elementu paaugstinātas koncentrācijas apgabali, kas veicina plaisu rašanos. Tā



6-11. att. Tērauda stigrības izmaiņa atkarībā no atļaidināšanas temperatūras un sekojošās dzesēšanas ātruma.

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.

6-5. Iekšējie spriegumi un rūdišanas defekti

Rūdišanas 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 šķērsgrīzumā 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. Rūdišanā 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 intervālā $M_s - M_f$.

Karsējot tēraudu virs rūdišanas temperatūrām un iztuot šajās temperatūrās, var rasties virkne defektu, piemēram, pārkarsēšana, pārdedzināšana, atogļošanās, leģēto elementu izdegšana, termiskās plaisas u. c. Sos 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. rūdišanas 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 rūdišanas nesakrīt ar sākotnējiem izmēriem. To izmaiņu var samazināt, izvēloties noteikta ķīmiskā sastāva tēraudu, atbilstošu termiskās apstrādes režīmu un saglabājot struktūrā vēlamo paliekošā austenīta daudzumu.

Izotermiskajā rūdīšanā, kad veidojas beinīta struktūra un palielkošais austenīts, tilpuma izmaiņa ir minimāla.

Plaisas rūdīšanā rodas tad, ja iekšējie spriegumi pāršņiedz 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 ceļoņi 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, tūlīt pēc rūdīšanas veicot atlaidināšanu.

Ja tēraudu pārkarsē, izveidojas rupjgraudains martensīts. Nepilnīgajā karsēšanā pirmseitektoidiem 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.

6-6. Tēraudu termomehāniskā apstrāde

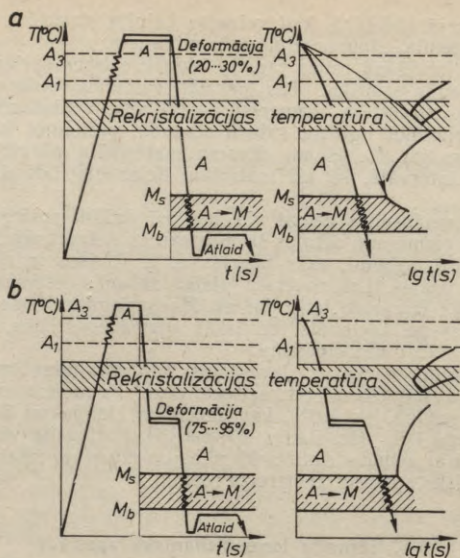
Termomehāniskā apstrāde ir samērā jauns tēraudu apstrādes veids, kas pamatojas uz termiskās apstrādes un plastiskās deformācijas apvienošanu. Termomehāniskās apstrādes rezultātā iegūst daudz labākas mehāniskās īpašības nekā parastajā termiskajā apstrādē — augstāku tecēšanas un stiprības robežu, lielāku ilgzeiturbību, pie tam plastiskums un stigrība saglabājas vai pat palielinās.

Jau senatnē ļaudis ievēroja, ka, plastiski deformējot, metālu var nocietināt. Sādi 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 A_{c3} , kad struktūra sastāv no stabila austenīta. Deformācijas pakāpe var



6-12. att. Tēraudu termomehāniskās apstrādes grafiki:
 a — augstas temperatūras termomehāniskā apstrāde; b —
 zemas temperatūras termomehāniskā apstrāde.

sasniegt 20...30%. Pēc deformācijas detaļu nekavējoties rūda, lai nelautu attīstīties rekristalizācijas procesam (6-12. att. a).

Augstas temperatūras termomehāniskajā apstrādē tomēr iespējams notikt daļēja rekristalizācija un tērauda stiprība ir nedaudz zemāka ($\sigma_b = 220 \dots 240 \text{ kgf/mm}^2$), toties tēraudam ir lielāks plastiskums un stiprība, kas ļoti nepieciešams detaļām, kuras darbojas dinamiskās slodzes apstākļos. Augstas temperatūras termomehāniskā apstrāde paaugstina šķirtni 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 rekristalizācijas temperatūras, bet augstāk par martensīta pārvērtību sākuma temperatūru M_s , un plas-

tiski deformē, pēc tam izdarot rūdišanu un zemo atlaidināšanu. Deformācijas pakāpe var sasniegt 75...95%. Pārdzesēto austenītu deformē tam atbilstošas stabilitātes temperatūras (400...600 °C) intervālā (6-12. att. b). Pēc šādas apstrādes iegūst tērauda robežstiprību $\sigma_b = 220 \dots 300$ kgf/mm², saglabājot plastiskumu ($\delta = 6 \dots 8\%$) un stigrību ($a_H = 5 \dots 6$ kgf·m/cm²). Zemas temperatūras termomehāniskā apstrāde ir aukstās spiedapstrādes paveids, jo noris zem rekristalizācijas temperatūras.

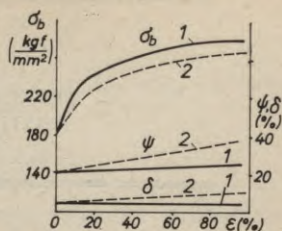
Tērauda augstās mehāniskās īpašības pēc termomehāniskās apstrādes var izskaidrot ar lielu dislokāciju blīvumu martensītā, graudu sasmalcināšanos atsevišķos savstarpēji noteikti orientētos fragmentos. Nocietinošā fāze (dažādi karbīdi u. c.) ir vienmērīgi sadalījusies ne tikai pa graudu robežām, bet arī pa graudu tilpumu un slīdes plaknēm. Dislokāciju koncentrācija apgrūtina slīdes procesus un nosaka tērauda lielo stiprību. Plastiskuma pieaugums saistīts ar otrās kārtas iekšējo spriegumu samazināšanos. Tērauda 37XH3A mehāniskās īpašības pēc dažādiem termomehāniskās apstrādes režīmiem parādītas 6-13. attēlā.

Metālu nostiprināšanās, kas iegūta termomehāniskās apstrādes rezultātā, ir atgriezeniska, t. i., tā saglabājas arī pēc atkārtotas termiskās apstrādes.

Tēraudu stiprību var paaugstināt, ja pēc rūdišanas 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 termomehāniskā apstrādes procesa laikā.

Abi minētie termomehāniskās apstrādes paveidi ļauj iegūt tēraudam augstas mehāniskās un magnētiskās īpašības.

Jauna metode ir arī tēraudu termomagnētiskā apstrāde bez mehāniskās iedarbības, kad sakarsētu tēraudu dzesē spēcīgā magnētiskajā laukā, ko rada dzesēšanas tvertnē ievietots solenoīds vai elektromagnēts. Austenītam pārvēršoties martensītā, notiek bloku papildu sašķelšana, līdz ar to uzlabojas tēraudu īpašības.



6-13. att. Tērauda 37XH3A mehāniskās īpašības pēc parastās termiskās apstrādes un pēc termomehāniskās apstrādes:

1 — augstas temperatūras termomehāniskā apstrāde ar deformēšanu 930...950 °C temperatūrā; 2 — zemas temperatūras termomehāniskā apstrāde ar deformēšanu 470 °C temperatūrā.

TĒRAUDU VIRSMAS NOSTIPRINĀŠANA

7-1. Tēraudu virsmas rūdīšana

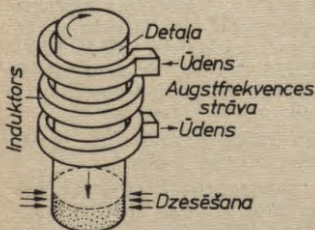
Dažas mašīnu detaļas (asis, vārpstas, zobrati u. c.) darbojas dinamiskās slodzes un berzes apstākļos. Šīm detaļām jābūt ar lielu stigrību, ilgizturību un stiprību, to virskārtai jābūt cietai un nodilumizturīgai.

Viens no paņēmieniem, kā panākt virskārtas nocietināšanu, saglabājot stigru serdes daļu, ir virsmas rūdīšana.

Virsmas rūdīšana ir termiskās apstrādes operācija, kad izstrādājumu norūda noteiktā dziļumā, atstājot tā serdes daļu nenorūdītu. To panāk, sakarsējot tikai tērauda 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 uzņem dinamiskās un triecienveida slodzes. Praksē visbiežāk detaļu virskārtas karsēšanai izmanto augstfrekvences strāvu, bet retāk gāzes liesmu un elektrolītu vai sāļu vannas.

Rūdīšana ar indukcijas strāvu. Karsēšanu ar indukcijas strāvu

termiskajai apstrādei izmantot ierosināja V. Vologdins 1935. gadā. Tā noris elektriskās strāvas termiskās iedarbības rezultātā. Izstrādājumu ievieto induktorā (solenoidā), kas sastāv no viena vai vairākiem vijumiem (7-1. att.). Induktora vijumi gatavoti no vara caurules, tos dzesē ar caurplūstošu ūdeni. Maiņstrāvai plūstot induktorā, rodas mainīgs elektromagnētiskais lauks, kas tērauda vai čuguna detaļās inducē virpul-



7-1. att. Rūdīšana ar indukcijas strāvu.

strāvas, kuras sakarsē detaļu virskārtu. Inducētās strāvas blīvums visā izstrādājuma šķērsgriezumā nav vienāds — tā galvenokārt plūst virskārtā. Šo parādību sauc par virsmas efektu (skinefektu). Līdz rūdišanas temperatūrai sakarsušās virskārtas biezumu δ nosaka pēc šādas formulas:

$$\delta = 5,03 \cdot 10^4 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \text{ (mm)},$$

kur ρ — materiāla īpatnējā elektriskā pretestība ($\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$);
 μ — materiāla magnētiskā caurlaidība;
 f — frekvence (Hz).

Jo lielāka strāvas frekvence, jo mazāks ir sakarsētās virskārtas biezums. 1 mm biezas rūdītas virskārtas iegūšanas optimālā strāvas frekvence ir 50...60 kHz, 2,0 mm biežai virskārtai — 15 kHz, bet 4,0 mm biežai — tikai 4 kHz.

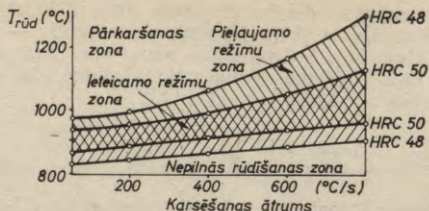
Strāvas iedarbības dziļums palielinās, pieaugot temperatūrai. Sevišķi strauji tas palielinās virs Kiri punkta (768 °C), kad tērauds pāriet no feromagnētiska stāvokļa paramagnētiskā stāvoklī. Karsēšanas ātrums ļāvu pārvērtību temperatūras intervālā sasniedz desmit un pat simts grādu sekundē. Kopējais 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 slipē, rūdītā 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 generatorus. Mašīnu generatoriem strāvas frekvence ir 1...10 kHz (jauda līdz 1000 kW), bet lampu generatoriem — līdz 100 kHz (jauda līdz 220 kW).

Rūdišanu ar augstfrekvences indukcijas strāvu veic speciālās 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, rūdišanas temperatūrai jābūt augstākai, nekā karsējot krāsnīs. Jo lielāks karsēšanas ātrums fāžu pārvērtību rajonā, jo augstākai jābūt karsēšanas temperatūrai. Lai pareizi izvēlētos karsēšanas temperatūru, daudziem tēraudiem izstrādātas t. s. ieteicamo režīmu diagrammas (7-2. att.) karsēšanai ar augstfrekvences strāvu, ja karsēšanas ātrumi ir dažādi. Ieteicamo karsēšanas režīmu dotajam tēraudam ierobežo maksimālā cietība — HRC 50.



7-2. att. Indukcijas karsēšanas pieļaujamo un ieteicamo temperatūru diagrammas atkarībā no karsēšanas ātruma (tēraudam ar oglekļa saturu 0,5% un hroma saturu 1,0%).

Lai gan, karsējot ar indukcijas strāvu, rūdīšanas temperatūra ir daudz augstāka, faktiskais graudu lielums ir mazāks nekā parastajā rūdīšanā. To izskaidro ar lielo karsēšanas ātrumu (mazāks austenīta sākotnējo graudu lielums) un īslaicīgo izturu rēšanu karsēšanas temperatūrā.

Sakarsētās detaļas virskārtas atdzesēšanai, t. i., rūdīšanai, lieto vairākus paņēmienus.

1. Detaļas visas virsmas vienlaikus karsē un vienlaikus dzesē, iegremdējot dzesējošā vidē. Šo paņēmieni lieto nelielām vienkāršas formas detaļām, piemēram, asītēm, pirkstiem u. c.

2. Detaļu atsevišķas daļas secīgi karsē un dzesē. Šo paņēmieni lieto kloķvārpstas rēdžu, zobrata zobu, izcilņu un citu daļu rūdīšanai. Pēc karsēšanas atsevišķo vietu atdzesēšanai lieto dušas ietaisi, kurai var izmantot induktora papildu vijumus.

3. Izstrādājumu nepārtraukti un secīgi karsē un dzesē. Šo paņēmieni izmanto garu vārpstu vai asu rūdīšanai. Šai gadījumā izstrādājumu vienmērīgi pārvieto caur nekustīgu augstfrekvences induktoru un dzesēšanas ietaisi. Pārvietošanas ātrumam jābūt tādām, lai izstrādājuma virskārta paspētu sakarst līdz rūdīšanas temperatūrai ($V=0,3 \dots 3,0$ cm/s).

Lai iegūtu nocietināto virskārta ar vienādu biezumu, induktora formai jāatbilst izstrādājuma formai un starp tiem jābūt vienāda platuma spraugai, t. i., jāievēro tuvuma efekts. Labus rezultātus dod izstrādājuma griešanās induktorā.

Pēc rūdīšanas ar indukcijas strāvu izstrādājumu pakļauj zemaī atļaidināšanai (160...200 °C). Nereti detaļām izmanto pašatļaidināšanās principu, kad atdzesēšanu neizpilda līdz galam un serdes daļā akumulētais siltums atļaidina rūdīto virskārta.

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, 35X, 40X, 45X, 40XH un 40XHM. Lai uzlabotu

serdes daļas mehāniskās īpašības, materiālu iepriekš pakļauj normalizācijai vai uzlabošanai.

Ar indukcijas strāvu rūdītiem tēraudiem ir lielāka cietība nekā krāsni rūdītiem tēraudiem, jo, paātrināti karsējot un arī atdzesējot, notiek struktūras bloku sašķelšanās (pieaug dislokāciju blīvums). Vienlaikus pieaug izstrādājuma ilgzturība, jo rūdot virskārtā izveidojas lieli spiedes spriegumi (50...60 kgf/mm²).

Rūdišanai ar augstfrekvences indukcijas strāvu ir šādas priekšrocības:

1) 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;

2) kvalitatīvā virskārta un minimālā deformēšanās ļauj rūdāmiem izstrādājumiem izvēlēties mazākas uzlaides;

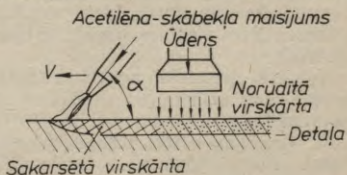
3) procesu var automatizēt, tādējādi palielinot darba ražīgumu, kas savukārt dod iespēju to iekļaut tehnoloģiskajā ciklā. Procesu automatizācija nodrošina kvalitatīvu termisko apstrādi.

Tomēr šai metodei ir arī daži trūkumi. Augstfrekvences ģeneratoru iekārtas vēl ir samērā dārgas. Katrai detaļu nomenklatūrai nepieciešams cits induktors. Tādēļ rūdišanu ar augstfrekvences indukcijas strāvu galvenokārt lieto sērijveida un masveidā ražošanā.

Rūdišanas ar indukcijas strāvu augstā kvalitāte ļauj daudzu detaļu izgatavošanā leģētos tēraudus aizstāt ar oglekļa tēraudiem.

Rūdišana ar gāzes liesmu. Gāzes liesmas siltumu var izmantot liela gabarīta izstrādājumu atsevišķu virsmas vietu rūdišanai. Gāzes (acetilēna, dabasgāzes) liesmai ir ļoti augsta temperatūra (2400...3150 °C), tādēļ izstrādājuma virskārtu var ātri sakarsēt līdz rūdišanas 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 — trostīta un martensīta struktūru maisījums.

Ja rūda lielāku virsmu, izdarot atkārtotus degļa un dzesēšanas ierīces gājienus, izveidojas atlaidināšanas zonas ar zemāku cietību. Norūdītās virsmas dziļums ir atkarīgs no degļa jaudas, iestādīšanas slīpuma leņķa α un pārvietošanās ātruma V (7-3. att.).



7-3. att. Karsēšanas ar gāzes liesmu shēma.

Automatizējot rūdīšanu ar gāzes liesmu, panāk lielu darba ražīgumu un kvalitatīvu virsmu.

Rūdīšana elektrolītā. Šo metodi izstrādājis inženieris I. Jasnogorodskis. Detaļu iegremdē elektrolītā (5% Na_2CO_3 šķīdumā ūdenī), caur kuru laiž līdzstrāvu ar 250...350 V lielu spriegumu. Detaļu izmanto par katodu, tāpēc uz tās virsmas izveidojas ūdeņraža slānis. Spriegumam caursitot šo slāni, izdalās daudz siltuma, un izstrādājuma virsma ātri sakarst līdz rūdīšanas temperatūrai. Sakarsētās virsmas dzesē ar to pašu elektrolītu, izslēdzot strāvu. Rūdīšana elektrolītā ir vienkārša un augstāzīga, bet to var lietot tikai vienkāršas formas izstrādājumiem, jo virsmas temperatūras noteikšanas metodika ir sarežģīta.

Rūdāmo virsmu var sakarsēt arī pēc **elektrokontakta metodes**, izmantojot metināšanas ģeneratora strāvu, kas pievienota detaļai un kustīgiem vara rulliņiem. Aiz rulliņiem pārvietojas ierīce, kas atdzesē sakarsēto virsmu.

7-2. Ķīmiski termiskā apstrāde

Ķīmiski termiskā apstrāde, kurā apvienota termiskā un ķīmiskā iedarbība, izmaina virskārtas ķīmisko sastāvu un struktūru, līdz ar to uzlabojot izstrādājuma mehāniskās, fizikālās un ķīmiskās īpašības. Virsmas rūdīšanā nepilnīgi tiek izmantots izstrādājuma serdes daļas materiāls, turpretim ķīmiski termiskā apstrāde ļauj izstrādājumu izgatavot no vienkāršāka, lētāka materiāla, tā virskārtu attiecīgi nocietinot. Mūsdienās ķīmiski termisko apstrādi bieži vien apvieno ar parasto termisko apstrādi, ko veic krāsnīs ar kontrolējamu atmosfēru, kur karsēšanas gaitā notiek attiecīga virskārtas ķīmiskā sastāva izveidošana. Tas ļauj daudz ekonomiskāk izmantot materiāla stiprības resursus un kvalitatīvi izdarīt termisko apstrādi.

Par tērauda ķīmiski termisko apstrādi sauc virskārtas piesātināšanu difūzijas veidā augstās temperatūrās ar dažādiem elementiem, piemēram, oglekli, slāpekli, alumīniju, silīciju, hromu u. c. Veicot ķīmiski termisko apstrādi, izstrādājumu sakarsē līdz noteiktai temperatūrai cietā, gāzveida vai šķidrā vidē, kas izdala difundējošo elementu, iztur noteiktu laiku šajā temperatūrā un atdzesē. Pēc virsmas piesātināšanas bieži jāveic vēl termiskā apstrāde.

Ķīmiski termiskā apstrāde sastāv no trim vienlaicīgiem procesiem, kas nodrošina virskārtas piesātināšanu ar ārējās vides elementiem.

1. Veidojas aktīvi ķīmiskā elementa atomi. Atkarībā no vides dabas aktīvo atomu veidošanās var notikt molekulu disociācijas (sadalīšanās) vai ķīmisko reakciju rezultātā.

2. Izstrādājuma virsma absorbē aktīvos atomus. Metāla virskārtā ir daudz brīvu saišu, kas piesaista elementa atomus un

līdz ar to samazina virsmas brīvo enerģiju. Elementa atomi izšķīst metāla virskārtā vai arī veido ar to ķīmiskus savienojumus.

3. Absorbētie atomi difundē no izstrādājuma virskārtas tā iekšienē.

Ķīmiski termiskās apstrādes gaila 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. Tā kā apstrādātās virskārtas biezums un tās ķīmiskā sastāva sadalījums ir atkarīgs galvenokārt no difūzijas procesa, tad aplūkosim šī procesa likumsakarības nedaudz sīkāk.

Difūzijas ātrumu raksturo difūzijas koeficients D — vielas daudzums, kas laika vienībā (s) difundē caur laukuma vienību (1 cm^2), ja koncentrāciju starpība ir vienu vienību liela. Liebums D ir atkarīgs no temperatūras un koncentrāciju starpības: tas pieaug, palielinoties temperatūrai un koncentrāciju starpībai (gradientam).

Difūzijas ātrumu D aprēķina pēc šādas formulas:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}},$$

kur D_0 — koeficients, kas atkarīgs no kristāliskā režģa veida;

Q — aktivācijas enerģija;

R — gāzes konstante;

T — absolūtā temperatūra.

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 un N), difundē daudz ātrāk nekā atomi, kuri veido aizvietošanas tipa cietos šķīdumus (Cr, Si un Al).

Difundējošā elementa koncentrācijas atšķirība dažādos virskārtas dziļumos ir atkarīga no šī elementa un pamatmetāla savstarpējās iedarbības. Ja ķīmiski termiskās apstrādes temperatūrās šī elementa šķīdība ir ļoti liela vai neierobežota, izšķīdušā elementa koncentrācija vienmērīgi samazinās virzienā uz detaļas iekšpusi. Ja apstrādes temperatūrās veidojas ķīmiskie savienojumi vai mainīga sastāva starpfāzes, izšķīdušā elementa koncentrācija mainās nevienmērīgi, lēcieniem. Difundējošā elementa koncentrācijas izmaiņu virsējā slānī, fāžu sastāvu un īpašības var noteikt pēc stāvokļa diagrammas. Ja sistēmā «pamatmetāls—difundējošais elements» pārvērtības cietā stāvoklī nenotiek, atdzesējot virskārtas fāžu sastāvs un struktūra nemainās. Ja turpretim cietā stāvoklī fāžu pārvērtības noris, atdzesējot virskārtā notiek tādas pašas pārvērtības kā atbilstoša ķīmiskā sastāva sakausējumā.

Metāla graudu robežas atvieglo difūzijas procesu, jo uz tām ir vairāk kristāliskās uzbūves defektu. Tādēļ gadījumā, kad elementa šķīdība aplūkojamā sakausējumā ir neliela, difūzija noris pa graudu robežām.

7-3. Tēraudu cementēšana

Par cementēšanu sauc tērauda virsmas piesātināšanu ar oglekli. Cementēšanu lieto mašīnu elementu nodilumizturības palielināšanai. Lai nodrošinātu lielu pretestību dinamiskām slodzēm, detaļas serdes daļu vēlams saglabāt stigrū. Tādēļ cementējamu detaļu izgatavošanai izvēlas tēraudu ar oglekļa saturu 0,1...0,18%. Lielu izmēru detaļas izgatavo no tērauda ar nedaudz lielāku oglekļa saturu — 0,2...0,3%. Dažkārt cementēšanai pakļauj arī instrumentus, piemēram, kalibrus, šablonus, lekālus, kas izgatavoti no tērauda ar lielu oglekļa saturu (vairāk par 0,8%).

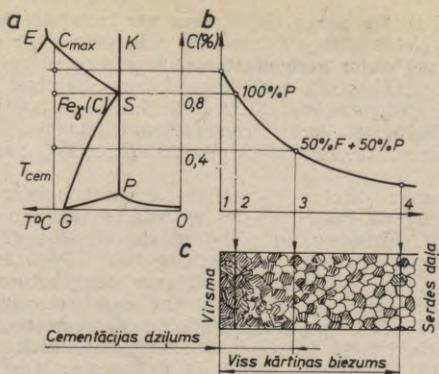
Galvenais cementēšanas uzdevums ir iegūt cietu un nodilumizturīgu detaļas virskārtu. To panāk, piesātinot virskārtu ar oglekli līdz koncentrācijai 0,8...1,0%. Cementētas detaļas rūda un atlaidina, iegūstot paaugstinātu ilgzituriību.

Cementējamām detaļām atstāj nelielu uzlaidi (0,05...0,10 mm) slīpēšanai. Gadījumos, kad cementē tikai detaļas virsmas atsevišķas vietas, pārējo virsmas daļu aizsarga ar plānu vara kārtiņu, ko uznes elektrolītiski, vai ar speciālām krāsām, kuras sastāv no ugunsizturīga māla, smilts, azbesta un attiecīgām saistvielām.

Cementētā slāņa veidošanās mehānisms un uzbūve. 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. Tomēr cementēšanu neveic ferīta struktūras temperatūras intervālā (zem A_1), jo oglekļa mazās šķīdības dēļ α dzelzī ātri tiek sasniegta maksimālā oglekļa koncentrācija ferītā un pēc tam virskārtā izveidojas cementīta kārtiņa.

Cementēšanu veic 930...950 °C temperatūrā (virs A_{c3}), kad austenītā var izšķīst daudz oglekļa. Ogleklis difundē γ dzelzs kristāliskajā režģī, un, tikai sasniedzot maksimālo oglekļa koncentrāciju austenītā (līnija SE 7-4. attēlā a), uz virsmas veidojas cementīta kārtiņa. Reālos cementēšanas apstākļos cementīta veidošanos uz virsmas novēro samērā reti. Cementēšanas temperatūrās pamatmateriāls un difūzijas slānis sastāv tikai no austenīta, bet pēc lēnas atdzesēšanas — no austenīta pārvērtību struktūrām atbilstoši katra slāņa ķīmiskajam sastāvam.

Cementētam slānim ir mainīga oglekļa koncentrācija, kas pakāpeniski samazinās virzienā no detaļas virskārtas uz iekšpusi



7-4. att. Fe-Fe₃C stāvokļa diagrammas daļa (a), oglekļa koncentrācijas izmaiņa difūzijas kārtā (b) un cementētās kārtas mikrostruktūra (c):

1 — aizeitetoīdā zona (perlīts+sek.cementīts); 2 — eitektoīdā zona (perlīts); 3 — pirmseitektoīdā zona (perlīts+ferīts); 4 — serdes daļa ar sākotnējo struktūru.

(7-4. att. b). Tādēļ pēc lēnas atdzesēšanas cementētājā slānī var novērot 3 zonas (7-4. att. c): aizeitetoīdo, kas sastāv no perlīta un cementīta tikliņa pa bijušo austenīta graudu robežām; eitektoīdo, kura sastāv no plākšņveida perlīta, un pirmseitektoīdo zonu, ko veido perlīts un ferīts. Ferīta daudzums šajā zonā pakāpeniski palielinās, tuvojoties detaļas serdes daļai.

Par cementēšanas dziļumu parasti pieņem aizeitetoīdās zonas biezuma, eitektoīdās zonas biezuma un pirmseitektoīdās zonas biezuma puses summu, t. i., slāņa biezumu līdz vietai, kur struktūra sastāv no 50% perlīta un kur oglekļa koncentrācija sasniedz 0,4%. Parasti cementētā slāņa biezums ir 0,5...2,0 mm.

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. Leģējošie elementi ietekmē ne tikai cementētā slāņa veidošanās mehānismu, bet arī difūzijas ātrumu un cementētā slāņa kvalitāti. Karbīdus veidojošie leģējošie elementi cementēšanas procesā veido divas fāzes — austenītu un karbīdus. Sai gadījumā vidējā oglekļa koncentrācija virskārtā pārsniedz oglekļa šķīdību austenītā cementācijas temperatūrā, un tērādiem, 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. So elementu ietekme uz cementētā slāņa biezumu ir atkarīga no tā, kurš no šiem diviem faktoriem ir lielāks.

Vidi, kurā izdara cementēšanu, sauc par karbonizatoru. Izšķir cementēšanu cietos karbonizatoros un cementēšanu ar gāzi.

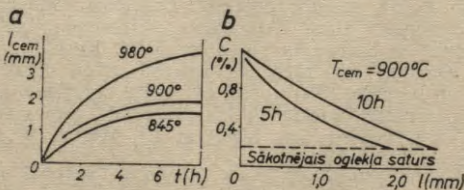
Cementēšana cietos karbonizatoros. Šajā procesā oglekli rada kokogļu un ogļskābes sāļu maisījums. Rūpniecībā plaši lieto karbonizatoru ar šādu sastāvu: 20...25% BaCO_3 , 3...5% CaCO_3 , pārējais — kokogles. Parasti cementēšanai izmanto līdz 65% nostrādāto karbonizatoru, kuram pievieno 25...35% svaiga maisījuma.

Cementējamās detaļas pārmaiņus ar karbonizatoru iepakoj tērauda vai čuguna kastēs. Kastes noslēdz ar vāku un spraugas aiziež ar ugunsizturīgu mālu, lai neļautu izplūst gāzēm, kas rodas karsēšanas procesā, un ieplūst gaisam. Pēc tam kastes ievieto krāsnī, sakarsē līdz cementēšanas temperatūrai 910...930 °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, bet, lai iegūtu slāni ar biezumu 1,2...1,5 mm, — 9...11 h. Temperatūras paaugstināšana līdz 950...1000 °C, izmantojot mazāk aktīvus karbonizatorus un smalkgraudainus tēraudus, ļauj paātrināt cementēšanu (7-5. att. a). Izturēšanas laika pagarināšana dod iespēju iegūt biežāku cementēto slāni un lielāku oglekļa koncentrāciju tajā (7-5. att. b).

Tērauda cementēšanu veic atomārais ogleklis, kas izdalās no cietā karbonizatora šādos apstākļos: kastē esošā gaisa skābeklis reaģē ar karbonizatora oglekli un veido oglekļa oksīdu, kas dzelzs virsmas tuvumā sadalās: $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$. Atomārais ogleklis tad arī piesātina tērauda virsmu. Ogļskābes sāļi aktivizē oglekļa oksīda rašanos un līdz ar to palielina atomārā oglekļa koncentrāciju.

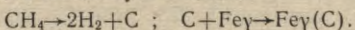
Pēc cementēšanas kasti atdzesē gaisā līdz 400...500 °C temperatūrai, pēc tam to atver un izņem detaļas.

Cementēšana ar gāzi. Šo paņēmieni plaši lieto izstrādājumu cementēšanai masveida ražošanā. Šim nolūkam izmanto lēto dabasgāzi, propāna un butāna maisījumus un citus ogļūdeņražus.



7-5. att. Cementēšanas temperatūras un ilguma ietekme uz difūzijas kārtas biezumu (a) un oglekļa koncentrāciju (b).

Cementēšanu ar gāzi veic, karsējot detaļas oglekli saturošā gāzveida vidē. Viskvalitatīvāko cementēto slāni var iegūt, izmantojot par karbonizatoru dabasgāzi (CH_4) vai speciāli apstrādātu propāna un butāna maisījumu. Cementēšanai var izmantot arī šķidros ogleņūdeņražus (petroleju, spirtu u. c.). Atomārais ogleklis rodas ogleņūdeņraža disociācijas rezultātā:



Cementēšanu ar gāzi veic šahtu krāsnīs, mufelkrāsnīs un nepārtrauktas darbības bezmufelkrāsnīs. Izmantojot šķidros ogleņūdeņražus, tos pilienu veidā ievada tieši krāsns telpā, kur notiek gan gāzes veidošanās, gan disociācijas process. Lai cementējamā slāni iegūtu noteiktu oglekļa koncentrāciju (parasti 0,8% C), nepārtrauktas darbības krāsnī izmanto endotermisku kontrolējamu atmosfēru, kurai pievieno dabasgāzi. Rūpniecībā plaši pielieto cementēšanu ar gāzi, kad sākumposmā endotermiskā atmosfērā 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 rasas punkta vai CO_2 satura.

Nepārtrauktas darbības krāsnīs ir divas zonas ar atšķirīgu atmosfēru. Pirmajā zonā ievada endotermiskās gāzes un 10...15% dabasgāzes maisījumu ar oglekļa potenciālu 1,3...1,4%. Šī zona aizņem $\frac{2}{3}$ no krāsns garuma. Otrajā zonā ievada tikai endotermisko gāzi ar oglekļa potenciālu, kas atrodas līdzsvarā ar oglekļa koncentrāciju detaļas virskārtā, — parasti 0,8% C. Lai iegūtu 0,7...1,5 mm biezu cementētu slāni, cementācijas 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 smalkgraudainiem tēraudiem.

Cementēšanai ar gāzi salīdzinājumā ar cementēšanu cietos karbonizatoros ir vairākas priekšrocības: iespējams cementējamā slāni iegūt noteiktu oglekļa koncentrāciju; saīsinās procesa ilgums; iespējams procesu mehanizēt un automatizēt; sekojošā termiskā apstrāde ir vienkāršāka, jo rūdīšanu var veikt tieši no cementēšanas krāsnīs.

Tērauda termiskā apstrāde pēc cementēšanas. Cementēto izstrādājumu galīgās īpašības iegūst termiskās apstrādes rezultātā. Tās uzdevums ir sasmalcināt tērauda graudus un uzlabot struktūru (sk. VI att. a ielīmē pie 128. lpp.), kas radusies, ilgstoši izturot augstā temperatūrā; iegūt ļoti cietu cementēto slāni un serdes daļu ar labām mehāniskām īpašībām; likvidēt cementētājā slāni cementīta tilkliņu un panākt vienmērīgu oglekļa koncentrācijas un struktūras pāreju no virskārtas detaļas iekšienē.

Pēc cementēšanas ar gāzi rūdišanu tieši no cementēšanas krāsns, atdzesējot līdz 840...860 °C, pielieto tikai smalkgraudainiem tēraudiem, jo šāda apstrāde neizlabo cementētā slāņa un serdes daļas struktūru.

Pēc cementēšanas cietos karbonizatoros termiskā apstrāde parasti sastāv no divām rūdišanām un atlaidināšanas. Pirmā rūdišana, kas notiek temperatūrā 880...900 °C (virs serdes daļas materiālā kritiskā punkta A_{c3}), domāta serdes daļas struktūras uzlabošanai un cementīta tīkliņa izšķīdināšanai, kas, pēc tam ātri atdzesējot, vairs neveidojas. Otrā 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 atgoļošanās.

Termiskās apstrādes noslēdzošā operācija ir cementētā izstrādājuma zemā atlaidināšana 160...180 °C temperatūrā, kas samazina iekšējos spriegumus, jūtam nepazeminot cietību.

Termiskās apstrādes rezultātā virskārtas struktūra sastāv tikai no martensīta vai no martensīta ar nelielu daudzumu globulāra karbīda. Oglekļa tēraudiem virskārtas cietība HRC 60...64, leģētajiem tēraudiem tā ir nedaudz zemāka — HRC 58...61, jo tajos saglabājas palielināts paliekošā austenīta daudzums.

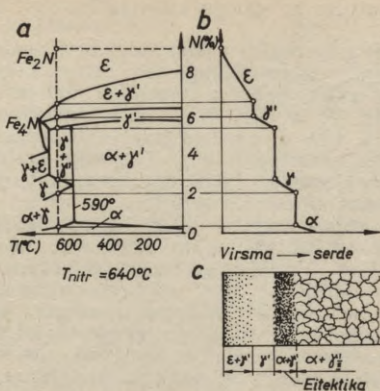
Serdes daļas struktūra ir atkarīga no tērauda ķīmiskā sastāva un rūdišanas režīma. Oglekļa tēraudiem serdes daļas struktūra sastāv no ferīta un perlīta, leģētajiem tēraudiem — no ferīta, beinīta un martensīta. Sakarā ar mazu oglekļa saturu šīs struktūras ir pietiekami stigras. Parasti serdes daļas cietība HRC 20...35. Cementētam tēraudam ir lielāka ilgizturība, nodilumizturība un kontaktstiprība.

7-4. Tēraudu nitridēšana

Par nitridēšanu sauc tērauda virsmas piesātināšanu ar slāpekli. Nitridēšanu izmanto mašīnu detaļu nodilumizturības, ilgizturības, virsmas cietības un korozijas izturības palielināšanai.

Nitridētās virskārtas cietība HV 1000...1200, kas ievērojami pārsniedz cementētās un rūditās virskārtas cietību (HV 750...950). Pie tam jāatzīmē, ka nitridētā virskārta šādu cietību saglabā līdz samērā augstām temperatūrām — 600...650 °C. Nitridēšanu izdara 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 veic slēgtā traukā 500...600 °C temperatūrā. Traukā ievada noteiktu daudzumu amonjaka, kas disociē (sadalās), veidojot atomāro slāpekli: $NH_3 \rightarrow 3H + N$. Atomārais slāpeklis izšķīst un difundē detaļas virskārtā.



7-6. att. Dzelzs-slāpekļa sakausējumu stāvokļa diagramma (a), slāpekļa koncentrācijas sadalījums nitridētā slānī (b) un nitridētā slāņa mikrostruktūra (c).

Par procesu un struktūrām, kas veidojas nitridēšanas gaitā, var spriest pēc dzelzs-slāpekļa stāvokļa diagrammas (7-6. att.). Dzelzs-slāpekļa sakausējumos veidojas šādas fāzes:

- α — slāpekļa cietais šķīdums α dzelzī (feritā);
- γ — slāpekļa cietais šķīdums γ dzelzī (austenitā);
- γ' — nitrīds Fe_4N , iespiešanās fāze (5,7... 6,1% N);
- ε — slāpekļa cietais šķīdums nitrīdā Fe_3N ;
- ξ — nitrīds Fe_2N (11,35% N).

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 stabila γ fāze. Kad sasniegta lielāka slāpekļkoncentrācija, veidojas ε 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.

Nitridējot augstākās temperatūrās ($T_{\text{nitridēšana}} > 590$ °C), vispirms veidojas α fāze, bet, pieaugot slāpekļa koncentrācijai, — γ fāze un beidzot ε fāze. Lēni atdzesējot, γ fāzē notiek eitektoidās pārvērtības un izveidojas $\alpha + \gamma'$ fāzu maisījums. ε un α fāzes izmaina savu šķīdību un izdalās sekundārā γ'_{II} fāzē (Fe_4N). 20 °C temperatūrā nitridētais slānis sastāv no $\varepsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha + \gamma'$ (eitektoids) $\rightarrow \alpha + \gamma'_{II}$ fāzēm, bet serdes daļai ir sākotnējā struktūra. Šāda nitridētā slāņa mikrostruktūras shēma parādīta 7-6. attēlā c.

Fāzu pāreja saistīta ar strauju slāpekļa koncentrācijas izmaiņu (7-6. att. b).

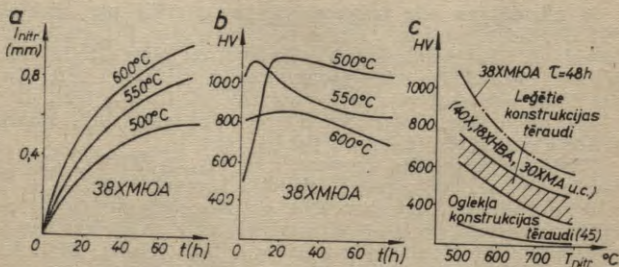
Nitridēšanai galvenokārt pakļauj leģētos tēraudus, jo oglekļa tēraudiem virsmas cietības pieaugums ir neliels. Leģētajiem tēraudiem nitridēšanas procesā un atdzesējot veidojas leģējošo elementu (Cr, Mn, V, W, Mo, Ti, Al u. c.) nitridi (Cr_2N , Mo_2N , AlN , TiN , MnN , CrN u. c.), kas izdalās dispersu daļiņu veidā, paaugstinot cietību un aprūtinot dislokāciju kustību. Visvairāk cietību palielina alumīnijs, hroms, molibdēns un vanādijs, pie tam alumīnijs palielina arī karstumnoturību.

Nitridēšanu plaši pielieto 35XMjOA un 38XMjOA markas tēraudiem, panākot lielu cietību un nodilumizturību (sk. VI att. b ielīmē pie 128. lpp.). Vienlaicīga hroma, molibdēna un alumīnija klātbūtne ļauj nitridētajā slānī sasniegt cietību HV 1200. Bez tam molibdēns novērš atslāņošanās trauslumu, kas var veidoties, lēni atdzesējot no nitridēšanas temperatūrām. Palielinot cietību, leģējošie elementi vienlaikus samazina nitridētā slāņa biezumu. Oglekļa tēraudiem nitridēšana paaugstina arī korozijizturību.

Nitridēšanas procesa tehnoloģija. Nitridēšanu lieto, lai palielinātu cietību un nodilumizturību, ilgizturību un korozijizturību. Nitridēšanas tehnoloģija ir atkarīga no tās uzdevuma.

Pirms nitridēšanas veic detaļu iepriekšējo termisko apstrādi un pabeidz to mehānisko apstrādi, ieskaitot arī slīpešanu. Iepriekšējā termiskā apstrāde sastāv no rūdīšanas un augstās atslāņošanas, lai serdes daļai palielinātu stiprību un stigrību. Virsmas, kuras nepakļauj nitridēšanai, aizsargā ar alvas kārtiņu vai šķidro stiklu.

Sarežģītas formas plānsienu detaļās nitridē zemās temperatūrās 500...520°C. Procesa ilgums ir atkarīgs no vēlamā slāņa biezuma.



7-7. att. Nitridēšanas temperatūras un ilguma ietekme uz slāņa biezumu (a) un cietību (b, c) dažādiem tēraudiem.

Jo lielāka nitridēšanas temperatūra, jo biežāks nitridētais slānis, bet mazāka tā cietība (7-7. att. a). Nitridētā slāņa cietības samazināšanos izskaidro ar leģējošo elementu nitrīdu augšanu (koagulāciju). Parasti nitridētā slāņa biežumu 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 38XMIOA nitridēšanas temperatūra nepārsniedz 540...560 °C. Divpakāpju nitridēšanas process nodrošina lielu cietību. Atzdesēšanu 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 biežāks nitridētais slānis, jo lielāka deformēšanās iespēja. Nitridētajā slāni izveidojas lieli paliekošie spiedes spriegumi (60...80 kgf/mm²). Tie paaugstina ilgziturbības robežu un pārnes noguruma lūzuma sākuma vietu zem nitridētā slāņa. Gludiem paraugiem ilgziturbība nitridēšanas rezultātā pieaug par 30...40%, bet paraugiem ar sprieguma koncentratoriem (iegriezumiem) — vairāk par 100%. Nitridēšanas efektivitāte samazinās, ja pieaug izstrādājuma izmēri. Vislielāko ilgziturbību sasniedz, ja nitridē 500...520 °C temperatūrā un nitridētā slāņa biežums ir neliels. Nitridētā slāņa pārrāvumi stipri pazemina ilgziturbību.

Lai palielinātu korozijizturbību, 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) ε fāzes kārtiņa ar lielu korozijizturbību. Šādi nitridēšanai var pakļaut jebkuru tēraudu un čugunu, jo ε fāzes iegūšanai nav nepieciešami speciāli nitridus veidojoši elementi.

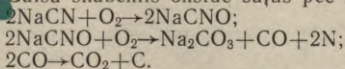
Lai paātrinātu vienkāršu detaļu nitridēšanu, karsēšanai izmanto augstfrekvences strāvu. Kamerā amonjaku pievada sakarsētu detaļu virsmām, kur notiek amonjaka sadalīšanās un slāpekļa difūzija. Augstā karsēšanas temperatūrā (1000...1050 °C) ievērojami paātrina nitridēšanas procesu. Bieži vien ražošanā, lai aktivizētu gāzes vidē notiekošos procesus un absorbēšanu 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. Kvēlojošā izlādē nitridēšana notiek daudz ātrāk un tiek iegūta mazāk trausla virskārta.

Nitridēšana šķidrā vidē (tenifera process). Process 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 stigrību. Zem karbonitrīda kārtas atrodas slāpekļa cietais šķīdums α dzelzī. Kopējā nitrīdētā 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 deformešanās, bet trūkums ir cianīda sāļu toksiskums un dārdzība. Ārzemēs šo procesu izmanto automobiļu detaļu (kloķvārpstu, zobratu), štanču, presformu un tamlīdzīgu izstrādājumu apstrādei.

Tēraudu cianēšana un nitrocementēšana. Par cianēšanu un nitrocementēšanu sauc vienlaicīgu tērauda virsmas piesātināšanu ar oglekli un slāpekli. Šādi apstrādātai virsmai ir gan cementēšanas, gan nitridēšanas virsmas īpašības: liela cietība, nodilumizturība un korozijizturība atmosfēras apstākļos un paaugstināta ilgizturība mainīgas slodzes gadījumā.

Cianēšana. 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, 30...90 min. laikā var iegūt neliela biezuma (0,15...0,35 mm) ķīmiski termiski apstrādātu slāni.

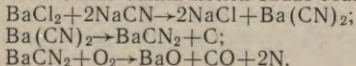
Gaisa skābeklis oksidē sāļus pēc šādām reakcijām:



Izdalījies atomārais ogleklis un slāpekļis izšķīst tērauda virskārtā un difundē tā iekšienē. Cianētais slānis, kas izveidojas 820...860 °C temperatūrā, satur nedaudz mazāk oglekļa (0,6...0,7%) nekā cementētais slānis un 0,8...1,2% slāpekļa. Pēc zemas temperatūras cianēšanas detaļu var rūdīt tieši no cianēšanas vannas, pakļaujot pēc tam zelai atļaidināšanai 180...200 °C temperatūrā. Virsmas cietība HRC 58...62. Cianētais slānis salīdzinājumā ar cementēto slāni ir ar lielāku cietību, 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 biežāku 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.

Cianēšanas vannā notiek šādas reakcijas:



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 ϵ fāzes kārtiņa. Pēc cianēšanas detaļu atdzesē gaisā, tad no jauna sakarsē līdz rūdīšanas temperatūrai, strauji atdzesē un pakļauj zemaī atļaidināšanai. Cianētā slāņa struktūra pēc rūdīšanas ir tāda pati kā cementētām slānim. Rūdīšanu tieši no cianēšanas vannas izdara reti, jo, ilgstoši izturot augstā cianēšanas temperatūrā, notiek austenīta graudu augšana, kurus pēc tam vēlam sasmalcināt.

Dziļo cianēšanu lieto cementēšanas vietā, jo tai ir šādas priekšrocības: 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, kā arī sāļu dārdzība.

Nitrocementēšana. 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 endotermisku atmosfēru, kurai pievieno 5...15% dabasgāzes (CH_4) un 3...10% amonjaka (NH_3). Šim nolūkam izmanto šķidro trietanolamīnu ($\text{C}_2\text{H}_5\text{O}$)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 atļaidināšanas (160...180 °C), kas seko nitrocementēšanai, slāņa cietība HRC 60...62.

Nitrocementēšanai salīdzinājumā ar cementēšanu ar gāzi 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. Arī salīdzinājumā ar cianēšanu tai ir vairākas priekšrocības: nav jādarbojas ar indīgām vielām, var regulēt oglekļa un slāpekļa koncentrāciju virskārtā, var apstrādāt vidēja un liela izmēra detaļas un var izmantot augstāzīgu tehnoloģisko iekārtu. So iemeslu dēļ nitrocementēšanu plaši lieto mašīnbūvniecībā.

Pēdējos gados sāk pielietot zemas temperatūras nitrocementēšanu. Šis process noris 580...600 °C temperatūrā endogāzes vai gāzes, ko iegūst no sintina un 10...20% NH_3 , atmosfērā. Var izmantot arī trietanolamīnu ($\text{C}_2\text{H}_5\text{O}$)₃N. 6...10 h laikā iegūst virskārtu, kas satur plānu karbonitrīda $\text{Fe}_2(\text{N}, \text{C})$ slāni ar lielu nodilumizturību. Leģētājos tēraudos šāda slāniša cietība HV 500...1000. Zemas temperatūras nitrocementēšana paaugstina ilgizturības robežu, tādēļ ar to iesaka aizstāt šķidro

nitridēšanu izkausētos cianīda sāļos. Šo ķīmiski termisko apstrādi var lietot arī griezējinstrumentu asumnoturības palielināšanai, ja tie izgatavoti no ātrgriezējterauda vai augsti hromēta instrumentu terauda.

7-5. Difūzijas metalizācija

Tērauda vai cita sakausējuma virsmas piesātināšanu ar alumīniju, hromu, boru, silīciju un citiem metāliskiem elementiem sauc par difūzijas metalizāciju. Izstrādājumu virskārta, kas piesātināta ar šiem elementiem, iegūst jaunas īpašības, piemēram, lielu nodilumizturību, korozijizturību, siltumnoturību un cietību.

Virskārtas piesātināšana ar metāliskiem elementiem notiek augstās temperatūrās (900...1000 °C). Difundējošais elements uz virsmas var nonākt divējādi: 1) elements iztvaiko vakuumā vai neitrālā gāzveida vidē un nosēžas uz metāla virsmas; 2) ķīmiskās reakcijas rezultātā elements nonāk uz virsmas daudz aktīvāks un difūzijas process noris straujāk.

Pie pirmā veida pieder rūpniecībā plaši pielietotā vakuumhromēšana. Otrā veida pamatā ir šādas ķīmiskās reakcijas: apmaiņas reakcija $\text{CrCl}_2 + \text{Fe} \rightarrow \text{FeCl}_2 + \text{Cr}$; disociācijas reakcija $\text{AlCl}_3 \rightarrow \text{Al} + 3\text{Cl}$ un reakcijas, kas noris, ja vidē atrodas ūdeņradis, kurš reducē metāla atomus.

Rūpniecībā plaši izmanto alitēšanu, hromēšanu un silicēšanu.

Alitēšana. Par alitēšanu sauc tērauda virskārtas piesātināšanu ar alumīniju. Visbiežāk alitēšanu izdara pulverveida vidē. Detaļas iepakoj 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, tā ilgums ir 3...12 h. Dažreiz alitēšanu izdara šķidrā alumīnija vannā, kas satur 6...8% dzelzs. Process ilgst 45...90 minūtes 700...800 °C temperatūrā.

Pielieto arī alitēšanu ar metalizāciju (uz apstrādājamās detaļas virsmas uzpūš alumīnija kārtiņu), kam seko difūzijas atkvēlināšana 900...1000 °C temperatūrā. No alitēšanas aizsargājamās detaļu virsmas pārklāj ar ugunsizturīga materiāla kārtiņu, kas ir grafīta, kvarca smilšu, māla un šķidrā stikla maisījums. Alitēšanas rezultātā uz izstrādājuma virsmas izveidojas blīva alumīnija oksīda Al_2O_3 kārtiņa, kas pat augstās temperatūrās (līdz 850...900 °C) aizsargā metālu pret koroziju.

Alitētā virskārta sastāv no alumīnija cietā šķīduma α dzelzi, kur alumīnija koncentrācija ir līdz 30%. Leģējošie elementi un paaugstinātais oglekļa saturs bremzē alumīnija difūziju tēraudos. Parasti alitētās kārtas biezums ir 0,2...1,0 mm, tā piešķir izstrādājumam lielu siltumnoturību un korozijizturību.

Hromēšana. Hromēšana ir tērauda virskārtas piesātināšana ar hromu, lai paaugstinātu korozijizturību gāzēs līdz 800 °C temperatūrai, ūdenī, jūras ūdenī un slāpekļskābē. Hromējot tēraudus, kuriem oglekļa saturs lielāks par 0,3...0,4%, palielinās cietība un nodilumizturība.

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 $(\text{Cr Fe})_7\text{C}_3$ vai $(\text{Cr Fe})_4\text{C}$. Karbīdu kārtiņa veidojas, ogleklī difundējot no iekšienes uz virspusi (pretēji hromam). Ogleklī ir lielāks difūzijas ātrums nekā hromam, tādēļ visu oglekli karbīdu veidošanai neizmanto un zem karbīdu kārtiņas izveidojas ar oglekli bagātināta (C mazāk par 0,8%) pārejas kārtiņa. Karbīda kārtiņa tēraudos ir ļoti cieta — HV 1200...1300, ar nelielu biezumu — 0,15...0,20 mm.

Pēdējā laikā lieto arī dziļo hromēšanu (1,5...8,0 mm), ko izdara vakuumā 1400...1450 °C temperatūrā. Hromēšanai pakļauj detaļas, kas darbojas paaugstinātā temperatūrā vai pakļautas berzei agresīvā vidē.

Silicēšana. Par silicēšanu sauc tērauda virskārtas piesātināšanu ar silīciju, kas palielina korozijizturību jūras ūdenī, slāpekļskābē, sērskābē un sālsskābē, kā arī nedaudz palielina nodilumizturību. Silicēšanu izdara pulvera maisījumā (75% ferosilīcija + 20% šamota + 5% NH_4Cl) vai gāzes (SiCl_4) vidē 950...1000 °C temperatūrā.

Silicētā virskārta sastāv no silīcija cietā šķīduma α dzelzī. Zem šīs virskārtas atrodas perlīta struktūra, kas veidojas no t oglekļa, ko silīcijs izspiež no silicētās kārtiņas. Silicētā virskārta ir poraina, ar biezumu 0,3...1,0 mm.

Silicēšanai pakļauj ķīmiskās un naftas rūpniecības mašīnu detaļas, kas darbojas agresīvās vidēs.

Borēšana (virsmas piesātināšana ar boru). Borēšanas rezultātā iegūst ļoti cietu virsmu (HV 1800...2000), lielu nodilumizturību un korozijizturību dažādās vidēs, it sevišķi legētajiem tēraudiem. Tērauda izstrādājumu borēšanu izdara izkausētu sāļu elektrolīzes vannā. Vannā ar izkausētu boraku ($\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7$) izstrādājums noder par katodu. Process noris 2...3 h temperatūrā 930...950 °C. Procesu var veikt arī izkausētu hlorīdu vannās (NaCl , BaCl_2), kur pievienots 20% ferobora pulvera vai 10% bora karbīda.

Labus panākumus sasniedz borēšanā gāzveida vidē, kad 850...900 °C temperatūrā piesātināšanai ar boru izmanto diborāna (B_2H_6) vai bora hlorīda (BCl_3) maisījumu ar ūdeņradi.

Tērauda virskārtā izveidojas dzelzs borīds FeB , dziļāk — borīds Fe_2B un α cietais šķīdums. Legējošie elementi un ogleklis

samazina borētās kārtiņas biezumu, kas parasti nav lielāks par 0,1 ... 0,2 mm.

Borēšanai pakļauj naftas rūpniecības iekārtu detaļas, kas darbojas smagos abrazīvās berzes apstākļos, kā arī griezējinstrumentus, karstās štancēšanas štances un citas detaļas.

Difūzijas metalizācija dod iespēju tēraudu piesātināt arī ar citiem metāliem, piemēram, vanādiju, beriliju, kā arī vienlaikus ar vairākiem metāliem.

KONSTRUKCIJU
UN INSTRUMENTU MATERIĀLI

8-1. Konstruktiju tēraudi

Dzelzs ir pamatmetāls svarīgākiem mašīnbūvniecības materiāliem — tēraudiem un čuguniem. Šo materiālu, it sevišķi tērauda nozīme dažādās tehnikas nozarēs ir ļoti liela.

Tērauds — galvenais metalurģiskais materiāls, ko plaši lieto mašīnu, aparātu, instrumentu un konstruktiju izgatavošanai. Tā plašo izmantošanu nosaka labu mehānisko, fizikāli ķīmisko un tehnoloģisko īpašību komplekss.

Mūsdienu tehnika prasa arvien labākas tēraudu īpašības, tādēļ metalurģi kopā ar zinātniekiem rada jaunus tēraudu marķus, uzlabo ražošanas tehnoloģisko procesu un kvalitāti.

Tēraudu vispārīgā klasifikācija. Tēraudus klasificē pēc ķīmiskā sastāva, pielietojuma, dezoksidēšanas paņēmiena, struktūras un kvalitātes.

Atkarībā no ķīmiskā sastāva izšķir oglekļa un leģētos tēraudus. Pēc oglekļa koncentrācijas tos savukārt iedala tēraudos ar mazu oglekļa saturu ($<0,3\% \text{ C}$), ar vidēju oglekļa saturu ($0,3 \dots 0,7\% \text{ C}$) un ar lielu oglekļa saturu ($>0,7\% \text{ C}$). Leģētos tēraudus atkarībā no leģējošo elementu satura iedala mazleģētos (leģējošo elementu saturs nepārsniedz 5%), vidēji leģētos (leģējošo elementu saturs ir $5 \dots 10\%$) un augsti leģētos (leģējošo elementu saturs ir $30 \dots 50\%$). Pēc leģējošajiem elementiem tēraudus iedala hroma, niķeļa, mangāna, hroma-niķeļa, hroma-mangāna-silīcija un citās grupās.

Atkarībā no pielietojuma izšķir konstruktiju, instrumentu un speciāla pielietojuma tēraudus ar sevišķām īpašībām. Konstruktiju tēraudi ir visplašāk lietojamo materiālu grupa, tos izmanto celtniecības konstruktiju, mašīnu detaļu un aparātu izgatavošanai. To skaitā ietilpst cementējamie, uzlabojamie, augstas stiprības, atperu, ritgultņu un citi tēraudi.

Instrumentu tēraudus savukārt iedala griezējinstrumentu, spiedapstrādes instrumentu un mērinstrumentu tēraudus.

Pie speciāla pielietojuma tēraudiem pieder korozijturīgie (nerūsosīe), karstumizturīgie, elektrotehniskie un citi tēraudi.

Atkarībā no kvalitātes izšķir parastās kvalitātes, kvalitātes un augstas kvalitātes tēraudus. Tēraudu kvalitāte ir komplekss rādītājs, kas galvenokārt atkarīgs no kaitīgo piemaisījumu (sēra un fosfora) un gāzu satura. Ir izstrādāti vairāki tehnoloģiskie paņēmieni kaitīgo piemaisījumu un gāzu satura samazināšanai, piemēram, tēraudu apstrāde ar sintētiskajiem kušņiem, vakuumu, elektrosārņu pārkausēšana u. c. Gāzu daudzumu tēraudos ir grūti noteikt, tādēļ nevēlamo piemaisījumu saturs ir galvenais tērauda kvalitātes rādītājs.

Parastās kvalitātes tēraudi satur līdz 0,06% S un līdz 0,07% P, kvalitātes tēraudi — ne vairāk par 0,04% S un ne vairāk par 0,035% P, augstas kvalitātes tēraudi — ne vairāk par 0,025% S un ne vairāk par 0,025% P. Ļoti augstas kvalitātes leģētajiem tēraudiem pieļauj ne vairāk par 0,015% S un ne vairāk par 0,025% P (aiz markas šiem tēraudiem raksta burtu III).

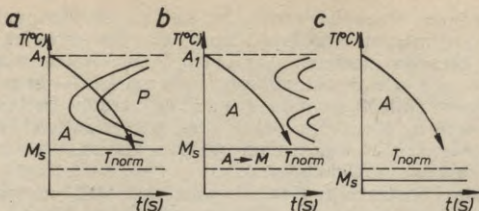
Atkarībā no dezoksidēšanas paņēmiena un sacietēšanas rakstura izšķir mierīgos, pusmierīgos un verdošos tēraudus. Tēraudi satur skābekli, galvenokārt FeO veidā, kas spiedapstrādē rada trauslu lūzumu.

Mierīgo tēraudu dezoksidē izliešanas kausā ar mangānu, silīciju un alumīniju. Pēc dezoksidēšanas tas mierīgi bez gāzu izdalīšanās sacietē lietni. Mierīgā tērauda lietnis ir viendabīgs, tikai tā augšdaļā izveidojas sarukuma dobums un poras, ap kurām koncentrējas piemaisījumi. Verdošos tēraudus dezoksidē ar mangānu. Sacietējot daļa oglekļa reagē ar skābekli, un izdalās CO gāze, kas rada tērauda vārišanās iespaidi. Verdošais tērauds ir lēts, satur maz oglekļa un silīcija ($\leq 0,07\%$ Si), tādēļ tas ir samērā plastisks. To pakļauj apstrādei ar spiedienu.

Tēraudus klasificē atkarībā no struktūras atkveilinātā un normalizētā stāvoklī. Atkveilinātā (līdzsvara) stāvoklī tēraudus iedala 6 klasēs: 1) pirmseitektoidie tēraudi ar ferīta struktūru pārsvārā; 2) eitektoidie tēraudi ar perlīta struktūru; 3) aizeitektoidie tēraudi ar sekundāriem karbīdiem struktūrā; 4) ledeburīta tēraudi ar eitektiskiem karbīdiem struktūrā; 5) austenīta tēraudi un 6) ferīta tēraudi. Oglekļa tēraudiem var būt tikai pirmās trīs klases, leģētajiem tēraudiem — visas klases. Leģējošie elementi var izmainīt atsevišķu struktūru stabilitātes apgabalu, līdz ar to saglabājot normālā temperatūrā ferīta un austenīta struktūru.

Normalizētā stāvoklī tēraudus iedala perlīta, martensīta, austenīta un ferīta klases tēraudus.

Perlīta klases tēraudiem ir neliela pārdzesētā austenīta stabilitāte (8-1. att. a). Atdzesējot gaisā, tie iegūst perlīta, sorbīta



8-1. att. Perlīta (a), martensīta (b) un austenīta (c) klases tēraudu izotermisko pārvērtību diagrammas.

vai trostīta struktūru. Pie šīs klases pieder oglekļa un mazlēģētie tēraudi.

Martensīta klases tēraudiem pārdzesētā austenīta stabilitāte ir lielāka (8-1. att. b). Atdzesējot gaisā, tie norūdās un iegūst martensīta struktūru. Pie šīs klases pieder vidēji un augsti leģētie tēraudi.

Austenīta klases tēraudiem palielinātais niķeļa vai mangāna saturs pārbīda martensīta pārvērtību sākuma temperatūru zem 0°C , bet normālā temperatūrā (8-1. att. c) tajos saglabājas austenīta struktūra.

Atsevišķu leģējošo elementu un to kompleksu ietekmi uz tēraudu struktūru nosaka pēc sakausējumu stāvokļa un struktūru diagrammām.

Tēraudu marķēšana. Oglekļa tēraudus, izņemot parastās kvalitātes tēraudus, marķē pēc oglekļa satura. Leģēto tēraudu marķas sastāv no burtiem un cipariem, kas norāda to ķīmisko sastāvu. Saskaņā ar ГOCT 4543-71 leģējošos elementus tēraudu marķās apzīmē šādi: X — hroms, H — niķelis, Г — mangāns, C — silīcijs, M — molibdēns, B — volframs, T — titāns, Ф — vanādijs, Ю — alumīnijs, Д — varš, Б — niobijs, P — bors, К — kobalts. Skaitlis aiz burta norāda leģējošā elementa saturu procentos. Ja skaitļa nav, leģējošā elementa saturs ir apmēram 1% vai pat mazāks.

Leģētajiem konstrukciju tēraudiem marķas sākumā divciparu skaitlis norāda oglekļa saturu procenta simtdaļās. Tā, piemēram, tērauds 20XH3A vidēji satur 0,20% C, 1% Cr un 3% Ni. Burts A marķas beigās norāda, ka tērauds ir augstas kvalitātes. Ļoti augstas kvalitātes tēraudiem marķas beigās raksta burtu III (piemēram, 30XГC-III).

Instrumentu tēraudiem viencipara skaitlis marķas sākumā norāda oglekļa saturu procenta desmitdaļās, piemēram, 9XC — 0,9% C, 1% Cr un 1% Si. Ja oglekļa saturs ir 1% un vairāk, to marķā neuzrāda, piemēram, tērauds XB4 satur vairāk par 1% C, 1% Cr un 4% W.

Atsevišķām tēraudu grupām to markās uzrāda papildu apzīmējumus, piemēram, ritgultņu tēraudu markas sākas ar burtu Ш, ātrgriezēj�ēraudu markas — ar burtu Р, elektrotehnisko tēraudu markas — ar burtu Э, automātu tēraudu markas — ar burtu Атт.

Jaunizstrādātiem tēraudiem markās uzrāda burtus ЭИ un kārtas numuru, piemēram ЭИ415, bet pēc rūpnieciskās apguves un vispusīgas pārbaudes tiem piešķir marku, kas norāda to ķīmisko sastāvu un pielietojumu.

Oglekļa konstrukciju tēraudi. Apmēram 90% no visa ražotā tērauda apjoma sastāda oglekļa konstrukciju tēraudi. Oglekļa tēraudiem ir pietiekami labas mehāniskās īpašības, augsts tehnoloģiskums apstrādē ar griezējinstrumentiem un spiedapstrādē, tie ir samērā lēti.

Oglekļa tēraudiem piemīt arī trūkumi, kas sevišķi izpaužas termiskajā apstrādē. Tiem ir maza dziļrūdāmība un liels rūdīšanas kritiskais ātrums. Līdz ar to rūdīšanā rodas lieli iekšējie spriegumi un deformācijas.

Ražo parastās kvalitātes (ГОСТ 380-71) un kvalitātes (ГОСТ 1050-74) oglekļa konstrukciju tēraudus.

Parastās kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudi. Šajos tēraudos pieļauj paaugstinātu nevēlamo piemaisījumu, gāzu un nemitālo ieslēgumu daudzumu. Parastās kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudus ražo dažādu normalizētu velmējumu (lokšņu, stieņu, siju u. c.) veidā. Atkarībā no pielietojuma un garantētajām īpašībām šos tēraudus piegādā 3 grupās.

A grupas tēraudiem garantē mehāniskās īpašības (4. tabula). Ķīmiskais sastāvs nav reglamentēts, tādēļ tos nepakļauj termiskajai apstrādei. Marka sastāv no burtiem Ст un cipariem, kas norāda markas numuru. Jo lielāks markas numurs, jo lielāka tērauda stiprība un zemāks plastiskums. A grupas apzīmējumu markā neuzrāda.

A grupas tēraudus izmanto tādā stāvoklī, kādā tos piegādā, saglabājot normalizācijas struktūru un garantētas mehāniskās īpašības.

4. tabula

Parastās kvalitātes А grupas oglekļa konstrukciju tēraudu mehāniskās īpašības

Tērauda marka	σ_b (kgf/mm ²)	σ_T	δ (%)	Tērauda marka	σ_b (kgf/mm ²)	σ_T	δ (%)
		ne mazāk				ne mazāk	
Ст 0	31	—	20	Ст 4	42...54	24	21
Ст 1	32...42	—	31	Ст 5	50...64	26	17
Ст 2	34...44	20	29	Ст 6	60	30	12
Ст 3	38...49	21	23				

B grupas tēraudiem ir garantēts ķīmiskais sastāvs (5. tabula). To mehāniskās īpašības nav reglamentētas. Šīs grupas tēraudus lieto izstrādājumiem, kuru izgatavošanā izmanto karsto apstrādi (kalšanu, metināšanu u. c.). Ķīmiskais sastāvs ļauj izvēlēties pareizu karstās apstrādes režīmu, tā rezultātā mainās tēraudu struktūra un mehāniskās īpašības.

B grupas tēraudiem ir garantētas mehāniskās īpašības un garantēts ķīmiskais sastāvs. Šīs grupas tēraudus izmanto metinātām konstrukcijām. To sākotnējās mehāniskās īpašības saglabājas tikai tajās konstrukcijas daļās, kuras metināšanas laikā nesakarst. Zināt B grupas tērauda ķīmisko sastāvu ir nepieciešams, lai pareizi izvēlētos metināšanas režīmu un elektrodu marķas. Marķas sākumā uzrāda grupas apzīmējumu B. Marķas ir, sākot no BCτ 2 līdz BCτ 5, to mehāniskās īpašības atbilst A grupas attiecīgās marķas tērauda īpašībām, bet ķīmiskais sastāvs — B grupas attiecīgās marķas ķīmiskajam sastāvam. Tā, piemēram, tērauda BCτ 4 mehāniskās īpašības atbilst tērauda Cτ 4 mehāniskajām īpašībām, bet ķīmiskais sastāvs — tērauda Cτ 4 sastāvam.

Parastās kvalitātes visu trīs grupu tēraudus izmanto dažādu metāla konstrukciju, maz slogotu mašīnu detaļu un citu detaļu izgatavošanai.

5. tabula

Parastās kvalitātes B grupas oglekļa konstrukciju tēraudu ķīmiskais sastāvs (%)

Tērauda marķa	C	Mn	Si			S	P
			кп	nc	cn		
B Cτ 0	0,23	—	—	—	—	0,06	0,07
B Cτ 1	0,06 ... 0,12	0,25 ... 0,50	0,05	0,05 ... 0,07	0,12 ... 0,30	0,05	0,01
B Cτ 2	0,09 ... 0,15	0,25 ... 0,50	0,05	0,05 ... 0,07	0,12 ... 0,30	0,05	0,04
B Cτ 3	0,14 ... 0,22	0,30 ... 0,65	0,07	0,05 ... 0,07	0,12 ... 0,30	0,05	0,04
B Cτ 4	0,18 ... 0,27	0,40 ... 0,70	0,07	0,05 ... 0,07	0,12 ... 0,30	0,05	0,04
B Cτ 5	0,28 ... 0,37	0,50 ... 0,80	—	0,05 ... 0,07	0,15 ... 0,35	0,05	0,04
B Cτ 6	0,38 ... 0,49	0,50 ... 0,80	—	0,05 ... 0,07	0,15 ... 0,35	0,05	0,04

Tēraudus ar kārtas skaitļiem 1...4 izmanto celtniecības konstrukcijās un sastiprināšanas detaļu izgatavošanai. Tēraudiem ar vidēju oglekļa saturu (kārtas skaitļi 5 un 6) ir lielāka stiprība, un tos izmanto dzelzceļa sliežu, vārpstu, zobratu, ceļšānas un lauksaimniecības mašīnu detaļu izgatavošanai.

Kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudi. Šos tēraudus raksturo pazemināts nevēlamo piemaisījumu, gāzu un nemetālisko ieslēgumu saturs. Tos izgatavo velmējumu, kalumu un citādu pusfabrikātu veidā, tiem ir garantēts ķīmiskais sastāvs un garantētas mehāniskās īpašības. Marķā uzrāda oglekļa saturu procenta

Kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudu ķīmiskais sastāvs un mehāniskās īpašības

Tērauda marka	Elementu saturs (%)					σ_b ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	$\sigma_{0,2}$ ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	δ_5 (%)	ψ (%)	HB		$\frac{a_H}{H}$ ($\frac{\text{kgf} \cdot \text{m}}{\text{cm}^2}$)
	C	Mn	Si	S	P					ne mazāk	ne mazāk	
0,8	0,05...0,12	0,35...0,65				32	20	33	60	131	—	—
10	0,07...0,14	0,35...0,65				34	21	31	55	143	—	—
15	0,12...0,19	0,35...0,65				38	23	27	55	149	—	—
20	0,17...0,25	0,35...0,65				42	25	25	55	163	—	—
25	0,22...0,30	0,50...0,80				46	28	23	50	170	—	—
30	0,27...0,35	0,50...0,80	0,17...0,37			50	30	21	50	179	—	9
35	0,32...0,40	0,50...0,80				54	32	20	45	207	—	7
40	0,37...0,45	0,50...0,80				58	34	19	45	217	187	6
45	0,42...0,50	0,50...0,80				61	36	16	40	229	197	5
50	0,47...0,55	0,50...0,80				64	38	14	40	241	207	4
55	0,52...0,60	0,50...0,80				66	39	13	35	255	217	—
58(55)	0,55...0,63	0,20	0,10...0,30	0,04	0,035	—	—	—	—	255	217	—
60	0,57...0,65	0,50...0,80				69	41	12	35	255	229	—
65	0,62...0,70	0,50...0,80				71	42	10	30	255	229	—
70	0,67...0,75	0,50...0,80				73	43	9	30	265	229	—
75	0,72...0,80	0,50...0,80				110	90	7	30	285	241	—
80	0,77...0,85	0,50...0,80	0,17...0,37			110	95	6	30	285	241	—
85	0,82...0,90	0,50...0,80				115	100	6	30	302	255	—
60	0,57...0,65	0,70...1,00				71	42	11	35	269	229	—
65	0,62...0,70	0,90...1,20				75	44	9	—	285	229	—
70	0,67...0,75	0,90...1,20				80	46	8	—	285	229	—

simtdalās, to pierakstot ar diviem cipariem (ГОСТ 1050-74). Tā, piemēram, tērauds 08 satur vidēji 0,08% C, tērauds 40 — 0,40% C utt.

Mierīgos tēraudus markās speciāli neatzīmē, bet pusmierīgo un verdošo tēraudu markās raksta burtus ne vai kn. Kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudu ķīmiskais sastāvs un mehāniskās īpašības pēc normalizācijas dotas 6. tabulā. Verdošiem tēraudiem 05kn, 08kn, 10kn, 15kn un 20kn raksturīgs niecīgs silīcija saturs (ne vairāk par 0,07%), pusmierīgiem tēraudiem 08nc, 10nc, 15nc un 20nc silīcija saturs nepārsniedz 0,17%. Kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudus izgatavo termiski neapstrādātus, termiski apstrādātus un uzkaldinātus.

Kvalitātes oglekļa konstrukciju tēraudus plaši lieto mašīnbūvē un aparātu būvē, jo tiem atkarībā no oglekļa satura un termiskās apstrādes ir ļoti plašs mehānisko un tehnoloģisko īpašību diapazons.

Tēraudus ar mazu oglekļa saturu — 05kn, 08kn, 10kn, 15kn un 20kn izgatavo plānu lokšņu veidā, kuras pakļauj aukstai štancēšanai ar dziļo izvilkšanu. Šo tēraudu lielais plastiskums un labās izvilkšanas spējas ir atkarīgas ne tikai no mazā oglekļa satura, bet arī no tā, ka silīcija saturs ir niecīgs. Silīcijs, kā zināms, izšķīst ferītā, to nocietina un apgrūtina deformāciju. Mierīgos tēraudus 08 un 10 pēc normalizācijas lieto konstrukciju, štancētu un metinātu izstrādājumu izgatavošanai.

Tēraudi 15, 20 un 25 ir ar vidēju oglekļa saturu, tie ir plastiski, labi deformējas un metinās. Normalizētā stāvoklī tos lieto nelielas stiprības mašīnu un aparātu detaļu izgatavošanai. Plašāk šos tēraudus izmanto neliela izmēra cementējamu un cianējamu detaļu izgatavošanai, kurām jānodrošina nodilumizturīga virskārta un stīga serdes daļa. Pēc cementēšanas detaļas rūda un izdara zemo atlaidināšanu.

Tēraudiem 40, 45, 50, 55, 60 ar vidēju oglekļa saturu pēc normalizācijas ir liela stiprība, bet pazemināta stigrība un plastiskums. Tos var lietot gan normalizētā, gan arī uzlabotā stāvoklī, t. i., pakļaut rūdīšanai, kurai seko augstā atlaidināšana. Uzlabotā stāvoklī šiem tēraudiem ir liela stigrība, maza jutība pret sprieguma koncentratoriem, liela ilgizturība, un tos izmanto cikliski slogotu detaļu (zobratu, nelielu vārpstu, kloķu) izgatavošanai.

Daudzām lielām detaļām, lai nocietinātu to atsevišķas virsmas daļas, izmanto virsmas rūdīšanu ar augstfrekvences strāvu.

Tēraudiem 65, 70, 80 un 85 ir liela stiprība, nodilumizturība un ilgizturība. Pēc rūdīšanas un vidējās atlaidināšanas tie kļūst ļoti elastīgi. Tos lieto atsperu, atspergredzenu un citu atsperveida detaļu izgatavošanai. Normalizētā stāvoklī šo marku tēraudus izmanto vārpstu, velmju un citu liela izmēra detaļu izgatavošanai. Šīs grupas tēraudiem ar paaugstinātu mangāna saturu ir lielāka dziļrūdāmība, stiprība un elastība.

Automātu tēraudi. Automātu tēraudus izmanto detaļu izgatavošanai ar metālapstrādes automātiem, sasniedzot labu virsmas kvalitāti. Labu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem šiem tēraudiem nodrošina paaugstinātais sēra un fosfora saturs (7. tabula).

7. tabula

Automātu tēraudu ķīmiskais sastāvs (%)
un mehāniskās īpašības

Tērauda marka	C	Mn	S	P	$\left(\frac{\sigma_b}{\text{kgf}}\right)$ mm ²	δ_5 (%)	HB
A 12	0,08 ... 0,16	0,60 ... 0,90	0,08 ... 0,20	0,08 ... 0,15	42 ... 57	22	160
A 20	0,15 ... 0,25	0,60 ... 0,90	0,08 ... 0,15	0,06	46 ... 61	20	168
A 30	0,25 ... 0,35	0,70 ... 1,00	0,08 ... 0,15	0,06	52 ... 67	15	185
A 40	0,35 ... 0,45	1,20 ... 1,55	0,18 ... 0,30	0,05	60 ... 75	14	207

Automātu tēraudu marka sastāv no burta A un divciparu skaitļa, kas norāda vidējo oglekļa saturu procenta simtdaļās. Lai novērstu sarkanlūstamību, automātu tēraudos ir palielināts mangāna saturs.

Sērs automātu tēraudos atrodas mangāna sulfīda savienojumu veidā, kas izvietojušies garenvirzienā (ieslēgumu veidā). Apstrādājot ar griezējinstrumentiem, veidojas trausla īsa skaida, kas labi novada siltumu un līdz ar to ļauj strādāt ar lielāku griešanas ātrumu, saglabājot griezējinstrumentu asumnoturību. Fosfors paaugstina ferīta trauslumu un veicina gludas virsmas iegūšanu. Sērs un fosfors uzlabo apstrādājamību, bet pazemina mehāniskās īpašības, it sevišķi ilgizturību.

Automātu tēraudus izmanto sastiprināšanas un maz slogotu mašīnu detaļu izgatavošanai. Pēdējā laikā ražo automātu tēraudus AC11, AC12HX, AC20XHM un AC40, kuri satur svīnu (0,15 ... 0,30%). Tie ir labāk apstrādājami nekā tikai sēru un fosforu saturošie automātu tēraudi. Svīns nešķīst tēraudā un struktūrā atrodas dispersu daļiņu veidā, kas atvieglo skaidas atdalīšanu un drupšanu, samazina griešanas spēku un instrumentu sakaršanu. Šos tēraudus var apstrādāt, izmantojot ievērojami lielāku griešanas ātrumu.

Leģētie konstrukciju tēraudi. Leģētajiem konstrukciju tēraudiem tikai pēc termiskās apstrādes ir labākas īpašības nekā oglekļa konstrukciju tēraudiem; atkvēlinātā stāvoklī tie maz atšķiras no oglekļa konstrukciju tēraudiem. Leģējošie elementi ietekmē fāzu pārvērtību procesus un apgrūtina difūziju, tādēļ pēc rūdišanas leģētie tēraudi jāatļaidina augstākās temperatūrās. Atļaidināšana likvidē iekšējos spriegumus un rada labāku

stiprības un stigrības kompleksu. Legējošie elementi nocietina ferītu un nodrošina smalkgraudainas struktūras veidošanos.

Legētajiem tēraudiem ir mazāks rūdīšanas kritiskais ātrums un līdz ar to lielāka dziļrūdāmība, tādēļ tos var lietot liela izmēra detaļām. Bez tam legētie tēraudi ļauj sarežģītas formas detaļās rūdīšanas procesā atdzēsēt lēnāk, tādējādi samazinot deformēšanās un plaisu rašanās iespējas.

Legētajos konstrukciju tēraudos lieto dažādus legējošos elementus, piemēram, hromu (0,8...1,8%), niķeli (1,0...4,5%), silīciju (0,9...1,2%) un mangānu (0,8...1,8%). Tādus legējošos elementus kā molibdēnu (0,15...0,45%), volframu (0,5...1,2%), vanādiiju (0,1...0,3%), titānu (0,06...0,12%) un boru (0,002...0,05%) lieto īpašību uzlabošanai tikai kopā ar hromu, niķeli un mangānu.

Oglekļa saturs legētajos konstrukciju tēraudos parasti ir no 0,12% līdz 0,45% un tie pieder pie perlīta klases tēraudiem.

Galvenās legēto konstrukciju tēraudu grupas ir kvalitātes tēraudi ($\leq 0,035\%$ S, $\leq 0,035\%$ P) un augstas kvalitātes tēraudi, kuri satur vēl mazāk nevēlamo piemaisījumu ($\leq 0,025\%$ S, $\leq 0,025\%$ P) un kuriem markas beigās raksta burtu A.

Atkarībā no pielietojamās termiskās apstrādes legētos konstrukciju tēraudos iedala cementējamos un uzlabojamos. Atsevišķi izdala atsperu un lodīšu gultņu tēraudos.

Cementējamie legētie tēraudi. Pie šīs grupas pieder mazlegētie vai vidēji legētie konstrukciju tēraudi ar mazu oglekļa saturu (0,1...0,3%). Pēc virskārtas cementēšanas, rūdīšanas un zemās atslādināšanas šiem tēraudiem ir liela virskārtas cietība (HRC 58...62) un pietiekami liela serdes daļas stiprība un stigrība. Tos lieto berzei pakļautu un mainīgas slodzes apstākļos strādājošo mašīnu un aparātu detaļu (zobratu, izciļņvārpstu u. c.) izgatavošanai.

Hroma tēraudos 15X, 15XA un 20X lieto nelielu slogotu izstrādājumu izgatavošanai. To virsmu cementē 1,0...1,5 mm dziļi un rūda eļļā, panākot cietību HRC 58...62. Serdes daļā saglabājas beinīta struktūra ar pietiekami lielu plastiskumu. Hroma tēraudu dziļrūdāmība ir neliela, tādēļ arī tos lieto nelielu izstrādājumu (virzuļu pirkstu, sadales vārpstu u. c.) izgatavošanai.

Hroma-niķeļa tēraudos 20XH, 12XH3, 12XH4 un 20XH4 var izmantot, lai izgatavotu vidēja un liela izmēra detaļas, kas pakļautas berzei un lielām slodzēm. Niķeļa klātbūtne šajos tēraudos palielina austenīta stabilitāti un rūdīšanas rezultātā serdes daļā izveidojas martensīta un beinīta struktūra ar mazu oglekļa saturu un labu mehānisko īpašību kompleksu. Niķelis paaugstina arī virskārtas stiprību un stigrību. Šiem tēraudiem ir liela dziļrūdāmība.

Hroma-niķeļa-molibdēna (volframa) tērauds 18X2H4MA (18X2H4BA) ir augsti legēts konstrukciju tērauds ar labām

mehāniskām un ekspluatācijas īpašībām. Šī tērauda austenīts ir ļoti stabils, tērauds praktiski norūdās gaisā, tādēļ serdes daļā izveidojas martensīts ar mazu oglekļa saturu. Tēraudus 18X2H4MA un 18X2H4BA lieto stipri slogotām liela izmēra detaļām (zobratiem, vārpstām, kloķvārpstām u. c.).

Sos tēraudus un tēraudus 20XH3A, 20X2H4A var lietot arī bez cementēšanas, ja vien paredzēts, ka detaļas ekspluatācijas laikā nebūs pakļautas berzei, un ja pastāv prasība, ka materiālam jābūt ļoti stigram.

So tēraudu trūkums ir to dārdzība un samērā sarežģītais ķīmiski termiskās apstrādes process.

Hroma-mangāna tēraudi ar titānu (18XГТ, 30XГТ) un molibdēnu (25XГМ) ir ekonomiski izdevīgi leģētie tēraudi, kurus lieto hroma-niķeļa tēraudu vietā. Šajos tēraudos niķeli aizvieto mangāns, bet titāns un molibdēns sasmalcina graudus un samazina jutību pret pārkarsēšanu. Pēc cementēšanas, rūdīšanas un zemās atlaidināšanas cementētās virskārtas cietība HRC 58...61, serdes daļas stiprība pārsniedz hroma-niķeļa tēraudu stiprību, bet stigrība ir zemāka. Sos tēraudus rūda tieši no cementēšanas krāsns, saglabājot virskārtā nelielu paliekošo austenīta. Tos lieto atbildīgu detaļu (zobratu, ātrumkārbu vārpstu u. c.) izgatavošanai.

Uzlabojamie leģētie tēraudi. Par uzlabojamiem leģētajiem konstrukciju tēraudiem sauc tēraudus, kuri satur 0,3...0,5% C un līdz 5% leģējošos elementus un kurus pakļauj termiskajai uzlabošanai — rūdīšanai, kam seko augstā atlaidināšana. Uzlabojamos leģētos tēraudus izmanto atbildīgu mašīnu detaļu izgatavošanai, kas strādā mainīgas vai triecienvēda slodzes apstākļos. Šiem tēraudiem jābūt ar augstu tecēšanas robežu, lielu plastiskumu un stigrību, mazu jutību pret iegriezumiem un zemām temperatūrām. Labu mehānisko īpašību kompleksu var nodrošināt tikai liela dziļrūdāmība un materiāla smalkgraudaina uzbūve.

Hroma tēraudus 40X, 45X un 50X plaši lieto mašīnbūvē vidēji slogotu detaļu izgatavošanai. Pieaugot oglekļa saturam, tēraudu stiprība palielinās, bet plastiskums un stigrība pazeminās, pie tam aukstlūstamība novērojama augstākās temperatūrās nekā oglekļa tēraudiem. Šajos tēraudos rodas atlaidināšanas trauslums. Lai no tā izvairītos, tie strauji jāatdzesē no augstās atlaidināšanas temperatūras. Hroma tēraudu dziļrūdāmība ir neliela (15...25 mm), to virsmas nodilumizturību var palielināt ar cianēšanu.

Hroma-niķeļa tēraudiem 40XH, 45XH un 50XH ir labs mehānisko īpašību komplekss. Tos lieto, lai izgatavotu atbildīgas detaļas, kas darbojas dinamiskas slodzes apstākļos.

Hroma-niķeļa-molibdēna (volframa) tēraudi — 40XHMA, 38XH3MA, 38XH3MΦA, 18X2H4MA, 18X2H4BA un citi ir labākie uzlabojamie leģētie konstrukciju tēraudi. Niķeļa satura palielināšana līdz 3...4% pazemina aukstlūstamības temperatūru un

palielina dziļrūdāmību. Lai novērstu atļaidināšanas trauslumu, tēraudus legē ar molibdēnu vai titānu. Šie tēraudi atbilst martenīta klases tēraudiem un rūdās gaisā. Sādi apstrādāti tēraudi labi uzņem dinamisku slodzi arī zemās temperatūrās, un tos lieto lielu ļoti atbildīgu detaļu (turbīnu rotoru, vārpstu, kompresoru, reduktoru detaļu) izgatavošanai. Šīs grupas tēraudi ir grūti apstrādājami ar griezējinstrumentiem un ļoti dārgi, jo satur deficīto niķeli.

Hroma-silīcija-mangāna tēraudi 30XГCA un 35XГCA satur niķeļa vietā vienu procentu mangāna un silīcija. Tie ir samērā lēti tēraudi ar labām mehāniskām un tehnoloģiskām īpašībām, tos dažreiz sauc par hromansila tēraudiem. Minētos tēraudus izmanto atbildīgu metināmu detaļu un konstrukciju izgatavošanai, tos var labi štancēt, dziļrūdāmība sasniedz 30...40 mm. Tos plaši lieto automobiļu būvē: izgatavo vārpstas, stūres mehānisma detaļas, spēka pārvadus u. c.

Sevišķi nodilumizturīgas ir detaļas, ko izgatavo no tērauda 38XMIOA, kuru pēc uzlabošanas pakļauj nitridēšanai.

Augstas stiprības tēraudi. Labākiem cementējamiem un uzlabojamiem konstrukciju tēraudiem pēc termiskās apstrādes tiek nodrošināta robežstiprība $\sigma_b = 110 \dots 120 \text{ kgf/mm}^2$, liels plastiskums ($\delta = 50 \dots 60\%$) un liela stīgrība ($a_H = 9 \dots 10 \text{ kgf} \cdot \text{m/cm}^2$).

Tehnikas attīstība prasa izstrādāt konstrukciju materiālus ar robežstiprību 140...200 kgf/mm², saglabājot pietiekamu plastiskuma un stīgrības rezervi. Lielu stiprību un lielu trauslas sagraušanas pretestību vienlaikus var iegūt šādiem tēraudiem:

1) vidēja oglekļa satura kompleksi legētajiem tēraudiem pēc zemās atļaidināšanas vai termomehāniskās apstrādes;

2) martensīta vecināmiem tēraudiem.

Vidēja oglekļa satura kompleksi legētajiem tēraudiem pēc rūdīšanas un zemās atļaidināšanas ir liela stiprība, kas atkarīga no oglekļa satura. Palielinot oglekļa saturu no 0,2% līdz 0,6%, materiāla stiprība pieaug no 120 kgf/mm² līdz 280 kgf/mm², bet trauslās sagraušanas pretestība strauji samazinās. Tādēļ praktiski oglekļa saturu ierobežo no 0,35% līdz 0,45%, sasniedzot robežstiprību 180...200 kgf/mm². Jūtība pret iegriezumiem mazinās, ja tēraudu legē vienlaikus ar niķeli un citiem legējošiem elementiem. Karbīdus veidojošie legējošie elementi nodrošina smalkgraudainu struktūru, bet hroms un mangāns — vēlamo dziļrūdāmību.

Izplatītākie augstas stiprības tēraudi ir 30XГCHA, 40XГCH3BA un 30X2ГCH2BM, kurus lieto lidmašīnu būvē atbildīgām metinātām konstrukcijām. Pēc rūdīšanas un zemās atļaidināšanas to robežstiprība sasniedz 185...200 kgf/mm², bet pēc izotermiskās rūdīšanas $\sigma_b = 165 \dots 185 \text{ kgf/mm}^2$, nodrošinot vēl

lielāku sagraušanas pretestību un mazāku jutību pret iegriezumiem.

Vidēja oglekļa satura legētajiem tēraudiem lielu stiprību var panākt ar termomehānisko apstrādi. Termomehāniskā apstrāde apvieno mehānisko nocietināšanu (plastiskajā deformācijā) un termisko nocietināšanu (rūdišanā). Šāda apstrāde ļauj tēraudiem 30XГCA, 40XH, 40XHMA, 38XH3MA un citiem nodrošināt lielu stiprību ($\sigma_b = 200 \dots 280$ kgf/mm²), saglabājot pietiekamu plastiskuma un stigrības rezervi.

Stiprības pieaugums termomehāniskajā apstrādē saistīts ar to, ka austenīta deformācija izraisa bloku sasmalcināšanos, rada lielu dislokāciju blīvumu un veido stabilu struktūru, kas saglabājas rūdišanas procesā. Smalkgraudainās struktūras izveidošana ir viena no materiāla plastiskuma un stigrības palielināšanas iespējām. Otra iespēja ir daļēja oglekļa izdališanās no austenīta deformācijas laikā.

Zemas temperatūras termomehāniskā apstrāde rada vēl lielāku stiprības pieaugumu ($\sigma_b \leq 280$ kgf/mm²), bet to grūtāk izpildīt, jo nepieciešama liela deformācijas pakāpe (50...90%).

Augstas temperatūras termomehāniskā apstrāde nodrošina lielu plastiskumu un stigrību, nedaudz pazeminot stiprību ($\sigma_b \leq 240$ kgf/mm²). Vienlaikus pieaug arī tērauda ilgizturība.

Vislielāko stiprību ($\sigma_b \leq 300$ kgf/mm²) iegūst, ja vidēja oglekļa satura tēraudus pakļauj augstas temperatūras termomehāniskajai apstrādei un pēc zemās atlaidināšanas normālā temperatūrā izdara plastisko deformāciju.

Atsperu tēraudi. Tiem jābūt ļoti elastīgiem, ar lielu ilgizturību un pietiekamu stigrību, pie tam triecienu vai statiskās slodzes iedarbībā nedrīkst rasties paliekošā deformācija. Šādas īpašības piemīt tēraudiem ar paaugstinātu oglekļa saturu (0,5...0,7%) pēc termiskās apstrādes — rūdišanas un vidējās atlaidināšanas (420...520 °C).

Neliela šķērsgriezuma atsperēm izmanto oglekļa tēraudus 65, 70, 75, 80, 85 vai tēraudus ar paaugstinātu mangāna saturu — 60Г, 65Г un 70Г. Pēc termiskās apstrādes šo tēraudu robežstiprība sasniedz 80...100 kgf/mm², bet relaksācijas noturība ir zema.

Legētie atsperu tēraudi satur silīciju (1,5...2,0%) un mangānu (0,8...1,0%), bet atbildīgiem izstrādājumiem tēraudā ietilpst arī hroms (0,9...1,2%), vanādijs (0,1...0,2%) un niķelis (1,4...1,7%), kas paaugstina elastības robežu un dziļrūdamību.

Silīcijs kavē martensīta pārvērtības atlaidināšanas procesā un ievērojami nocietina ferītu, tādēļ silīcija tēraudiem (50C2, 55C2, 60C2 un 70C3A) ir liela tecēšanas robeža, un tie ir ļoti elastīgi. Tos lieto automobiļu, traktoru un dzelzceļa vagonu atsperu izgatavošanai. Karsējot silīcija tēraudi atogļojas, līdz ar to pazeminās to ilgizturība. Atbildīgas liela izmēra atsperes izgatavo no

silīcija hroma (60C2XA), silīcija mangāna (60CF) un citiem kompleksi leģētajiem tēraudiem, kuru dziļrūdāmība sasniedz 50...80 mm. Tēraudus 50XΦA un 50XΓΦA atļaidina temperatūrā 520°C, tiem ir paaugstināta stigrība, mazāka jutība pret iegriezumiem un lielāka siltumizturība.

Vislabākās mehāniskās īpašības ir atspere tēraudiem 70C3A, 60C2XA un 60C2H2A, bet to ilgizturība ir atkarīga no virsmas stāvokļa. Lai palielinātu ilgizturību un samazinātu jutību pret iegriezumiem, gatavu atspere virsmu nocietina ar skrošu strūklū vai hidroabrazīvo apstrādi, kas vienlaikus virsmas kārtā rada arī paliekošos spiedes spriegumus.

Ritgultņu tēraudi. Ritgultņi ir konstrukcijas, kuru detaļas pakļautas berzei. Tādēļ tie jāizgatavo no materiāliem, kuriem ir liela cietība, nodilumizturība un kontaktnoguruma pretestība.

Ritgultņu tēraudiem jābūt ar lielu oglekļa saturu, tos leģē ar hromu un mangānu. Šo tēraudu grupai ir noteiktas prasības pret nemetālisko piemaisījumu saturu, jo tie, nonākot detaļās virskārtā, kļūst par sprieguma koncentratoriem un izraisa priekšlaicīgu, t. s. noguruma sagrūšanu. Nav pieļaujams arī nevienmērīgs karbīdu sadalījums. Ritgultņu tēraudu markai pirmo raksta burtu III, bet hroma sastāvu uzrāda procenta desmitdaļās (8. tabula).

Lodišu gultņu tēraudu ķīmiskais sastāvs

8. tabula

Tērauda marka	Ķīmiskais sastāvs (%)			
	C	Mn	Si	Cr
III X6	1,05...1,15	0,2...0,4	0,17...0,37	0,4...0,7
III X9	1,0...1,10	0,2...0,4	0,17...0,37	0,9...1,2
III X15	0,95...1,05	0,2...0,4	0,17...0,37	1,3...1,65
III X15C	0,95...1,05	0,9...1,2	0,40...0,65	1,3...1,65

Pēc atkvēlināšanas ritgultņu tēraudiem ir ferīta-karbīda struktūra un neliela cietība (HB 187...207), tie labi apstrādājami ar griezējinstrumentiem. Pēc rūdīšanas 830...860°C temperatūrā eļļā un zemās atļaidināšanas (150...200°C temperatūrā) izstrādājumu cietība ir liela (HRC 61...66). Lai pēc iespējas pilnīgāk likvidētu spriegumus, atļaidināšanu veic 2,5...6 h ilgi.

Martensīta vecināmie tēraudi ir jauna lielas stiprības konstrukciju tēraudu grupa. To pamatā ir bezoglekļa ($\leq 0,03\%$ C) dzelzs sakausējums ar niķeli (8...25%) un citiem leģējošiem elementiem: Co, Mo, Ti, Cr, Be, Nb un Si. Šo tēraudu lielo stiprību nosaka divu nostiprināšanās mehānismu — martensīta pārvērtību un martensīta vecināšanas mijiedarbība. Niķelis stabilizē austenītu, stipri pazemina $\gamma \rightarrow \alpha$ pārvērtību temperatūru, un pat nelielu dzesēšanas ātrumu gadījumā notiek martensīta pārvērtības.

Sos tēraudus rūda gaisā 800...860 °C temperatūrā. Rūdišana fiksē pārsātinātu dzelzs-niķeļa martensītu. Sakarā ar lielu niķeļa un kobalta saturu un zemu oglekļa koncentrāciju dislokācijas martensītā var brīvi pārvietoties. Rūditā stāvoklī tēraudam ir liels plastiskums ($\delta=18...20\%$, $\psi=75...85\%$) un stingrība ($a_H=20...30$ kgf·m/cm²), tas maz nocietinās aukstā plastiskā deformācijā. Šīs īpašības ļauj rūdītu tēraudu apstrādāt ar spiedienu un griezējinstrumentiem, pie tam to var labi metināt.

Galvenā nocietināšanās notiek vecināšanas procesā (450...500 °C), kad no martensīta izdalās ļoti dispersas daļiņas — metāliņi Ni₃Ti, NiTi, NiAl, Fe₂Mo, Ni₃Mo un citi, kas koherenti saistīti ar plastisko martensīta matricu.

Labas mehāniskās īpašības ir tēraudiem H18K9M5T, H12K15M10, H10X11M2T u. c. Šo materiālu stiprība sasniedz 200 kgf/mm², tie neplaisā un ir maz jutīgi pret iegriezumiem. Lielā pretestība trauslai sagraušanai nodrošina tiem augstu konstruktīvo stiprību plašā temperatūras intervālā — no kriogēnās temperatūras (−196 °C) līdz 450...500 °C.

Kaut arī martensīta vecināmie tēraudi pagaidām ir dārgi, tos arvien plašāk lieto aviācijā, raķešu, kuģu un aparātu būvē.

Karstumizturīgie konstrukciju tēraudi. Par karstumizturību sauc materiāla spēju pretoties deformācijai un sagraušanai augstās temperatūrās. Mūsdienās karstumizturīgie materiāli ir ļoti nepieciešami. Tos lieto gāzu turbīnās, reaktīvajos dzinējos, raķešu, iekšdedzes dzinējos, dažādos mehānismos un konstrukcijās. Atkarībā no temperatūras režīma un darbības ilguma izstrādājumu materiāliem uzstādītās prasības ir dažādas. Tā, piemēram, tvaika iekārtu detaļām jādarbojas tūkstošiem stundu, reaktīvo dzinēju detaļām — simtiem stundu, bet raķešu detaļām — tikai dažas minūtes.

Temperatūras paaugstināšana izmaina materiāla elastību, palielina plastiskumu un pazemina stiprību. Ilgstoši darbojoties pastāvīgām slodzēm zem tecēšanas robežas, materiāls pakļauts lēnai plastiskai deformācijai, kuru sauc par šļūdi un kuras rezultātā izstrādājums var pat sagrūt.

Karstumizturīgo materiālu raksturošanai izmanto šļūdes un ilgstošu robežstiprību.

Par karstumizturīgiem materiāliem uzskata konstrukciju tēraudus, kuri var atrasties zem slodzes noteiktu laiku temperatūrā, kas augstāka par 500 °C.

Darbam temperatūrā 850...900 °C izmanto karstumizturīgos tēraudus un sakausējumus, kas izveidoti uz dzelzs-niķeļa un niķeļa bāzes. Augstākās temperatūrās lieto grūti kūstošu metālu sakausējumus, kas izveidoti uz molibdēna, tantala un volframa bāzes.

Augstāku karstumizturību var sasniegt, legējot cieta šķīdumu (palielinās starpatomu saites enerģija, palēninās difūzija un pašdifūzija, pieaug rekristalizācijas temperatūra) un radot sakausējumā struktūru, kurā dispersās karbīdu un intermetālisko

savienojumu daļiņas vienmērīgi sadalītas pa cietā šķīduma graudu robežām, bet pašos graudos šīs daļiņas ilgstoši koherenti saistītas ar metālisko matricu. Jo šīs daļiņas ir smalkākas un stabilākas, jo lielāka ir materiāla karstumizturība. Sakausējumi ar karbīdu daļiņām ir mazāk karstumizturīgi nekā sakausējumi ar nostiprinošām intermetālisko savienojumu daļiņām.

Karstumizturību stipri ietekmē arī pamatmetāla struktūra.

Karstumizturīgie perlīta tēraudi. Iekārtām, kuras darbojas 500...580 °C temperatūrā, daudzas detaļas izgatavo no perlīta klases tēraudiem, kas satur hromu, molibdēnu un vanādiju. Perlīta tēraudus pakļauj normalizācijai 950...1050 °C temperatūrā un augstai atlaidināšanai 650...750 °C temperatūrā. Iegūtā smalkā plāksņveida perlīta struktūra nodrošina ilgstošu karstumizturību.

Tēraudus 16M un 15XM izmanto tvaika katlu būvē, tos var labi metināt un deformēt aukstā un karstā stāvoklī. Pārkarseta tvaika iekārtās lieto augstākas karstumizturības tēraudus — 12X1MΦ, 25XM un 25X1MΦ.

Karstumizturīgie martensīta tēraudi. Ļoti spriegotām detaļām ekspluatācijai temperatūrā 450...550 °C nereti lieto hroma tēraudus 1X13 un 2X13. No šiem tēraudiem izgatavo tvaika turbīnu lāpstiņas. Visbiežāk tvaika un gāzu turbīnās lieto kompleksi legētos martensīta tēraudus 15X11MΦ un 1X12BHMΦ. Optimālo karstumizturību šiem tēraudiem sasniedz pēc termiskās apstrādes: rūdot eļļā 1000...1060 °C temperatūrā un atlaižot 700...740 °C temperatūrā. Augstā rūdīšanas temperatūra nepieciešama, lai karbīdus izšķīdinātu austenītā.

Automobiļu un traktoru iekšdedzes dzinēju vārstu izgatavošanai izmanto hroma-silīcija tēraudus, kurus sauc par silhromiem. Šiem martensīta klases tēraudiem ir liela karstumizturība izplūdes gāzu vidē. Plaši lieto tēraudus 40X9C2 un 40X10C2M, kurus pēc rūdīšanas atlaižina temperatūrā 720...800 °C, pēc tam strauji atdzesējot gaisā, lai novērstu atlaidināšanas trauslumu.

Lieljaudas dzinējiem un dīzeļiem silhromu vietā lieto karstumizturīgos austenīta tēraudus.

Karstumizturīgie austenīta tēraudi. Austenīta struktūru tēraudos iegūst, tos legējot ar hromu, niķeli un mangānu lielā daudzumā. Papildu legējošie elementi — Mo, W, V, Nb un B paaugstina tēraudu karstumizturību. Austenīta tēraudu karstumizturība sasniedz 600...750 °C, tie ir plastiski, tos var labi metināt, bet to apstrāde ar griezējinstrumentiem ir apgrūtināta.

Rūdītus karstumizturīgos austenīta tēraudus 1X14H16B un 1X14H18B2B izmanto spēka iekārtu cauruļvadu izgatavošanai. Rūdīšanas temperatūra ir 1100...1160 °C, atdzesēšanu izdara ūdenī vai gaisā. Lai paaugstinātu karstumizturību, austenīta tēraudus pakļauj termiskajai apstrādei, kas sastāv no šādām operācijām:

1) rūdīšana augstās temperatūrās (1050...1200 °C) ūdenī, eļļā vai gaisā. Tās rezultātā izveidojas viendabīgs cietais šķīdums — austenīts ar mazu cietību;

2) vecināšana 600...800 °C temperatūrā, lai no cietā šķīduma izdalītos nostiprinošās dispersās daļiņas. Vecināšanas temperatūra nedrīkst izraisīt nostiprinošo daļiņu koagulāciju vai izšķīšanu.

Augstas karstumizturības tēraudu nostiprināšanu ar karbīdiem panāk, ievadot hroma-niķeļa vai hroma-niķeļa-mangāna austenītā 0,3...0,5% oglekļa un karbīdus veidojošus leģējošos elementus Mo, W, V, Nb u. c. Pie šādiem tēraudiem pieder 40X15H7Г7Ф2МC, 45X14H14B2M, 45X14H14B2M un 40X12H8Г8ФБ, ko izmanto liekas jaudas dzinēju, lidmašīnu dzinēju vārstu, gāzu turbīnu sastiprināšanas detaļu un citu izstrādājumu izgatavošanai. Šo tēraudu nostiprināšanu veic, rūdot 1170...1190 °C temperatūrā ūdenī un vecinot 800 °C temperatūrā 8...10 h ilgi. Rezultātā izveidojas dispersas karbīdu Cr₂₃C₆ un VC daļiņas.

Pie tēraudiem ar nostiprinošu metalīdu fāzi pieder niķeļi, titānu, alumīniju un boru saturoši tēraudi: X12H20T3P, X12H22T3MP, XH35BTIO u. c. Šo karstumizturīgo tēraudu darba temperatūru intervāls ir no 700 °C līdz 800 °C. Tos nostiprina ar rūdīšanu, kurai seko vecināšana 700...800 °C temperatūrā.

Karstumizturīgie sakausējumi uz niķeļa bāzes. Karstumizturīgos materiālus, kas izveidoti uz niķeļa bāzes, nereti sauc par nimonikiem, tos izmanto gāzu turbīnās un reaktīvajos dzinējos ar darba temperatūru līdz 800 °C. Augstu karstumnoturību niķeļim piešķir hroms (līdz 20%), bet paaugstinātu karstumizturību — titāns (1...2,8%) un alumīnijs (0,55...5,5%). Šajā gadījumā vecināšanas procesā no rūdītā sakausējuma izdalās augsti disperss metalīds Ni₃(Ti, Al), kas koherenti saistīts ar pamatmetāla cieto šķīdumu, karbīds TiC un nitrīds TiN. Tālāku karstumizturības paaugstināšanu panāk, leģējot sakausējumu ar molibdēnu (2...11%), volframu (2...11%), kobaltu (4...16%), boru un ceriju.

Visplašāk izmanto sakausējumus XH77TIO (19...22% Cr, 2,3...2,7% Ti, 0,55...0,95% Al, ≤0,01% Ce, 0,06...0,12% C) un XH77TIO P, kas papildus leģēts ar boru (≤0,01%). Pēc rūdīšanas 1080...1120 °C temperatūrā sakausējumam ir neliela stiprība un liels plastiskums. To var viegli apstrādāt ar spiedienu. Pēc vecināšanas 700 °C temperatūrā sakausējums iegūst lielu karstumizturību.

Turbīnu lāpstiņu izgatavošanai izmanto sakausējumu XH55BMTΦKIO, kas satur 9...12% Cr, 12...16% Co, 1,4...2,0% Ti, 3,6...4,5% Al, 4,5...5,6% W, 4...6% Mo, 0,02% B, 0,2...0,8% V un 0,1% Ba. Šī sakausējuma lielo karstumizturību nodrošina daudzās nostiprinošās fāzes, kas vecināšanas procesā izdalās no cietā šķīduma.

8-2. Čuguni

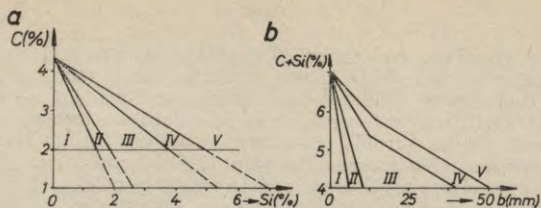
Bez tēraudiem mašīnbūvniecībā plaši lieto arī dzelzs-oglekļa sakausējumus ar oglekļa saturu virs 2%, kurus sauc par čuguni. Čugunos ogleklis atrodas vai nu saistītā veidā — dzelzs karbīds Fe_3C , vai arī brīvā veidā — dažādas formas grafiņa ieslēgumi. Dzelzs karbīds jeb cementīts piešķir čuguna lūzumam gaišu nokrāsu, tādēļ cementītu saturošus čugunos sauc arī par baltajiem čuguniem. Grafiņš padara lūzumu pelēku, tādēļ šos čugunos sauc par pelēkajiem čuguniem. Atkarībā no grafiņa formas un tā izveidošanās apstākļiem izšķir pelēkos, augstas stiprības un kaļamos čugunos. Šiem čuguniem ir laba šķīdrplūstamība un mazs sarūkums, kas ļauj iegūt sarežģītas formas kvalitatīvus lējumus.

Baltie čuguni. Baltajos čugunos viss ogleklis atrodas saistītā veidā (cementīts). Cementīts piedod čugunam lielu cietību (HB 450...550) un trauslumu. Baltos čugunos grūti apstrādāt ar griezējinstrumentiem, tādēļ praksē tos lieto samērā reti. Ierobežots pielietojums ir arī čuguna lējumiem ar atbalinātu virskārtu, kuru serdes daļā ir pelēkā čuguna struktūra. Virskārtas atbalināšanu (12...30 mm dziļumā) panāk, lējumu strauji atdzesējot metāla formā — kokilē. Virskārtas lielā cietība ļauj lietot šo materiālu tādu detaļu izgatavošanai, kuras pakļautas berzei, piemēram, velmjiem, dzirnavu lodēm, arklu lemešiem, preču vagonu riteņiem u. c.

Sakarā ar dažādos dziļumos atšķirīgo atdzišanas ātrumu un līdz ar to ar atšķirīgo struktūru lējumā rodas lieli iekšējie spriegumi, kas var izraisīt plaisas. Lai likvidētu iekšējos spriegumus, lējumus pakļauj termiskajai apstrādei — zemaī atkvēlināšanai 500...550 °C temperatūrā.

Pelēkie čuguni. Par pelēko čugunu sauc tādu čugunu, kurā grafiņš atrodas nedaudz izliektu plāksniņu veidā. Grafiņa klātbūtne nodrošina materiālam nelielu cietību, labu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem un labas antifrikcijas īpašības. Bez tam grafiņa ieslēgumi pazemina materiāla stiprību un plastiskumu.

Pelēkie čuguni — sarežģīta sastāva sakausējumi, kuri bez dzelzs un oglekļa satur arī silīciju, mangānu un nevēlamos piemaisījumus: sēru un fosforu. Visplašāk lieto čugunos ar oglekļa saturu 2,4...3,8%. Silīcijs (1,2...5,0%) ļoti iespaido čuguna struktūru un īpašības. Lējumu struktūra ir atkarīga no čuguna ķīmiskā sastāva un tehnoloģiskiem faktoriem, pirmām kārtām no dzesēšanas ātruma. Silīcijs galvenokārt veicina grafitizāciju. Grafiņa daudzums struktūrā pieaug, samazinot lējuma dzesēšanas ātrumu. Karbīdus veidojošie elementi (Cr), kā arī sērs un mangāns aprūtina grafitizācijas procesu. Izmainot čugunā oglekļa un silīcija saturu un izmainot dzesēšanas ātrumu, var iegūt dažādas pamatstruktūras.



8-2. att. Čuguna struktūra atkarībā no oglekļa un silīcija satura (a) un lējumu sienu biezuma (b):

I — baltais čuguns; II — pārejas čuguns; III — pelēkais perlīta čuguns; IV — pelēkais perlīta-ferīta čuguns; V — pelēkais ferīta čuguns.

Ja lējumus lēni atdzesē, čugunos ar lielu silīcija saturu primārā kristalizācija noris pēc stabilās Fe-C diagrammas, t. i., no šķidrās fāzes izdalās grafiits.

Pieaugot dzesēšanas ātrumam, rodas apstākļi, kad primārā kristalizācija notiek pēc metastabilās Fe-Fe₃C diagrammas, t. i., vispirms veidojas cementīts, kas tālākajā dzesēšanā sadalās un veido grafiita ieslēgumus. Sekundārā kristalizācija galvenokārt notiek pēc metastabilās diagrammas: veidojas sekundārais cementīts un perlīta cementīts. Oglekļa un silīcija satura ietekmi uz grafitizācijas procesa gaitu uzskatāmi attēlo struktūras diagrammas 8-2. attēlā a.

Čugunu struktūra sastāv no metāliskās pamatnes un grafiita ieslēgumiem (sk. VII att. ielīmē pie 128. lpp.). Atkarībā no pamatstruktūras pelēkos čugunos iedala šādi: 1) pelēkais perlīta čuguns (III), kura struktūra sastāv no perlīta (0,8% saistītā oglekļa) un plākšņveida grafiita; 2) pelēkais perlīta-ferīta čuguns (IV), kura struktūra sastāv no perlīta, ferīta un grafiita. Atkarībā no grafitizācijas procesa pilnīguma ķīmiski saistītā oglekļa daudzums mainās no 0,1% līdz 0,8%; 3) pelēkais ferīta čuguns (V), kas sastāv no ferīta un grafiita. Šajā gadījumā grafitizācijas process noris līdz galam — viss ogleklis ir izdalījies grafiita veidā.

Dotā oglekļa un silīcija satura gadījumā grafitizācijas process noris jo pilnīgāk, jo lēnāka ir dzesēšana. Ražošanas apstākļos dzesēšanas ātrumu nosaka detaļu sienu biezums. Jo plānākas sienīņas, jo lielāks dzesēšanas ātrums un mazākā mērā noris grafitizācijas process (8-2. att. b). Čuguna plānsienu lējumiem jāpalielina silīcija saturs.

Čuguna mehāniskās īpašības ir atkarīgas no metāliskās pamatnes (pamatstruktūras) īpašībām, kā arī no grafiita ieslēgumu daudzuma, formas un izmēriem. Grafitam ir ļoti maza stiprība, tādēļ grafitu var uzskatīt par iegriezumiem vai plaisām čuguna pamatstruktūrā. Šī iemesla dēļ pelēkajam čugunam ir zema

stiprība stiepē, bet plastiskums praktiski tuvojas nullei ($\leq 0,5\%$). Grafitā ieslēgumi maz iespaido stiprību spiedē un cietību; tā galvenokārt atkarīga no pamatstruktūras īpašībām.

Grafitā ieslēgumi palielina čuguna nodilumizturību un atvieglo apstrādi ar griezējinstrumentiem. Jo mazāk grafitā ieslēgumu, jo smalkāki tie un jo labāk tie izolēti cits no cita, jo čuguna stiprība ir lielāka. Vislielākā stiprība un nodilumizturība ir pelēkajiem čuguniem ar perlīta struktūru.

Grafitā ieslēgumu sasmalcināšanu izdara, pievienojot šķīdram čugunam modifikatorus — ferosilīciju (0,3...0,6% no šihtas masas) vai silikokalciju (0,3...0,5% no šihtas masas).

Čuguna kvalitāti un marķu nosaka pēc stiprības stiepē un liecē, uzrādot parauga izlieci *f*. Pelēkos čugunus marķē ar burtiem ЧЧ un diviem skaitļiem: pirmais skaitlis norāda stiprību spiedē, otrais — stiprību liecē (9. tabula).

9. tabula

Pelēko čugunu mehāniskās īpašības (ГОСТ 1412-70)
un pielietojums

Čuguna marka	σ_b ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	σ_t ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	Izliece <i>f</i> (mm); <i>L</i> =300 mm	HB	Pielietojums
ЧЧ 00	—	—	—	—	
ЧЧ 12-28	12	28	2	143...229	Izgatavo maz un vidēji slodgotas detaļas: reduktoru un gultņu korpusus, karterus, vākus, balstus, uzgriežņus
ЧЧ 15-32	15	32	2,5	163...229	
ЧЧ 18-36	18	36	2,5	170...229	
ЧЧ 21-40	21	40	3,0	170...241	Izgatavo atbildīgas detaļas un berzes mezglus: zobratlus, čaulas, cilindru čaulas un virzuļus, tvaika dzinēju cilindrus, metālgriešanas darba mašīnu statnes
ЧЧ 24-44	24	44	3,0	170...241	
ЧЧ 28-48	28	48	3,0	170...241	
ЧЧ 32-52	32	52	3,0	187...255	Izgatavo ļoti atbildīgas detaļas: kloķvārpstas, zobratlus ar slīpiem zobiem, bremžu cilindrus, hidrocilindrus, augstspiediena slēgus, virzuļus, sūkņu korpusus
ЧЧ 36-56	36	56	3,0	197...269	
ЧЧ 40-60	40	60	3,5	207...269	

Augstas stiprības čuguni. Augstas stiprības čugunos grafitam ir lodveida forma. Lodveida grafitam mazāk sadala metālisko pamatni, rada mazāku spriegumu koncentrāciju un līdz ar to mazāk pasliktina tā mehāniskās īpašības. Šādiem čuguniem ir labas mehāniskās un liešanas īpašības, laba apstrādājamība ar griezējinstrumentiem un liela nodilumizturība (10. tabula).

Augstas stiprības čugunu mehāniskās īpašības
 (ГОСТ 7293-70)

Čuguna marķa	σ_b ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	σ_T ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	δ (%)	a_H ($\frac{\text{kgf} \cdot \text{m}}{\text{cm}^2}$)	HB
	ne mazāk				
BЧ 45-5	45	33	5	3,0	160...220
BЧ 50-2	50	38	2	2,0	180...260
BЧ 60-2	60	40	2	2,0	200...280
BЧ 80-3	80	50	3	2,0	220...300
BЧ 120-4	120	90	4	3,0	302...369

Lai čuguna struktūrā iegūtu lodveida grafitu, šķidram metālam pievieno modifikatorus, piemēram, magniju (0,03...0,07% no metāla masas). Citu elementu saturs augstas stiprības čugunos neatšķiras no to satura pelēkajos čugunos. Tīru magniju čugunā ievadīt ir grūti (tas daļēji sadeg), tādēļ lieto magnija līgatūras vai sarežģīta sastāva kompleksus modifikatorus. Modifikatoru uzdevums ir kristalizēt grafitu lodveida formā. Atkarībā no grafitizācijas procesa pilnīguma augstas stiprības čugunos var būt perlīta, perlīta-ferīta un ferīta metāliskā pamatne (sk. VIII att. ielīmē pie 128. lpp.).

Augstas stiprības čugunos marķē ar burtiem BЧ un diviem skaitļiem: pirmais skaitlis norāda stiprību stiepē, otrais — relatīvo pagarinājumu (sk. 10. tabulu). Mūsdienās augstas stiprības čugunus plaši izmanto tautas saimniecībā. No tiem atļauj automobiļu kloķvārpstas, cilindru galvas un kārbas, metālgriešanas darbmašīnu korpusus un citas detaļas, kas darbojas atbildīgos mašīnu mezglos. Lai uzlabotu mehāniskās īpašības, lējumus pakļauj termiskajai apstrādei — rūdīšanai ar augsto atlaidināšanu, sferoidizācijas atkvēlināšanai vai arī ķīmiski termiskai apstrādei — nitridēšanai.

Kaļamie čuguni. Kaļamo čugunu grafitam ir pārslveida forma. To iegūst, ilgstoši augstās temperatūrās atkvēlinot baltā čuguna lējumus. Šādā termiskajā apstrādē notiek cementīta sadalīšanās un grafitā kristalizācija pārslu veidā. Šāds grafitš mazāk nekā plāksņveida grafitš sadala pamatstruktūru un līdz ar to mazāk samazina čuguna stiprību un plastiskumu.

No baltā čuguna, kas satur 2,4...3,0% C, 0,7...1,5% Si un 0,3...1,0% Mn, atļauj detaļas, kuras pēc tam iepakoj speciālās kastēs un apber ar smiltīm, dzelzs skaidām vai šamotu, lai aizsargātu no oksidēšanās. Atkvēlināšana (8-3. att.) sastāv no lēnas karsēšanas līdz 950...1000 °C temperatūrai (nedaudz zem eitektiskās temperatūras) un ilgstošas (10...15 h) izturēšanas. Šajā laikā notiek grafitizācijas pirmā pakāpe, kad eitektiskais un nelielā daudzumā esošais sekundārais cementīts sairst, veidojot

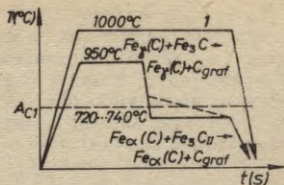
austenītu un grafitu (atkvēlināšanas oglekli). Atdzesējot no šīs temperatūras līdz grafitizācijas otrās pakāpes temperatūrai (720...740°C), notiek sekundārā cementīta sairšana. Ilgstoši (25...30 h) izturot šajā temperatūrā, sairst perlitā ietilpstošais cementīts, bet grafitis ferīta pamatstruktūrā izdalās pārslveida ieslēgumu veidā.

Ja grafitizācijas pirmo pakāpi paldzina un no šīs temperatūras tieši atdzesē līdz istabas temperatūrai, tad kaļamā čuguna struktūra sastāv no perlīta un pārslveida grafitā ieslēgumiem (sk. IX att. c ielīmē pie 128. lpp.).

Dažreiz atkvēlināšanu veic oksidējošā vidē (dzelzs rūdā), kas ļauj samazināt oglekļa saturu lējumu virskārtā. Tādā gadījumā detaļas virskārtā sastāv no ferīta, bet serdes daļa no perlitiskā kaļamā čuguna.

Atkvēlināšanas paātrināšanai izmanto paņēmienus: čuguna modificēšanu ar alumīniju, lējumu iepriekšēju rūdīšanu vai vecināšanu 350...400°C temperatūrā, čuguna izliešanas vai arī atkvēlināšanas temperatūras paaugstināšanu.

Kaļamo čugunu marķas apzīmē ar burtiem КЧ* un diviem skaitļiem: pirmais skaitlis norāda čuguna stiprību stiepē, otrais — relatīvo pagarinājumu (11. tabula).



8-3. att. Termiskās apstrādes grafiks kaļamā čuguna iegūšanai.

11. tabula

Kaļamo čugunu mehāniskās īpašības (ГОСТ 1215-59) un pielietojums

Čuguna marķa	σ_b ($\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$)	δ (%)	HB	Pamatstruktūra	Pielietojums
КЧ 30-6	30	6	163	Ferīts	Izgatavo mazatbildīgas detaļas: uzgriežņus, vākus, sajūgus
КЧ 33-8	33	8	163	+	
КЧ 35-10	35	10	163	perlīts	Izgatavo automobiļu pakalējo tiltu korpusus, reduktoru karterus, skavas, āķus, spieķus
КЧ 37-12	37	12	163	(3...10%)	
КЧ 45-6	45	6	241	Perlīts	Izgatavo kardānpārvalda dakšas, konveijera ķēžu locekļus, rullīšus, bremžu lokus, čaulas, sajūgus
КЧ 50-4	50	4	241	+	
КЧ 56-4	56	4	269	ferīts	
КЧ 60-3	60	3	269	(1...20%)	
КЧ 63-2	63	2	269		

* КЧ ковкий чугун — kaļamais čuguns. Šo materiālu nevar kalt, tā plastiskums ir samērā neliels — 2...10%.

No kaļamā čuguna izgatavo plānsienu detaļas, kas darbojas triecienvēida slodzes un vibrāciju apstākļos, kā arī pakļautas berzei. To plaši lieto lauksaimniecības mašīnu, automobiļu un tekstilmašīnu būvē. Kaļamā čuguna blīvums ļauj to izmantot arī ūdens un gāzes vadu ietaisēs. Baltā čuguna labās liešanas īpašības ļauj iegūt sarežģītas formas lejumus, kurus atkveļinot pārverš kaļamajā čugunā.

8-3. Instrumentu tēraudi

Par instrumentu tēraudiem sauc oglekļa un legētos tēraudus ar oglekļa saturu virs 0,7%, kuriem piemīt liela cietība, stiprība un nodilumizturība. Pēc pielietojuma instrumentu tēraudus iedala griezējinstrumentu, mērinstrumentu, aukstās deformēšanas štanču un karstās deformēšanas štanču tēraudos.

Parasti instrumentu tēraudi pieder pie aizeitektoīdiem vai ledeburīta tēraudiem, kam pēc rūdišanas un atlaidināšanas struktūra sastāv no martensīta un karbīdiem ar cietību līdz HRC 60...65. Viens no galvenajiem instrumentu tēraudu raksturlielumiem ir to siltumnoturība (sarkankvēles noturība), t. i., noturība pret atlaidināšanos instrumentu darba temperatūrās. Atkarībā no siltumnoturības instrumentu tēraudus iedala 3 grupās: zemas, vidējas un augstas siltumnoturības tēraudi.

Otrs raksturīgs instrumentu tēraudu raksturlielums ir dziļrūdāmība. Augsti legētiem vidējas un augstas siltumnoturības tēraudiem ir liela dziļrūdāmība.

Oglekļa instrumentu tēraudus apzīmē ar burtu Y un skaitli, kas norāda vidējo oglekļa saturu procenta desmitdaļās. Augstas kvalitātes instrumentu tēraudiem markas beigās raksta burtu A.

Legētajiem instrumentu tēraudiem markas sākumā uzrāda oglekļa saturu procenta desmitdaļās. Ja oglekļa saturs ir 1% vai lielāks, to markā neuzrāda. Burti norāda legējošos elementus, bet skaitļi aiz tiem — legējošo elementu saturu veselos procentos.

Ātrgriezējtēraudus markē ar burtu P, norādot aiz tā galvenā legējošā elementa — volframa saturu procentos. Pārējos legējošos elementus apzīmē kā parasti, tikai hroma saturu neuzrāda, jo visos ātrgriezējtēraudos tā saturs ir apmēram 4%.

Griezējinstrumentu tēraudi. Šiem tēraudiem pēc termiskās apstrādes jābūt cietākiem (HRC 60...65) nekā apstrādājamam materiālam un ar lielu nodilumizturību, lai saglabātu griezējinstrumenta griezējšķautnes formu un izmērus. Tiem jābūt ar pietiekamu stiprību un stigrību, lai novērstu griezējinstrumenta lūšanu, un ar pietiekamu siltumnoturību, lai instrumenta cietība nesamazinātos griešanas procesā izdalītā siltuma iedarbības rezultātā.

Zemas siltumnoturības instrumentu tēraudi ar mazu dziļrūdāmību. Oglekļa instrumentu tēraudiem Y7, Y8, Y9, Y10, Y11 un Y12 ir maza dziļrūdāmība, jo to pārdzesētam austenītam ir maza stabilitāte. Pilnīgu caurrūdišanos panāk instrumentiem, kuru diametrs vai biezums nav lielāks par 10...12 mm. Šos tēraudus lieto tādu nelielu instrumentu (vīļu, rivurbju) izgatavošanai, kuriem griezējdaļa ir instrumenta virskārta. Instrumentiem, ko lieto dinamiskas slodzes apstākļos (cirtņiem, kokapstrādes instrumentiem, skrūvgriežiem, cirvjēm utt.), iesaka tēraudus Y7 un Y8, kuriem pēc termiskās apstrādes vēlams trostīta struktūra ar pietiekami lielu stigrību.

Parastiem instrumentiem — frēzēm, urbjiem, zāģiem, ķirurgu instrumentiem un citiem — lieto aizeitektoidos tēraudus Y10, Y11, Y12 un Y13, kuru struktūra pēc termiskās apstrādes ir martensīts ar karbīdu ieslēgumiem.

Oglekļa instrumentu tēraudi ir samērā lēti, atkvēlinātā stāvoklī tie labi apstrādājami ar griezējinstrumentiem un spiedienu. To trūkumi ir šaus rūdišanas temperatūras intervāls un liels rūdišanas kritiskais ātrums, kas prasa izdarīt rūdišanu ūdenī vai sāls šķīdumos ūdenī, līdz ar to pastiprinot instrumentu samešanās un deformēšanās iespējas. Tādēļ sarežģītas formas instrumentiem oglekļa instrumentu tēraudus neizmanto. Oglekļa tēraudus var lietot tikai neliela griešanas ātruma gadījumā, jo, griezējinstrumentam sakarstot līdz 190...200 °C temperatūrai, strauji pazeminās tā cietība un palielinās nodilums.

Pirmseitektoidā tērauda Y7 rūdišanas temperatūra ir 30...50 °C virs A_{c3} , bet atlaidināšanu veic 275...325 °C temperatūrā (HRC 48...58) vai 400...500 °C temperatūrā (HRC 44...48). Atlaidināšanas ilgums ir 60...90 min. Instrumentu tēraudu Y10, Y11 un Y12 rūdišanas temperatūra ir 780...810 °C, t. i., 50...70 °C virs A_{c1} , bet zemāk par A_{cm} , lai pēc rūdišanas struktūra sastāvētu no smalkgraudaina martensīta un neizšķīdušā sekundārā cementīta daļiņām. Spriegumu likvidēšanas nolūkā instrumentus atlaidina 150...170 °C temperatūrā, lai tie saglabātu lielu cietību (HRC 60...63).

Zemas siltumnoturības leģētie instrumentu tēraudi ar paaugstinātu dziļrūdāmību. Arī leģētie instrumentu tēraudi ar leģējošo elementu saturu līdz 4% derīgi tikai griešanai ar nelielu ātrumu. To siltumnoturība nepārsniedz 200...250 °C. Leģētajiem instrumentu tēraudiem ir mazāka jutība pret pārkaršanu un lielāka dziļrūdāmība. Tas dod iespēju rūdišanu izdarīt eļļā, līdz ar to samazinot instrumentu deformēšanās iespējas. Kritiskais diametrs, rūdot eļļā, sasniedz 40...80 mm. Pēc struktūras tie atbilst perlitā klases aizeitektoidiem tēraudiem; rūdot tos karsē nedaudz virs A_{c1} temperatūras. Zemā atlaidināšana nodrošina lielu nodilumizturību un cietību (HRC 62...69).

Mazleģētos tēraudus 9XΦ, 11XΦ, B2Φ, XB4, 11X un 13X iesaka lietot neliela diametra garu instrumentu izgatavošanai.

Tēraudi 9XC un XBC rūdot maz deformējas, un tiem ir paaugstināta siltumnoturība (250...260 °C). Tos lieto liela izmēra instrumentiem: frēzēm, vītņgriešanas instrumentiem u. c. Tērauds XBF paredzēts sarežģītiem instrumentiem, piemēram, caurvīlcēm, jo termiskās apstrādes rezultātā tā izmēri mainās maz. Tērauda XBF trūkums ir paaugstinātā cietība atkvēlinātā stāvoklī, palielinātais paliekošā austenīta daudzums (15...18%) un paaugstinātā jutība pret slīpēšanas plaisām. Pēdējā laikā tēraudus ar mazu siltumnoturību arvien mazāk izmanto instrumentu izgatavošanai.

Ātrgriezjtēraudi. Tie ir augsti legētie tēraudi, kurus izmanto augstāzīgu instrumentu izgatavošanai. Tiem ir liela siltumnoturība (sarkankvēles noturība), t. i., spēja saglabāt struktūru, cietību, stiprību un nodilumizturību paaugstinātās temperatūrās, līdz kurām sakarst instrumenta griezējšķautne, griežot ar lielu ātrumu. Augstu siltumnoturību nodrošina liels volframa saturs kopā ar citiem karbīdus veidojošiem elementiem (Mo, V, Cr) un kobaltu. Šie tēraudi saglabā cietību līdz 600...640 °C temperatūrai. Tas ļauj palielināt griešanas ātrumu 2...4 reizes un instrumentu noturību 10...30 reizes salīdzinājumā ar oglekļa instrumentu tēraudiem.

Valsts standarts GOCT 19265-73 paredz šādas ātrgriezjtēraudu markas: P18, P12, P9, volframa-molibdēna tērauds P6M3, volframa-vanādija tēraudi P9Φ5, P14Φ4 un P18Φ2, volframa-kobalta tēraudi P9K5 un P9K10 un volframa-kobalta-vanādija tēraudi P10K5Φ5 un P18K5Φ2. Vispārīgajā mašīnbūvniecībā galvenokārt lieto volframa ātrgriezjtēraudus P18, P12 un P9. Kompleksi legētos ātrgriezjtēraudus lieto ļoti cietu karstumizturīgu un nerūsošu sakausējumu, titāna sakausējumu un plastmasu apstrādei.

Ātrgriezjtēraudi pieder pie karbīdu (ledeburīta) klases, jo to lējumu struktūra satur ledeburītam līdzīgu eitektiku. Kalšanā un atkvēlināšanā eitektika sadrūp, un struktūra sastāv no legēta ferīta, sarežģītiem karbīdiem (piemēram, Fe₂W₂C) un cementīta tipa karbīdiem. Kopējais karbīdu daudzums tēraudā P18 sasniedz 25...30%, tēraudā P9 — 17%.

Lai pazeminātu cietību, uzlabotu apstrādājamību ar griezējinstrumentiem un sagatavotu struktūru rūdīšanai, ātrgriezjtēraudus pēc kalšanas pakļauj izotermiskai atkvēlināšanai: sakarsē līdz 830...850 °C, atdzesē līdz 720...750 °C un iztur šajā perlitisko pārvērtību temperatūrā 4...6 h ilgi, pēc tam atdzesē līdz 600 °C kopā ar krāsni un tālāk gaisā.

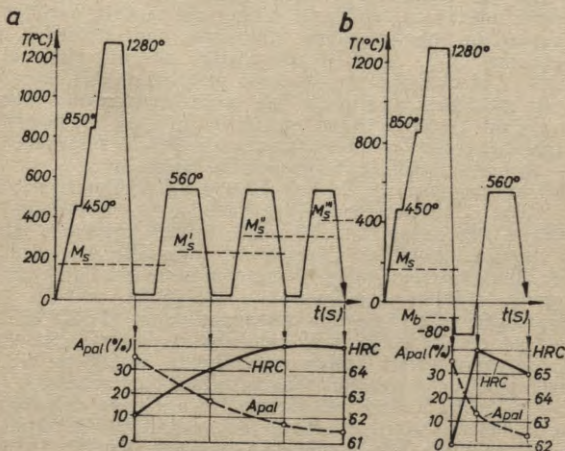
Liela siltumnoturību ātrgriezjtērauds iegūst pēc rūdīšanas un vairākkārtējas atlaidināšanas. Ātrgriezjtēraudu mazās siltumvadītspējas dēļ tos lēni karsē līdz 850 °C. Rūdīšanas temperatūra ātrgriezjtēraudiem ir ļoti augsta: P18 — 1270...1290 °C; P12 — 1225...1245 °C; P9 — 1220...1240 °C. Augstā rūdīšanas temperatūra nepieciešama, lai pilnīgi izšķīdinātu sekundāros

karbidus un iegūtu augsti legētu ar oglekli bagātu austenītu. Tas savukārt nodrošina pret atslāpēšanu noturīga stabila martensīta ar lielu oglekļa saturu izveidošanos rūdīšanas procesā. Primārie karbīdi nešķīst, karsēšanas procesā tie neļauj augt austenīta graudiem, un tērauds saglabā smalkgraudainu struktūru. Izturēšanai rūdīšanas temperatūrā jānodrošina karbīdu izšķīšana austenītā, piemēram, tēraudā P18 jāizšķīdina 30% karbīdu, tēraudā P12 — 50...60% karbīdu. Parasti izturēšana ir neilga, lai nenotiktu oksidēšanās un atgološanās.

Augsti legētais austenīts ir ļoti stabils, tādēļ to var pārdešēt līdz martensīta pārvērtību temperatūrām, dzesējot eļļā, sāļu vannās vai gaisā (neliela izmēra instrumentus). Visbiežāk dzesēšanai lieto eļļu. Lai samazinātu sarežģītas formas instrumentu deformāciju, izdara pakāpenisku rūdīšanu sāļu vannās (KNO_3 vai $NaOH$) 400...500 °C temperatūrā, kurai seko dzesēšana gaisā (8-4. att.).

Pēc rūdīšanas ātrgriezējtēraudu struktūra sastāv no augsti legēta martensīta, neizšķīdušiem karbīdiem un paliekošā austenīta (sk. X att. ielīmē pie 128. lpp.).

Jo augstāka rūdīšanas temperatūra un jo vairāk leģējošo elementu satur austenīts, jo zemāk atrodas martensīta pārvērtību sākuma un beigu temperatūras M_s un M_f un tēraudā vairāk saglabājas paliekošais austenīts.



8-4. att. Ātrgriezējtērauda termiskās apstrādes režīms, cietības un paliekošā austenīta daudzuma izmaiņa šādās apstrādēs:

a — vairākkārtējā atslāpēšanā; b — apstrādē ar aukstumu un atslāpēšanā.

Pēc rūdīšanas ātrgriezējtauda cietība nav maksimāla, jo tas satur līdz 30...40% paliekošā austenīta. Atlaidinot 560...570 °C temperatūrā, no martensīta un austenīta izdalās dispersi karbīdi. Austenīts ar mazāku oglekļa un leģējošo elementu saturu kļūst mazāk stabils un, atdzesējot zem temperatūras M_s , pārvēršas martensītā. Vienreizēja atlaidināšana nenodrošina visa paliekošā austenīta pārvēršanos, tādēļ izdara vairākkārēju atlaidināšanu, atdzesējot gaisā (8-4. att. a). Šādas termiskās apstrādes rezultātā cietība pieaug. Termiski apstrādāta ātrgriezējtauda struktūra sastāv no atlaidināšanas martensīta un karbīdiem ar cietību HRC 62...65.

Dažreiz vienkāršas formas instrumentus pēc rūdīšanas atdzesē līdz -80 °C temperatūrai. Apstrādājot ar aukstumu, liela daļa palikušā austenīta pārvēršas martensītā, un tērauda cietība pieaug. Pēc tam izdara atlaidināšanu 550...570 °C temperatūrā. Apstrāde ar aukstumu saīsina tehnoloģiskā cikla ilgumu, bet var radīt lielus iekšējos spriegumus, kas var būt cēlonis instrumenta deformācijai un pat sagraušanai.

Ātrgriezējtaudu instrumentu griezējšķautnes cietību var palielināt ar zemas temperatūras cianēšanu, bet korozijizturību var palielināt, apstrādājot ar pārkarsetu ūdens tvaiku, kas virskārtā veido stabilu Fe_3O_4 kārtiņu.

Cietsakausējumi. Metālkeramiskos cietsakausējumus iegūst, saķepinot ļoti cietus un grūti kūstošus karbīdus ar metālisku saistvielu, piemēram, volframa, titāna un tantala karbīdu pulveri sajauc, ar kobalta pulveri (tas noder par saistvielu), presē un saķepina 1400...1560 °C temperatūrā neitrālā vidē vai aizsargvidē. Cietsakausējumus izgatavo plāksnišu veidā, kuras pielodē vai mehāniski piestiprina pie griezējinstrumenta korpusa. Volframa un it sevišķi titāna karbīdi ir ļoti cieti, bet trausli. Lai instruments varētu darboties triecienvēda slodzes apstākļos, saistvielās (kobalta) saturs cietsakausējumā jāpalielina.

Cietsakausējumi saglabā lielu cietību un nodilumizturību līdz 800...1000 °C temperatūrai. Instrumentiem ar cietsakausējumu plāksnītēm var pieļaut 5...10 reižu lielāku griešanas ātrumu nekā ātrgriezējtaudiem. Cietsakausējumus lieto griežņiem, frēzēm un citiem instrumentiem. To trūkumi ir samērā liels trauslums un fasonizstrādājumu izgatavošanas sarežģītība.

Rūpniecība ražo trīs grupu cietsakausējumus (ГОСТ 3882-74). Pie pirmās grupas pieder volframa-kobalta sistēmas cietsakausējumi, kas galvenokārt sastāv no volframa karbīdiem WC. Tos apzīmē ar BK un skaitli, kas rāda kobalta saturu procentos (pāreja — volframa karbīds; 12. tabula). Šīs grupas cietsakausējumiem ir lielāka stiprība, bet zemāka cietība salīdzinājumā ar citām grupām. To karstumnoturība sasniedz 1000 °C. Vislielākā cietība un nodilumizturība, bet pazemināta stiprība un triecienuizturība ir cietsakausējumiem BK2 un BK3. Tos lieto virsmu gludai apstrādei. Cietsakausējumus BK6 un BK8 izmanto čugunu,

krāsaino metālu un nemetālisko materiālu rupjvirpošanai, frēzēšanai un ēvelēšanai. Cietsakausējumus ar palielinātu kobalta saturu — BK20 un BK30 izmanto štancēm un kalnrūpniecības instrumentiem.

12. tabula

Cietsakausējumu ķīmiskais sastāvs un īpašības

Cietsakausējumu grupas	Cietsakausējumu markas	Ķīmiskais sastāvs (%)				σ_b ($\frac{kgf}{mm^2}$)	HRA
		WC	TiC	TaC	Co		
		ne mazāk					
Volframa	BK2	98	—	—	2	100	90,0
	BK3	97	—	—	3	110	89,5
	BK4	96	—	—	4	140	89,5
	BK6	94	—	—	6	150	88,5
	BK8	92	—	—	8	160	87,5
	BK10	90	—	—	10	165	87,0
	BK15	85	—	—	15	180	86,0
	BK20	80	—	—	20	195	84,0
	BK25	75	—	—	25	200	82,0
	Titāna-volframa	T30K4	66	30	—	4	95
T15K6		79	15	—	6	115	90,0
T14K8		78	14	—	8	125	89,5
T5K10		85	5	—	10	140	88,5
T5K12		83	5	—	12	165	87,0
Titāna-tantala-volframa		TT7K12	81	4	3	12	165
	TT8K6	84	6	2	6	125	90,5
	TT20K9	71	8	12	9	130	89,0

Otrās grupas titāna-volframa-kobalta cietsakausējumus veido titāna un volframa karbīdi. Markā aiz burta T uzrāda titāna karbīda saturu procentos, aiz burta K — kobalta saturu, pārējais — volframa karbīdi. Saķepināšanas temperatūrā 70% volframa karbīda izšķīst titāna karbīdā, veidojot (Ti, W)C tipa cieto šķīdumu, kam ir lielāka cietība nekā karbīdiem WC. Šīs grupas cietsakausējumiem ir liela nodilumizturība, un tos izmanto tēraudu apstrādei. Gludai apstrādei izmanto cietsakausējumus T30K4, T15K6, pusgludai apstrādei — T14K8 un T5K10, lējumu apstrādei — T5K12.

Trešās grupas cietsakausējumus veido titāna, tantāla un volframa karbīdi kopā ar kobaltu, piemēram, TT7K12. Skaitlis aiz burtiem TT norāda TiC un TaC summāro daudzumu, bet skaitlis aiz burta K — kobalta saturu procentos. Šos cietsakausējumus izmanto tērauda kalumu rupjapstrādei, jo tie ir stiprāki nekā TK grupas cietsakausējumi.

Metālkeramiskos cietsakausējumus parasti izgatavo plāksnīšu veidā. Bez tam var būt arī lietie cietsakausējumi, kurus uzkausē instrumentu un detaļu berzes virsmām. Tie izveidoti uz hroma, volframa un kobalta bāzes (stelliti) vai hroma, mangāna un silīcija

cietā šķiduma dzelzī bāzes (sormaīti). Pēc uzkausēšanas instrumentu un detaļu nodilumizturība pieaug vairākkārt.

Nepārtrauktu gludu virsmu apstrādei lieto griezējinstrumentus ar minerālkeramiskām plāksnītēm, kas izgatavotas no abrazīvu materiālu, bora karbīdu un citu minerālvielu pulveriem. Pēdējā laikā griezējinstrumentiem izmanto supercietu materiālu — sintētisko dimantu.

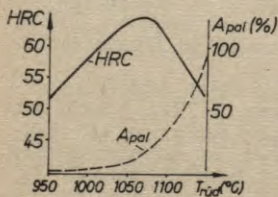
Stanču tēraudi. Stanču un citu spiedapstrādes instrumentu tēraudiem jāatbilst šādām prasībām: tiem jābūt ar lielu stiprību, cietību un nodilumizturību, ar pietiekamu triecienstigrību, ar minimālām tilpuma izmaiņām termiskajā apstrādē un ar paaugstinātu siltumnoturību. Atkarībā no darba apstākļiem štanču tēraudus iedala aukstās deformēšanas un karstās deformēšanas tēraudos. Vadoties pēc izstrādājumu formas, izmēriem un deformēšanas apstākļiem, par štanču materiālu aukstajā apstrādē lieto dažādas tēraudus.

Vienkāršām izvilšanas un sēdināšanas štancēm izmanto oglekļa instrumentu tēraudus Y10, Y11, Y12 un mazlēģētos tēraudus X, 9XC, XBГ, XBCГ, kuriem ir neliela dziļrūdāmība un kuru serdes daļa saglabājas stīga. Lai saglabātu lielu nodilumizturību, izvilšanas štanču materiālu pēc nepilnās rūdīšanas pakļauj zemaī atlaidināšanai 150...180°C temperatūrā, kas dod iespēju sasniegt cietību HRC 58...61.

Lieliem sarežģītas formas instrumentiem — izciršanas, nogriešanas, izvilšanas un citām štancēm — izmanto tēraudus X12, X12M un X12Φ1 ar lielu hroma saturu, kuriem piemīt liela dziļrūdāmība un nodilumizturība. Augstā nodilumizturība izskaidrojama ar lielo karbīda Cr₇C saturu, kurš saglabājas arī pēc rūdīšanas. Jāatzīmē, ka palielināts hroma karbīda daudzums pazemina tērauda stiprību un stigrību. Augsti leģētu tēraudu struktūra un īpašības ir atkarīgas no rūdīšanas temperatūras, kuru paaugstinot pieaug karbīdu šķīdība, kā arī oglekļa un hroma koncentrācija austenītā. Tas savukārt pazemina martensīta pārvērtību temperatūras, un tēraudā palielinās paliekošā austenīta daudzums (8-5. att.).

Maksimālo cietību šie tēraudi iegūst, rūdot 1075°C temperatūrā, kad izveidojas lielas cietības martensīts un nedaudz paliekošā austenīta. Ja paliekošā austenīta saturs ir palielināts, tērauda cietība pazeminās. Paliekošais austenīts nodrošina nelielas tilpuma izmaiņas, rūdot eļļā vai rūdot gaisā mazus instrumentus.

Sos tēraudus var termiski apstrādāt vienu reizi vai vairākas reizes. Pēc vienas rūdīšanas 1020...1075°C



8-5. att. Rūdīšanas temperatūras ietekme uz tērauda X12Φ1 cietību un paliekošā austenīta daudzumu.

temperatūrā un zemās atlaidināšanas 150...170°C temperatūrā tērauds saglabā augstu cietību (*HRC* 61...63) un stiprību, bet siltumnoturība ir zema. Šādu termisko apstrādi visbiežāk pielieto no tēraudiem X12, X12Φ1 un X12M gatavotām štancēm un citiem instrumentiem.

Lai siltumnoturību palielinātu līdz 500°C, tēraudus termiski apstrādā vairākkārt. Rūdišana augstākās temperatūrās (1100...1170°C) saglabā lielā daudzumā paliekošo austenītu (50...80%) ar zemu cietību (*HRC* 48...54). Vairākkārtēja atlaidināšana 500...580°C temperatūrā pārvērš palikušo austenītu martensītā un veicina dispersu hroma karbīdu izdalīšanos. Tērauda cietība pieaug līdz *HRC* 60...62, bet stiprība un stigrība samazinās. Šādu termisko apstrādi pielieto hroma tēraudu štancēm, kas darbojas paaugstinātā temperatūrā.

Tērauds X6BΦ satur mazāk hroma un oglekļa. Karbīda sadalījums šim materiālam ir vienmērīgāks. Tas piešķir tēraudam lielāku stiprību un stigrību. Pēc vienreizējas termiskās apstrādes tēraudu X6BΦ izmanto nelielu štancu izgatavošanai.

Štancēm un citiem instrumentiem, kas darbojas triecienvēida slodzes apstākļos, izmanto tēraudus ar oglekļa saturu 0,4...0,6%, kas leģēti ar hromu (1,0...1,6%), silīciju (0,6...1,6%) un volframu (2,0...3,7%). Sos smalkgraudainos tēraudus 4XC, 6XC, 4XB2C, 5XB2C un 6XB2C, kuriem ir zema siltumnoturība, pēc rūdišanas atlaidina augstākās temperatūrās — 200...270°C vai pat 430...470°C, tādējādi nodrošinot lielāku stigrību.

Štancu tēraudi, kas paredzēti darbam augstās temperatūrās, vienlaikus pakļauti triecienvēida slodzes un periodiskas karsēšanas un dzesēšanas iedarbībai. Šiem tēraudiem jābūt ne vien ar pietiekami lielu stiprību, stigrību, nodilumizturību un dziļrūdāmību, bet arī siltumnoturīgiem, plāvas izturīgiem un izturīgiem pret straujām temperatūras izmaiņām virskārtā.

Karstās apstrādes štancēm izmanto leģētos tēraudus ar oglekļa saturu 0,3...0,6%, kurus pakļauj rūdišanai un augstai atlaidināšanai 550...680°C temperatūrā. Atkarībā no instrumenta darba apstākļiem izšķir vairākas štancu tēraudu grupas.

Štances, kas paredzētas darbam uz veseļiem, izgatavo no mazleģētiem tēraudiem, kuriem ir liela dziļrūdāmība, plāvas izturība un paaugstināta stigrība. Tie satur molibdēnu vai volframu, kas novērš atlaidināšanas trauslumu. Liela izmēra detaļas nedrīkst strauji atdzesēt no augstās atlaidināšanas temperatūrām. Tērauds 5XHM ir labākais materiāls šajā grupā. To izmanto lielu izmēru sarežģītas konfigurācijas štancēm. Pēc rūdišanas un augstās atlaidināšanas tērauds 5XHM labās mehāniskās īpašības saglabā līdz 500°C temperatūrai. Tēraudus 5XFM un 5XHBC izmanto vidēju izmēru štancēm, kas paredzētas darbam uz veseļiem, jo tiem ir mazāka dziļrūdāmība un stigrība. Lielu izmēru štancu termiskā apstrāde ir atbildīgs un sarežģīts process, kur katrai konkrētai detaļai pareizi jāizvēlas gan karsēšanas, gan

atdzesēšanas tehnoloģija. Atkarībā no apstrādājamās detaļas un štances izmēriem atlaidināšanas temperatūru izvēlas šādi: nelielām štancēm — 480...520 °C, vidējām — 520...540 °C un lielām — 540...580 °C.

Stances, kas paredzētas darbam uz presēm un horizontālām kalšanas mašīnām, pakļautas lielu spiedienu un augstu temperatūru iedarbībai. Šo štancu materiālam jābūt ar sevišķu lielu siltumnoturību un plāvas izturību, tādēļ visbiežāk lieto kompleksi leģētos tēraudus ar augstu volframa, molibdēna un vanādiņa saturu.

Tēraudus 3X2B8Φ un 4X2B5MΦ lieto stipri slogotiem instrumentiem darbā līdz 700 °C temperatūrai. Paaugstināts volframa saturs nodrošina lielu siltumnoturību. Tēraudi 4X5MΦC, 4X5B2ΦC un 4XHBMΦC ir sevišķi izturīgi pret straujām temperatūras izmaiņām, pret plāvas veidošanos un ir nodilumizturīgi paaugstinātās temperatūrās. Šos tēraudus var izmantot temperatūrā līdz 600 °C.

Pēdējā laikā presformu izgatavošanai izmanto martensīta vecināmos tēraudus, korozijizturīgos tēraudus vai leģētos konstrukciju tēraudus, pakļaujot tos ķīmiski termiskajai apstrādei.

Mērinstrumentu tēraudi. Mērinstrumentu materiāliem jābūt ar lielu cietību, nodilumizturību un nelielu termiskās izplešanās koeficientu, tiem jā saglabā izmēri un forma ilgstošas ekspluatācijas apstākļos. Tēraudam jābūt labi apstrādājamam ar griezēj-instrumentiem; termiskajā apstrādē tam pieļaujamas tikai nelielas deformācijas. Visbiežāk mērinstrumentu izgatavošanai lieto mazleģētos hroma tēraudus X, XBG un 9XC ar lielu oglekļa saturu, kas dod iespēju termiskās apstrādes rezultātā iegūt lielu cietību (HRC 60...64). Rūdišanu veic iespējami zemākā temperatūrā, lai samazinātu paliekošā austenīta saturu. Paaugstinātas precizitātes instrumentus apstrādā ar aukstumu, atdzesējot līdz -40°...-80 °C temperatūrai. Atlaidināšanu veic, ilgstoši izturot (24...48 h) 120...140 °C temperatūrā. Pēc šādas apstrādes nenotiks materiāla novecošanās, kas var izraisīt izmēru izmaiņu un deformēšanos. Vienkāršus plakanus mērinstrumentus izgatavo no cementējamiem tēraudiem 15, 20, 20X, 12XH3A vai tēraudiem 50 un 55, izdarot virsmas rūdišanu ar augstfrekvences strāvu.

8-4. Tēraudi un sakausējumi ar speciālām fizikālām un ķīmiskām īpašībām

Dažādos aparātos, mehānismos un ierīcēs nepieciešami materiāli ar speciālām fizikālām un ķīmiskām īpašībām, piemēram, magnētiski materiāli, nerūsoši tēraudi u. c. Šo materiālu mehāniskajām īpašībām ir otršķirīga nozīme, tās parasti nosaka tikai detaļu izgatavošanas tehnoloģiju. Aplūkosim tikai dažas biežāk lietojamās un nozīmīgākās šo materiālu grupas.

Magnētiskie tēraudi un sakausējumi. Tos iedala 3 grupās: magnētiski cietie, magnētiski mīkstie un nemagnētiskie materiāli.

Magnētiski cietos tēraudus un sakausējumus izmanto pastāvīgiem magnētiem ar lielu paliekošo indukciju B_r , un koercitīvo spēku H_c . Šim nolūkam izmanto tēraudus ar lielu oglekļa saturu, kas legēti ar hromu — EX3, volframu — EX7B6 vai vienlaikus ar hromu un kobaltu — EX5K5, EX9K15M. Magnētiskā cietība šiem tēraudiem rodas pēc rūdīšanas un vecināšanas, kad struktūrā iegūst martensitu ar karbīdu ieslēgumiem, saglabājot lielus iekšējos spriegumus.

Hroma tēraudu EX3 viegli var apstrādāt ar griezējinstrumentiem vai ar spiedienu, tādēļ no šī materiāla izgatavo sarežģītas formas magnētus. Labas magnētiskās īpašības tērauds EX3 iegūst pēc rūdīšanas 820...860 °C temperatūrā, apstrādes ar aukstumu (−70 °C) un 10...24 h ilgas vecināšanas 100 °C temperatūrā, pie tam iegūtās īpašības ekspluatācijas laikā nemainās.

Tēraudu EX7B6 pirms rūdīšanas normalizē temperatūrā 1180...1250 °C, lai austenītā neveidotos grūti kūstoši hroma karbīdi. Kobalta tēraudiem EX5K5 un EX9K15M ir liels koercitīvais spēks un magnētiskā jauda. Šādus magnētus vispirms rūda gaisā no temperatūras 1200...1220 °C, tad atlaidina 700 °C temperatūrā un rūda no jauna normālā rūdīšanas temperatūrā eļļā.

Rūpniecībā plaši lieto dzelzs-niķeļa-alumīnija sakausējumus (15...35% Ni, 8...15% Al), kas papildus legēti ar varu ($\leq 4,0\%$), kobaltu (15...25%) un titānu (0,3...2,0%). Šos sakausējumus izmanto lietu magnētu izgatavošanai. Šo materiālu termiskās apstrādes īpatnība ir atdzesēšana ar kritisko ātrumu no samērā lielās rūdīšanas temperatūras, lai iegūtu ļoti dispersu divu cieto šķidumu maisījumu ar lieliem iekšējiem spriegumiem. Liela magnētiskā jauda ir sakausējumam ЮНДК24 (9% Al, 24% Co, 14% Ni, 4% Cu, pārējais — dzelzs), kuru rūda temperatūrā 1300 °C, atdzesējot magnētiskajā laukā ar ātrumu 5...10 grādi/s, un pēc tam atlaidina 600 °C temperatūrā. Šādam magnētam ir izteikta magnētisko īpašību anizotropija.

Ar pulvermetallurģijas metodēm no bārija ferīta ($BaO \cdot 6Fe_2O_3$) pulvera izgatavo magnētiski cietus materiālus. Izdarot presēšanu magnētiskajā laukā, var paaugstināt šo materiālu paliekošo indukciju un līdz ar to arī magnētisko jaudu.

Magnētiski mīkstos tēraudus lieto mainīgā magnētiskajā laukā izmantojamu seržu izgatavošanai. Lai samazinātu pārmagnētizēšanās zudumus un uzlabotu elektrisko mašīnu un citu ietaišu lietderīgo darbu, magnētiski mīkstam tēraudam jābūt ar mazu koercitīvo spēku un lielu magnētisko caurlaidību. Šādas īpašības piemīt dzelzij ar homogēnu struktūru, kurai nav piemaisījumu un ieslēgumu; sevišķi kaitīgi piemaisījumi ir ogleklis (Fe_3C), skābeklis un sērs. Magnētiskā caurlaidība pieaug, palielinoties ferīta graudu izmēriem un samazinoties iekšējiem spriegumiem. Par magnētiski mīkstu materiālu izmanto tīru dzelzi vai daudz

plašāk — mazoglekļa (0,05...0,005% C) dzelzs sakausējumus ar silīciju (0,8...4,8%). Sakausējot silīciju ar dzelzi, veidojas cietais šķīdums, kuram palielināta elektriskā pretestība (līdz ar to samazināti virpuļstrāvu radītie zudumi) un magnētiskā caurlaidība.

Atkarībā no pielietojuma elektrotehniskos tēraudus iedala dinamotēraudos un transformatoru tēraudos. Elektromotoriem izmanto mazlēgēto tēraudu (0,5...2,3%) Si, bet transformatoriem — tēraudu ar palielinātu silīcija saturu (3,5...4,5%). Rekrystalizācijas graudu palielināšanas un oglekļa izdedzināšanas nolūkā elektrotehniskā tērauda loksnes atkvēlina 1100...1200 °C temperatūrā ūdeņraža atmosfērā, disociēta amonjaka atmosfērā vai vakuumā.

Dzelzij ir izteikta magnētisko īpašību anizotropija, kas vislabāk izpaužas materiālam ar spiedapstrādē radītu tekstūru.

Vājstrāvas elektrotehnikā, radiotehnikā un elektronikā izmanto dzelzs-niķeļa sakausējumus — permalojus, kas stipri magnetizējas pat ļoti vāju magnētisko lauku iedarbībā. Šie sakausējumi satur 45...80% Ni un ir papildus leģēti ar molibdēnu, hromu, mangānu, varu un silīciju, kas uzlabo magnētiskās īpašības un nodrošina to nemainību.

Vislielākā magnētiskā caurlaidība ir sakausējumam 79HM (79% Ni, 4% Mo), ko izmanto mazgabarīta un impulsa transformatoros, bezkontakta relejos un magnētisko pastiprinātāju droseļes. Šī materiāla apstrāde (velmēšana, griešana un štancēšana) pasliktina tā magnētiskās īpašības, kuras var atjaunot, atkvēlinot 1100...1150 °C temperatūrā, likvidējot iekšējos spriegumus un palielinot graudu lielumu. Labus rezultātus dod lēna atdzesēšana magnētiskajā laukā.

Augstfrekvenču tehnikā izmanto magnētiskos materiālus ar lielu elektrisko pretestību un magnētisko caurlaidību. Tādi ir metālkeramiskie materiāli — ferīti. Tos izgatavo, sapsesējot un saķepinot dzelzs un citu metālu oksīdu pulverus (Fe_2O_3 , ZnO, NiO un MgO). Ferītus plaši lieto radiotehnikā.

Nemagnētiskos tēraudus un sakausējumus izmanto aparātu būvē kā krāsaino metālu aizvietotājus. Mūsdienās plaši izmanto nemagnētiskos austenīta tēraudus X18H9, 55Г9H9Х3 un 45Г17Ю3 vai arī čugunus, kas bagātīgi leģēti ar niķeli, mangānu un silīciju, kuri nodrošina struktūrā austenīta metālisko pamatni ar grafīta ieslēgumiem.

Tēraudi un sakausējumi ar lielu elektrisko pretestību. Šos materiālus izmanto elektrisko pretestību izgatavošanai. Maksimālo elektrisko pretestību šīs grupas materiālu cietie šķīdumi sasniedz noteiktas elementu attiecības gadījumā. Elektrotehnisko izstrādājumu materiāliem jābūt ne vien ar lielu elektrisko pretestību, bet arī ķīmiski stabiliem, noturīgiem pret temperatūras izmaiņām un pietiekami plastiskiem.

Bieži vien elektrisko pretestību izgatavošanai izmanto ferīta

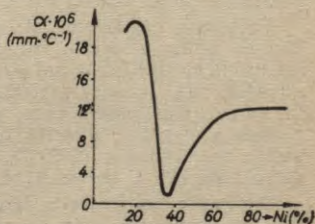
klases hroma-alumīnija tēraudus ar mazu oglekļa saturu (0,06...0,12%): X13IO4 — fehralu, 0X23IO5 — hromalu, 0X27IO5A. Jo tēraudā vairāk hroma un alumīnija, jo lielāka karstumnoturība un karsēšanas elementa darba temperatūra. Sākotnējā stāvoklī šie tēraudi ir maz plastiski, tādēļ pretestības elementus izgatavo, sakarsējot stiepli vai lentu līdz 200...350 °C. Pēc pirmās sakarsēšanas līdz darba temperatūrai (1150...1200 °C) materiāls kļūst trausls, jo jau iespējams izauzt rupjgraudaina struktūra.

Cietiem šķīdumiem, kas izveidoti uz niķeļa bāzes, arī ir liela elektriskā pretestība. Visbiežāk izmanto niķeļa un hroma sakausējumus — nihromus. Labāko nihromu X20H80 var lietot 1050...1100 °C temperatūrā. Lai uzlabotu nihroma tehnoloģiskās īpašības un samazinātu izmaksas, daļu niķeļa aizvieto ar dzelzi. Darbam zemākās temperatūrās (950...1000 °C) izmanto feronihromu X15H60, kas satur 25% dzelzs.

Nihromus izmanto arī sadzīves aparātos, elektrokrāšņu sild-elementos un detaļās ar lielu pretestību. Tie ir ļoti plastiski un karstumnoturīgi.

Sakausējumi ar noteiktu termiskās izplešanās koeficientu. Šādus sakausējumus plaši lieto aparātu būvē, mašīnbūvē, mērinstrumentu un mēraparātu izgatavošanā. Visizplatītākie ir dzelzs-niķeļa sakausējumi, kuru lineārās termiskās izplešanās koeficients ir atkarīgs no niķeļa satura (8-6. att.). Šī sakarība derīga tikai noteiktā temperatūras intervālā no -100 °C līdz +100 °C. Augstās temperatūrās (600...700 °C) šis koeficients pakāpeniski mainās, mainoties niķeļa saturam.

Tehnikā nepieciešams materiāls, kura izmēri nemainās temperatūras intervālā -100...+100 °C. No šāda materiāla gatavo mēru etalonus un ģeodēzisko mēraparātu detaļas. Tāds ir austenīta sakausējums 36H (36% Ni, ≤0,05% C) — invars ar vismazāko termiskās izplešanās koeficientu ($\alpha = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{ mm} \cdot \text{°C}^{-1}$). Rūdišana 830...870 °C temperatūrā ūdenī un atlaidināšana 300 °C temperatūrā samazina termiskās izplešanās koeficientu. Līdzīgas īpašības ir kobalta-hromadzelzs sakausējumam (34% Co, 9% Cr, 37% Fe) — nerūsošam invaram, tikai tā korozijizturība ir daudz lielāka. Temperatūras intervālā 20...70 °C tā termiskās izplešanās koeficients $\alpha = 1,2 \cdot 10^{-6} \text{ mm/°C}$. Vēl zemāks šis koeficients ir superinvaram 32HKД, kas papildus legēts ar kobaltu (3,2...4,2%) un varu (0,6...0,8%).



8-6. att. Lineārās termiskās izplešanās koeficienta α atkarība no niķeļa satura tēraudā.

Agrāk stikla vakuumparātos lodēšanai izmantoja platinu, kura termiskās izplešanās koeficients ir tuvs stikla izplešanās koeficientam. Tagad šim nolūkam izmanto dzelzs-niķeļa sakausējumus, kas papildus leģēti ar kobaltu un varu, piemēram, sakausējumu 29HK (kovars). Sakarsējot šo sakausējumu, uz tā virsmas izveidojas oksīdu plēvē, kas mijiedarbojas ar stiklu un nodrošina blīvu savienojumu. Mīksto stiklu un tēraudu savienošanai izmanto sakausējumus 48H vai 47HD — platinītus, kuru termiskās izplešanās koeficients vienāds ar platina un mīksto, termiski nenoturīgo stiklu termiskās izplešanās koeficientu. Šo sakausējumu vietā var lietot arī lētākus ferīta struktūras dzelzshroma tēraudus 18XTΦ un 18XMTΦ.

Tēraudi un sakausējumi ar speciālām elastības īpašībām. Aparātu būvē elastīgu elementu — atsperu, membrānu, silfonu un citu detaļu izgatavošanai nepieciešams materiāls ar labām elastības īpašībām temperatūrā līdz 300...600 °C. Tā elastības modulim jāmainās proporcionāli temperatūrai (20...600 °C), tam jābūt nemagnētiskam un ar lielu korozijizturību. Šim nolūkam izmanto krāsaino metālu sakausējumus un austenīta struktūras dzelzs-hroma-niķeļa sakausējumus. Vismazāk elastības modulis atkarībā no temperatūras mainās sakausējumam 36HX (36% Ni, 12% Cr), ko sauc par elinvaru. Šim materiālam ir zema mehāniskā stiprība, ko nevar uzlabot ar termisko apstrādi, un ierobežota darba temperatūra (līdz 100 °C).

Tagad elastīgu elementu izgatavošanai izmanto dispersi nociecinātos sakausējumu 36HXTIOM5 (35...37% Ni, 11...13% Cr, 4...5% Mo, 2,7...3,2% Ti, 0,8...1,2% Mn, 0,9...1,2% Al), kuru var lietot temperatūrā līdz 400 °C. Pēc rūdīšanas 1000 °C temperatūrā sakausējumam ir austenīta struktūra ar nelielu stiprību un lielu plastiskumu, kas ļauj izgatavot sarežģītas formas izstrādājumus. Lielu stiprību un elastību sakausējums iegūst pēc atlaidināšanas — vecināšanas 750 °C temperatūrā. Sakausējuma 36HXTIOM5 elastības modulis izmainās lineāri atkarībā no temperatūras, ļaujot izdarīt termokompensāciju.

Pulksteņu mehānismu atsperēm, ķirurģisko instrumentu detaļām un vītām atsperēm izmanto austenīta kobalta-hroma-niķeļa sakausējumu 40KHXM vai dzelzs-niķeļa sakausējumus 42HXTIO un 44HXTIO. Minētos materiālus pakļauj termiskajai apstrādei, lai samazinātu iekšējo berzi un termoelastības koeficientu, t. i., materiāla elastības atkarību no temperatūras. Termiskā apstrāde sastāv no rūdīšanas (950 °C), kurai seko 4 h ilga atlaidināšana-vecināšana 700 °C temperatūrā.

Nerūsošie konstrukciju tēraudi. Mašīnu un mehānismu detaļas, ierīces un citi izstrādājumi ir pakļauti ārējās vides iedarbībai. Ārējās vides ķīmiskās iedarbības rezultātā notiek metāla virsmas sagraušana, ko sauc par koroziju. Atkarībā no darbības mehānisma var būt ķīmiskā vai elektroķīmiskā korozija. Metāla

virsmā zaudē metālisko spīdumu, pārklājas ar korozijas produktiem, un ievērojami pasliktinās mehāniskās īpašības.

Ķīmiskā korozija notiek gāzu un neelektrolītisku šķidrumu (benzīns, nafta) iedarbības rezultātā. Elektroķīmiskā korozija attīstās dažādās šķidrās vidēs, kas noder par elektrolītu: mitrā atmosfērā, augsnē, jūras ūdenī, sāls šķīdumos, sārmos un skābēs. Metāla izstrādājumu dažādos apgabalos materiāla ķīmiskais sastāvs var būt atšķirīgs — ar dažādu elektroķīmisko potenciālu. Rezultātā izveidojas mikrogalvaniskie pāri un noris elektrolīzes process, kurā daļas ar zemāku potenciālu noder par anodu un izšķīst.

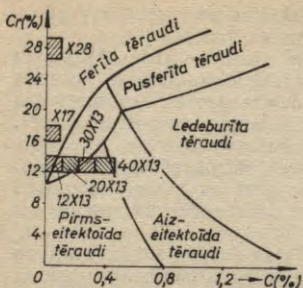
Elektroķīmisko nevienmērību rada gan dažādo struktūras fāzu un struktūras neviendabīgums, gan atomu kristāliskās uzbūves defekti, gan paliekošo spriegumu un deformāciju nevienmērīgs sadalījums, gan arī apkārtējās vides un citu fizikālo apstākļu (temperatūras) atšķirības. Korozija attīstās uz izstrādājuma virsmas (vienmērīga, punktveida, plankumu veida u. c.) un pa graudu robežām (starpkristāliskā).

Pret elektroķīmisko koroziju noturīgus tēraudus sauc par korozijizturīgiem vai nerūsošiem tēraudiem. Korozijizturību tēraudiem panāk, leģējot tos ar elementiem, kas uz metāla virsmas veido blīvu aizsargkārtiņu un palielina tērauda elektroķīmisko potenciālu. Tēraudus, kas izturīgi pret ķīmisko (gāzes) koroziju augstās temperatūrās, sauc par karstumnoturīgiem tēraudiem.

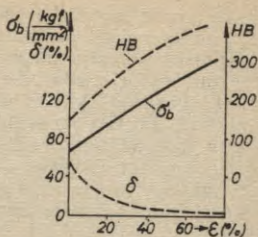
Karstumnoturību palielina, tēraudu leģējot ar hromu, alumīniju un silīciju, kuri karsēšanas procesā veido oksīdu $(Cr, Fe)_2O_3$ un $(Al, Fe)_2O_3$ aizsargkārtiņu. Jo lielāks hroma saturs tēraudā, jo augstāka tā karstumnoturības temperatūra.

Hroma nerūsošie tēraudi. Ja tēraudu leģē ar hromu (12...14%), tā elektroķīmiskais potenciāls kļūst pozitīvs, bet tērauds iegūst korozijizturību atmosfērā, ūdenī, jūras ūdenī, dažās skābēs, sāļos un sārmos. Visplašāk lieto hroma tēraudus 12X13, 20X13, 30X13 un 40X13, kas satur 0,12...0,40% C un 13% Cr. Tērauds 12X13 līdzsvara stāvoklī pieder pie pusferīta grupas, bet pēc rūdīšanas tā struktūra sastāv no martensīta un ferīta. Tēraudi 20X13 un 30X13 ir pirmseitektoidie, bet 40X13 — aizeitektoidais tērauds, kurā $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ pārvērtības noris pilnīgi. Tādēļ šiem tēraudiem pēc rūdīšanas ir martensīta struktūra (8-7. att.). Liela korozijizturība šiem tēraudiem ir tādā gadījumā, ja hroms izšķīdis cietā šķīdumā, nevis veido karbidus. Tādējādi oglekļa saturs palielināšana zināmā mērā samazina korozijizturību. Hroma tēraudus 20X13 un 30X13 izmanto kā korozijizturīgus konstrukciju materiālus. Pēc rūdīšanas tos pakļauj augstai atlaidināšanai (650...750°C), kurai seko atdzesēšana eļļā. Lai palielinātu tērauda 40X13 cietību un nodilumizturību, to atlaidina temperatūrā 200...250°C.

Lielāka korozijizturība ir ferīta grupas hroma tēraudiem ar mazu oglekļa saturu — X17, X25T un X28, kurus var lietot arī



8-7. att. Fe-C-Cr sakausējumu struktūras diagramma.



8-8. att. Plastiskās deformācijas ietekme uz tērauda 12X18H9 mehāniskajām īpašībām.

augstās temperatūrās, jo tie vienlaikus ir arī karstumnoturīgi. Lai samazinātu hroma karbīdu veidošanās iespēju un aizkavētu starpkristālisko koroziju, tēraudu legē ar titānu, kas saista oglekli.

Austenīta nerūsošie tēraudi. Tēraudi, kas legēti vienlaikus ar hromu un niķeli, pēc atdzesēšanas līdz normālai temperatūrai sastāv no vienfāzes struktūras — austenīta ar 18% Cr un 9...10% Ni. Šie tēraudi ir korozijizturīgi arī augstās temperatūrās, ko var pastiprināt, papildus legējot ar molibdēnu, varu un titānu. «Hroma-niķeļa nerūsošos tēraudus var ļoti apstrādāt ar spiedienu un metināt, taču ar griezējinstrumentiem tie ir grūti apstrādājami.

Tipiski austenīta nerūsošie tēraudi ir 12X18H9 un 17X18H9 (17...18% Cr, 8...10% Ni). Augstas korozijizturības sasniegšanas nolūkā tēraudus sakarsē līdz temperatūrai 1100...1150 °C (lai izšķīdinātu karbīdus) un strauji atdzesē ūdenī, iegūstot viendabīgu austenīta struktūru. Aukstās plastiskās deformācijas rezultātā tērauds nocietinās. Tērauda 12X18H9 mehānisko īpašību izmaiņas atkarībā no deformācijas pakāpes parādītas 8-8. attēlā.

Paaugstinot temperatūru līdz 450 °C, tērauda mehāniskās īpašības pasliktinās, izdalās dispersas hroma karbīda daļiņas un pazeminās korozijizturība — var notikt starpkristāliskā korozija. Hroma karbīda izdalīšanos kavē titāna klātbūtne (tam jābūt piecas reizes vairāk nekā ogleklim). Ar titānu papildus legētus tēraudus 08X18H10T un 12X18H10T sauc par stabilizētiem tēraudiem. Tos var ļoti metināt un lietot agresīvā vidē pat līdz 600 °C temperatūrai.

Hroma-niķeļa nerūsošie tēraudi ir dārgi, tādēļ vēlams niķeli aizvietot ar mangānu. Mazāk agresīvā vidē lieto tēraudus X14, X14H3T, 20X13H4 un X14H4, kuriem pēc termiskās apstrādes arī ir austenīta struktūra.

Darbam fosforskābē un sērskābē lieto augsti legētus austenīta tēraudus ar mazu oglekļa saturu ($\leq 0,06\%$) — 0X23H28M2T un 0X23H28M3D3T. Augstu korozijizturību tiem piedod niķelis, molibdēns un varš; titāns novērš starpkristālisko koroziju. Pēc rūdīšanas 1050...1080 °C temperatūrā ūdenī tēraudiem ir zema tecēšanas robeža, kas ierobežo šo materiālu lietošanu stipri slodotās detaļās un mezglos. Šādos gadījumos lieto dispersi nocietināmo sakausējumu 0X16H40M5D3T3I0, kuram pēc rūdīšanas gaisā ($T=1100$ °C) un vecināšanas 650 °C temperatūrā ir labas mehāniskās īpašības un liela korozijizturība.

Austenīta-ferīta grupas tēraudus (12X21H5T) lieto arī kā austenīta tēraudu aizvietotājus, jo, saglabājot tādas pašas mehāniskās īpašības un pietiekamu korozijizturību, tie ir daudz tehnoloģiskāki un mazāk satur deficīto niķeli. Rūdot šos tēraudus, iegūst divfāzu struktūru — austenītu un ferītu. Vecināšanas procesā, kas seko rūdīšanai, nostiprināšanās notiek uz legējošo elementu veidoto starpfāzu rēķina, nemainoties hroma saturam austenītā un ferītā un līdz ar to nepazeminoties korozijizturībai.

Austenīta-martensīta grupas tēraudus izmanto kā korozijizturīgus augstas stiprības konstrukciju materiālus. So tēraudu, piemēram, 09X15H8, rūdīšanas procesā nostiprinās divfāzu struktūra — austenīts un martensīts. Pēc rūdīšanas tēraudu var apstrādāt ar spiedienu un griezējinstrumentiem. Apstrādājot pēc tam ar aukstumu (-50 ... 70 °C), daļa austenīta pārvēršas martensītā, kas izraisa nocietināšanos. Vecināšana ($T=450$... 500 °C) vēl papildus nocietina tēraudu, jo no martensīta izdalās starpfāzu daļiņas, nemainot hroma saturu pamatstruktūrās. Spiedapstrāde veicina pilnīgāku austenīta pārvēršanos martensītā un palielina nocietināšanas efektu vecināšanā.

Karstumnoturīgus materiālus, kas derīgi darbam augstās temperatūrās, izveido uz hroma-niķeļa sakausējumu bāzes ar austenīta-ferīta austenīta struktūrām. Tā, piemēram, līdz 1100...1150 °C temperatūrām izmanto tēraudu X23H18 vai arī tēraudu X25H2C2, kas papildus legēts ar silīciju.

9. nodaļa

KRĀSAINIE METĀLI UN TO SAKAUSĒJUMI

Bez melnajiem metāliem tehnikā plaši izmanto arī krāsainos metālus un to sakausējumus. Tie atšķiras ar lielu plastiskumu, fizikālajām īpašībām, ķīmisko noturību, nelielo svaru un labām tehnoloģiskām īpašībām. Mašīnbūvē, aparātu būvē, aviācijā, kuģu būvē un citās rūpniecības nozarēs visplašāk izmanto alumīniju, varu, magniju, titānu un citus metālus, it sevišķi šo metālu sakausējumus. Apskatisim dažus visplašāk izmantojamos krāsainos metālus un to sakausējumus.

9-1. Varš un tā sakausējumi

Varš — sarkanas krāsas metāls ar lielu siltumvadītspēju, elektrovadītspēju, plastiskumu un korozijizturību. Vara kušanas temperatūra ir $+1083^{\circ}\text{C}$, blīvums — $8,94\text{ g/cm}^3$. Varam tūlīņ aiz sudraba ir lielākā siltumvadītspēja un elektrovadītspēja. Atkarībā no ķīmiskā sastāva izšķir šādas vara markas: M00 (99,99% Cu), M0 (99,95% Cu), M1 (99,9% Cu), M2 (99,7% Cu), M3 (99,5% Cu) un M4 (99,0% Cu). Piemaisījumu saturs ievērojami ietekmē vara īpašības: Fe, P, Si un As pazemina elektrovadītspēju, skābeklis padara varu trauslu, Pb un Bi apgrūtina vara spiedapstrādi 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 ($\sigma_b = 15\text{ kgf/mm}^2$), to var nocietināt ar plastisko deformāciju — uzkaldi ($\sigma_b \leq 40\text{ kgf/mm}^2$). Varu viegli var apstrādāt ar spiedienu, bet samērā grūti ar griezējinstrumentiem; tam ir sliktas liešanas īpašības.

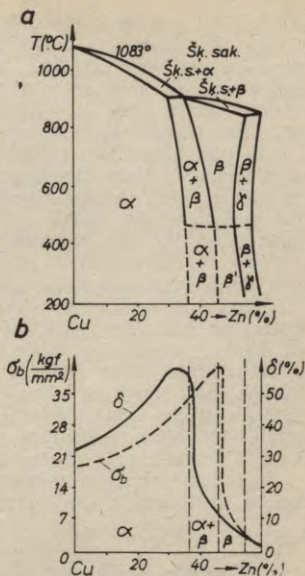
Vara sakausējumiem ir ne vien liela siltumvadītspēja, elektrovadītspēja un korozijizturība, bet arī labas mehāniskās, tehnoloģiskās un antifrikcijas īpašības. Izmantojot varā šķīstošus

legējošos elementus — Zn, Sn, Al, Be, Si, Mn un Ni, var paaugstināt vienlaikus vara stiprību un plastiskumu. Tā ir viena no galvenajām vara sakausējumu īpatnībām. Pēc tehnoloģiskām īpašībām vara sakausējumus iedala lejamos un deformējamos, termiski nenostiprināmos un nostiprināmos sakausējumos. Atkarībā no ķīmiskā sastāva vara sakausējumus iedala vara un cinka sakausējumos — misiņos, vara un citu elementu sakausējumos — bronzās un vara un niķeļa sakausējumos.

Misiņi. Misiņos varš ar cinku veido α cieto šķīdumu, tajos cinka maksimālā šķīdība ir 39%. Ja cinka saturs ir lielāks, izveidojas elektronu savienojums CuZn — β fāzē, kas 454...468°C temperatūrā pārkārtojas β' fāzē ar lielāku cietību un trauslumu (9-1. att. a). Cinka satura palielināšanās rada vienfāzes misiņa stiprības un plastiskuma pieaugumu. β' fāzes parādīšanās izraisa misiņa plastiskuma strauju samazināšanos, kaut arī tā stiprība līdz 45% Zn saturam turpina augt (9-1. att. b). Pārejot misiņam vienfāzes β' stāvoklī, strauji samazinās stiprība, bet palielinās trauslums.

Vienfāzes misiņi ar α cietā šķīduma struktūru ir plastiski un viegli apstrādājami ar spiedienu aukstā stāvoklī. Divfāzu misiņi 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 misiņu lētāku, uzlabo apstrādāmību ar griezējinstrumentiem, bet vienlaikus samazina siltumvadītspēju un elektrovadītspēju. Misiņus marķē ar burtu Л (латунь) un skaitli, kas norāda vidējo vara saturu procentos. Misiņu ar vara saturu virs 90% (Л96) sauc par tompaku, bet misiņus ar vara saturu 80...90% (Л80, Л90) — par pustompakiem. Legētu misiņu marķā raksta arī legējošo elementu attiecīgos burtus un skaitļus, kas norāda to saturu procentos, piemēram, misiņš ЛАН59-3-2 satur 59% Cu, 3% Al un 2% Ni.

Misiņam, kas satur vairāk par 20% Zn, laika gaitā virsma



9-1. att. Cu-Zn sakausējumu stāvokļa diagramma (a) un misiņa mehānisko īpašību atkarība no cinka satura (b).

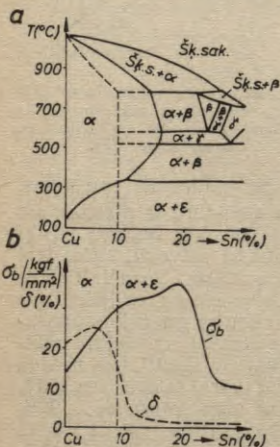
sāk plaisāt (sezonas plaisāšana) un atcinkojas. Virsmas plaisāšana vērojama arī uzkalzinātā stāvoklī, tāpēc veic īslaicīgu atkvēlināšanu 250...300°C temperatūrā, kas likvidē iekšējos spriegumus un līdz ar to novērš plaisāšanu. Mitrā atmosfērā misiņa detaļu virskārta šķīst un izdalās varš, kas ar misiņu veido galvaniskos pārus un izraisa ātru metāla sagraušānu.

Misiņus Л196, Л190 un Л180 izmanto tad, ja nepieciešams liels plastiskums; α fāzes misiņam Л168 un $\alpha+\beta'$ fāzes misiņiem Л162 un Л159 ir daudz lielāka stiprība, laba apstrādājamība ar griezēj-instrumentiem, bet mazāka korozijizturība. Visplastiskākais ir misiņš Л168, ko bieži izmanto štancēšanai. Uzkaldes likvidēšanai izmanto rekristalizācijas atkvēlināšanu 600...700°C temperatūrā, kurai seko atdzesēšana gaisā vai ūdenī.

Labas mehāniskās īpašības ir deformējamiem speciālajiem legētajiem misiņiem ЛАЖ60-1-1 un ЛЖМу59-1-1. Tiem piemīt arī liela korozijizturība, tāpēc tos plaši izmanto kuģu būvē. Liela korozijizturība jūras ūdenī ir t. s. jūras misiņiem ЛО70-1 un ЛО62-1, kas legēti ar alvu. Apstrādājamību ar griezēj-instrumentiem uzlabo svina piedevas misiņos ЛС59-1, ЛС60-1, ЛС63-3 un ЛС64-2. Alumīnija saturs misiņos ЛА77-2 un ЛА85-1 paaugstina to noturību pret atmosfēras un jūras ūdens iedarbību.

Lejamiem misiņiem pievieno silīciju, kas uzlabo šķidrplūstamību, metināmību un plastiskumu. Pie lejamiem misiņiem pieder ЛК80-3, ЛКС80-3-3 u. c.

Bronzas. Jau sirmā senatnē cilvēki darba rīku, trauku, ieroču un mākslas priekšmetu izgatavošanai izmantoja alvas bronzas. No Cu-Sn stāvokļa diagrammas (9-2. att. a) redzams, ka 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 $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ — t. s. δ fāzi. Ļoti lēni atdzesējot, δ fāze pārvēršas α cietā šķīdumā un e fāzes maisījumā. Reālos atdzesēšanas apstākļos bronza sastāv no α un δ fāzēm, pēdējā no tām sakausējumu padara cietu un trauslu. Bronzām ar alvas saturu 4...5% ir vienfāzes struktūra ar samērā lielu plastiskumu. Sakarā ar plašo kristalizācijas temperatūras intervālu bronzām ir zema šķidrplūstamība,



9-2. att. Cu-Sn sakausējumu stāvokļa diagramma (a) un bronzas mehānisko īpašību atkarība no alvas satura (b).

mazs sarukuma procents (0,8...1,4%), to lējumi ir poraini.

Pieaugot alvas saturam līdz 18...20%, bronzu stiprība palielinās, taču plastiskums strauji samazinās. Alvas bronzām Бр05, Бр010 ir liela korozijizturība jūras ūdenī, bet tās ir samērā dārgas.

Alvas bronzas bieži legē ar Zn, P, Pb, Ni un citiem elementiem. Cinks uzlabo bronzu tehnoloģiskās īpašības, fosfors — lejamību un elastību, niķelis — mehāniskās īpašības un korozijizturību, svins palielina lējumu blīvumu un uzlabo apstrādi ar griezējinstrumentiem. Alvas bronzas iedala deformējamās un lejamās bronzās. Atkarībā no pielietojuma lejamās bronzas savukārt iedala vairākās grupās.

Pirmā grupa — mašīnu bronzas, kuras lieto mašīnu detaļu lējumiem; tās satur alvu, cinku, svinu un niķeli. Šīm bronzām (БрОЦН3-7-5-1 un БрОЦС3-12-5) ir labas mehāniskās īpašības, laba apstrādājamība ar griezējinstrumentiem un pietiekami liela korozijizturība, to lējumi ir blīvi.

Otrā grupa — antifrikcijas bronzas БрОЦС5-5-5, БрОЦС4-17 un БрОЦС3,5-7-5; tās izmanto slīdes gultņu un citu berzei pakļautu detaļu izgatavošanai. Antifrikcijas bronzu legējošais elements ir svins, kas veido struktūras mīksto sastāvdaļu.

Trešā grupa — mākslas lējumu bronzas БрХ1, БрХ2 un БрХ3*, kurām ir laba šķidrplūstamība (labi aizpilda sarežģītas veidnes) un neliels sarukums. Šīm bronzām ir skaista nokrāsa, kas ilgi saglabājas lielās korozijizturības dēļ.

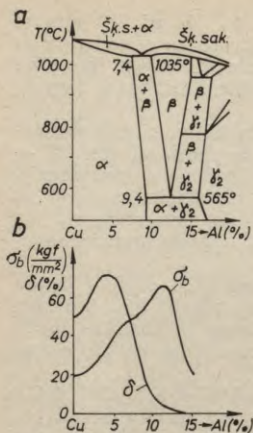
Deformējamās bronzas satur alvu, fosforu, cinku un svinu. Vislabāk spīd apstrādei var pakļaut bronzu БрОФ4-3. Labas mehāniskās īpašības ir alvas-fosfora bronzām БрОФ6,5—0,15 un БрОФ4—0,25.

Bronzu 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.

Alumīnija bronzas. Alumīnija bronzas atšķiras ar labām mehāniskām un antifrikcijas īpašībām un lielu korozijizturību. Neliels kristalizācijas temperatūru intervāls nodrošina tām labu šķidrplūstamību, lielu blīvumu un koncentrētu sarukuma dobumu. Alumīnija bronzu trūkumi ir šādi: liels sarukums, rupjgraudaina struktūra, tās viegli piesātinās ar gāzēm un izkausētā stāvoklī oksidējas, tās grūti lodejamas.

Alumīnijs ar varu veido α cieto šķīdumu ar mainīgu Al koncentrāciju (9-3. att. a). Ja Al saturs lielāks par 9,4%, struktūrā izveidojas β fāze — Cu_3Al , kas 565 °C temperatūrā sadalās α

* БрХ — mākslas lējumu bronza.



9-3. att. Cu-Al sakausējumu stāvokļa diagramma (a) un mehānisko īpašību atkarība no alumīnija satura (b).

Daļu alumīnija bronzu (БрАМц10-2, БрАЖН11-6-6, БрАЖС7-1,5-1,5) izmanto liešanai, bet citas — tikai deformēšanai (БрА5; БрА7). Lielāko daļu bronzu var izmantot gan liešanai, gan arī spiedapstrādei (БрАМц9-2, БрАЖ9-4, БрАЖМц10-3-1,5 un БрАЖН10-4-4). Alumīnija bronzas pakļauj dažādām termiskajām apstrādēm. Dendritveida likvāciju var novērst ar difūzijas atkvēlināšanu. Plastiski deformētus materiālus pakļauj rekristalizācijas atkvēlināšanai 650...800 °C temperatūrā. Bronzas, kas satur vairāk par 10% Al un Ni, var termiski nostiprināt ar rūdīšanu, kurai seko dispersa vecināšana. Tā, piemēram, БрАЖН10-4-4 pēc rūdīšanas (980 °C) un vecināšanas (400 °C) cietība palielinās no HB 170...200 līdz HB 400.

Berilija bronzas. Berilijs ar varu veido mainīgas koncentrācijas cietu šķīdumu, ko var pakļaut termiskajai nostiprināšanai. Tas dod iespēju berilija bronžām piešķirt lielu stiprību, elastību, cietību, korozijizturību un nodilumizturību, kā arī lielu pretestību nogurumam un šūdei. Cu-Be sakausējumu diagramma (9-4. att. a) rāda šķīdības izmaiņu atkarībā no temperatūras. Sakarsējot berilija bronzu БрБ2 līdz 760...780 °C temperatūrai, izveidojas viendabīgs α cietais šķīdums, kas saglabājas arī pēc straujas atdzesēšanas ūdenī istabas temperatūrā. Pēc rūdīšanas berilija bronzi ir maza stiprība ($\sigma_b = 45 \text{ kgf/mm}^2$) un liels plastiskums ($\delta = 40\%$). Rūdītu bronzu nostiprina atlaihdinot vai arī

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% (9-3. att. b). Vienfāzes alumīnija bronzas БрА5 un БрА7 ir ar labu mehānisko īpašību kompleksu. Divfāzu bronžām (7,5...11,5% Al) ir liela stiprība un cietība; tās var pakļaut termiskajai nostiprināšanai, kad straujas atdzesēšanas rezultātā ar β fāzi notiek martensīta pārvērtības.

Alumīnija bronzas legē ar Fe (līdz 4%), Mn (līdz 10%), Ni (līdz 10%) un citiem elementiem. Dzelzs sasmalcina graudus, palielina stiprību, cietību un uzlabo antifrikcijas īpašības. Niķelis uzlabo mehāniskās īpašības un palielina nodilumizturību. Mangāns palielina plastiskumu.

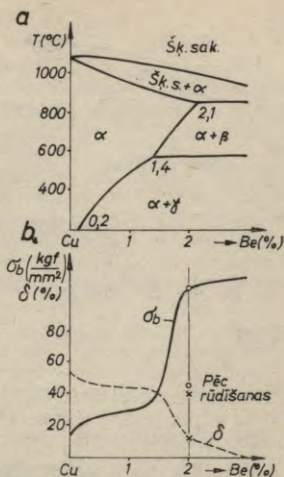
plastiski deformējot un pēc tam at-laidinot. Atlaidinot 310...320 °C temperatūrā, no pārsātināta α cie-tā šķīduma izdalās dispersas γ fā-zes daļiņas (CuBe), kas palielina stiprību un cietību. Uzkalcināta bronza at-laidināšanas procesā tur-pina nostiprināties, un tās stip-riība sasniedz $\sigma_b = 140 \text{ kgf/mm}^2$, bet $\delta = 2\%$.

Berilija bronzas ir karstumno-turīgi materiāli; tās ir stabilas temperatūras intervālā no -200°C līdz 340°C . Lielā siltumvadītspēja un elektrovadītspēja ļauj tās iz-mantot, lai izgatavotu elektriskās kontaktmetināšanas elektrodus, gultņus, kas darbojas augstspie-diena, liela ātruma un paaugstinā-tas temperatūras apstākļos, in-strumentus, kuri trieciena iedarbībā nedrīkst dzirksteļot, un citas at-bildīgas detaļas. Berilija bronzas var ļabi apstrādāt ar griezējinstru-mentiem, ļabi metināt ar kontakt-metināšanas vai šuvju metināša-nas metodēm.

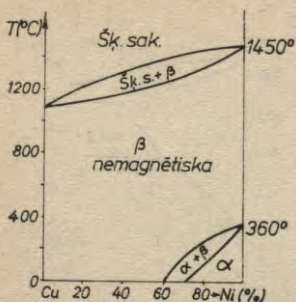
Lai samazinātu berilija bronzu izmaksas, tās legē ar Ni un Ti, kas ļauj, nepasliktinot mehāniskās īpašības, samazināt berilija saturu līdz 1,7%. Tādas bronzas ir БрБНТ1,7 un БрБНТ1,9.

Silīcija bronzām ir labas mehāniskās un antifrikcijas īpašības, liela elastība un korozijizturība. Silīcija bronzas satur līdz 3% Si, to struktūra ir vienfāzes cietais šķīdums ar lielu plastiskumu, kas pieļauj to spiedapstrādi. Šīs bronzas var ļabi metināt, lodēt un pietiekami ļabi apstrādāt ar griezējinstrumentiem. Legējot ar cinku, uzlabojas bronzu liešanas īpašības, bet, legējot ar man-gānu un niķeli, palielinās stiprība, cietība un korozijizturība. Niķelis, kura šķīdība varā ir mainīga, ļauj niķeļa-silīcija bronzas, piemēram, БрКН1-3, nostiprināt ar termisko apstrādi. Vecinā-šanas procesā, kas seko pēc rūdīšanas, izdalās dispersās Ni_2Si daļiņas, kuras nostiprina bronzu ($\sigma_b = 74 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 8\%$). Silī-cija bronzas (БрКМ3-1) plaši lieto par antifrikcijas materiālu, kā arī elastīgu un agresīvās vidēs (ūdeni, jūras ūdeni) darbo-jošos detaļu izgatavošanai.

Svina bronzām piemīt gan labas antifrikcijas īpašības, gan arī liela siltumvadītspēja un triecienizturība. Šīm bronzām ir liels svina saturs — 25...30%. Svins un varš savstarpēji nešķīst un veido mehānisko maisījumu ar viegli kūstošu eitektiku



9-4. att. Cu-Be sakausējumu stāvokļa diagrammas daļa (a) un mehānisko īpašību atkarība no berilija satura (b).



9-5. att. Cu-Ni sakausējumu stāvokļa diagramma.

talizācijas temperatūru, tādēļ bronzu īpašības nemainās pat līdz 400 °C darba temperatūrai. Tās ļoti pakļaujas spiedapstrādei, un to labā šķidrplūstamība nodrošina lējumu kvalitāti.

Atsevišķā vara sakausējumu grupā var izdalīt *vara-niķeļa sakausējumus*, kuriem ir liela nozīme tehnikā labo mehānisko īpašību, lielās korozijizturības, kā arī unikālo elektrisko un termoelektrisko īpašību dēļ. Varš ar niķeli veido neierobežotas šķīdības cieto šķīdumu (9-5. att.). Cu-Ni sakausējumus iedala korozijizturīgos un elektrotehniskos sakausējumos. Pie korozijizturīgiem sakausējumiem pieder melhiors, jaunsudrabs, kunials u. c. Labas īpašības ir melhioram (Cu+30% Ni), kas ļoti pakļaujas spiedapstrādei karstā un aukstā stāvoklī. Lai uzlabotu korozijizturību jūras ūdenī, to papildus leģē ar dzelzi un mangānu. Visizplatītākie ir melhiori MH19, MHЖMу30-0,8-1. Jaunsudrabs pieder pie Cu-Ni-Zn sakausējumiem (5...35% Ni, 13...45% Zn), tam ir liela stiprība un plastiskums, skaista sudrabaina krāsa, ķīmiska stabilitāte gaisā, organiskās skābēs un sāls šķīdumos. Plaši izmanto sakausējumu MHЦ15-20. Kunialus (Cu-Ni-Al sakausējumus) var termiski nostiprināt, rūdot 900...1000 °C temperatūrā un vecinot 500...600 °C temperatūrā. Uzkalde pēc rūdīšanas veicina stiprības palielināšanos vecināšanā līdz $\sigma_b = 80...90$ kgf/mm². Rūpniecībā lieto kunialus MHA13-3 un MHA7-1,5.

Svarīga nozīme tehnikā ir vara-niķeļa elektrotehniskajiem sakausējumiem. Sakausējumam manganīns (MHM3-12) kontaktā ar varu ir mazs termoelektriskais potenciāls, un tam ir liela elektriskā pretestība, kas ļoti maz izmainās temperatūras ietekmē. Šo materiālu izmanto reostatu izgatavošanā. Sakausējumiem konstantānam MHM10-1,5 un kopelam MHM43-1,5 kontakta ar varu ir liels termoelektriskais potenciāls, tādēļ tos izmanto termopāriem, kaut arī to darba temperatūra 500 °C nav sevišķi augsta.

($t_k = 326$ °C), kas parasti novietojas pa vara graudu robežām. Svina bronžām ir zemas mehāniskās īpašības, tādēļ gultņos tās izmanto plānas kārtiņas veidā uz tērauda pamatnes. Tā, piemēram, bronzi BpC30 robežstiprība $\sigma_b = 6$ kgf/mm², $\delta = 4\%$, HB 25. Leģējot svina bronzu ar Mn, Sn un Ni, paaugstinās tās stiprība un cietība. Šādas leģētas bronzas (BpKM 3-1) izmanto atbilstīgiem lietišķiem gultņiem.

Mangāna bronzas (BpM 5) atšķiras ar lielu korozijizturību un paaugstinātu karstumizturību. Mangāns paaugstina vara rekris-

9-2. Alumīnijs un tā sakausējumi

Alumīnijs — sudrabbaltas krāsas metāls ar mazu blīvumu — 2,7 g/cm³, lielu siltumvadītspēju, elektrovadītspēju, plastiskumu un korozijizturību. Tīra alumīnija (99,996% Al) kušanas temperatūra ir 660°C, īpatnējā elektriskā pretestība 20°C temperatūrā $\rho = 2,6549\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$.

Alumīnijs ir ķīmiski aktīvs elements, tas viegli oksidējas gaisā, veidojot uz virsmas blīvu oksīda Al₂O₃ kārtiņu, kas to tālāk aizsargā no oksidēšanās un korozijas atmosfērā, ūdenī un citās vidēs. Alumīnijs ir izturīgs pret koncentrētas slāpekļskābes un dažu organisku skābju iedarbību. Tas labi pakļaujas spiedapstrādei un labi metināms, bet slikti apstrādājams ar griezēj-instrumentiem. Pastāvīgie alumīnija piemaisījumi — Fe, Si, Cu, Mn, Zn un Ti pazemina korozijizturību un pasliktina elektriskās īpašības, nedaudz uzlabojot tā mehāniskās īpašības. Tīra atkvēlināta alumīnija robežstiprība $\sigma_b = 5 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 5,0\%$. Aukstā plastiskā deformācija palielina alumīnija stiprību līdz $\sigma_b = 15 \text{ kgf/mm}^2$.

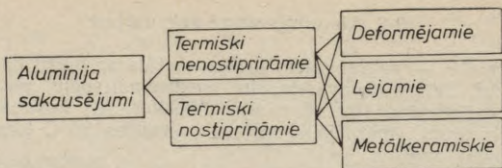
Atkarībā no piemaisījumu daudzuma izšķir sevišķas tīrības alumīniju A999 (0,001% piemaisījumu), augstas tīrības alumīniju A995, A99, A97, A95 (0,005...0,05% piemaisījumu) un tehniskas tīrības alumīniju A85, A8 un citus (0,15...1,0% piemaisījumu). Tehnisko alumīniju A0 un A1 izmanto lokšņu, stieņu un profilu rāžšanai, kurus lieto maz slogotās konstrukcijās. No tā gatavo rāmjus, durvis, kuģu virsbūves, traukus, cauruļvadus, siltumapmaiņas iekārtas, kondensatorus, kabeļus, pārtikas produktu un naftas cisternas.

Lai uzlabotu mehāniskās īpašības, alumīniju legē ar Cu, Mg, Si, Mn un Zn, retāk ar Li, Na, Ti, Be un Zr. Legējošo elementu lielākā daļa ar alumīniju veido ierobežotas šķīdības cietos šķīdumus, starpfāzes ar alumīniju vai ķīmiskus savienojumus (CuAl₂, Mg₂Si u. c.). Alumīnija sakausējumiem ir liela īpatnējā stiprība (σ_b/γ). Dažiem alumīnija sakausējumiem, kuru robežstiprība $\sigma_b = 50...70 \text{ kgf/mm}^2$ un blīvums $\gamma = 2,85 \text{ g/cm}^3$, īpatnējā stiprība ($\sigma_b/\gamma = 21$) maz atpaliek no augstas stiprības tēraudiem ($\sigma_b/\gamma = 23$). Alumīnija sakausējumi labi pretojas dinamiskai slodzei, tiem ir liela korozijizturība, siltumvadītspēja, elektrovadītspēja un labas tehnoloģiskās īpašības.

Alumīnija sakausējumus klasificē pēc izgatavošanas tehnoloģijas un termiskās nostiprināšanas (9-6. att.).

Deformējamie alumīnija sakausējumi. Pie termiski nenostiprinātiem deformējamiem alumīnija sakausējumiem pieder Al-Mg un Al-Mn sakausējumi, kuri ir ļoti plastiski, korozijizturīgi, un tos var labi metināt.

Sakausējuma AMu struktūra sastāv no α cietā šķīduma un sekundārās fāzes MnAl₆, kas, paaugstinoties temperatūrai, izšķīst

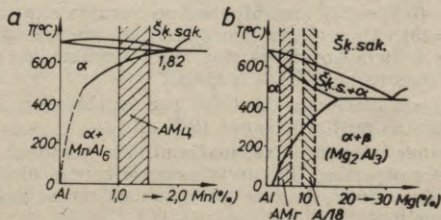


9-6. att. Alumīnija sakausējumu klasifikācija.

cietajā šķīdumā (9-7. att. a). Rūpniecībā izmanto sakausējumu AMu, kas satur 1...1,6% Mn. Fe un Si piemaisījumi veido stabilus savienojumus, kas nešķīst alumīnijā, tādēļ, kaut arī Mn ir mainīga šķīdība, minētos sakausējumus nevar termiski nostiprināt. Atkvelinātā stāvoklī sakausējums ir ļoti plastisks: $\psi=70\%$, $\delta=30\%$. Tā stiprību un cietību var palielināt ar uzkaldi.

Sakausējums AMr pieder pie Al-Mg sistēmas sakausējumiem (9-7. att. b). Magnijs ar alumīniju veido α cieto šķīdumu ar mainīgu Mg koncentrāciju — 1,4...17,4%. Tomēr sakausējumiem ar magnija saturu līdz 7% termiskās apstrādes rezultātā nostiprināšanās ir niecīga. Parasti tos lieto atkvelinātā stāvoklī, retāk uzkaldinātus. Pieaugot Mg saturam (1,1...6,3%), palielinās arī Mg_2Al_3 fāzes daudzums, līdz ar to robežstiprība pieaug no 11 kgf/mm² (AMr1) līdz 30 kgf/mm² (AM6), bet plastiskums attiecīgi samazinās. Sakausējumus AMu un AMr izmanto korozijizturīgu izstrādājumu izgatavošanai, lietojot spiedapstrādi un metināšanu.

Vairums deformējamo alumīnija sakausējumu, kuri izveidoti uz Al-Cu-Mg bāzes, ir termiski nostiprināmi sakausējumi. Deformējamajos sakausējumos leģējošo elementu saturs nepārsniedz to maksimālo šķīdību augstās temperatūrās. Tas ļauj iegūt viendabīgu cietā šķīduma struktūru ar augstu plastiskumu. Deformējamos



9-7. att. Stāvokļa diagrammas:

a — Al-Mn sakausējumam; b — Al-Mg sakausējumam.

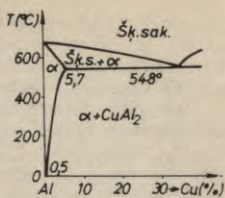
alumīnija sakausējumus ražo lokšņu, cauruļu, presētu profilu, stieņu, kalumu un štancētu izstrādājumu veidā.

Termiski nostiprināmiem deformējamiem sakausējumiem labas mehāniskās īpašības var iegūt, rūdot un vecinot samērā augstās temperatūrās (mākslīgā vecināšana). Sajā gadījumā nepieciešams, lai sakausējumā šķīdība mainītos līdz ar temperatūras izmaiņām. Minētām prasībām atbilst Al-Cu sakausējumi (9-8. att.). Varš ar alumīniju veido α cieto 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 CuAl_2 (θ fāze). Sakarsējot sakausējumus, kuros vara saturs ir 0,5...5,7% virs šķīdības līnijas, notiek CuAl_2 daļiņu izšķīšana alumīnijā un izveidojas viendabīga α cietā šķīduma struktūra. Ātri atdzesējot no šīm temperatūrām, CuAl_2 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 vairākās pakāpēs atkarībā no temperatūras un vecināšanas ilguma.

Dabiskās (20 °C) vai mākslīgās vecināšanas procesā zemā temperatūrā (līdz 150 °C) cietā šķīduma sairšana nenotiek, tikai vara atomi parvietojas nelielā attālumā graudu iekšienē un koncentrējas, veidojot divdimensiju plaknes. Tās vienmērīgi izvietotas kristāla tilpumā, un tās sauc par Ginjē—Prestona zonām. Vara koncentrācija tajās ir tuva vara saturam CuAl_2 fāzē (54%). Dabiskā vecināšana ilgst vairākas diennaktis, tās rezultātā materiāls neiegūst maksimālo stiprību, saglabājas liels plastiskums, korozijizturība un prettestība 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 Ginjē—Prestona zonas izšķīst un vara atomi atkal samērā vienmērīgi sadalās pa alumīnija kristāla tilpumu. Izturot sakausējumu istabas temperatūrā, no jauna notiek Ginjē—Prestona zonu veidošanās un materiāla nostiprināšanās.

Mākslīgā vecināšanā (150 °C temperatūrā un augstāk) vispirms veidojas lielāku izmēru Ginjē—Prestona zonas. Jo augstāka temperatūra, jo lielāks difūzijas ātrums un nostiprināšanās process noris straujāk. Izturot dažas stundas 150...200 °C temperatūrā, veidojas dispersas starpfāzu daļiņas Ginjē—Prestona zonu robežās. Alumīnija-vara sakausējumos šāda starpfāze ir θ' fāze,



9-8. att. Al-Cu sakausējumu stāvokļa diagramma.

kas pēc ķīmiskā sastāva neatšķiras no stabilās Θ fāzes — CuAl_2 , bet tās kristāliskais režģis ir deformēts un koherenti saistīts ar cietā šķīduma kristālisko režģi. Šajā periodā tecēšanas robeža tuvojas stiprības robežai, plastiskums samazinās.

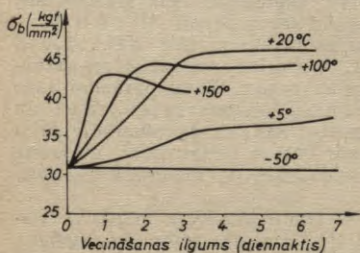
Paaugstinot vecināšanas temperatūru (200...250 °C), notiek metastabilās fāzes augšana, atdalīšanās un stabilas Θ fāzes (CuAl_2) veidošanās. Tiklīdz izveidojas Θ fāze un tā sāk augt, stiprība pazeminās, bet pieaug korozijizturība.

Karsējot līdz 350...370 °C, notiek pilnīga cietā šķīduma sairšana un Θ fāzes izveidošanās. Šāds process ir līdzīgs atkvēlināšanai, un tā rezultātā 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 — t. s. dūralumīniju. Klasiskais dūralumīnijs D1 izstrādāts 1908. gadā, un tas satur 4,0% Cu, 0,5% Mg un 0,5% Mn. Tagad to aizvieto dūralumīnijs D16, kuram ir lielāka stiprība, D18 ar palielinātu plastiskumu u. c. Dūralumīniju termiskajā apstrādē nostiprināšanās balstās uz norisēm Θ fāzē (CuAl_2) un δ fāzē (Al_2CuMg). Mangāns paaugstina dūralumīnija korozijizturību.

Lai pasargātu dūralumīniju no korozijas, tā loksnes pakļauj plāķēšanai, t. i., pārklāj ar tīra alumīnija kārtiņu, kas gan nedaudz pazemina dūralumīnija stiprību. Dūralumīniju var labi deformēt gan aukstā, gan arī karstā stāvoklī. Uzkaldes likvidēšanai velmēšanā veic starpoperāciju atkvēlināšanu 350...370 °C temperatūrā.

Dūralumīnija mehāniskās īpašības var uzlabot ar termisko apstrādi. Rūdāmo dūralumīniju sakarsē līdz 495...510 °C un strauji atdziest ūdenī. Rūdišana maz izmaina dūralumīnija īpašības. Nostiprināšanās galvenokārt notiek vecināšanas procesā.



9.9. att. Temperatūras un vecināšanas ilguma ietekme uz dūralumīnija D16 stiprību.

Dabiskā vecināšana notiek 4...5 diennaktis, tā palielina korozijizturību. Temperatūras pazemināšana aizkavē vecināšanu, bet tās paaugstināšana paātrina vecināšanu (9.9. att.).

Mūsdienās dūralumīniju plaši izmanto aviācijā, kuģu būvē, celtniecībā, automobiļu būvē un citās rūpniecības nozarēs.

Lielas stiprības alumīnija sakausējumus izveido uz sarežģīta ķīmiskā sastāva — Al-Cu-Mg-Zn sakausējumu

bāzes. Tos vēl papildus legē ar mangānu un hromu. Pie šīs materiālu grupas pieder sakausējumi B95 un B96, kuru struktūrā pēc termiskās apstrādes veidojas sarežģīta sastāva nostiprinošās fāzes. Pēc rūdišanas 460...475 °C temperatūrā un vecināšanas 120...140 °C temperatūrā sakausējuma B95 robežstiprība $\sigma_b = 60$ kgf/mm², $\delta = 12\%$, taču sakausējumam ir paaugstināta jutība pret sprieguma koncentrāciju.

Leģējot alumīnija sakausējumus ar Fe, Ni un Cu, var aizkavēt nostiprinošās fāzes augšanu. Šādi sakausējumi ir AK4, AK4-1, tos var izmantot temperatūrā līdz 300°.

Kaltu un štancētu detaļu izgatavošanai lieto sakausējumus ar labām liešanas īpašībām un lielu plastiskumu spiedapstrādes temperatūras intervālā (380...450 °C). Sakausējumus AK6 un AK8 ar paaugstinātu silīcija saturu izmanto vidēji slogotām un stipri slogotām sarežģītas formas detaļām, piemēram, spārniņiem, rāmjiem, savienojošām detaļām, dzenskrūvēm u. c.

Lejamie alumīnija sakausējumi. Tiem jābūt ne vien ar labām ekspluatācijas īpašībām, bet arī ar labām liešanas īpašībām, lielu šķidrplūstamību, mazu sarukumu, kā 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. Vienkāršā silumīna AJ12 eitektika sastāv no cietā šķīduma un silīcija kristālu maisījuma, leģētajiem silumīniem bez divkāršās eitektikas pastāv arī sarežģīta sastāva eitektikas.

Silumīniem ir neliels blīvums — 2,65 g/cm³, liela korozijizturība, un tos var labi metināt. Vara piedeva atvieglo silumīnu apstrādi ar griežējinstrumentiem. 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 Mn 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 rūdišanas (515...535 °C) un vecināšanas 150...180 °C temperatūrā ar 10...20 h ilgu izturēšanu.

Rūpniecībā visplašāk izmanto alumīnija lejamos sakausējumus AJ12, AJ19 un AJ14. Sakausējumam AJ12 (10...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...3% no sakausējuma masas). Nātrijs nobīda stāvokļa diagrammas eitektisko punktu pa labi,

un sakausējuma struktūrā silīcija kristālu vietā izdalās cietais šķīdums kopā ar eitektiku. Ar magniju leģētos silumīnus AJ4 un AJ9 var nostiprināt, veicot termisko apstrādi.

Sakausējumam AJ4 ir labas liešanas un mehāniskās īpašības, kas ļauj to izmantot atbildīgu detaļu (kompresoru korpusu, karteru, bloku u. c.) izgatavošanai. Lai novērstu porainību, sakausējumu kristalizē autoklāvos zem spiediena. So sakausējumu termiskā apstrāde sastāv no rūdišanas ($535 \pm 5^\circ\text{C}$) un 8 h ilgas vecināšanas $180 \pm 5^\circ\text{C}$ temperatūrā. Nostiprināšanu veic no pārsātinātā cietā šķīduma izdalījušās dispersās Mg_2Si fāzes daļiņas.

Sakausējumam AJ9 ir labāka metināmība, bet nedaudz zemākas mehāniskās īpašības ar paaugstinātu plastiskumu.

Augstas stiprības sakausējums AJ32 domāts spiedliešanai, tam piemīt labas liešanas īpašības, liela korozijizturība, to var labi apstrādāt ar griezējinstrumentiem un metināt. Mangāna un titāna klātbūtne un lielais kristalizācijas ātrums spiedliešanā ļauj lējumam iegūt metastabilu struktūru, ko var nostiprināt, mākslīgi vecinot bez iepriekšējas rūdišanas. Nostiprināšanu veic dispersā θ fāze (CuAl_2) un dispersā β fāze (Mg_2Si), kas izdalās, ilgstoši (8 h) vecinot 175°C temperatūrā. Sakausējumu AJ32 lieto slogotu detaļu (cilindru bloku, bloku galvu u. c.) spiedliešanai.

Al-Cu sistēmas sakausējumiem (AJ7 un AJ19) nav labu liešanas īpašību, bet tiem ir liela stiprība un karstumizturība. Sakausējumu AJ7 pēc rūdišanas un vecināšanas ($\sigma_b = 26 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 3\%$) vidējas slodzes apstākļos var izmantot temperatūrā līdz 200°C . Sakausējums AJ19 ir ar lielu stiprību un karstumizturību, to var labi metināt un apstrādāt ar griezējinstrumentiem. Kaut arī sakausējumu leģē ar mangānu un titānu, tā liešanas īpašības tomēr paliek zemas. Lējumu strauji atdzesējot no šķidra stāvokļa, mangāns veido pārsātinātu cieto šķīdumu; bet titāns modificē sakausējumu. Rūdamo lējumu karsējot, no pārsātināta cietā šķīduma izdalās $\text{Al}_2\text{Mn}_2\text{Cu}$ fāze, kas palielina sakausējuma stiprību un karstumizturību. Pēc rūdišanas un vecināšanas sakausējumam AJ19 ir labas mehāniskās īpašības ($\sigma_b = 36 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 5\%$, $HB 100$), kas ļauj to izmantot slogotām detaļām darbā līdz 300°C temperatūrai.

Al-Mg sistēmas sakausējumiem AJ8 un AJ27 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.

Sakausējums AJ8 šķidrā stāvoklī viegli oksidējas, tā rezultātā struktūrā rodas oksīdu kārtiņa un mehāniskās īpašības pasliktinās. Tādēļ sakausējuma karsēšana un izliešana jāveic zem aizsargkušņu kārtas. Leģējot sakausējumu ar beriliju, samazinās oksidēšanās intensitāte, bet palielinās graudu lielums. Titāns un cirkonijs sasmalcina graudus un kopā ar beriliju kavē dabisko

vecināšanos, saglabājot plastiskumu un stigrību. Vislabākās mehāniskās īpašības Al-Mg sistēmas sakausējumiem ir pēc rūdīšanas 530 °C temperatūrā, kad viss magnijs atrodas cietā šķīdumā ($\sigma_b = 36$ kgf/mm², $\delta = 18\%$, HB 90). Sakausējumus AJ18 un AJ27 lieto kuģu būvē, aviācijā un citās rūpniecības nozarēs slogotām detaļām, kas darbojas mitrā vidē.

Metālkeramiskie alumīnija sakausējumi. Metālkeramisko materiālu iegūšanas tehnoloģija ļauj izveidot sakausējumu bez tā sastāvdaļu kausēšanas. Saķepinātos alumīnija sakausējumus (CAC) iegūst ar alumīnija un legējošo elementu pulvera sapresēšanu — briketēšanu, saķepināšanu un deformēšanu. Pulverus parasti iegūst, izsmidzinot dotā sastāva sakausējumus, piemēram, Д16, АК4 u. c. Metālkeramisko materiālu apstrādes tehnoloģija ļauj izgatavot sarežģītas formas detaļas no sakausējumiem, kurus nevar iegūt ar liešanu un spiedapstrādi. Sādi var iegūt sakausējumus ar sevišķām fizikālām īpašībām, piemēram, sakausējumu CAC1 (25...30% Si, 5...7% Ni, pārējais Al) ar mazu termiskās izplešanās koeficientu ($\alpha = 14,5 \dots 15,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) un lielu elastības moduli. Šo sakausējumu izmanto aparātu detaļām, kas darbojas kopā ar tēraudu 20...200 °C temperatūrā. Tam ir labas mehāniskās īpašības: $\sigma_b = 26$ kgf/mm², HB 120. Sakausējumam CAC-Д16П 20 °C temperatūrā $\sigma_b = 57$ kgf/mm², bet 300 °C temperatūrā $\sigma_b = 12$ kgf/mm².

Izstrādājumiem, kas darbojas augstās temperatūrās, izmanto alumīnija pūderi (CAП). To izgatavo, saķepinot un deformējot alumīnija un tā oksīda Al₂O₃ pulveru maisījumu. Deformēšanas laikā oksīdu kārtiņa, kas apņem dispersos alumīnija graudiņus, sadrūp un smalku dispersu ieslēgumu veidā vienmērīgi sadalās pa alumīnija matricu. Al₂O₃ saturs mainās no 6...9% (CAП1) līdz 18...22% (CAП4). Palielinoties Al₂O₃ daudzumam, sakausējumu stiprība pieaug no 30...32 kgf/mm² (CAП1) līdz 44...46 kgf/mm² (CAП4), bet relatīvais pagarinājums samazinās no 5...8% līdz 1,5...2,0%. 500 °C temperatūrā CAП1 robežstiprība ir 13...13,5 kgf/mm², bet ilgizturība 500 °C temperatūrā pēc 100 h ir 5 kgf/mm². CAП sakausējumu lielo karstumizturību var izskaidrot ar to, ka alumīnija oksīdi, kas atdala graudus, augstās temperatūrās nekoagulē un saglabā nemainīgu struktūru.

CAП 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 pūderiem izgatavo loksnes, stieņus, profilus, štancētas sagataves u. c. No šiem materiāliem izgatavotās detaļas ilgstoši var darboties 300...500 °C temperatūrā, bet īslaicīgi pat 1000 °C temperatūrā. Tos plaši izmanto aviācijā, elektrotehnikā, ķīmiskajā rūpniecības mašīnbūvē un kuģu būvē atbildīgu detaļu (droseļu un ventiļu vārstuļu, kompresoru un sūkņu lāpstiņu, virzuļu) izgatavošanai.

9-3. Magnijs un tā sakausējumi

Magnijs kūst 650 °C temperatūrā, tā blīvums ir 1,74 g/cm³. Magnijam ir labākas mehāniskās īpašības nekā alumīnijam, tā plastiskums ir mazāks. 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, sagraūst. Sakarsējot magnijs aktīvi oksidējas, pat viegli uzliesmo. Lietam magnijam ir rupjgraudaina struktūra ar zemām mehāniskām īpašībām ($\sigma_b = 11 \dots 12 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 6 \dots 8\%$, HB 30). Modificēšana ar cirkoniju un plastiskā deformācija nedaudz uzlabo tā mehāniskās īpašības ($\sigma_b = 26 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 9\%$). Uzkaldi var likvidēt ar rekristalizācijas atkvelināšanu 330...350 °C temperatūrā.

Magniju kā konstrukciju materiālu nelieto, to izmanto sakausējumu reducēšanai, leģēšanai.

Magnija sakausējumu galvenā priekšrocība ir lielā īpatnējā stiprība σ_b/γ (atsevišķu sakausējumu stiprība $\sigma_b = 35 \dots 40 \text{ kgf/mm}^2$, bet blīvums mazāks par 2 g/cm³). 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 Al₃Mg₄, MgZn un MgZn₂. 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 liešanas īpašības, tie piesātinās ar gāzēm, oksidējas un viegli uzliesmo. Atkarībā no iegūšanas tehnoloģijas magnija sakausējumus iedala deformējamos un lejamos materiālos.

Deformējamie sakausējumi. Mazlēģēto sakausējumu MA1, kas satur 1,3...3,5% Mn, var labi metināt un apstrādāt ar spiedienu, tam ir liela korozijizturība. Karstā stāvokli no tā izgatavo loksnes un profilus, ko izmanto maz slogotām detaļām. Vidējas stiprības deformējamie sakausējumi MA8 un MA9 ir ar pietiekamu tehnoloģisko plastiskumu, vidēju metināmību un korozijizturību, un tos var vidēji labi metināt. Sakausējuma MA8 mehāniskās īpašības uzlabo cerija piedeva, kas struktūrā ir smalkas dispersas fāzes Mg₉Ce.

Augstas stiprības sakausējumus MA5 un BM65-1 var termiski nostiprināt, un tie labi pakļaujas spiedapstrādei. Sakausējumu BM65-1 modificē ar cirkoniju. Šos sakausējumus izmanto stipri

slogotām lidmašīnu, tekstiliekārtu, automobiļu un celšanas mašīnu detaļām.

Sakausējumi, kas derīgi ilgstošam darbam 250...350 °C temperatūrā, ir karstumizturīgi magnija sakausējumi. Tie satur ceriju, neodīmu un toriju, kas veido dispersas intermetālīdu 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 saturošiem sakausējumiem MA13 un BMД-1 ($\sigma_{100, 300\text{ }^\circ\text{C}}=5\dots9\text{ kgf/mm}^2$). Magnija sakausējumus izdevīgi lietot īslaicīgi darbojošās konstrukcijās, piemēram, raķešu korpusos, stabilizatoros, sūkņu korpusos.

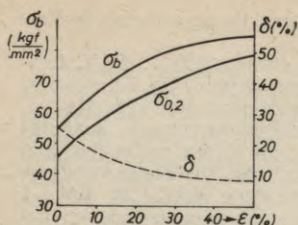
Lejamie sakausējumi. Vienkāršiem lējumiem izmanto vidējas stiprības magnija sakausējumu MЛ3. Spiedliešanai metāliskās formās lieto augstas stiprības sakausējumu MЛ5, kam ir labas liešanas īpašības. Karstumizturīgais sakausējums MЛ10 domāts tādu detaļu lējumiem, kas darbojas temperatūrā līdz 250 °C, sakausējums BMЛ-1 — stipri slogotiem lējumiem, kas ilgstoši darbojas 300 °C temperatūrā, bet īslaicīgi pat 400...450 °C temperatūrā. Šiem sakausējumiem ir paaugstināta korozijizturība, tos var labi apstrādāt ar griezējinstrumentiem. Lējumus piegādā termiski neapstrādātus un termiski apstrādātus.

Lai atbildīgas magnija sakausējuma detaļas aizsargātu pret koroziju, pielieto virsmas oksidēšanu vai laku krāsu pārklājumus.

9-4. Titāns un tā sakausējumi

Titāns — 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. Tīram titānam ir labas mehāniskās īpašības ($\sigma_b=45\dots60\text{ kgf/mm}^2$, $\delta=20\dots25\%$), mazs blīvums ($\gamma=4,5\text{ g/cm}^3$) un liela korozijizturība.

Titāna mehāniskās īpašības ir atkarīgas no piemaisījumu daudzuma. Odeņradis, 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. Plastiskā deformācija stipri palielina titāna stiprību (9-10. att.). Titāna sakausējumu uzkaldi var likvidēt ar rekristalizācijas atkvēlināšanu 650...750 °C temperatūrā. Titānu var labi pakļaut spiedapstrādei gan normālā, gan paaugstinātā temperatūrā, bet ar griezējinstrumentiem to grūti apstrādāt. Titānam ir liela korozijizturība un ķīmiskā izturība, ko nodrošina oksīdu aizsargkārtiņa. Tāpēc titānu plaši



9-10. att. Titāna mehāniskās īpašības atkarībā no plastiskās deformācijas pakāpes.

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. Tādēļ titāna sakausējumus lieto aviācijā, raķešu būvē, kuģu būvē un ķīmiskajā rūpniecībā. Atkarībā no pielietojuma titāna sakausējumus iedala deformējamus un lejamus

sakausējumus, kurus var arī termiski nostiprināt.

Vienfāzes vidējas stiprības deformējamus titāna sakausējumus BT5 un BT5-1 lieto metinātu konstrukciju izveidošanai ekspluatācijai ļoti zemās un normālās temperatūrās. Tos nevar nostiprināt ar termisko apstrādi.

Divfāzu sakausējumiem (BT3-1, BT6, BT8, BT14 u. c.) 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 sakausējumus BT14, BT15 un BT16 ir vairāk nostipriņošā β fāze, jo tie satur palielinātu daudzumu V, Mo un Cr. Karstumizturīgos sakausējumus BT3-1, BT8 un BT9 var lietot temperatūrā līdz pat 400...550 °C.

Lejamiem titāna sakausējumiem ir labas liešanas īpašības, to nelielais kristalizācijas temperatūras intervāls nodrošina labu šķidrplūstamību, lejumu blīvumu un mazu sarukumu. To trūkums ir intensīva gāzu uzsūkšana un aktīva iedarbība uz veidošanas materiāliem.

Visizplatītākais lejamais titāna sakausējums BT5 ir pietiekami plastisks un stīgs, ar labām liešanas īpašībām, bet samērā mazu stiprību. Visstiprākie rūpnieciskie sakausējumi ir BT3-1 un BT21, kurus izmanto fasonlējumu iegūšanai.

9-5. Antifrikcijas materiāli

Mūsdienu mašīnās, mehānismos un aparātos ļoti plaši lieto slīdgultņus, kurus izgatavo no antifrikcijas materiāliem vai sakausējumiem.

Antifrikcijas materiāliem jābūt ar mazu berzes koeficientu (attiecībā pret tēraudu), kas nodrošina labus berzes apstākļus un mazu vārpstas un gultņa nodilumu. Eļļa labi noturas berzes zonā, ja gultņa materiāla struktūra sastāv no mīksta pamata

ar vienmērīgi izvietotiem cietiem ieslēgumiem vai cieta pamata ar mīkstiemi ieslēgumiem. Uz struktūras mīkstās sastāvdaļas rēķina gultnis piestrādājas vārpstai, bet izveidojušos mikroreljefu piepilda eļļa. Antifrikcijas materiāliem jābūt lētiem, ar lielu korozijizturību un labām tehnoloģiskām īpašībām.

Vēlams, lai tiem būtu liela siltumvadītspēja, pietiekami liela ilgzīturība un stigrība. Antifrikcijas materiālus var izveidot uz čuguna, krāsaino metālu, metālkeramisko sakausējumu un polimēru materiālu bāzes.

Visraksturīgākie antifrikcijas materiāli ir sakausējumi, kas izveidoti uz alvas un svina bāzes; tos sauc par babītiem. Vislabākais antifrikcijas īpašību, fizikāli mehānisko īpašību un korozijizturības komplekss ir alvas babītiem Б83 un Б88. Tos izmanto atbildīgiem gultņiem, kas darbojas augstas un vidējas slodzes apstākļos, ja ātrumi ir lieli. Antimons ar alvu veido cieto šķīdumu un cietus ieslēgumus SnSb — β' fāzi. Alvu var daļēji aizvietot ar svinu, bet, lai novērstu likvāciju, pievieno varu. Alvas svina babītā Б16 mīksto pamatu veido eitektika, bet cietos ieslēgumus — β' fāze (SnSb) un metalīdu fāzu (Cu₃Sn, Cu₂Sb) daļiņas. Šis babīts ir salīdzinoši lētāks, bet, tā kā tam ir paaugstināts trauslums, to nevar izmantot triecienvēida slodzes gadījumos. Babīts BH ir papildus leģēts ar Cd, As, Ni, un to izmanto automobiļu un traktoru dzinēju gultņiem. Vislētākie ir svina babīti ar kalcija un nātrija piedevām (БКА, БК2), bet starp tiem un tērauda ieliktniem ir vāja adhēzija.

Slīdgultņiem, kurus lieto liela virsmas spiediena apstākļos, par antifrikcijas materiālu izmanto čugunu. Vislabākās antifrikcijas īpašības ir perlīta struktūras čugunam ar grafīta ieslēgumiem. Čuguna metāliskais pamats uzņem slodzi, bet grafīts nodē par ziežvielu, kas samazina berzes koeficientu. Antifrikcijas čuguniem markas priekšā raksta burtu А, piemēram, АЧ-1, АЧ-2, АВЧ-1, АВЧ-2, АКЧ-1.

Par antifrikcijas materiāliem var izmantot krāsaino metālu sakausējumus, kas izveidoti uz vara un alumīnija bāzes.

No misiņiem gultņu izgatavošanai izmanto silīcija-svina misiņu ЛКС80-3-3, ЛМЖ52-4-1. Arī alvas bronzām fosfora un svina piedevas uzlabo antifrikcijas īpašības (БрОЦС-5-5-5; БрОЦС4-4-17). Gultņiem izmanto arī silīcija bronzas un svina bronzas. Tām ir liela siltumvadītspēja un stigrība, kas ļauj izmantot šos materiālus atbildīgiem smagi slogotiem gultņiem turbīnu, dīzeļu un lidmašīnu dzinēju būvē.

Arī alumīnija sakausējumiem 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.

Pulvermetallurģija dod iespēju izveidot noteiktas porainības materiālus, kurus izmanto slīdgultņos. Parasti tos izgatavo, presējot un saķepinot dzelzs, vara un bronzas pulveri, kam

pievienots 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. Tādējādi šos gultņus var ekspluatēt noteiktu laiku bez papildu eļļošanas. Pēdējā laikā arvien plašāk izmanto metāla-plastmasas gultņus, kuriem porains metāls piesūcināts ar fluoroplastu. Šādi gultņi var darboties ķīmiski aktīvās vidēs temperatūrā līdz 280 °C.

Darbam augstā temperatūrā lieto antifrikcijas materiālu, kas satur 40...90% grafīta un 60...10% saistvielas, piemēram, fenolformaldehīdsveķus. Šādus grafitoplastus var izmantot arī elektrisko slīdkontaktu izgatavošanai.

Gultņos, kas darbojas liela slīdes ātruma un maza virsmas spiediena apstākļos, piemēram, dažādu aparātu un sadzīves priekšmetu gultņos, var izmantot polimēru materiālus: poliamīdus (kapronu) un fluoroplastu-4. Polimēru antifrikcijas materiālu trūkums ir mazā siltumvadītspēja, tādēļ tos uzklāj plānas kārtiņas veidā vai arī pilda ar siltumu labi vadošām pildvielām.

Par antifrikcijas materiālu var izmantot arī presētu koksnī, kas piesātināta ar fenolformaldehīdsveķiem. Plastificēta koka un tekstolīta gultņi var darboties samērā spēcīgas berzes apstākļos, tie labi pretojas triecienslodzēm, vibrācijām un korozijai.

POLIMĒRU MATERIĀLI

Bez metāliskajiem materiāliem tehnikā plaši lieto arī nemetāliskos materiālus, no kuriem galvenā nozīme ir polimēru materiāliem. To ražošanas apjoms ar katru gadu strauji pieaug. Bez dabiskiem polimēriem (kokvilnas, ādas, dabiskā kaučuka) liela nozīme ir arī ķīmiskās rūpniecības ražotajiem sintētiskajiem polimēriem. Tos iegūst, pārstrādājot naftu, dabasgāzi un akmeņogles. Polimēru materiāliem piemīt vairākas svarīgas īpašības, kas nosaka to samērā plašo pielietojumu. Lai šos materiālus pareizi izmantotu, jāzina to uzbūves un īpašību likumsakarības.

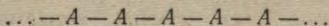
Pēdējos 20 gados reizē ar jaunu polimēru ražošanas metožu izstrādāšanu gūti panākumi arī polimēru struktūras un molekulu uzbūves pētīšanā, atklātas polimēru virsmolekulārās struktūras, pētītas šo struktūru dažādās formas un to nozīme polimēru mehānisko īpašību uzlabošanā, atrasti dažādi polimēru struktūras regulēšanas un stabilizēšanas paņēmieni. Pieaudzis arī polimēru materiālu ražošanas apjoms.

10-1. Polimēru molekulu uzbūve un polimēru klasifikācija

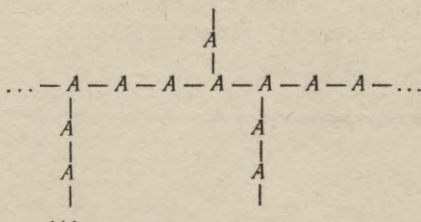
Polimēri ir vielas, kuru molekulas veidotas no struktūras elementiem — monomēriem, kas daudzkārt atkārtojas. To molekulām ir liela masa un izmēri. Struktūras elementu skaitu polimēru molekulās sauc par polimerizācijas pakāpi.

Monomēri, savienojoties polimēru molekulās cits ar citu, veido lineārus, sazarotus vai telpiskus polimērus.

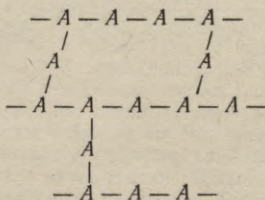
Par lineārajiem sauc tādus polimērus, kuru molekulām ir garas ķēdes veids. Ja monomēru apzīmē ar *A*, lineārā polimēra molekulu var attēlot šādi:



Sazaroto polimēru molekulas sastāv no garām ķēdēm ar sānu nozarojumiem, kuru skaits un garums var mainīties ļoti plašās robežās:



Garāko ķēdi sauc par galveno ķēdi; nozarojumi ir daudz īsāki. Par telpiskajiem sauc tādus polimērus, kuri sastāv no trīsdimensiju režģi savienotām ķēdēm:



Polimērus, kuru ķēdes veidotas no dažādiem monomēriem, sauc par jauktajiem polimēriem vai kopolimēriem.

Galvenā polimēru uzbūves īpatnība ir tā, ka jebkura polimēru molekula sastāv no ķēdes veida nogriežņiem, kuros virknē saistīti daudzi atomi. Šādiem savienojumiem raksturīgas divu tipu saites — ķīmiskās un starmolekulārās, kuras atšķiras gan pēc savas dabas, gan arī pēc enerģijas. Atomus, kas ietilpst galvenajā ķēdē, saista spēcīga ķīmiskā saite. Ķīmiskās saites enerģija ir 65...80 kcal/mols. Starmolekulārām saitēm ir fizikāla daba (Van der Vālsa saites ar nelielu enerģiju). Tādējādi polimēru makromolekulas raksturo ļoti spēcīgas saites polimēru ķēdēs un attiecīgi vājākas saites starp ķēdēm.

Telpiskajos polimēros arī starp ķēdēm darbojas ķīmiskās saites. Ja šo saišu skaits ir daudz mazāks nekā saišu skaits starp atomiem ķēdē, viela saglabā polimēru īpašības.

Lineārajos un sazartajos polimēros termiskās iedarbības rezultātā molekulas var izmainīt savstarpējo izvietojumu

neierobežotu skaitu reižu, nenotiekot izmaiņām ķēdēs. Šādus polimērus sauc par termoplastiskiem polimēriem. Turpretim, paaugstinot temperatūru telpiskajiem polimēriem, to ķēdes paliek saistītas cita ar citu līdz pat destruktīvas temperatūrai. Telpiskā struktūra parasti veidojas, karsējot monomērus, t. i., notiekot telpiskai polimerizācijai paaugstinātā temperatūrā, tādēļ iegūtos telpiskos polimērus sauc par termoreaktīviem polimēriem. Termoreaktīvie polimēri nešķīst un nekūst, tiem ir liela cietība, stiprība un siltumnoturība.

Polimērus raksturo ķīmiskā sastāva nevienādīgums, jo vienā un tajā pašā ķēdē var būt locekļi ar atšķirīgu ķīmisko sastāvu. Tiem raksturīgs arī molekulmasas nevienādīgums. Polimēros visas molekulas nav vienāda garuma, tām piemīt dažāda polimerizācijas pakāpe, tādēļ polimēru raksturošanai izmanto vidējo molekulmasu vai arī molekulmasas sadalījuma likni.

Atkarībā no ķīmiskā sastāva polimērus nosacīti iedala organiskajos, elementorganiskajos un neorganiskajos polimēros.

Pie organiskajiem polimēriem pieder savienojumi, kuros bez oglekļa atomiem ietilpst arī ūdeņraža, skābekļa, slāpekļa, sēra un halogēnu atomi. Elementorganiskie polimēri ir savienojumi, kuru ķēdes veidotas no oglekļa atomiem un heteroatomiem (Si, Ti, Al un Sn). Neorganiskie polimēri ir tādi polimēri, kuri nesatur oglekļa atomus.

10-2. Polimēru ķēdes lokanība

Jebkura polimēru materiāla fizikālās un mehāniskās īpašības ir atkarīgas no tā makromolekulu ķīmiskās uzbūves un īpašībām. Pareizs priekšstats par polimēru makromolekulu īpašībām radās līdz ar īpaša termiskās kustības veida — molekulu atsevišķu daļu iekšējās rotācijas — atklāšanu, ar ko izskaidroja polimēru ķēdes lokanību. Atsevišķas ķēdes daļas cenšas pagriezties tā, lai ieņemtu enerģētiski izdevīgāko stāvokli. Bet, lai notiktu šāda molekulas pāreja uz stāvokli ar minimālu potenciālo enerģiju, nepieciešams pārvarēt rotācijas aktivācijas barjeru. Paaugstinātās temperatūrās kinētiskās enerģijas krājums ir pietiekams rotācijas aktivācijas barjeras pārvarēšanai, un šādas pārejas notiek samērā bieži. Ja šīs enerģijas krājums ir mazs, atomu grupas nevar mainīt stāvokli un tās svārstās ap šo stāvokli.

Polimēru molekulās starp atomiem pastāv arī divkārša saite, ko veido divi elektroni pāri. Šajā gadījumā atomu grupu pārvietošanās iespējama, saraujot ķīmisko saiti, kura no jauna izveidojas, atomu grupām ieņemot attiecīgu jaunu stāvokli. Ķīmiskās saites saraušanai jāpatērē daudz lielāka enerģija nekā rotācijas aktivācijas barjeras pārvarēšanai, tādēļ rotāciju ap divkāršu saiti var realizēt tikai pietiekami augstā temperatūrā. Molekulas

vienai daļai pārvietojoties attiecībā pret tās otru daļu, molekulai izveidojas dažādas konfigurācijas.

Polimēru materiālā katrai molekulai visapkārt ir tādas pašas molekulas, tāpēc starp tām vienmēr eksistē sava veida mijiedarbība, kas savukārt ietekmē ķēdes iekšējo locekļu rotāciju un pārvietošanos. Lai gan reālā ķēdē tās locekļu orientācija ir savstarpēji atkarīga, garām ķēdēm starp pietiekami attālinātiem tās locekļiem nav novērojama saistība, un tos var attēlot ar taisnes nogriežņiem. Šādu ķēdes nogriežni, kura stāvoklis telpā nav atkarīgs no blakus esošo nogriežņu stāvokļa, sauc par ķēdes segmentu.

Reālas polimēru ķēdes ir saritinātas, jo šādā stāvoklī virsma un līdz ar to arī brīvā enerģija ir mazākas. Ierobežotā lokanība neļauj ķēdēm pieņemt sfērisku formu. Parasti veidojas apaļas globulas, bet var novērot arī otru galējo polimēru ķēdes formu — izstieptu stieni.

Ķēdes lokanība ir ļoti svarīga kaučukveida polimēru īpašība. Tā ir atkarīga no temperatūras: pazeminot temperatūru, kaučuku ķēdes zaudē lokanību, bet, paaugstinot temperatūru, kaučuks iegūst lielu elastību.

10-3. Polimēru fāzu stāvokļi un struktūra

Polimēru īpašības ir atkarīgas ne tikai no molekulu ķīmiskā sastāva un uzbūves, bet arī no to savstarpējā izvietojuma un mijiedarbības, kas piedod polimēriem virkni īpatnību.

Polimēriem ir lielas molekulas, tādēļ karsējot nav iespējams nonākt līdz vārišanās temperatūrai. Vispirms notiek polimēru sadalīšanās — destrukcija, tādēļ polimēri var eksistēt tikai kondensētā stāvoklī: šķidrā un cietā.

Polimēros ir divu tipu struktūras elementi: ķēdes un ķēžu locekļi. Tāpēc, runājot par tuvo vai tālo sakārtojumu, jānorāda, attiecībā pret kuru struktūras elementu veidojas sakārtotais stāvoklis. Parasti novēro divus sakārtojuma veidus: telpisku ķēdes locekļu un pašu ķēžu t. s. tālo sakārtojumu, kas atbilst polimēru fāzu kristāliskajam stāvoklim, un ķēžu orientāciju bez ķēžu locekļu orientācijas, kas atbilst fāzu amorfiem stāvoklim. Ķēžu dažāda garums un lokanība neļauj izveidoties ideālam kristāliskam vai arī amorfam stāvoklim. Polimēru kristalizācija ir fāzu pāreja ar visām tai raksturīgām iezīmēm.

Amorfi lineārie polimēri atkarībā no temperatūras var atrasties trijos stāvokļos:

1) stiklveida stāvoklī, ko raksturo ķēdes atomu svārstības ap to līdzsvara stāvokļiem un ķēdes locekļu svārstības, pie tam ķēdes kā viena vesela pārvietošanās nav novērojama;

2) superelastīgā stāvoklī, ko raksturo stipras ķēdes locekļu svārstības un polimēru ķēdes iespēja izliekties, t. i., mainīt konfigurāciju;

3) viskozi tekošā stāvoklī, ko raksturo visas polimēru ķēdes vienlaicīga kustība.

Paaugstinot temperatūru, amorfais lineārais polimērs pāriet no stiklveida stāvokļa superelastīgajā, bet pēc tam viskozi tekošajā stāvoklī. Pazeminot temperatūru, polimērs iziet visus trīs stāvokļus apgriezātā secībā. Pāreja no viena fizikālā stāvokļa otrā notiek noteiktā temperatūras intervālā, ko parasti raksturo pārejas intervāla vidējā temperatūra. Polimēru pārejas temperatūru no stiklveida stāvokļa superelastīgajā stāvoklī sauc par stiklošanās temperatūru (T_s), bet pārejas temperatūru no superelastīgā stāvokļa viskozi tekošajā stāvoklī — par tecēšanas temperatūru (T_T).

Daļa polimēru var atrasties amorfā stāvoklī, bet daļa polimēru ir spējīgi kristalizēties, kas ir atkarīgs no to ķīmiskās uzbūves, pakojuma blīvuma, molekulu mijiedarbības enerģijas, ķēžu regularitātes un lokanības. Regulāri veidota polimēru ķēde ļauj iegūt struktūras elementu sakārtojumu trijās dimensijās, t. i., kristālisko režģi, kam viena ass sakrīt ar polimēru makromolekulas ass virzienu.

Temperatūra kristalizācijas procesu ietekmē divējādi. Paliecinoties temperatūrai, pieaug struktūras elementu kustīgums, kas veicina kristalizāciju, bet vienlaikus tiek izjaukts jau izveidotais struktūras elementu sakārtojums, un kristāliskie veidojumi sabrūk. Izkausētā polimērā izveidojas noteikts makromolekulu sakārtojums. Lai polimērs kristalizētos, tas jāatdzesē līdz temperatūrai, kurā ķēdes locekļu kustība netraucē to orientāciju. Pārāk stipras atdzesēšanas rezultātā termiskās kustības enerģija var kļūt nepietiekama ķēdes locekļu pārgrupēšanai, un polimērs paliek amorfā stāvoklī. Kristalizēties spējīga polimēra kristalizācija notiek temperatūras intervālā, kurā pastāv optimāla ķēdes lokanība, t. i., intervālā starp polimēru kušanas temperatūru $T_{kuš}$ un tā stiklošanās temperatūru T_s .

Viens no svarīgākajiem kristalizācijas principiem ir blīvā pakojuma princips: visblīvākais molekulu sakārtojums ir arī visstabilākais. Pastāv šādi polimēru ķēžu blīvi pakojumi:

1) kristāliskā struktūra, kas veidota pēc sfēru blīva pakojuma principa. Tā rodas, kristalizējoties vienādu izmēru stabilām globulām;

2) spirālveida makromolekulu pakojums, kurā vienas spirāles izliekums ievietojas otras spirāles ieliekumā;

3) garš iztaisnotu ķēžu pakojums, kas iespējams tikai tad, ja ķēdēm nav sānu atzarojumu.

Blīva pakojuma izveidošanā svarīga nozīme ir ķēdes lokanībai.

Polimēri kristalizējas tikai nelielas pārdzesēšanas pakāpes gadījumā pēc vispārīgiem kristalizācijas likumiem, kurus atklāja A. Cernovs un G. Tammans. Polimēra šķīdumā vai kausējumā rodas kristāliskās fāzes iedīgļi — kristalizācijas centri, kuri turpina augt. Kristalizācijas centri izveidojas daudzās vietās, un tie ir dažādi orientēti cits attiecībā pret citu. Polimēru materiālā

iespējams ievadīt mākslīgus kristalizācijas centrus, piemēram, izmantojot ķīmisku vielu — indigo, bismuta salicilāta daļiņas u. c. Makromolekulu lielais garums neļauj kristāliskajā režģī visā tilpumā iegūt pareizu pakojumu, tādēļ polimēros grūti panākt augstu sakārtojuma pakāpi.

Polimēru kristalizācija saistīta ar makromolekulu iztaisnošanos, ko var veicināt ārēji stiepes spēki. Polimēriem ir raksturīgi, ka stiepes gadījumā kristalizācija noris straujāk un iegūtā kristalizācijas pakāpe ir augstāka.

Sakarā ar makromolekulu dažādo garumu un molekulasmasas dispersitāti praktiski polimēru kušanas un kristalizācijas process notiek temperatūras intervālā, kas atkarīgs no kristalizācijas gaitas, izturēšanas ilguma un molekulu sakārtojuma. Tikai ļoti lēnas karsēšanas un atdzesēšanas gadījumā var noteikt fāzu pārejas temperatūru.

Augstākās kārtības pakojums un struktūra veidojas tikai pēc iepriekšēja makromolekulu sakārtojuma šķidrā fāzē.

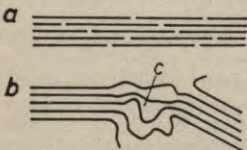
Makromolekulu izvietojumu polimēru materiālā sauc par virsmolekulāro struktūru. Polimēriem kristāliskajā stāvoklī raksturīga virsmolekulāro struktūru daudzveidība un spēja sakārtoties amorfā stāvoklī. Vienam un tam pašam polimēram var būt ļoti dažādas virsmolekulārās struktūras un līdz ar to arī ļoti dažādas mehāniskās īpašības.

Virsmolekulārās struktūras V. Kargins iedala šādās grupās:

- 1) globulārās struktūras, kuras parasti novēro amorfim polimēriem;
- 2) joslotās struktūras, kuras tipiskas visiem polimēriem superelastīgā (kaučukveida) stāvoklī;
- 3) pakas un fibrilārās struktūras, kuras raksturīgas labi sakārtotiem amorfim polimēriem;
- 4) sferolīti un kristāli, kas ir lielākie strukturālie veidojumi kristāliskajos polimēros.

Primārie elementi, no kuriem tālāk veidojas virsmolekulārās struktūras, ir globulas un iztaisnotas lineārās makromolekulas. Globulām kontaktējot, var veidoties polimolekulārās globulārās struktūras vai arī atsevišķos gadījumos kristāli.

Globulām atritinoties, veidojas pakas. Tās var rasties arī primāro lineāro makromolekulu sakārtošanās rezultātā. Paka ir daudz garāka nekā makromolekula, tā sastāv no vairākām ķēžu rindām (10-1. att. a).



10-1. att. Polimēru pakas uzbūve (a) un paka ar nesakārtotu apgabalu C (b).

Paku biezums ir neliels, tas sastāv no nedaudzām makromolekulām. Pakas veidojas, polimēram esot amorfā stāvoklī, un tām raksturīgs ķēžu tuvais sakārtojums. Viena un tā pati makromolekula var ietilpt vairākās pakās, stiepjoties caur nesakārtotu apgabalu c

(10-1. att. b). Polimēra ķēžu pakas ir vienkāršās primārās virsmolekulārās struktūras, kuras novērojamas vairākiem polimēru. Zem stiklošanās temperatūras pakas ir ļoti stabilas, tām apvienojoties rodas lielāku izmēru veidojumi — fibrillas.



Temperatūrās, kas augstākas par stiklošanas temperatūru, kad makromolekulu un paku kustīgums ir liels, pakas saplūst cita ar citu, veidojot joslotas struktūras. Šīs virsmolekulārās struktūras pastāv amorfā stāvoklī. Ja pakas veidotas no regulārām ķēdēm, sakārtošanas process attīstās tālāk un notiek fāzu pāreja — kristalizācija. Kā redzams, kristalizācijas process polimēriem ir daudzpakāpju.

10-2. att. Polimēru virsmolekulārā struktūra — lente.

Kristalizācijas procesā pakas salocās lentēs, izveidojas robežvirsmas ar amorfo daļu un samazinās jaunās fāzes brīvā enerģija (10-2. att.). Enerģētiski izdevīga ir arī kristalizācijas nākamā stadija — lenšu sakārtošanās plakanos veidojumos — plāksnēs, kas savukārt var izveidot pareizas formas monokristālus. Lai rastos pareizi veidotu monokristāli, nepieciešami noteikti termodinamiski apstākļi, kādi ir, piemēram, lēni iztvaicējot šķīdinātāju no polimēru šķīduma. Parasti gan kristalizācija apstājas kādā no starpstadijām. Tad bez kristāliskajām pakām un lentēm bieži veidojas arī sferolīti, kad primārie kristāliskie veidojumi radikāli grupējas ar kristalizācijas centriem. Ļoti labvēlīgi sferolītu struktūras veidošanās apstākļi rodas, ja polimēra kausējumu paātrināti atdzesē. Sferolīti ir polimēros visizplatītākais lielo struktūru tips. To izmēri var svārstīties no mikrometra desmitdaļām līdz dažiem milimetriem. Parasti tikai daļa molekulu sakārtojas pakās — citas paliek globulās, līdz ar to daļa polimēra paliek amorfā stāvoklī.

Polimēru fāzu fizikālajiem stāvokļiem ir liela nozīme polimēru apstrādes tehnoloģijā un polimēru materiālu ekspluatācijā. No tehnoloģiskajā procesā iegūtās struktūras atkarīgs tas, cik pilnīgi polimēru īpašības atbilst iepļānotajām ekspluatācijas īpašībām. Lai pareizi izvēlētos polimēru pārstrādes un ekspluatācijas režīmus, jāzina to īpašības dažādos fizikālajos stāvokļos, fāzu pārejas un fizikālo stāvokļu izmaiņu likumsakarības.

10-4. Polimēru stiklveida stāvoklis

Ātri atdzesējot polimēru, krasi samazinās ķēdes locekļu kustīgums un pieaug relaksācijas laiks, tā rezultātā ķēžu konformāciju izmaiņa un polimēru kristalizācija ir apgrūtinātas. Zemāk par noteiktu temperatūru polimērs sacietē bez kristalizācijas — tas stiklojas.

Stiklošanās procesa mehānisms ir saistīts ar molekulu un starpmolekulārās mijiedarbības enerģijas un ķēdes locekļu

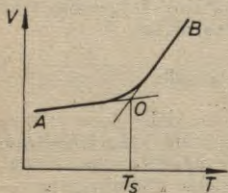
termiskās kustības enerģijas attiecību. Ja mijiedarbības enerģija maz atkarīga no temperatūras, termiskās kustības enerģija strauji samazinās līdz ar temperatūras pazemināšanos. Polimēra viskozitāte pieaug, ķežu lokanība samazinās, un starp atsevišķām ķēdes atomu grupām izveidojas lokālās šķērssaites, kuru pastāvēšanas ilgums palielinās līdz ar temperatūras pazemināšanos zem stiklošanās temperatūras. Dzesēšanas rezultātā veidojas samērā stabila struktūra, kurai raksturīgs polimēru molekulu ķēdes haotisks relatīvais izvietojums. Polimēram ar šādu struktūru zem stiklošanās temperatūras T_s ir cieta ķermeņa īpašības.

Nepolāro polimēru gadījumā lokalizētās starpmolekulāras saites nerodas, jo šeit lielāka nozīme ir ķežu lokanības zušanai līdz ar dzesēšanu. Tādēļ šie polimēri stiklojas tikai ļoti zemā temperatūrā.

Polimēru stiklošanās procesā notiek pakāpeniskas fizikālo īpašību (īpatnējā tilpuma, siltumietilpības, elastības moduļa u. c.) izmaiņas. Šīs izmaiņas noder polimēru stiklošanās temperatūras noteikšanai.

10-3. attēlā parādīta amorfa polimēra īpatnējā tilpuma atkarība no temperatūras. Nogrieznis OB atbilst polimēra superelastīgam stāvoklim, bet nogrieznis OA — stiklveida stāvoklim, kam raksturīgs mazāks termiskās izplešanās koeficients. Pāreja starp šiem stāvokļiem notiek pakāpeniski, noteiktā temperatūras intervālā. Pārejas raksturīgo «lūzuma» temperatūru (punkts O) pieņem par dotā polimēra stiklošanās temperatūru T_s .

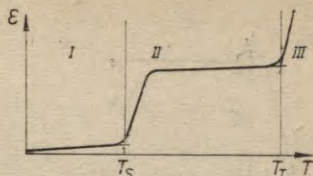
Polimēru stiklošanās temperatūra ir atkarīga no dzesēšanas ātruma: jo lēnāk polimēru dzesē, jo zemāka ir stiklošanās temperatūra. Zemās temperatūrās ir apgrūtināta molekulu pāreja jaunā līdzsvarotā struktūrā, tādēļ, pētot stiklošanās procesu, jāievēro arī laika faktors (dzesēšanas ātrums, spēka darbības laiks utt.). Izšķir struktūras jeb isto stiklošanos, kas ir nelīdzsvarotu polimēra struktūru veidošanās process, dzesējot zem noteiktas temperatūras T_s , un dinamisko stiklošanos, kad stiklošanās noris dažādu mainīgu mehānisko spēku laukā temperatūrā, kas par $30 \dots 40^\circ\text{C}$ augstāka nekā T_s .



10-3. att. Amorfa polimēra īpatnējā tilpuma V atkarība no temperatūras.

Stiklošanās temperatūru ietekmē visi tie paši faktori, kas izmaina polimēru ķežu lokanību. Samazinot lokanību, attiecīgi paaugstinās arī stiklošanās temperatūra. Arī polimēra molekulasmasa ietekmē stiklošanās temperatūru. No sākuma, pieaugot molekulasai, paaugstinās arī stiklošanās temperatūra, bet, kad sasniegta katram polimēram raksturīgā molekulasmasa, tās tālāka palielināšana stiklošanās temperatūras izmaiņas vairs neizraisa.

Polimēru termomehāniskās liknes. Lai noteiktu polimēru stāvokļu atkarību no temperatūras, izmanto termomehānisko likni. Likni konstruē, izmantojot vienādu paraugu deformācijas lielumus, kas iegūti noteiktā laika sprīdi, ja spriegumi ir vienādi, bet temperatūras dažādas.



10-4. att. Polimēra termomehāniskā likne.

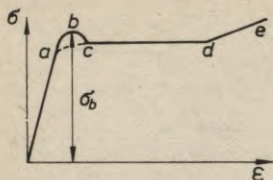
Amorfajiem lineārajiem polimēriem, kuriem liela molekulu masa, termomehāniskā likne sastāv no trim posmiem, kas atbilst polimēra trim fizikālajiem stāvokļiem. Pirmais posms *I* attēlo polimēra stiklveida stāvokli, kam raksturīgas mazas deformācijas (10-4. att.). Otrais posms *II* atbilst polimēra superelastīgajam stāvoklim, kam raksturīgas lielas atgriezeniskās deformācijas.

Noteiktā temperatūras apgabalā — virs tecēšanas temperatūras T_T polimērs pāriet no superelastīga stāvokļa viskozi tekošā stāvoklī, ko pavada strauja deformācijas palielināšanās (posms *III*). Šāda pilna termomehāniskā likne novērojama tikai lineārajiem amorfajiem polimēriem ar pietiekami lielu molekulu masu. Polimēriem, kuri var kristalizēties vai veidot starpmolekulārās saites, termomehānisko likņu veids ir ļoti dažāds, ko var izmantot attiecīgo procesu pētīšanai.

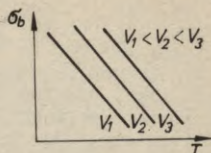
Stiklveida polimēru deformēšanas likumsakarības. Polimēru stiklveida stāvoklim nelielu spriegumu gadījumā raksturīgas mazas deformācijas. Taču tie noteiktā temperatūras intervālā saglabā spēju ievērojami deformēties lielu mehānisku spriegumu ietekmē. Polimēri stiklveida stāvoklī kļūst trausli tikai temperatūrās, kuras par vairākiem desmitiem grādu zemākas nekā stiklošanās temperatūra. Deformētais ķermenis, ja to silda virs T_s , atgūst sākotnējos izmērus un formu, ko var izskaidrot ar ļoti lielā relaksācijas laika samazināšanos temperatūras palielināšanās rezultātā (arī pieliktie mehāniskie spriegumi saīsina relaksācijas laiku).

Lielās deformācijas, kuras rodas stiklveida polimēros lielu spriegumu ietekmē un kuras pēc dabas ir līdzīgas superelastīgajām, sauc par uzspiestām superelastīgajām deformācijām. Zem stiklošanās temperatūras T_s uzspiesto superelastīgo deformāciju izžušanas ātrums ir tik ļoti mazs, ka deformācijas praktiski neizmainās. Tikai temperatūrās virs T_s relaksācijas laiks samazinās tik daudz, ka deformētais paraugs samērā īsā laikā atgūst savus sākotnējos izmērus.

Pārbaudot stiepē daudzus stiklveida polimērus, pie noteikta sprieguma paraugā pēkšņi izveidojas kakliņš ar samazinātu šķersgriezumu. Stiepes deformācijas un sprieguma sakarība parādīta 10-5. attēlā. Dažiem stiklveida polimēriem kakliņš tomēr



10-5. att. Stiklveida polimēru stiepes diagramma.



10-6. att. Uzspiestās superelastības robežas atkarība no temperatūras un deformācijas ātruma.

neveidojas un deformācijas liknei nav maksimuma (10-6. att.). Stiepes pārbaudē novēro dažādas deformācijas procesa stadijas.

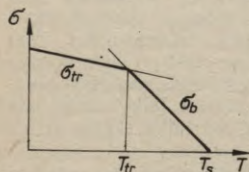
Liknes sākumposms atbilst klasiskai elastīgai deformācijai, ko izsaka Huka likums. Tālāk — posmā *abc* sāk attīstīties uzspiestā superelastība, un pie noteikta sprieguma paraugā parādās kakliņš. Šo spriegumu sauc par uzspiestās superelastības robežu σ_b . Posmā *cd* notiek kakliņa pagarināšanās uz nedeformētās parauga daļas rēķina, kamēr viss paraugs iegūst kakliņa šķērsgriezumu. Pēc tam jau deformējamais paraugs pārtūkst.

Uzspiestā superelastība ir atkarīga no deformācijas ātruma: uzspiestās superelastības robeža pieaug līdz ar deformācijas ātruma palielināšanos. Pirms parauga pārtūkšanas kakliņā novērojama plaisu rašanās — materiāls «aizmiglojas». Jo zemāka temperatūra, jo plaisu veidošanās process ir izteiktāks.

Uzspiestās superelastības robeža palielinās, pazeminoties pārbaudes temperatūrai zem stiklošanās temperatūras (10-6. att.), jo ķēžu posmu pārgrupēšanai nepieciešami arvien lielāki spriegumi. Noteiktā zemā temperatūrā spriegums, kas nepieciešams ķēžu posmu pārgrupēšanai, kļūst vienāds ar polimēra izturības robežspriegumu, un paraugs trausli sagrūst. Temperatūru, sākot ar kuru novērojama polimēra trausla sagraušana, sauc par trausluma temperatūru T_{tr} .

Trausluma temperatūrā uzspiestās superelastības robeža σ_b ir vienāda ar polimēra trausluma robežizturību σ_{tr} (10-7. att.). Trausluma temperatūra ir atkarīga no spēka darbības ātruma un deformācijas veida.

Stiklošanās temperatūra nosaka plastmasas ekspluatācijas augšējo robežu, bet trausluma temperatūra — ekspluatācijas apakšējo robežu. Stiklveida polimēru materiālus vizuāli var izmantot temperatūras intervālā no T_s līdz T_{tr} , ko sauc arī par uzspiestās



10-7. att. Trauslās robežizturības σ_{tr} un uzspiestās superelastības robežas σ_b atkarība no temperatūras.

superelastības intervālu. Šī intervāla lielums atkarīgs no molekulu mijiedarbības enerģijas, makromolekulu pakojuma blīvuma un molekulmasas.

10-5. Polimēru superelastīgais stāvoklis

Superelastīgais stāvoklis ir īpašs fizikālais stāvoklis, kurš raksturīgs tikai polimēru materiāliem. Tas atšķiras ar materiāla spēju atgriezeniski izmainīt ķermeņa izmērus un formu lielu deformāciju gadījumā.

Superelastīgās deformācijas dabu var pētīt, izmantojot t. s. ideālā kaučuka modeli, kam raksturīgas lielas atgriezeniskas deformācijas samērā nelielu mehānisku spriegumu ietekmē. Ideālā kaučuka stiepes diagramma attēlota 10-8. attēlā. Tikai mazu deformāciju posmā *I* ir spēkā Huka likums. Otrajā posmā mazām sprieguma izmaiņām atbilst lielas kaučuka deformācijas — notiek superelastīgā deformācija. Posmā *III* lielām sprieguma izmaiņām atbilst nelielas deformācijas; šajā posmā materiālā notiek struktūras izmaiņas.

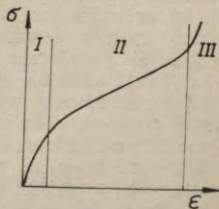
Nedeformētam ideālam kaučukam ir telpisks neblīvs režģis, kas sastāv no gariem, lokaniem ķēžu nogriežņiem, kuri termiskās kustības dēļ nepārtraukti maina formu. Deformējot šādu ideālu neblīvu režģi, lokanie ķēžu nogriežņi starp režģa mezgliem iztaisnojas. Pēc slodzes noņemšanas ķēžu nogriežņi atgriežas izejas stāvoklī un izstieptais polimēra paraugs iegūst sākotnējo garumu.

Reāla kaučuka superelastīgās deformācijas likumsakarības ir daudz sarežģītākas.

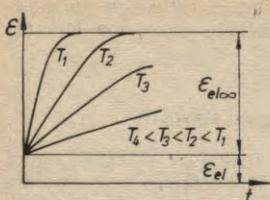
1. Deformējot reālu kaučuku, izmainās tā tilpums. Tas nozīmē, ka izmainās vidējie attālumi starp ķēdēm un līdz ar to arī molekulu mijiedarbības enerģija. Sevišķi lielu stiepes deformāciju gadījumā dažreiz notiek kaučuka kristalizēšanās, kuras rezultātā izdalās kristalizācijas siltums. Veidojoties reālā kaučukā kristāliskajam režģim, būtiski izmainās deformācijas raksturs.

2. Reālā kaučukā superelastīgām deformācijām ir relaksācijas raksturs. Relaksācija ir process, kura rezultātā sistēma no nelīdz-

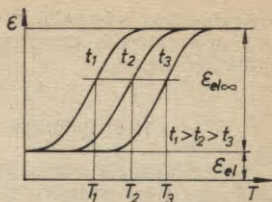
svarota stāvokļa pāriet līdzsvarotā stāvoklī. Šī procesa ātrumu raksturo relaksācijas laiks. Polimēros eksistē divi struktūras elementu veidi: ķēžu locekļi un ķēdes. Tie atšķiras ar izmēriem un kustīgumu. Ķēžu locekļi ir saistīti ļoti garās ķēdēs, to kustīgums ir stipri ierobežots. Tomēr ķēžu locekļu kustīgums superelastīgajā stāvoklī vēl ir pietiekami liels, lai pārgrupēšanās varētu notikt ar lielu ātrumu. Pašas polimēru ķēdes ir mazkustīgas, un to relaksācijas laiks ir ļoti liels.



10-8. att. Kaučuka stiepes diagramma.



10-9. att. Superelastīgās deformācijas atkarība no deformācijas laika.



10-10. att. Deformācijas atkarība no temperatūras ($\sigma = \text{const}$).

Ja polimēra paraugam pieliek pastāvīgu nelielu stiepes slodzi, tas pakāpeniski deformējas līdz noteiktai deformācijas pakāpei, kas pēc tam vairs nemainās. Relatīvo deformāciju, kuras lielums ar laiku nemainās, sauc par līdzsvaroto superelastīgo deformāciju. Pēc slodzes noņemšanas novēro atgriezenisku deformāciju. Superelastīgā deformācija un tās relaksācija ir atkarīgas no pieliktā sprieguma lieluma un tā darbības ilguma. Deformētā un nostiprinātā paraugā ar laiku notiek sprieguma relaksācijas process, un spriegums paraugā samazinās.

Eksperimenti un aprēķini rāda (10-9. att.), ka sākotnējā deformācija ϵ_{el} pakāpeniski attīstās un sasniedz līdzsvarotas deformācijas vērtību $\epsilon_{el\infty}$ ātrāk tad, ja temperatūra ir augstāka. Superelastīgās deformācijas temperatūras intervālā līdzsvarotās deformācijas vērtība nav atkarīga no temperatūras. Temperatūra tikai iespaido līdzsvarotās deformācijas sasniegšanas ātrumu.

Zemās temperatūrās deformācijas lielums ir ļoti mazs un praktiski nav atkarīgs no sprieguma darbības laika t (10-10. att.). Augstās temperatūrās ķēdes locekļu relaksācijas laiks ir ļoti mazs, superelastīgā deformācija spēj attīstīties jebkurā laika sprīdī, un praktiski deformācijas lielums vairs nav atkarīgs no sprieguma darbības ilguma. Slodzes iedarbības ilguma palielināšanās ietekme var tikt kompensēta ar temperatūras pazemināšanu. Tā kā polimērs sastāv no dažāda garuma ķēžu locekļu grupējuma, tam ir nevis viens relaksācijas laiks, bet gan vesels relaksācijas laiku spektrs.

3. Reālā kaučūka deformācija gandrīz nekad nav tikai superelastīga: vienlaikus notiek arī tecēšana, kuras rezultātā novērojamas paliekošās deformācijas. Tecēšanu var novērst vai samazināt līdz minimumam, ja deformē nedaudz virs temperatūras T_g vai izveido polimērā neblīvu telpisko režģi, kur ķēžu nogriežņi starp režģa mezgliem ir pietiekami lieli, lai realizētos ķēdes lokānība. Režģa blīvuma palielināšana samazina līdzsvarotās superelastīgās deformācijas lielumu, un līdz ar to var iegūt cietu materiālu, kas vairs elastīgi nedeformējas.

4. Reāla kaučuka superelastība ir atkarīga ne tikai no atsevišķu makromolekulu īpašībām, bet arī no virsmolekulāro struktūru deformācijām.

10-6. Polimēru viskozi tekošais stāvoklis

Tecēšana ir polimēra makromolekulu neatgriezeniska relatīva pārvietošanās pieliktā ārējā spēka ietekmē. Tecēšanai pretojas vielas iekšējie berzes spēki (viskozitāte). Šādu stāvokli sauc par viskozi tekošo stāvokli. Polimēru materiāli pāriet šādā stāvoklī tad, ja temperatūra paaugstinās virs tecēšanas temperatūras T_T . Atgriezeniskā superelastīgā un neatgriezeniskā tecēšanas deformācija var vienlaikus attīstīties ļoti plašā temperatūras intervālā ap tecēšanas temperatūru. Pastāvot abiem deformācijas veidiem, materiālu raksturo kopējā deformācija, un šādu stāvokli nosauc par šķietamo tecēšanu. Virs tecēšanas temperatūras polimēra deformācija galvenokārt ir tecēšanas deformācija, taču arī viskozi tekošajā stāvoklī var attīstīties superelastīgā deformācija. Neatgriezenisko deformācijas daļu sauc par īsto tecēšanu.

Viskozi tekošajā stāvoklī, tāpat kā superelastīgajā stāvoklī, polimēru ķēžu locekļu relaksācijas laiks ir neliels — $10^{-1} \dots 10^{-6}$ s. Abos fizikālajos stāvokļos līdzsvars iestājas vienādi ātri, un tas neatspoguļojas polimēru īpatnējā tilpuma un temperatūras sakarības liknēs. To var konstatēt, izmantojot termomehāniskās līknes. Tecēšanas rezultātā saglabājas polimēru struktūra, izmainās tikai ķermeņa forma un izmēri.

Viskozi tekošajam stāvoklim ir liela praktiska nozīme, jo šajā stāvoklī notiek daudzu polimēru izstrādājumu formēšana. Tecēšanas process ir atkarīgs no polimerizācijas pakāpes. Jo garākas ir polimēru makromolekulas, jo tecēšana ir vairāk apgrūtināta. Tecēšanu var atvieglot, pievienojot polimēram plastifikatorus. Formējot polimēru izstrādājumus, jāņem vērā, ka pat viskozi tekošajā stāvoklī daļēji pastāv superelastīgā deformācija, kas ar laiku relaksē un samazina izstrādājumu izmērus. Tādēļ svarīgi noteikt pareizu formēšanas tehnoloģijas režīmu, lai visai deformācijai būtu tikai plastisks raksturs.

Amorfo polimēru plastiskās tecēšanas process sastāv no makromolekulas daļu — segmentu pārvietošanās deformējošā spēka darbības virzienā. Līdz ar to arī visa makromolekula pārvietojas uz jaunu vietu. Jo garākas makromolekulas un mazāka to lokanība, jo lielāka ir polimēra pretestība tecēšanai. Polimēra viskozitāte ir atkarīga arī no deformācijas pakāpes. Pieaugot deformācijas pakāpei, palielinās viskozitāte, kas ļauj polimērus stiepjot, iegūt plēvi vai diegus. Turpinot polimēru stiepšanu, makromolekulas iztaisnojas un paliek taisnas. Polimērs ar šādu makromolekulu orientāciju vairs nevar tālāk plastiski deformēties. Tas nozīmē, ka, palielinot deformācijas pakāpi, polimērs vispirms

pāriet superelastīgā, bet pēc tam stiklveida stāvoklī. Šādu efektu sauc par polimēru mehānisko stiklošanos.

Polimēru neatgriezeniskā plastiskā deformācija ir jo lielāka, jo lielāks ir deformējošais spēks un tā darbības ilgums. Deformējošā spēka un tā darbības ilguma palielināšana pazemina polimēru tecēšanas temperatūru, atvieglo superelastīgās deformācijas pāreju viskozi tekošā deformācijā.

10-7. Polimēru kristāliskais stāvoklis

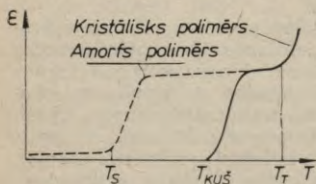
Daļai polimēru var būt arī kristāliskais stāvoklis. Kristālisko apgabalu izveidošanās polimērā rada superelastīgo īpašību izzūšanu, jo makromolekulu sakārtots izvietojums apgrūtina to pāreju no vienas konformācijas otrā, kas ir nepieciešams apstākļi superelastīgo īpašību sasniegšanai. Miksta polimēra kristalizācija palielina tā elastības moduli un stingrību.

Atdzesējot kristalizējošos polimēru, var veidoties dažādi stāvokļi: a) blakus kristāliskajai fāzei vienmēr veidojas kāds daudzums polimēra arī amorfā stāvoklī; b) kristalizācijas rezultātā veidojas dažādas virsmolekulārās struktūras ar atšķirīgām fizikālajām īpašībām, līdz ar to arī kušanas process notiek temperatūras intervālā. Viena un tā paša polimēra kristālisko formu lielā dažādība rada arī īpašību atšķirību. Smalkai polimēra virsmolekulārai struktūrai ir lielāka stiprība un plastiskums. Polimēra struktūru un līdz ar to īpašības var regulēt, ievadot izkausētā polimērā nedaudz kristalizācijas centrus veidojošu elementu.

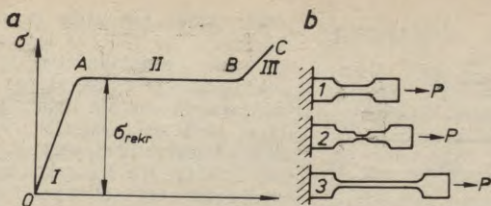
Temperatūrai pazeminoties, kristāliskā polimēra amorfā fāze nonāk stiklotā stāvoklī un palielina polimēra materiāla trauslumu. Virsmolekulārā struktūra nosaka polimēra mehāniskās īpašības un deformācijas raksturu. Tā, piemēram, kristāliska polimēra plastiskā deformācija notiek virsmolekulārās struktūras lielu elementu attiecīgas nobīdes veidā. Strauji pārdzesēts polimērs paliek pilnīgi amorfā stāvoklī ar visām tam raksturīgajām īpašībām (10-11. att.). Kristāliskais polimērs saglabā savas jaunās īpašības līdz pat kušanas temperatūrai T_{kus} .

Kristālisku polimēru mehāniskās īpašības. Pārbaudot kristālisku polimēru stiepē un uzņemot stiepes diagrammu (10-12. att.), visu stiepes procesu var sadalīt trīs stadijās.

Pirmajā stadijā (OA) spriegums ir proporcionāls deformācijai. Šeit novērojama formāla atbilstība Huka likumam, kaut arī elastības moduļa vērtība nav materiāla konstante, bet



10-11. att. Viena un tā paša polimēra termomehāniskās līknes amorfā un kristāliskā stāvoklī.



10-12. att. Kristāliska polimēra stiepes diagramma (a) un parauga kakliņa veidošanās pakāpes (b).

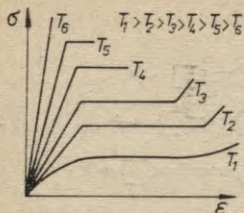
stipri atkarīga no deformēšanas ātruma. Sasniedzot punktu A, deformējamam paraugam vienā vietā pēkšņi samazinās šķēsgriezums, t. i., izveidojas kakliņš ar mazāku šķēsgriezumu. Ar kakliņa veidošanos sākas stiepes procesa otrā stadija (AB), kurai raksturīgs tas, ka, deformācijai nepārtraukti palielinoties, spriegums nemainās. Šajā stadijā viss paraugs pakāpeniski iegūst tieva kakliņa veidu. Pēc kakliņa veidošanās procesa izbeigšanās notiek tievā parauga deformēšana līdz pat sagraušanai.

Kakliņa veidošanās procesā notiek struktūras pārvērtības sākotnējā izotropā kristāliskā stāvoklī. Kakliņa veidošanās vietā polimēra sferolītu struktūra pārkristalizējas fibrilārā vai plākšņainā virsmolekulārā struktūrā, t. i., sprieguma iedarbībā notiek polimēru materiāla kristāliskās struktūras lēcienveida izmaiņas. Mehāniskie spriegumi pazemina kušanas temperatūru un līdz ar to ļauj izmainīties materiāla fāzu stāvoklim. Ja deformācijas laikā notiek kristāliskā stāvokļa izmaiņas, kakliņa veidošanās procesu, paraugu deformējot, var uzskatīt par savdabīgu rekristalizāciju spēku laukā. Tā attīstās lēcienveidā un izraisa noteiktas sākotnējās virsmolekulārās struktūras izmaiņas kristāliskajā polimērā. Izveidojas jauni kristāliskie apgabali, kas labvēlīgāk orientēti attiecībā pret spēka pielikšanas virzienu. Spriegums, kuram pastāvot notiek kristāliskās struktūras pārgrupēšanās, ir atkarīgs no sākotnējās virsmolekulārās struktūras un deformēšanas režīma, galvenokārt no deformēšanas ātruma. Šo spriegumu sauc par rekristalizācijas spriegumu σ_{rekr} , un tam ir svarīga nozīme kristāliskajos polimēros.

Kakliņa veidošanās ir atgriezenisks process: sasildot šādu anizotropu paraugu līdz temperatūrām, kuras tuvas kristāliskā polimēra kušanas temperatūrai, paraugs atgūst sākotnējo formu un izmērus.

Kristāliskajiem polimēriem deformācijas process ir stipri atkarīgs no temperatūras un polimēra molekulasas.

Stiepes diagrammas atkarībā no temperatūras dotas 10-13. attēlā. Ja temperatūra ir ļoti zema, paraugs sagrūst stiepes



10-13. att. Kristāliska polimēra stiepes diagrammas dažādās pārbaudes temperatūrās.

diagrammas pirmajam posmam atbilstošajā stadijā, kas izskaidrojams ar to, ka rekrystalizācijas spriegums pieaug līdz ar temperatūras pazemināšanos un var būt lielāks par polimēra mehānisko izturību. Paaugstinoties temperatūrai, paraugam veidojas kakliņš. Tā kā rekrystalizācijas spriegums un polimēra mehāniskā izturība ir vienādi, sagrūšana notiek kakliņa veidošanās procesā. Ja temperatūra ir vēl augstāka, deformācijas process attīstās pilnīgi. Kušanas temperatūras tuvumā izveidojušos amorfo polimēru apgabalu ietekmes

dēļ stiepes diagramma kļūst noapaļotāka — tās forma kļūst līdzīga amorfā polimēra stiepes diagrammai.

Atkarībā no polimēru uzbūves un sastāva tiem iespējama dažāda kristalizācijas pakāpe. Palielinot kristalizācijas pakāpi, pieaug polimēru elastības modulis. Kristalizācijas pakāpes palielināšana ir līdzvērtīga šķērssienu palielināšanai telpiskos polimēros (ir apgrūtināta neatgriezeniska makromolekulu pārvietošanās, samazinās iespējamā deformācija). Pieaugot kristālu lielumam, samazinās polimēra stigrība un plastiskums. Izstrādājot tehnoloģisko procesu detaļu vai izstrādājumu izgatavošanai no kristāliska polimēra, jāievēro gan kristalizācijas pakāpes, gan uzbūves nevienmērības, gan virsmolekulārās struktūras un citu faktoru ietekme uz polimēra īpašībām.

10-8. 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 plastiskā deformācija. Atkarībā no temperatūras iedarbības uz plastmasām tās iedala termoplastiskās un termoreaktīvās. Pie termoplastiskām plastmasām pieder polimēri ar lineāru vai sazartotu 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 starpmolekulāro 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 termostabilā 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: 1) pulverveida (koka miltus, azbesta miltus, kvarca miltus, grafitu utt.); 2) šķiedrveida (kokvilnas šķiedras, azbesta šķiedras, stikla šķiedras utt.) un 3) 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 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 zemā siltumnoturība, nelielais elastības modulis un stigrība. Dažas plastmasas novoco, zaudējot sākotnējās īpašības.

Tālāk aplūkosim galvenās mašīnbūvniecībā lietojamās plastmasas, to svarīgākās mehāniskās īpašības, pielietojumu un pārstrādes paņēmienus.

10-9. Termoplastiskās plastmasas

Termoplastisko plastmasu pamatā ir lineārie vai sazartie 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 — etilēna polimerizācijas produkts. Maza blīvuma polietilēnu (0,918...0,930 g/cm³) iegūst polimerizācijas procesā augsta spiediena apstākļos; tas satur 55...65% kristāliskās fāzes. Liela blīvuma polietilēnu (0,946...0,970 g/cm³) 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 spiediešanas, karstās presēšanas, metināšanas, limēšanas un spiedapstrādes paņēmieniem. No tā izgatavo caurules, tvirtnes, armatūru, plēves un augstfrekvences kabeļu izolāciju. Polietilēna galvenās mehāniskās īpašības dotas 13. tabulā.

13. tabula

Termoplastisko plastmasu mehāniskās īpašības

Ipašības	Polietilēns	Polipropilēns	Polistirols	Fluoro-plasts 3	Fluoro-plasts 4	Polivinilhlorīds	Organiskais stikls	Poliāmīdi
Blīvums (g/cm ³)	0,92... 0,96	0,9	1,05... 1,1	2,1... 2,16	2,15... 2,35	1,4	1,2	1,1... 1,14
Darba temperatūra maksimālā (°C)	+120	+150	+80	+125	+250	+65	+60	+110
minimālā (°C)	-70	-15	-20	-195	-270	-40	-60	-35
σ_b (kgf/mm ²)	1,2...3,8	2,5	3,5...4	3...5	1,4...3,1	4...6	7	2,5...7
σ_{spiede} (kgf/mm ²)	—	6,0	10,0	5...6	2	8...16	8,5	7...9
σ_{iece} (kgf/mm ²)	1,2...3,8	8,0	5...10	6...8	1,1...1,4	8...12	6	1,8...10
Relatīvais pagarinājums δ (%)	150... 900	100... 400	0,4...3,5	200	250... 350	10...50	2,5...4	250
Stigrība a_H (kgf·cm/cm ²)	Nelūst	30...80	10...20	20...160	100	50...100	12	100... 130

Polipropilēns ir polimērs ar lielu molekulu masu un augstu kristalizācijas pakāpi (56...63%), tam piemīt lielāka siltumnoturība (līdz 150°C), bet daudz zemāka salānoturība (-15...-20°C). Polipropilēnu izmanto cauruļu, armatūru, nelielu mašīnu un aparātu detaļu, trauku, sadzīves priekšmetu un izolācijas materiālu izgatavošanai.

Polistirols ir ciets, stigrs un caurspīdīgs amorfs polimērs. To viegli var iekrāsot un pārstrādāt lokšņu veidā. Polistirols labi šķīst šķīdinātajos un ir noturīgs pret skābju iedarbību. Taču tajā viegli veidojas plaisas, tas ātri noveco, un tā siltumnoturība ir 80 °C. Lai palielinātu polistirola stigrību, tam pievieno 10...15% sintētiskā kaučuka, iegūstot triecienzturīgu polistirolu ar lielu stigrību — 75 kgf·cm/cm². No polistirola izgatavo dažādas aparātu detaļas, mašīnu korpusu detaļas, fotopiederumus un traukus.

Fluoroplasts-3 (politrifluorhloretilēns) 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 — 30...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 korozijizturīgas caurules, membrānas, vārstus un pārklāj metāla izstrādājumu virsmas.

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...+260 °C. Lēni atdzesētā fluoroplasta-4 kristalizācijas pakāpe sasniedz 60...72%, bet strauji atdzesētam (ūdenī) fluoroplastam-4 — 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.

Polivinilhloridam 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, spiedliešanas, metināšanas un mehāniskās apstrādes paņēmieniem izgatavo caurules, armatūras detaļas, tvertnes un metinātas korpusu detaļas. Plastificētu polivinilhlorīdu izmanto piedziņas siksnu, transportlensu (uz auduma pamata), sūkņu blīvju, sadzīves priekšmetu, linoleju un plēvju ražošanai.

Organiskais stikls (polimetilmetakrilāts) ir caurspīdīgs amorfs polimērs. No silikātu stikliem tas atšķiras ar mazu īpatnējo svaru, elastību (trauslums rodas temperatūrā -50...-60 °C) un ultravioleto staru labu caurlaidību. Organiskais stikls 80 °C temperatūrā kļūst mīksts, bet 105...150 °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 daudzās tiepi temperatūrā, kas par 10...15°C pārsniedz stiklošanās temperatūras, izdarot kopolimerizāciju vai izveidojot vairākslāņu stiklus ar caurspīdīgu polimēru plēvju starpkārtām.

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, nailons, dederoni, lavsāns u. c. Tie ir cieti kristāliski polimēri ar lielu elastību un mazu berzes koeficientu, kas noturīgi pret eļļu un benzīna iedarbību. Vienas orientācijas gadījumā iegūst poliamīdu šķiedru, diegus un plēves. Poliamīdiem ir maza salānoturība un higroskopiskums, kas rada īpašību izmaiņas: temperatūrās virs 100°C strauji samazinās stiprība. Mazais berzes koeficients ($f \leq 0,05$) un lielā pretestība triecieniem un vibrācijām ļauj poliamīdus izmantot par gultņu materiālu. No poliamīdiem izgatavo zobratas, 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 rīpu kordauduma, virvju, zvejas tīklu, sadzīves priekšmetu un apģērbu izgatavošanai.

No poliamīdiem izstrādājumus izgatavo ar spiedliešanu, ekstrūziju, izpūšanu, izvilkšanu un mehānisko apstrādi.

10-10. 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 superelastīgā 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 komplikēts sastāvs: bez saistvielām (sveķiem) tajās ietilpst arī pildvielas, kas var būt pulverveida, šķiedrveida vai slāņainas.

Plastmasas ar pulverveida pildvielām. Par pildvielām izmanto organisko vielu (koka miltu, celulozes) un minerālu (malta kvarca, talka, cementa, vizlas, grafīta) pulverus. Plastmasām ar pulverveida pildvielām ir samērā sliktas mehāniskās īpašības un maza triecienstīgrība. No fenolformaldehīdsveķiem 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 ūdensnoturīgas, uzlabo elektroizolācijas īpašības. Kvarca un azbesta milti kopā ar silicijorganisko saistvielu palielina plastmasas siltumnoturību līdz 300°C. Plastmasas ar epoksīdsveķu bāzi plaši izmanto mašīnbūvniecībā 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 izsūkām, azbesta un stikla šķiedrām. Salīdzinājumā ar prespulveriem tiem ir lielāka triecienstīgrība. 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 kolektoros un kontaktu paneļus, kā arī izmanto par bremžu materiālu automobiļos, ceļšanas iekārtās u. c.

Stikla voloknīti sastāv no termoreaktīvās saistvielas ar stikla šķiedras pildvielu, kas var būt gan īsa, gan arī nepārtraukta. Īsas stikla šķiedras izmantošana ļauj no stikla voloknīta presēt sarežģītas formas elektrotehniskas detaļas (spoļu karkasus), mašīnbūvniecības detaļas (vārstus, sūkņu starplikas), aparātu korpusus, laivu un automobiļu virsbūves.

Stikla voloknītiem ar orientētu garu stikla šķiedru ir liela stiprība ($\sigma_b = 20 \dots 40 \text{ kgf/mm}^2$, $a_H = 100 \text{ kgf}\cdot\text{cm/cm}^2$), tos var izmantot temperatūrā līdz 200°C. Stiklplastus var izmantot kā karstumnoturīgu aizsargpārklājumu temperatūrās līdz 10 000°C. Tā, piemēram, raķetes sprauslā temperatūra īsā laikā (15...20 s) sasniedz 3200...4000°C, bet, atgriežoties zemes atmosfērā, raķetes korpusa virskārta sakarst līdz 11 000...16 000°C. Šādos apstākļos polimēru materiāli noder karstumnoturīgu aizsargpārklājumu 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.

Slāņainās plastmasas sastāv no saistvielas-sveķu un lokšņu pildvielu slāņiem. Atkarībā no pildvielas veida ir šādas slāņainās plastmasas: getinakss (pildviela — papīrs), tekstolīts (pildviela — kokvilnas audums), azbortekstolīts (pildviela — azbesta audums), stikla tekstolīts (pildviela — stikla šķiedru audums) un koksnes slāņainais plasts (ДСП; pildviela — koksnes skaidas). No slāņainām plastmasām izgatavo gan lielu izmēru detaļas (laivu un kuteru korpusus), gan arī atbildīgas mašīnu detaļas (zobratus, slidgultņus). 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 ($a_H = 100 \dots 500 \text{ kgf} \cdot \text{cm/cm}^2$). 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, autocisterņas, 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°C līdz 250°C (pat līdz $+550^\circ\text{C}$). Šie savienojumi ir trausli, tādēļ tagad plašāk lieto kopolimērus, bloka un savietotos polimērus ar daudz labāku īpašību kompleksu.

Ar gāzi pildītie polimēru materiāli ir nevienabīgi, tie sastāv no cietām plānām sienām ar gāzveida pildījumu. Šos materiālus iedala putuplastos, kuru poras pildītas ar gāzi un nav savā starpā savienotas (blīvums līdz 300 kg/m^3), un porplastos ar savienotām porām (blīvums virs 300 kg/m^3). Šiem materiāliem ir labas siltuma un skaņas izolācijas īpašības, tos izmanto celtniecībā, aukstumtehnikā, lidmašīnu un kuģu būvē, kā arī laivām, pontoniem un glābšanas līdzekļiem.

Putošanai noder fenolformaldehīdsveķi, silīcijorganiskie savienojumi, epoksīdsveķi, polistirols, polivinilhlorīds, kā arī dabiskais un mākslīgais kaučuks. Putu struktūras veidošanas panāk, ievadot polimērā speciālu vielu (poroforu), kas sakarstot izdala gāzi,

caurpūšot šķidrās sveķus ar gaisu vai slāpekli, vai arī ar pašputošanas, kad šķidro komponentu mijiedarbības rezultātā veidojas cieta masa un vienlaikus izdalās gāze.

Visplašāk ražo putu polistirolu un putu polivinilhlorīdu, bet no termoreaktivajiem sveķiem — putu poliuretānu un putu polioksīdu.

10-11. Sintētiskie elastomēri, kaučuks un gumija

Kaučuks ir lineārs polimērs ar ļoti lielu molekulasmasu. Normālā temperatūrā kaučuks atrodas superelastīgā stāvoklī, tā stīklošanās temperatūra ir $-40 \dots -70^{\circ}\text{C}$. 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...5% S) ir ļoti elastīga, bet 30% sēra saturs sekmē 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 mikstinātāji, vielas vecināšanas novēršanai u. c.

Gumijai ir ļoti lielas atgriezeniskās deformācijas (līdz 1000%) plašā temperatūras intervālā. Tās deformācijai ir relaksācijas raksturs. Ja mehāniskā slodze daudzreiz 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 HK un sintētisko kaučuku СКБ, СКС, СКИ 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, hloroformā, sērogleklī u. c.), izgatavo gumijas līmi.

No vispārīgas nozīmes gumijām izgatavo caurules, dzensiksnas, transportieru lentes, kabeļu izolāciju utt.

Speciālās nozīmes gumijas atšķiras ar specifiskām īpašībām — eļļas un benzīna noturību, ķīmisko noturību un siltumnoturību. Mašīnbūvniecībā gumijas izmanto blīvju, vibrāciju un skaņas izolācijas, amortizatoru, elastīgu elementu un nesošo detaļu izgatavošanai.

10-12. Kompozītu materiāli

Par kompozītu materiāliem sauc materiālus, kuri satur vairākas sastāvdaļas ar iepriekš izplānotu to novietojumu. Pie šādiem materiāliem pieder dzīvnieku un cilvēku kauli, dzelzsbetons, rakstainais un Damaskas tērauds. Arī tēraudu (0,8% C) ar perlīta struktūru var uzskatīt par kompozītu materiālu, jo tas sastāv no ļoti atšķirīgām mikstām ferīta un ļoti cietām cementīta plāksnītēm. Ja šāda tērauda tievu stiepli auksti deformē, tā struktūra (perlīts) pagriežas deformācijas virzienā: notiek paralēli orientēto cementīta plāksniņu slide, kam seko citu plāksniņu sagraušana. Rezultātā iegūst stipri izstieptu šķiedrveida struktūru ar lielu stiprību stiepē — $\sigma_b = 400 \text{ kgf/mm}^2$.

Šķiedrveida kristāli ir ar maksimāli pareizu iekšējo uzbūvi, to stiprība ir tuva materiāla teorētiskai stiprībai. Šo kristālu niecīgie izmēri neļauj tos lietot tieši detaļu vai materiāla izgatavošanai. Tos izmanto kopā ar metāla matricu, kas abas struktūras saista kopīgā materiālā. Pagaidām sarežģīti un dārgi ir šķiedrveida kristālu un kompozītu iegūšanas tehnoloģiskie procesi.

Kompozītu materiālu iegūšanai izmanto arī neorganiskā stikla šķiedras. Šo šķiedru stiprība ir ļoti atkarīga no šķērsriezuma un virsmas gluduma. Stikla šķiedras ir ļoti jutīgas pret virsmas defektiem, tādēļ tās parklāj un saista ar polimēru sveķiem, iegūstot armētu stiklplastu.

Pēdējā laikā lieto oglekļa un bora šķiedras ar lielu stiprību ($\sigma_b = 350 \text{ kgf/mm}^2$), kuras saista ar saistvielu jeb t. s. matricu. Matricas uzdevums ir pārnest slodzi uz nesošām šķiedrām, atdalīt tās citu no citas, lai neļautu izplatīties šķērsplaisām, un aizsargāt šķiedru virsmu. No šķiedrām izgatavotā detaļa — kompozīts sastāv no vienā virzienā orientētām paralēlām viendabīgām izotropām šķiedrām, kas ieslēgtas matricā. Kompozīta īpašības nesummējas no abu komponentu īpašībām, tās nosaka daudz sarežģītāka sakarība.

Ir izstrādāts jauns kompozītu iegūšanas veids — tieši no šķidrās fāzes, izmantojot eitektikas virzītu kristalizāciju. Eitektika kristalizējas perpendikulāri šķidrās fāzes un cieta fāzu virsmai, tā rezultātā var iegūt kompozīta struktūru ar paralēli orientētiem eitektikas kristāliem.

Kompozītiem piemīt liela pretestība traušai sagraušanai. Tie ir perspektīvi materiāli ar lielu karstumizturību. Tā, piemēram, gāzu turbīnu lāpstiņām paredz izmantot niķeļa sakausējumu ar šķiedrveida safīra kristāliem vai Al-Al₃Ni sistēmas eitektikas virzītas kristalizācijas produktus. Uzskata, ka kompozīti ir ideāls materiāls berzes pāriem, kas darbojas kosmosā bez eļļošanas. Al₂O₃ šķiedras paaugstina metālkeramisko W un Mo materiālu stiprību augstās temperatūrās. Šķiedrveida kristāli var palielināt lietu metālu stigribu lējumos, metinātu un lodētu savienojumu

stiprību. Perspektīva ir arī stikla nostiprināšana ar neorientētiem šķiedrveida kristāliem.

Seit aplūkotas tikai dažas tehnikas nozares, kurās kompozītu materiālu lietošana ir sevišķi perspektīva. Kompozītus tagad tikai sāk plašāk izmantot tehnikā, bet ir paredzams, ka ap 21. gadsimtu šie materiāli izkonkurēs viendabīgos materiālus. Tieši kompozīti ir tie materiāli, kuru īpašības var viegli aprēķināt un prognozēt, un līdz ar to tie ļauj daudz racionālāk un ekonomiskāk izmantot materiālu resursus.

LITERĀTŪRA

1. *Anteins A.* Metālu mehāniskās pārbaudes. R., 1974. 134 lpp.
2. *Anteins A., Rotbaums J.* Mašīnu metāla detaļu lūzumi. R., 1976. 49. lpp.
3. *Bolhovitinovs N.* Metālu mācība un termiskā apstrāde. Tulk. no 4. izd. R., 1961. 432 lpp.
4. *Prančs A.* Polimēru fizikas pamati. R., 1972. 141 lpp.
5. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали. 4-е изд., перераб. и доп. М., 1975. 584 с.
6. *Гуль В. Е., Кулезнев В. Н.* Структура и механические свойства полимеров. М., 1966. 313 с.
7. *Гуляев А. П.* Металловедение. 5-е изд., перераб. М., 1977. 647 с.
8. *Каргин В. А., Слонимский Г. Л.* Краткие очерки по физико-химии полимеров. 2-е изд. М., 1967. 232 с.
9. *Келли А.* Высокопрочные материалы. Пер. с англ. М., 1976. 261 с.
10. *Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М., 1972. 480 с.
11. *Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П.* Материаловедение. М., 1972. 510 с.
12. *Лахтин Ю. М.* Металловедение и термическая обработка металлов. 2-е изд., перераб. и доп. М., 1977. 407 с.
13. *Мозберг Р. К.* Материаловедение/Под ред. Н. Э. Струве. Таллин, 1976. 554 с.
14. *Новиков И. И.* Теория термической обработки металлов. 2-е изд. М., 1974. 400 с.
15. Основы материаловедения/*И. И. Федоркин, Г. Ф. Косолапов, В. И. Макарова и др.* Под ред. И. И. Сидоркина. М., 1976. 436 с.

SATURS

Ievads	3
1. nodaļa: Materiālu uzbūve	5
✓ 1-1. Metālu kristāliskā uzbūve	5
(1-2) Kristalizācija	9
✓ 1-3. Metālu kristāliskā režģa uzbūve	16
1-4. Kristalogrāfiskie indeksi	18
1-5. Kristālu iedalījums pēc daļiņu mijiedarbības spēku rakstura	20
1-6. Polimorfās pārvērtības	21
(1-7) Reālo kristālu uzbūve. Dislokācijas	23
2. nodaļa: Materiālu mehāniskās īpašības	28
2-1. Spriegums un deformācija	28
2-2. Elastīgā un plastiskā deformācija. Sagraušana	29
2-3. Materiālu mehānisko īpašību galvenās noteikšanas metodes	33
2-4. Materiālu dinamiskās mehāniskās īpašības	38
2-5. Ilgizturības (noguruma) pārbaude	40
2-6. Mehāniskās īpašības zemās un augstās temperatūrās	42
2-7. Uzkalde un rekristalizācija	44
3. nodaļa: Sakausējumu teorija	49
3-1. Sakausējumu uzbūve	49
3-2. Sakausējumu stāvokļa diagrammas. Fāzu likums	53
3-3. Divkāršo sakausējumu tipveida stāvokļa diagrammas	57
3-4. Fāzu un struktūru pārvērtības cietā stāvoklī	62
3-5. Sakarība starp sakausējumu stāvokļa diagrammu, uzbūvi un īpašībām	66
3-6. Triskāršo sakausējumu stāvokļa diagrammas	67
4. nodaļa: Dzelzs un tās sakausējumi	70
4-1. Dzelzs-oglekļa sakausējumu stāvokļa diagramma	70
4-2. Dzelzs-oglekļa sakausējumu komponenti un fāzes	70
4-3. Struktūras pārvērtības dzelzs-cementīta sistēmas sakausējumos	72

4-4. Pārvērtības dzelzs-grafīta sistēmas sakausējums	81
4-5. Oglekļa un pastāvīgo piemaisījumu ietekme uz tēraudu īpašībām	82
4-6. Leģējošo elementu ietekme uz tēraudu struktūru līdzsvara stāvokli	85
4-7. Leģējošo elementu ietekme uz fāzu pārvērtību temperatūrām un koncentrācijām	88
5. nodaļa. Materiālu termiskās apstrādes teorija	90
5-1. Materiālu termiskā apstrāde	90
5-2. Sakausējumu termiskā apstrāde, kas nav saistīta ar fāzu pārvērtībām cietā stāvoklī	93
5-3. Sakausējumu ar mainīgu komponentu šķīdību cietā stāvoklī termiskā apstrāde	96
5-4. Sakausējumu ar fāzu pārvērtībām termiskā apstrāde	100
5-5. Tēraudu pārvērtības karsējot	101
5-6. Austenīta graudu augšana	102
5-7. Pārdesēta austenīta pārvērtības	104
5-8. Austenīta izotermiskās pārvērtības	105
5-9. Leģēta tērauda austenīta izotermiskās pārvērtības	109
5-10. Austenīta pārvērtības nepārtrauktas atdzesēšanas gadījumā	110
5-11. Martensīta pārvērtības tēraudos	112
5-12. Pārvērtības, kas noris, atlaižinot rūdītu tēraudu	116
6. nodaļa. Tēraudu termiskās apstrādes tehnoloģija	120
6-1. Karsēšanas iekārtas	120
6-2. Tēraudu atkvēlināšana	123
6-3. Tēraudu rūdīšana	128
6-4. Tēraudu atlaidināšana	136
6-5. Iekšējie spriegumi un rūdīšanas defekti	138
6-6. Tēraudu termomehāniskā apstrāde	139
7. nodaļa. Tēraudu virsmas nostiprināšana	142
7-1. Tēraudu virsmas rūdīšana	142
7-2. Ķīmiski termiskā apstrāde	146
7-3. Tēraudu cementēšana	148
7-4. Tēraudu nitrīdēšana	152
7-5. Difūzijas metalizācija	158
8. nodaļa. Konstrukciju un instrumentu materiāli	161
8-1. Konstrukciju tēraudi	161
8-2. Cuguni	177
8-3. Instrumentu tēraudi	182
8-4. Tēraudi un sakausējumi ar speciālām fizikālām un ķīmiskām īpašībām	190
9. nodaļa. Krāsainie metāli un to sakausējumi	198
9-1. Varš un tā sakausējumi	198
9-2. Alumīnijs un tā sakausējumi	205
9-3. Magnijs un tā sakausējumi	212
9-4. Titāns un tā sakausējumi	213
9-5. Antifrikcijas materiāli	214

10. nodaļa. Polimēru materiāli	217
10-1. Polimēru molekulu uzbūve un polimēru klasifikācija	217
10-2. Polimēru ķēdes lokanība	219
10-3. Polimēru fāzu stāvokļi un struktūra	220
10-4. Polimēru stiklveida stāvoklis	223
10-5. Polimēru superelastīgais stāvoklis	227
10-6. Polimēru viskozi tekošais stāvoklis	229
10-7. Polimēru kristāliskais stāvoklis	230
10-8. Plastmasas	232
10-9. Termoplastiskās plastmasas	234
10-10. Termoreaktīvās plastmasas	236
10-11. Sintētiskie elastomēri, kaučuks un gumija	239
10-12. Kompozītu materiāli	240
Literatūra	242

Янис Карлович Озолиньш

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Допущено Министерством высшего и среднего специального образования Латвийской ССР в качестве учебного пособия для студентов технических специальностей вузов Латвийской ССР

Издательство «Звайгзне»

Рига 1978

На латышском языке

Jānis Ozoliņš
MATERĪALU MACĪBA
I izdevums

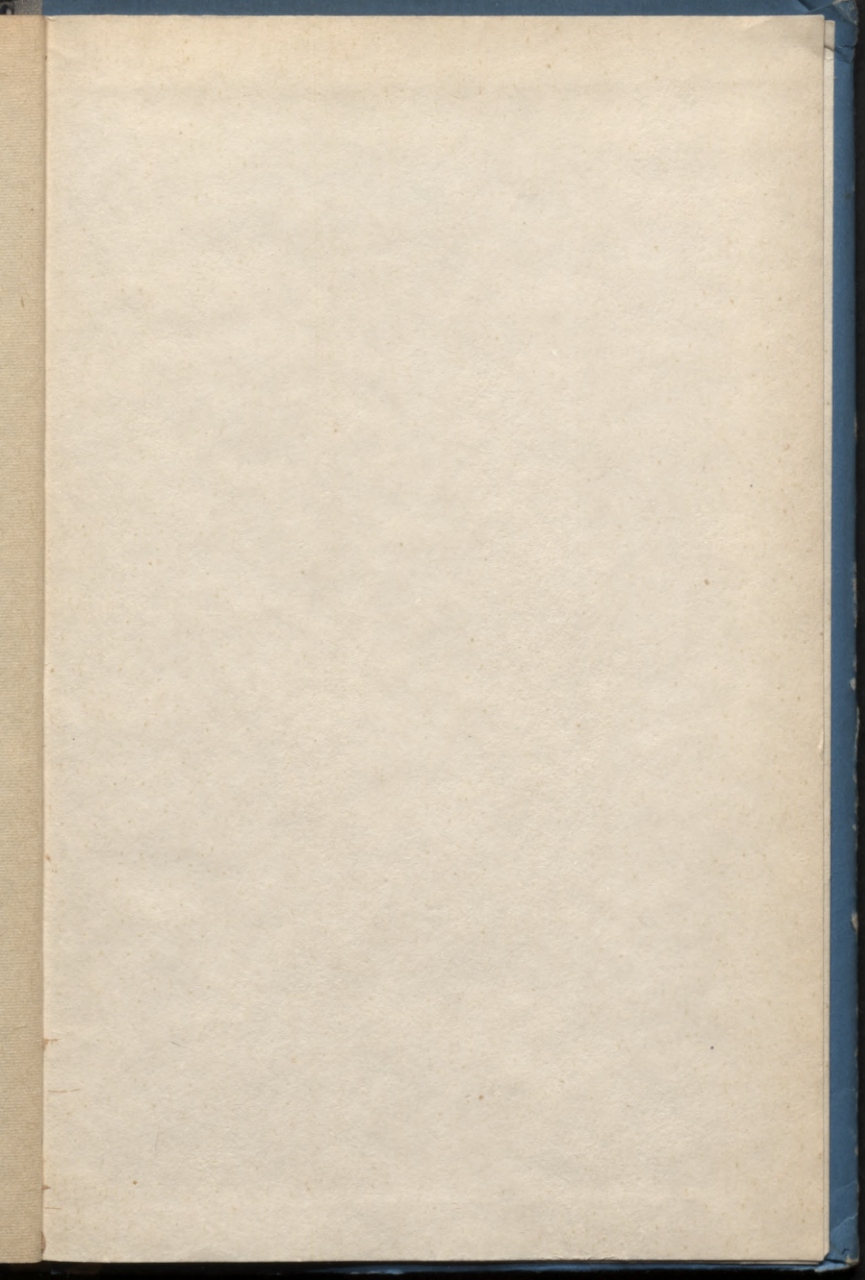
Vāku zīm. *P. Joksts*. Zinātniskais redaktors *O. Vējiņš*.
Izdevn. redaktore *A. Strode*. Māksl. redaktors *U. Gulbis*.
Tehn. redaktore *B. Briede*. Korektore *V. Bruņeniece*.

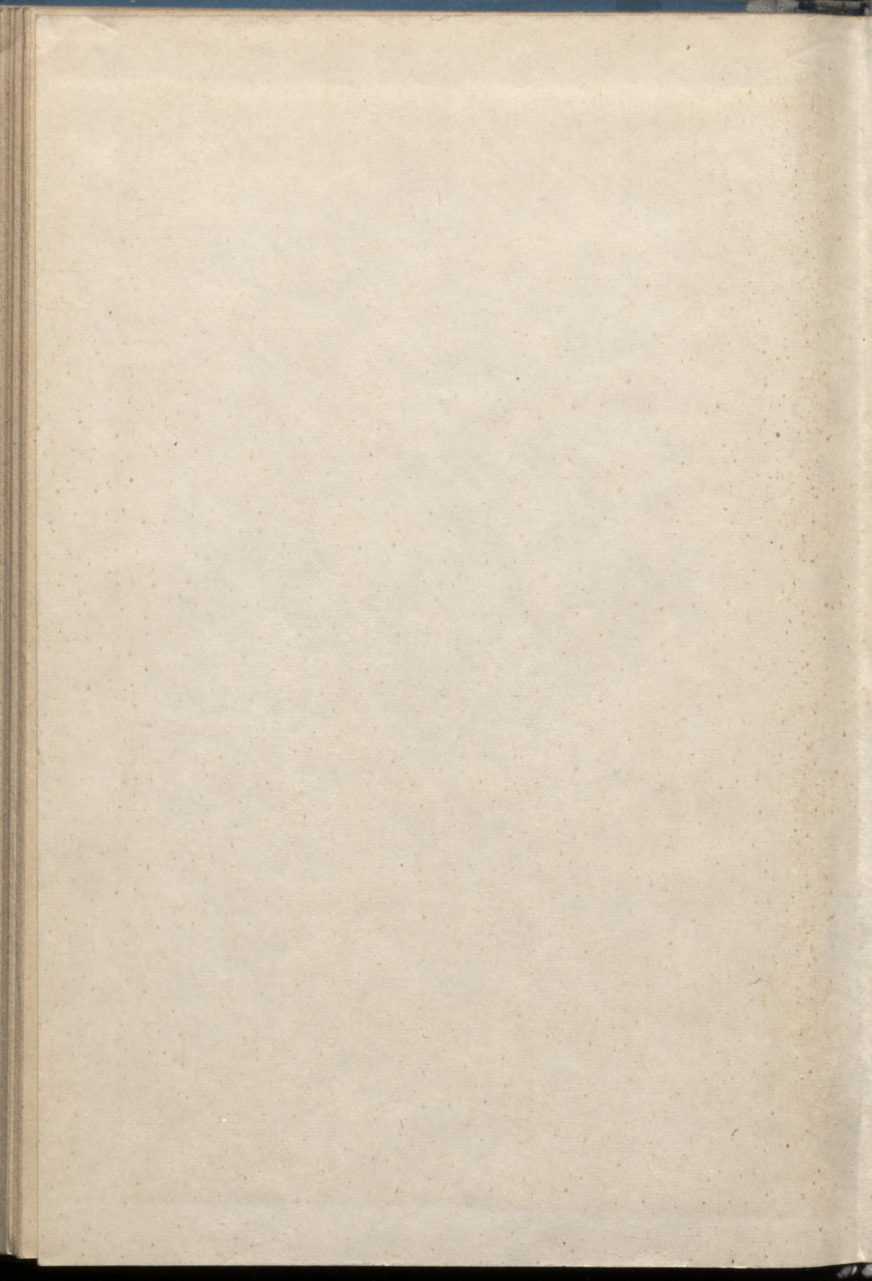
HB № 717

Nodota salikšanai 11.04.78. Parakstīta iespiešanai
10.10.78. JT 17487. Formāts 60×90^{1/16}. Tipogr. papīrs
№ 2. Literatūras garnitūra. Augstspiedums. 15,75 liz.
iespiedl., 15,75 uzsk. iespiedl., 17,31 izdevn. l. Metiens
3000 eks. Pasūt. № 1072. Cena 70 kap. Izdevniecība
«Zvaigzne», 226261, Rīgā-PDP, Gorkija ielā 105. Izdevn.
№ 4565/T-3. Iespiesta Latvijas PSR Valsts izdevniecību,
poligrāfijas un grāmatu tirdzniecības lietu komitejas
tipogrāfija «Ciņa», 226424, Rīgā-PDP, Blaumaņa
ielā 38/40.

1870

1870





LATVIJAS NACIONĀLA BIBLIOTĒKA



0308140136

70 kap.