

**TÜRKAN HƏSƏNLİ  
REYHAN SOLTANOVA  
NARINGÜL DƏMİROVA  
GÜNEL ALIYEVA**

# **QAYNAĞIN METALLURGIYASI**

## **Dərs vəsaiti**

Azərbaycan Texniki Universitetinin nəzdində  
Bakı Texniki Kollecinin Pedaqoji Şurasının  
30.11.2022 tarixli 2 saylı protokoluna əsasən  
dərs vəsaitinin nəşrinə icazə verilmişdir.

**BAKİ – 2022**

**Elmi redaktor: T.e.d., prof. Arif Tapdıq oğlu Məmmədov**  
“Metallurgiya və materiallar texnologiyası”  
Kafedrasının məsləhətçi professoru

**Rəy verənlər: Musurzayeva Bəturə Bəybala qızı**  
“Metallurgiya və materiallar texnologiyası”  
Kafedrasının Baş müəllimi

**Məmmədova Tərlan Qaçay qızı**  
Azərbaycan Texniki Universitetinin nəzdində  
Bakı Texniki Kollecinin müəllimi

**Türkan Həsənlı, Reyhan Soltanova, Narıngül Dəmirova, Günel Alıyeva.**  
**Qaynağın metallurgiyası. Dərs vəsaiti, Bakı, 2022, 420 s.**

*Dərs vəsaiti üç bölmədən ibarətdir: birinci bölmədə qaynağın fiziki mahiyyəti və proseslərin təsnifatı, termodinamikanın birinci və ikinci qanununun qaynaq proseslərinə tətbiqi, HİBS enerjisi, homogen və heterogen proseslərinin kinetikası, posa fazaları və onların təyinatı, ikinci bölmədə qaynaq vannasının hava mühitindən mühafizə üsulları, qaynaq vannasının vakuum mühafizəsi, qaynaqlama zamanı metalda kristal qəfəsin qüsurları, üçüncü bölmədə elektrolitlər və onların yaranması, qaynaq tikişinin kimyəvi qeyri-bircinsliliyinin növləri barədə geniş məlumat verilmişdir.*

*Dərs vəsaiti “Qaynağın metallurgiyası, texnologiyası və avadanlığı” ixtisası üzrə subbakkalavr pillə-sində təhsil alan tələbələr üçün nəzərdə tutulmuşdur.*

*Dərs vəsaitindən maşınqayırmada və sənayenin digər sahələrində təhsil alan texniki məktəblərin, kolleclərin tələbələri, qaynaq sahəsində çalışan mühəndis texniki işçilər tədris vəsaiti kimi istifadə edilə bilər.*

## GİRİŞ

Müstəqil Respublikamız qaynaq istehsalatının daha da inkişaf etdirilməsi, istehsalat effektivliyinin yüksəldilməsi və elmi-texniki tərəqqinin sürətləndirilməsi vəzifəsini qarşıya qoymuşdur. Bu vəzifələrin yerinə yetirilməsi üçün mövcud avadanlıqdan daha yaxşı istifadə olunmalı, buraxılan məmulatın keyfiyyəti yüksəldilməsi, etibarlılığı artırılmalı, elm və texnikanın nailiyyətlərindən daha geniş istifadə edilməlidir. Ölkəmizdə yüz minlərlə qaynaqçı vardır. Qaynaqdan istifadə olunmaqla buraxılan konstruksiyaların sayı ildən ilə artır. Hazırda metalların təxminən 50%-i qaynaq konstruksiyaların hazırlanmasına sərf edilir.

Qaynaq istehsalatının son məqsədi – öz konstruktiv formalarına, mexaniki və fiziki xassələrinə görə lazımi istismar təyinatına və iş şəraitinə cavab verən qənaətli qaynaq konstruksiyalarının buraxılışıdır. Konstruksiyaların səmərəli formalarının təminatı və onların elementlərinin optimal kəsiklərinin təyini layihələndirmə tapşırığına aiddir. Qaynaq birləşmələrinin zəruri və fiziki xassələrinin alınması baş məsələdir və onların həllini qaynağın texnoloji prosesləri təmin etməlidirlər. Qaynaq prosesləri nəzəriyyəsi qaynaq prosesinin mahiyyətini təşkil edən təzahürlərin birliyinin düzgün təsvirini verməyə cavabdehdir.

Əgər müxtəlif fiziki təzahürlərin istifadəsinə əsaslanmış qaynaq üsullarının rəngarəngliyini nəzərə alsaq qaynaq prosesi

həddindən artıq mürəkkəbdir.

Qaynaq proseslərinin baxdığı birinci qrup təzahürlər kimi qaynaqlanan detalın ayrı-ayrı hissələri arasındakı möhkəm əlaqələrin yaranması üçün qaynaq materialının hazırlanmasında fiziki, mexaniki və kimyəvi təzahürlər təşkil edir. Əksər hallarda bunlar müxtəlif enerji növlərinin istilik enerjisinə çevrilməsi ilə əlaqədar təzahürlərdir. Metal qızdırılmış və əridilmiş halda qaynaq birləşməsi yaratmağa qabiliyyətlidir. Çox hallarda qaynağa metalın qızdırılması üçün elektrik enerjisindən istifadə edirlər. Ancaq çoxlu qaynaq üsulları vardır ki, onlarda qazların yanmasında ayrılan, şüa enerjisi, mexaniki və habelə onların birliyində yaranan enerjini istifadə edirlər. Qaynaqlanan cismə enerji mənbəyindən verilən enerji onda istilik keçirmə qanununa tabe olaraq paylanır. Əgər temperaturun artırılmasında metal öz mexaniki və fiziki xassələrini dəyişməsəydi, onda qaynaqda Cismın qızma məsələsinin öyrənilməsi ancaq o şəraitin təyininə aid olardı ki, həmin şəraitə də qaynaq zonasında metal zəruri temperatura nail olur. Həqiqətdə isə qaynaq tikişi metalında və onun yaxınlığında temperatur proseslərinin öyrənilməsi başlıcası iki səbəb üzrə vacibdir: çoxsaylı reaksiyaların kəmiyyət-cə təsviri üçün, hansılar ki, maye metal və posa və ya qaz arasında baş verir, habelə metalın kristallaşma, müxtəlif struktur çevrilmələri şəraitlərinin və metallarda termodeformasiyon proseslərinin təyini üçün..

Tikiş metalının kimyəvi tərkibinin formalaşma qanunauyğunluqları «Qaynaqda fiziki-kimyəvi və metallurji proseslər» adlanan bölmədə verilmişdir. Birinci iki bölmənin materialı o

fiziki və temperatur şəraitlərinin təsvirini verir ki, onlar qaynaq prosesində metalın səthi üzərində və metalın özündə baş verirlər. Bu planda birinci iki bölmənin materialı o fiziki fonun təsvirini özündə cəmləşdirir ki, ondan reaksiyaların getməsi, tikiş metalına müxtəlif legirləyici elementlərin keçidi və ya onların ləğv olunması və oksidləşməsi asılıdır. Tikiş metalının mühafizəsi, metal posa və metal-qaz sərhədlərində kütlə dəyişməsi mərkəzi məsələlərdir. Bu proseslər tikiş metalının kimyəvi tərkibini və aydındır ki, çox hallarda onun mexaniki xassələrini qabaqcadan təyin edirlər. Lakin qaynaq tikişinin, o sümlədən qaynaq birləşməsinin xassələrinin formalaşması təkcə metalın kimyəvi tərkibi ilə təyin olunmur. Tikişin kristallaşma xarakteri çox zaman onun xassələrinə təsir edir. Tikişyanı zonanın və müəyyən dərəcədə tikiş metalının xassələri əhəmiyyətli dərəcədə temperatur və termomexaniki tsikllərdən asılıdırlar ki, onlar da qaynaq prosesini müşayiət edirlər. Legirli poladların və ərintilərin çoxu üçün qaynaq birləşməsinin formalaşmasının bu fazası onların mexaniki xassələrini təyin edir. İstilikkeçirmə mexanizmi üzrə istilik verilməsi ucbatından qaynaq prosesi metalda elə qızdırma və soyutma sürətləri yarada bilər ki, onları da çox halda termik emalda səthi istilikötürmə ilə yaratmaq mümkün deyildir. Qaynaq birləşməsinin əmələ gəlməsi metalın plastik deformasiyaları ilə və məxsusi gərginliklərin yaranması ilə müşahidə olunur ki, bunlar da həm də birləşmələrin xassələrinə təsir edirlər.

Beləliklə, qaynağın metallurjiyası – qaynaq birləşməsinin xassələrinin formalaşması qismində qaynaq haqqında elmin

və texnologiyanın bünövrəsidir.

Aydındır ki, bununla qaynaq sahəsindəki problemlər çevrəsinə tam şəkildə baxılmır. Qaynağın metallurqiyası – ən birinci fənlərdəndir ki, bu da müxtəlif texnoloji proseslərin öyrənilməsi, yeni materialların yaradılması və habelə qaynaq birləşmələrinin möhkəmliyi sahəsində bir sıra sualların başa düşülməsi və aydınlaşdırılması üçün zəruri nəzəri bazanı qoyur. Qaynaq prosesləri nəzəriyyəsi ən yaxın o fənlərlə toqquşur ki, onlarda müxtəlif texnoloji proseslər öyrənilir. Lakin bu, ona dəlalət etmir ki, qaynaq texnologiyasının öyrənilməsi üçün zəruri olan bütün məsələlər qaynaq prosesləri nəzəriyyəsində toplanmışdır. Bu iki qrup fənlər arasında materialın bir qədər şərti bölünməsi tarixən formalaşmışdır. Qaynaq prosesləri nəzəriyyəsində bir qayda olaraq o təzahürlərə və proseslərə baxılır ki, onlar qaynağın çox növləri üçün xarakterikdir. Ancaq texnoloji kurslarda daha çox diqqət o konkret məsələlərə yönəldilir ki, onlar da əhəmiyyətli dərəcədə öyrənilən texnoloji fəndlərdən asılıdırlar.

## **BİRİNCİ BÖLMƏ**

### **QAYNAQ BİRLƏŞMƏLƏRİ**

#### **I FƏSİL**

#### **QAYNAQ PROSESİNİN TERMODİNAMİKASI**

**Qaynaq birləşmələrinin monolitliyi.** Sökülən və sökülməyən birləşmələrin müxtəlif növlərindən texnikada geniş istifadə olunur. Sökülməyən birləşmələr, öz növbəsində, monolit (bütöv) və qeyri monolit (məsələn, pərçim) ola bilərlər. Monolit birləşmələri qaynaqlamaqla, lehimləməklə və ya yapışdırmaqla alırlar.

Qaynaqlamanı və lehimləməni hazırda metalların və qeyri metalların birləşdirilməsi üçün istifadə edirlər.

Bərk cisimlərin qaynaq birləşmələrinin monolitliyi, birləşdirilən maddələrin elementar hissəcikləri arasındakı atom-molekulyar rabitələrin yaranması ilə təmin olunur.

Bərk cisim bir-birilə qarşılıqlı təsirdə olan atomlar kompleksindən ibarətdir. Bərk cismin fiziki-kimyəvi və mühəndislik xassələri atomların rabitəsinin növündən və onların qarşılıqlı yerləşməsi xarakterindən asılıdır, ona görə də, qaynaq birləşməsinin təbiətinə baxmadan əvvəl, bərk cismin fiziki anlayışlarından bəzilərini yada salmaq lazımdır.

**Bərk cisimlərdə elementar rabitələrin növləri.** Ele-

mentar rabitələrin xarakteri və enecisinin əhəmiyyəti (onların möhkəmliyi) maddənin təbiətindən və bərk cisimin kristal qəfəsinin növündən asılıdır.

Müasir mülahizələrə görə, atomlarda kimyəvi rabitə nüvələr arasındakı sahədə atomun xarici (valent) qabığında elektronların hərəkəti nəticəsində yaranır. Bu elektronlardan hər biri, məsələn, iki nüvə sahəsinə keçərək, artıq hər iki atoma məxsus olur. Öz təbiətinə görə kimyəvi qüvvələr elektromaqnitdirilər və  $10^{-10}$  m məsafələrdə təsir edirlər.

Hazırda hesab edirlər ki, elektromaqnit qarşılıqlı təsirlərdən savayı bərk cismin hissəcikləri arasında daha üç tip təsir mövcuddur:  $10^{-15}$ ...  $10^{-14}$  m-dən az məsafədə təsir edən nüvə və ya «güclü» (aydındır ki, 0,1 nm məsafədə onları nəzərə almamaq olar);  $\beta$  parçalanmanı şərtləndirən «zəif» (onlar elektromaqnitlərdən  $10^6$  dəfə zəifdirlər);  $10^{36}$  dəfə elektromaqnitlərdən zəif olan qravitasion.

Elementar rabitələrin dörd növü vardır: kovalent, ion, molekulararası və metallik. Kristallarda elementar rabitələrinin üstünlüyünə uyğun olaraq dörd qrup rabitə olur: atom, ion, molekulyar və metallik.

Bunlardan ən tipik olan birinci iki kimyəvi rabitədir-kovalent və ion.

Kovalent kimyəvi rabitəni ədəbiyyatda çox hallarda valent, atom və ya mübadilə rabitəsi adlandırırlar. Bu rabitə valent elektronlarının qarşılıqlı təsiri və ya «cütləşməsi» ilə yaranır. Əgər atomlar eynidirlərsə, məsələn, hidrogenin  $H_2$ , qələvi metalların qazşəkilli vəziyyətində  $Li_2$ ,  $K_2$ ,  $Na_2$ , hallogenlə-



rin  $\text{Cl}_2, \text{Br}_2$ , azotun  $\text{N}_2$  molekullarında olduğu kimi – rəbitə qeyri-qütblüdür, müxtəlif atomların qarşılıqlı təsirində, məsələn,  $\text{HCl}$  kimi – qütblüdür.

$10^5$  c/mol enerjili güclü kovalent rəbitə kristalların yüksək ərimə temperaturunu və möhkəmliyini təyin edir. Kovalent rəbitəyə atom kristalları adlandırılan strukturlar-almazın, silisiumun, hermaniumun, boz qalayın və b. strukturları daxildir.

İlkin yaxınlaşmada atomla yaradılan kovalent rəbitənin sayı valentliyin kəmiyyət ölçüsü kimi xidmət edə bilər.

Atomlar arasındakı hər bir kovalent rəbitə onların valentlik elektronlarının qoşalaşmasında yaranır (əks söykənəcəklər). Beləki, atomların valentlik imkanları məhdud olduğundan kovalent rəbitənin əsas xassəsi qohum kimyəvi qüvvələrinin doyması qabiliyyətidir.

Qaynaqçılardan aşağıdakıları nəzərə alması vacibdir ki, kovalent tipli möhkəm rəbitələr təkə atom kristallarında yox, həm də metalların metalloidlərlə, metal oksidləri ilə birləşmələri, həmçinin yarımkeçiricilik xassələrinə malik yarımkeçirici və ya intermetallidlərlə yaranır. İntermetallidlər–tipik metalların zəif metallik xassələrə malik metallarla birləşmələrdir.

İon və heteropolyar rəbitə müxtəlif ionlardan (anion və kationlardan) yaranmış molekul və kristallar üçün tipikdir. İon kristallarının tipik nümayəndəsi  $\text{NaCl}$  duzudur. Kationun yaranması atomun elektron itirməsinin nəticəsində baş verir. Atomda elektron rəbitəsinin möhkəmlik ölçüsü kimi atomun ionlaşma potensialı xidmət edə bilər.

Anionların yaranması elektronun atoma birləşməsi nəti-

cəsində baş verir. Belə birləşmə qabiliyyətinin ölçüsü kimi elektrona qohumluq xidmət edə bilər.

İon rabitəsi güclülər kateqoriyasına aiddir; onun enerjisi  $10^5 \dots 10^7$  c/mol – a çatır. İon rabitəsinin xüsusiyyəti onun doyma dərəcəsinin və fəzada istiqamətlənməsinin olmamasıdır.

Tam kovalent və ion rabitələri haqqında təssəvvürlər nəzərə çarpacaq dərəcədə öyrənilmişdir. Tez-tez aralıq hallara rast gəlinir. Əgər ion rabitəsində bir atom elektronunu digərinə verirsə, kovalent rabitədə isə hər bir elektron hər iki rabitəli atoma eyni səviyyədə məxsusdursa, onda aralıq hallarda hər hansı «ionlaşma faizi» ilə rabitə mümkündür.

İki daha tipik kimyəvi rabitələrdən – kovalent və iondan başqa, universal Van-der-Vaals qüvvələrinin və metallik rabitələrin təsirinin nəticəsində yaranan molekullararası rabitəni də fərqləndirirlər.

Molekullar arasındakı rabitələr hər hansı atom və molekullar arasında təsir edir, lakin onlar çox kiçikdir (10<sup>3</sup> c/mol). Ona görə də bu qüvvələrlə şərtləndirilmiş molekulyar kristallar (bərk inert qazlar, oksigen, azot və s. molekulları) tamamilə aşağı ərimə temperaturu ilə (He-1,8°C, Ar - 40°C) fərqlənirlər. Möhkəm strukturun yaranması, əsasən, güclü tipik kimyəvi rabitələrlə, məsələn, kovalent rabitə ilə şərtləndirilir, Van-der-Vaals qüvvələri isə ancaq böyük olmayan «əlavə» kimi xidmət edir. Van-der-Vaals qüvvələri ilə, adətən, yapışqanlamada, bərk cisimləri mayelərdə islatmada və s. olan adgezion rabitələr şərtləndirilir.

Metallik rabitələr qəfəsin müsbət ionlarının (atom qalığı-

ları) delokallaşdırılmış, ümüniləşdirilmiş, elektronların qarşılıqlı təsiri yolu ilə strukturları yaradırlar. Bu rabitələr homopol-yardırlar. Mahiyyətə onlar kimyəvi rabitəyə aid deyillər və «metallik rabitə» anlayışını keyfiyyətli hesab etmək olar, belə ki, metallar molekulyar quruluşa malik deyillər, onların atomları kristallik törəmələrdə birləşirlər. Rabitənin bu növü metalların yüksək möhkəmliyini, plastikliyini və elektrik keçiriciliyini şərtləndirir. Rabitə enerjisi  $10^5$  c/mol - dəkdir. Möhkəm metallik rabitə intermetallidlərin və bəzi bərk məhlulların əmələ gəlməsində müşahidə olunur. Onun xüsusiyyətlərindən biri-uyğun atomların valentliklərilə müəyyən olunan doyumluluğunun olmamasıdır.

Metallik rabitə öz təbiətinə görə kovalent rabitə ilə nəzərə çarpacaq dərəcədə oxşarlığa malikdir. Hər iki halda elektron orbitlər qarışırlar, lakin metalda ayrı - ayrı yox, bütün elektron orbitlərinin ümüniləşməsi baş verir. Bu halda kristalın bütün həcmində enecinin ümumi səviyyəsi müəyyən olunur. Səviyələrin sayı metalın verilmiş həcmindəki atomların sayı ilə bir sırada olur. Səviyələr tamamilə öz aralarında yaxındırlar və energetik zolaqlar yaradırlar. Onlara bəzən ayrı-ayrı atomların valentlik səviyələrinin (orbit) parçalanması kimi baxılır.

Belə ki, metalda ümüniləşdirilmiş elektronların «buludları» mövcuddur, metallik rabitə digər rabitə tipləri, ilə müqayisədə atomların daha çox yerdəyişməsinə yol verir. Bununla, valentli və ya ionlu kristallarla müqayisədə metallik kristalların yüksək plastikliyi şərtləndirilir.

Kristallarda bütün dörd tip rabitələr (atom, ion, molekul-

yar və metallik) eyni zamanda nadir hallarda mövcud olur. Adətən, müxtəlif rabitələrin uyuşması, eyni zamanda mövcud olur, özü də yuxarıda qeyd olunduğu kimi, qalan üç rabitə ilə müqayisədə molekulyar rabitə zəifdir. Həmçinin onu da qeyd etmək lazımdır ki, bərk cisimlərin səthi, adətən, atmosfer şəraitində təsirsiz olur. Belə ki, onların atomlarının valentlikləri əhatə olunduqları mühitin atomları ilə doyurulmuşdur. Doyurulmaya nümunə kimi qaz mühitində cisimlərin oksidləşməsi göstərilə bilər. Səthdə həmçinin Van-der-Vaals qüvvələri ilə şərtləndirilən fiziki adsorbsiya tipli proseslər gedə bilər.

### **1.1.Qaynağın fiziki mahiyyəti və proseslərin təsnifatı**

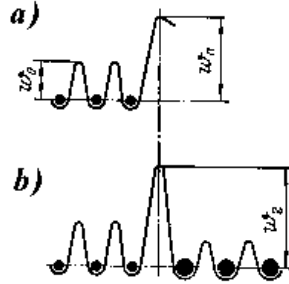
İlk baxışda elə görünür ki, ideal hamar və təmiz səthlərlə iki eyni monokristalın monolit birləşməsinin yaranması hər hansı temperaturda və xarici enerji tətbiq etmədən mümkündür. Bunun üçün kifayətdir ki, kristallik qəfəsin parametrləri ilə müqayisə olunacaq (nanometrin bir hissəsi qədər) məsafədə onların səthləri yaxınlaşdırılsın. Onda qoşalaşdırılmış atomlar arasında rabitə yarana bilər, ayırıcı sərhəd (şəkl. 1.1) yoxa çıxar və qaynaqlama baş verir.

Belə prosesin olma ehtimalı vardır və termodinamikanın ikinci qanununa zidd deyil. Belə ki, bu halda sistemin sərbəst enerjisi aralığın iki yoxa çıxan səthinin enerjisinin qiyməti qəddər azalmalıdır.

Həqiqətdə, hətta, ideal halda səthlərin birləşdirilməsi

üçün enerji sərfi tələb olunur. İş ondadır ki, sistemin hər hansı dayanıqlı vəziyyətinə atomun müəyyən minimum enerjisi uyğun gəlir. Hər bir atom sanki potensial oyuqda yerləşir və bir dayanıqlı vəziyyətdən digərinə keçir ki, bu da ancaq energetik maneəni (şək 1.2) aşıb keçmə yolu ilə mümkündür.

Kristal daxilində hər bir atom istiqamətlənmiş rabitə qüvvələrinə simmetrik durur. Kristalın və ya mayenin sərbəst səthində atom bir tərəfdən rabitənin olmaması (vakuum) və ya onun zəifləməsi nəticəsində müvazinətini itirir. Bu kristalın üst qatında  $W_s$  enerjisinin yüksəlməsinə səbəb olur. Əgər ci-



sim daxilində atomun yerdəyişməsi üçün  $W_0$  enerjisi vacibdirsə (bax. Şək. 1.2), onda ətraf mühitə çıxmaq üçün ona və  $W_s$  enerjisi vacibdir, özü də  $W_s > W_0$ . Ona görə də iki monokristalı birləşdirmək üçün xaricdən sərhəd enerjisindən böyük olan  $W_q$  deformasiya və ya istilik enerjisi tələb olunan

Deformasiyanın xarici enerjisi, yaxınlaşdırılan səth atomları arasında yaranan itələmə qüvvələrinin qarşısının alınmasına sərf olunur. Onlar arasındakı məsafə kristal qəfəsdəki atomlararası məsafəyə bərabər olduqda atomların elektron örtüklərinin qarşılıqlı təsirinin kvant prosesləri yaranır. Bundan sonra sistemin ümumi enerjisi bütöv kristalın qəfəsindəki

atomların enerjisinə uyğun səviyyə qədər enməyə başlayacaqdır və onların birləşməsindən sonra kristalların səthi atomlarının doymuş enerjisinə bərabər – aktivasiya enerjisi-enerji uduşu yaranacaqdır.

Temperaturun yüksəldilməsində səthi atomlara verilən istilik enerjisi birləşmədə elektron qarşılıqlı təsirinə kvant proseslərinin inkişaf ehtimalını artırır.

**Qaynaq prosesinin mərhələliyi.** Təcrübi material və nəzəri analiz göstərir ki, qaynağı və lehirləməni topokimyəvi reaksiyalar adlanan sinfə aid etmək olar. Onlar birləşdirilən cisimlərin (şəkl 1.3) atomları arasında möhkəm rabitələrin ikimərhələli olması ilə fərqlənirlər. İkimərhələlilik birləşdirilən səthlərin təkcə mikrosahələri üçün xarakterikdir.

Birinci A mərhələsində fiziki kontakt inkişaf edir, yəni atomlararası qarşılıqlı təsir üçün tələb olunan məsafədə birləşdirilən cisimlərin yaxınlaşdırılması həyata keçirilir. Həmçinin qarşılıqlı təsir üçün səthlərin hazırlanması baş verir. İkinci B mərhələsində–kimyəvi qarşılıqlı təsir mərhələsində–möhkəm birləşmənin yaranması prosesi qurtarır.

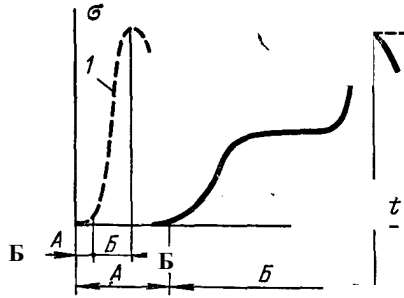
Praktiki olaraq monolit birləşmələrin alınması iki amillə mürəkkəbləşir:

–qaynaqlanan səthlər mikrokələkötürlülüyə malikdir, hətta əsaslı surətdə emaldan, sonra da onların hündürlüyü mikrometrlə ölçülür. Ona görə də səthlərin yerdəyişməsində kontakt yalnız ayrı–ayrı nöqtələrdə mümkündür;

Qaynaqlanan səthlər çirkə malikdirlər, belə ki, bərk cismin hər hansı səthində xarici mühitin atomları adsorbsiya olu-

nurlar.

-materialların keyfiyyətli birləşdirilməsi üçün calanan səthlərin daha böyük hissəsində kontaktın təmin olması və onun aktivləşdirilməsi vacibdir.



*Şəkil 1.3. Tez (1) və yavaş (2) fiziki kontaktın A və kimyəvi təsirin (B) inkişafının yaranma mərhələsində qaynağın davamiyyətindən t (topokimyəvi ayrılar) asılı olaraq birləşmənin möhkəmliyinin  $\sigma$  dəyişmə kinetikasi*

**Aktivləşdirmə enerjisi.** Səthin aktivləşdirilməsi ondan ibarətdir ki, bərk cismin səth atomlarına zəruri olan bir qədər enerji ötürülür:

a) cismin atomları və onların sərbəst rabitələrini doydu-ran xarici mühitin atomları arasında rabitələri qırmaq üçün;

b) səth atomlarının enerjisinin energetik baryerini əhatə etmə səviyyəsinədək yüksəltmək üçün, yəni onların aktiv və-

ziyyətə keçidi üçün.

Belə aktivləşdirmə enerjisi, ümumi halda istilik şəklində (termiki aktivləşdirmə) elektron, ion və digər növ şüalanma (radiasion aktivləşdirmə) kimi verilə bilər

## **1.2. Termodinamikanın birinci qanununun qaynaq proseslərinə tətbiqi.**

### **Əsas anlayışlar və təriflər.**

**Termodinamika**- enerji və onun dəyişmələri haqqında elmdir və onun tətbiq sahəsi çox genişdir.

**Kimyəvi termodinamika**- enerjinin dəyişməsi və keçidləri haqqında ümumi elmin müstəqil hissəsidir; onun əsasını fizika kursundan məlum olan iki qanun təşkil edir: termodinamikanın birinci qanunu- materiya və enerjinin saxlanması qanununu ifadə edir, 1756-cı ildə M.V. Lomonosov tərəfindən formalaşdırılmışdır və termodinamikanın ikinci qanunu- verilən fiziki şəraitlərdə proseslərin öz- özünə inkişafının mümkünlüyü haqqında mühakimə yürütməyə imkan verir. Termodinamikanın ümumi fenomenoloji tənliliklərlə razılaşmayan kimyəvi termodinamika onları maddənin quruluşu haqqında kvant-mexanikası anlayışları ilə tamamlayır, statistik metodu cəlb edir və bununla əhəmiyyətli dərəcədə mürəkkəb material sistemlərinin tədqiqi imkanlarını genişləndirir.

**Termodinamiki sistem** dedikdə fikrən ətraf mühətdən ayrılmış, öz aralarında qarşılıqlı təsirdə olan kompleks fiziki ci-



simlər başa düşülür.

Beləliklə, termodinamiki sistem ətraf mühitlə qarşılıqlı təsirdə ola bilər.

İzolə olunmuş sistem dedikdə ətraf mühitlə enerji və kütlə dəyişməsi qadağan olunan sistem başa düşülür:  $\Sigma M = \text{const}$ ;  $\Sigma E = \text{const}$ .

Qapalı sistem ətraf mühitlə enerji dəyişməsində ola bilər, lakin kütlə dəyişməsi qadağan olunmuşdur:  $\Sigma M = \text{const}$ ;  $\Sigma E \neq \text{const}$ .

Qeyri-qapalı sistemlərə termodinamikanın xüsusi bölməsində-qeyri-taraz sistemlərin termodinamikasında baxılır:  $\Sigma M \neq \text{const}$ ;  $\Sigma E \neq \text{const}$ .

Öz quruluşuna görə termodinamiki sistemlər homogen, əgər onların ayrı-ayrı hissələri arasında sərhədlərin bölünməsi (qaz qatışıqları, məhlullar) yoxdursa, yəni bir cinsli, və ya heterogen, yəni sistemin ayrı-ayrı hissələri arasında bölünmə sərhədləri mövcud olan-bir-birindən kimyəvi tərkib və ya fiziki xassələrilə fərqlənən, quruluşu ilə (bərk cisim, maye, buxar və s.) şərtləndirilən fazalar ola bilər.

Beləliklə, heterogen sistemin bölünməsinin fiziki sərhəddi ilə, yəni xassələrin kəskin dəyişməsi sərhəddilə ayrılmış hissəsi faza adlanır. Belə ki, hər hansı ayırma sərhəddi sərbəst enerji ehtiyatına malikdir, onda yüksək disperslilik sistemlərində bölünmə səthlərinin xassələri sistemin vəziyyətinə təsir edəcək və hətta, həcmi xassələr üzərində üstünlük təşkil edəcəkdir. Bərk və ya maye fazaların yüksək parçalanmasında onların ərimə və qaynama temperaturları dəyişirlər. Yüksək disperslikli sistemlər metastabil sistemlər-kolloid məhlulları və aerozollar

yarada bilirlər. Belə sistemlərə ümumi termodinamiki qanuna uyğunluqlar tətbiq oluna bilməzlər.

Termodinamiki sistemin bütün xassələrinin məcmusu (cəmi) onun vəziyyətini müəyyən edir.

Sistemin vəziyyətinə təsir edən hər hansı kəmiyyət-həcm, təzyiq, temperatur, daxili enerji, entalpiya və entropiya-termodinamiki parametr və ya sadəcə parametr adı daşıyır. Daha sadə ideal qaz halında olan sistem üçün-iki parametrlə  $T$  və  $p$  ilə kifayətlənmək olar, belə ki, molyar həcm  $v$  qazın vəziyyəti tənliyindən müəyyən olunur.

Vəziyyətin heç olmazsa bir parametrinin dəyişməsi bütün sistemin dəyişməsinə gətirib çıxarır və termodinamiki proses adlanır.

Sistemin vəziyyətinin ardıcıl dəyişməsi, son yekunda onu yenidən ilkin vəziyyətə gətirməsinə, dairəvi proses və ya tsikl deyirlər.

Termodinamiki proses dönən və dönməyən olmaqla iki yerə bölünür. Dönən proses elə prosesdir ki, o, düz və əks istiqamətlərdə aparıldıqda ətraf mühitdə heç bir dəyişiklik qoymur. Dönən prosesə sonsuz yaxın tarazlıqların cəmi kimi baxmaq olar, bu zaman parametrlərin sonsuz kiçik dəyişməsi (xarici şəraitin) prosesin istiqamətini dəyişə bilər. Ona görə də həqiqətən dönən proses ancaq sonsuz kiçik sürətlə, tarazlıq və ya dönərlik şərtinə riayət olunduqda həyata keçirilə bilər.

Dönən prosesi termodinamiki tarazlıqla eyniləşdirmək olar, yəni sistemin belə vəziyyəti qarşılıqlı kompensasiya olunan proseslər sistemin tərkib və parametrlərinin dəyişməsinə

gətirib çıxarmır.

Dönən proseslərlə həyata keçirilən iş-maksimal əldə olunandır, belə ki, prosesin istiqamətinin dəyişdirilməsi zamanı enerji, ətraf mühitdə qalan dəyişikliklərə sərf olunmur.

Termodinamikada, həmçinin, bircinsli və qeyri-bircinsli sistemləri fərqləndirirlər, burada xassələrin (konsentrasiyasının, sıxlığının, temperaturun, təzyiqin) fazanın həcmi boyu bərabər və ya qeyri-bərabər paylanması ehtimal olunur.

Qeyri-bircinsli sistemlər-qeyri-tarazdırlar və onlarda həmişə istilik ötürmə, diffuziya və s. bu kimi dönməyən proseslərin yaranması mümkündür. Belə sistemlərə riyazi fizikanın tənliklərindən istifadə edərək (Furye, Fik və s.) dönməyən sistemlərin termodinamikası baxır. Termodinamikanın bu sahəsi, hal-hazırda kompüterin geniş tətbiqi nəticəsində böyük inkişaf almışdır.

XIX əsrin ortalarında Coul tərəfindən qəti formalaşdırılmış termodinamikanın birinci qanunu enerjinin saxlanması qanununu ifadə edir. Ətraf mühitlə enerji mübadiləsinə qabil qapalı sistemlər üçün termodinamikanın birinci qanununun tənliyi aşağıdakı şəkildədir

$$Q = \Delta U + A,$$

burada  $Q$  - ətraf mühitdən sistemin aldığı enerjidir;  $\Delta U$  - sistemin daxili enerjisinin artması;  $A$  - sistemin gördüyü işdir.

tənliyi hər hansı əlavə işin alınmasını və ya əbədi mühərriyin quraşdırılması imkanını istisna edir-bircinsli «perpetuum mobile» mümkün deyildir.

Sistemin  $U$  daxili enerjisi, onun  $\Delta U$  artımı  $Q > A$  olduqda

müsbət hesab olunur və tamamilə mürəkkəb termodinamiki funksiyanı ifadə edir.

$U$  daxili enerjisi özünə qravitasiya, elektrik və ya maqnit sahələri ilə yaradılan enerjidən, həmçinin bütövlükdə sistemin kinematik enerjisindən başqa sistemi təşkil edən maddələrdəki bütün növ enerjiləri daxil edir (hərəkətdə olan sistem üçün).

Daxili enerji, sistemin vəziyyəti ilə tamamilə müəyyən olunan və ya  $n, \nu, T$  parametrlərinin müəyyən uyğunluğu ilə təyin olunan termodinamiki funksiyadan ibarətdir.

Udulmuş  $Q$  enerjisi, sistem tərəfindən görülmüş  $A$  işi kimi, həmçinin, sistemin dəyişməsi prosesini xarakterizə edir və onlar sistemin ilkin və son vəziyyətindən qeyri-bir mənalı asılıdırlar, belə ki, sistemin ilkin vəziyyətindən son vəziyyətinə müxtəlif yollarla, enerjini və ya işi müxtəlif cür dəyişməklə keçmək olar.

Ona görə də (8.1) tənliyi differensial formada yox, son fərqlərdə yazılmışdır. Differensial formada onu  $o$ , halda yazmaq olar ki, vəziyyətin parametrlərinin dəyişməsi qanunu və onların nisbəti məlum olsun.

Ümumi şəkildə sistemin vəziyyətinin sonsuz kiçik dəyişməsi üçün termodinamikanın birinci qanununun tənliyini aşağıdakı formada təsəvvür etmək olar:

$$\delta Q = \partial U + \delta A,$$

burada  $\delta Q$ - sistemin enerjisinin sonsuz kiçik dəyişməsidir; sistemlə enerji udulduqda müsbətdir;  $dU$ - sistemin daxili enerjisinin tam differensialı;  $\delta A$ - sonsuz kiçik iş, əgər o sistem tə-

rəfindən görülürsə, müsbətdir.

Təzyiqin və temperaturun dəyişməsinin izoxorik prosesi ( $\nu = const$ ) Gey-Lüssak qanunu ilə ( $p/T = const$ ,  $\nu = const$ ) müəyyən olunur. İzoxorik prosesdə sistemin işi sıfıra bərabər olacaqdır:

$$\delta A = p d\nu = 0$$

Bunun nəticəsində, tənliyi aşağıdakı şəkli alır

$$dQ = dU$$

Sistem tərəfindən udulmuş bütün enerji daxili enerji ehtiyatının artırılmasına gedir. İdeal qaz üçün yazmaq olar ki, 1 vəziyyətindən 2 vəziyyətinə dəyişmədə daxili enerjinin dəyişməsini hesablamaq üçün tənlik

$$\int_1^2 \delta Q = \int_1^2 \delta U = \int_1^2 \delta T \quad (\text{ideal qaz üçün}), \text{ və ya}$$

$$Q_{1,2} = U_2 - U_1 = C_\nu(T_2 - T_1)$$

şəklində dəyişir.

**İzobarik proses** ( $p = const$ ). Qazın həcmnin və temperaturunun dəyişməsi Gey-Lüssak qanununa görə ( $p/T = const$   $p = const$  olduqda) baş verir. Bu halda termodinamikanın birinci qanunu aşağıdakı şəkildə olacaqdır:

$$dQ = dU + dA = dU + p d\nu$$

1-2 vəziyyətinin dəyişməsi üçün izobarik prosesin enerjisi:

$$Q_{1,2} = (U_2 - p\nu_2)(U_1 + p\nu_1),$$

Mötərizədəki ifadəni yeni termodinamiki funksiya kimi –  $H$ - entalpiya qəbul edirik, o sistemi verilən vəziyyətə gətirmək üçün lazım olan enerjiyə, yəni eyni zamanda daxili enerjinin və xarici işin dəyişməsinə bərabərdir. Beləliklə enerjinin dəyişməsini belə ifadə etmək olar:

$$Q_{1,2} = H_2 - H_1 = \Delta H,$$

burada  $H_2$ -sistemin son vəziyyətinin entalpiyası;  $H_1$ -sistemin ilkin vəziyyətinin entalpiyasıdır.

İzobarik proseslərə ən çox, xüsusilə qaynağın metallurgiyasında, yüksək temperaturlar sahəsində rast gəlinir.

Real maddələrin entalpiyasının dəyişməsinə baxaq. Onlar öz faza vəziyyətlərini dəyişə bilirlər. Onların istilik tutumu temperaturdan asılıdır və faza keçidləri momentində sıçrayışlarla dəyişirlər. Bərk halda bir faza çevrilişinə malik real maddənin entalpiyasını hesablamaq üçün tənlik ümumi şəkildə aşağıdakı kimi olacaq:

$$\begin{aligned} \Delta H_{\sigma} &= \Delta H_o + \int_o^{T_q} b_n^{(\alpha)} \partial T + \Delta H_{\alpha} \rightleftharpoons \beta_{\alpha} + \\ &+ \int_{T_q}^{T_{\beta}} b_n^{(\beta)} \partial T + \Delta H_{\beta} = \int_{T_{\alpha}}^{T_q} c_p^{(j)} dT + \Delta H_{isp} + \int_{T_q}^T c_p^{(q)} dT, \end{aligned}$$

burada  $\Delta H_o - T=0^{\circ}\text{C}$  olduqda bir mol maddənin entalpiyası;

$\Delta H_{\alpha} \rightleftharpoons \beta_{\alpha}$ ,  $\Delta H_{\beta}$ ,  $\Delta H_{isp}$  - verilən faza çevrilişinin temperatu-

runda 1 mol maddənin bir faza vəziyyətindən digərinə keçidin entalpiyasıdır (keçidin gizli istilikləri);  $c_p^{(\alpha)}, c_p^{(\beta)}, c_p^{(j)}, c_p^{(q)}$  - faza vəziyyətindən asılı olaraq maddənin molyar istilik tutumudur.

**İstilik tutumu**- maddənin əsas energetik xassəsidir, onun quruluşundan və temperaturundan asılıdır.

İstilik tutumları təcrübi olaraq müəyyən olunur (kalorimetrik), lakin onlar elementar zərrəciklərin və bütövlükdə maddənin tam kifayət dərəcədə dəqiq quruluşundan irəli gələrək nəzəri hesablanı bilər. Yüksək temperaturlarda qazların entalpiya və istilik tutumlarının hesablanmasında, o zaman ki, qaz şəkilli maddə ilə enerjinin udulması molekulların irəliləmə hərəkəti, mürəkkəb molekulların fırlanma hərəkəti, molekullar daxilində atomların titrəyişli hərəkəti nəticəsində artması baş verir və enerjinin atomlarının elektron örtüklərinin oyadılmasına, yüksək temperaturlu plazma halında isə ( $-10^6\text{°C}$ ) nüvə strukturlarının (termonüvə reaksiyaları) oyadılmasına sərf olunur. Bütün enerji sərfələrini cəmləyərək ümumi şəkildə qazın istilik tutumunun tənzimliyini aşağıdakı kimi ifadə etmək olar:

$$c_p = R + c_i + c_f + c_t + c_e + c_n,$$

burada  $P$  - qaz sabiti;  $c_i$  - irəliləyiş hərəkətinin istilik tutumu;  $c_f$  - Maksvelə görə fırlanma hərəkətinin istilik tutumu;  $c_t$  - Plank-Eynşteynə görə molekulun daxilində titrəyişli hərəkətin istilik tutumu;  $c_e$  - elektronların oyadılmasına gedən istilik tutumu hissəsi;

$C_n$  - nüvənin oyardılmasına gedən istilik tutumu hissəsidir.

Hesabatlarda əlverişlilik üçün istilik tutumunun temperatur funksiyalarını aşağıdakı tənliklərlə ifadə edirlər;

və ya

$$\left. \begin{aligned} c_p &= a + bT + cT^2 + dT^3 \\ c_p &= a + bT + c'T^{-2} \end{aligned} \right\}$$

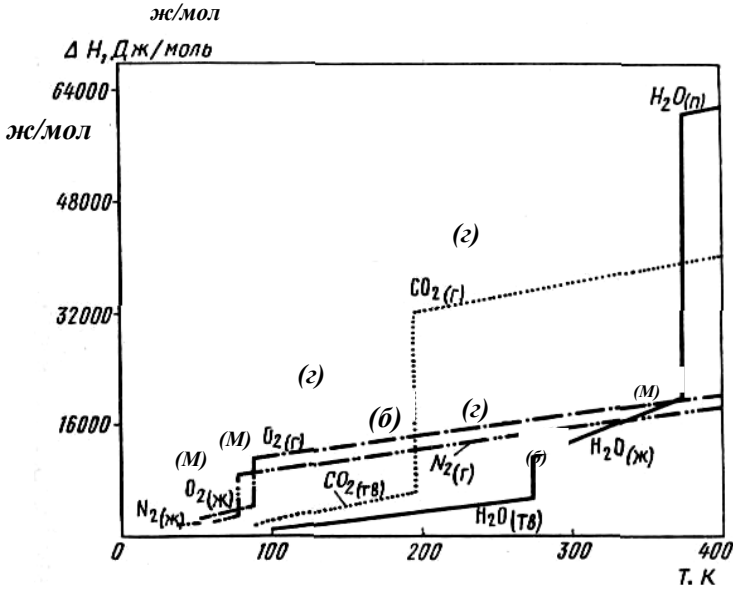
Entalpiyaların hesablanması üçün lazım olan bu tənliklərin əmsalları məlumat-sorğu kitablarında göstərilir. Temperaturdan asılı olaraq bəzi qazların entalpiyalarının dəyişməsi şəkil göstərilmişdir.

Metallurji və termodinamiki hesablamalarda  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  -dən hesablanan entalpiyanın mütləq qiymətlərindən istifadə etməyə xüsusi ehtiyac yoxdur. Daha əlverişli və daha müəyyən olunmuş digər hesablama səviyyəsini qurmaq olar, belə ki, real hesablamalarda yalnız bir haldan digərinə keçidinin entalpiyasının fərqləri maraqlıdır.

Hesablamanın belə şərti səviyyəsinə görə standart şərtlər qəbul olunmuşdur:

$T = 298,15^{\circ}\text{C} = 25^{\circ}\text{C}$   $p = 1,013 \cdot 10^5 \text{ Pa}$  (normal atmosfer təzyiqi 760 mm.c.st.).





Şəkil.1.4. Temperaturdan asılı olaraq qazların entalpiyalarının dəyişməsi

Standart entalpiyalar fərqi olacaqdır

$$\Delta H^\circ = H^\circ - H_0 = \sum_{i \rightarrow 1}^K \int_0^{298,15} c_p^{(i)} dT + \sum_{i \rightarrow 1}^K \Delta H_{i\varphi}$$

burada  $H^\circ$  - tənliylə hesablanmış standart şəraitdəki entalpiya;

$H_0$  - mütləq sıfırdakı entalpiyadır.

Standart entalpiyaları maddənin 1 mol-u üçün hesablayırlar və kC/mol ilə ifadə edirlər. Hesablamaları sadələşdirmək üçün aşağıdakı fərziyyələr irəli sürülmüşdür.

1. Standart şəraitdə dayanıqlı vəziyyətdə sadə maddələrin standart entalpiyalarının fərqi sıfıra bərabər qəbul olunur.

Məsələn,  $\Delta H_{H_2}^0 = 0$ ,  $\Delta H_H^0 = 217,9 \text{ kC/mol}$ -dur, belə ki, standart şəraitlərdə hidrogen molekul şəklində  $H_2$  dayanıqlıdır, lakin atomar hidrogen almaq üçün enerji sərf etmək lazımdır, yəni 1 mol atomar hidrogenə entalpiyanı 217,9 kC/mol qədər artırmaq lazımdır.

2. Mürəkkəb maddələrin standart entalpiyaları fərqi standart şəraitlərdə dayanıqlı vəziyyətlərdə sadə maddələrdən onların yaranma reaksiyalarının istilik effektinin ( $-\bar{Q}_p$ ) əks işarəsinə bərabərdir.

Ekzotermik reaksiya üçün reaksiyanın istilik effekti ( $\bar{Q}_p$ ) sıfırdan böyükdür, lakin o haldakı enerji entalpiyanın azalması nəticəsində ayrılır, onda  $\Delta H < 0$ . Endotermik reaksiyalar üçün ( $\bar{Q}_p$ ) sıfırdan kiçikdir, lakin entalpiyalar fərqi  $\Delta H > 0$ , belə ki, udulmuş enerji sistemin entalpiyasını artırır. Məsələn,

$$\Delta H_{H_2O}^0 = -285,83 \text{ kC/mol};$$

$$\Delta H_{NO}^0 = +91,26 \text{ kC/mol}$$

Hal-hazırda hesablamalarda istilik effektlərindən istifadə etmərlər və sorğu ədəbiyyatlarında yalnız entalpiyalar fərqi haqqında məlumat verilir. Sistemdə kimyəvi reaksiya apararkən onun entalpiyasının dəyişmələrini aşağıdakı kimi

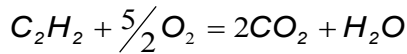
### Qaynağın metallurgiyası

hesablayırlar: ilkin məhsulların standart entalpiyalar fərqi mənfi işarəsilə, reaksiyanın son məhsullarını isə müsbət işarəsilə göstərirlər. Məsələn, asetilenin yanma reaksiyasının entalpiyalarının fərqi sorğu ədəbiyyatlarına əsasən aşağıdakı kimi müəyyən edirik:

$$\Delta H_{C_2H_2}^{\circ} = 226,75; \Delta H_{H_2O_p} = -241,82;$$

$$\Delta H_{CO_2}^{\circ} = -393,51 \text{ kC/mol}$$

Asetilenin yanma reaksiyasının tənliyini yazaq:



$$\Delta H_{reak}^{\circ} = -226,75 - 0$$

$$- 2 \cdot 393,5 - 241,82 = -1255,57 \text{ kC 1 mol } C_2H_2 \text{ üçün}$$

Əgər standart şəraitdən fərqli şəraitlərdə hər hansı kimyəvi reaksiyanın entalpiyaları fərqi hesablamaq lazımdırsa, onda entalpiyalar fərqi temperaturdan asılılığını nəzərə almaq zəruridir. Bunu aşağıdakı tənliklər üzrə etmək olar:

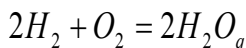
qaz şəkilli maddələr üçün

$$\Delta H_t = \Delta H^{\circ} + \sum n \int_{298,15}^T c_p^{(q)} dT,$$

burada  $\sum n$  - reaksiyaya girən maddələrin əmsallarının cəmi, ilkin məhsullar mənfi işarəsilə götürülmürlər;  $c_p^{(q)}$  - verilən

maddənin temperaturdan asılı olaraq istilik tutumudur (sorgu kitabından götürülür).

Məsələn, hidrogenin yanma reaksiyası üçün yazmaq olar:



$$\Delta H_T = \Delta H^0 - 2 \int_{298,15}^T c_p^{H_2} dT - \int_{298,15}^T c_p^{O_2} dT + 2 \int_{298,15}^T c_p^{H_2O} dT$$

Standart şəraitlərdə maye və ya bərk vəziyyətdə olan maddələr üçün sistemin qızdırılmasını nəzərə almaqdan başqa

$\left( \int_{298,15}^T c_n dT \right)$ , aqrekat və faza vəziyyətlərinin ( $\Delta H_{\pm}$ )

dəyişməsinə enerjinin udulmasını şamil etmək zəruridir. Bu halda tənlik daha mürəkkəb olacaqdır:

$$\Delta H_T = \Delta H^0 + \sum_H \int_{298,15}^T c_n dT + \sum_H \Delta H_{\pm}$$

burada  $\Delta H_{\pm}$ - ilkin məhsullar üçün mənfə, son məhsullar üçün isə müsbət işarəli nəzərə alırlar.

Bir çox maddələr üçün istilik tutumu ilə inteqrallar hesablanıb və müxtəlif temperaturlar üçün  $(H_T - H_{298,15}^0)$  qrafikası ilə cədvəl şəklində sorgu ədəbiyyatında göstərilmişdir.

**Standart şəraitlərdə bəzi maddələrin entalpiyaları fərqinin qiymətləri**

Maddə	$\Delta H^\circ$ , kC/mol	Maddə	$\Delta H^\circ$ , kC/mol	Maddə	$\Delta H^\circ$ , kC/mol
H <sub>2q</sub>	0,00	FeO <sub>kr</sub>	-263,68	CH <sub>4</sub> ə	-74,85
H <sub>q</sub>	+217,98	Fe <sub>3</sub> O <sub>4kr</sub>	1117,71	C <sub>2</sub> H <sub>6</sub> ə	-84,67
H <sub>2</sub> O <sub>B</sub>	-241,81	CuO <sub>ku</sub>	-859,30	C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> ə	-103,90
H <sub>2</sub> O <sub>m</sub>	-285,83	TuCl <sub>m</sub>	-800,00	C <sub>4</sub> H <sub>10</sub> ə	-124,70
CO <sub>q</sub>	-110,50	TuO <sub>2pyr</sub>	-943,9	C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> ə	+52,28
CO <sub>2q</sub>	-393,51	MgCl <sub>2kr</sub>	-641,83	C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> ə	+226,75

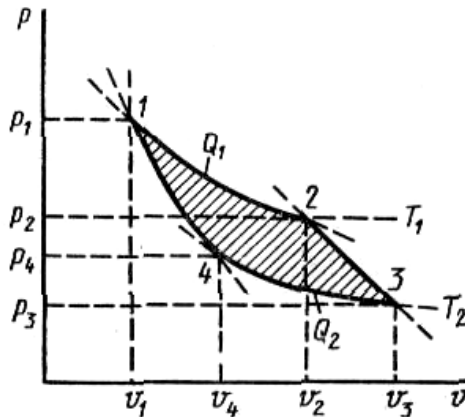
**1.3. Termodinamikanın ikinci qanununun qaynaq proseslərinə tətbiqi**

Hələ M.V.Lomonosov tərəfindən əvvəlcədən deyilmiş termodinamikanın ikinci qanunu, Klauzius və Helmholtz (1850-1851) tərəfindən XIX əsrin ortalarında qəti müəyyən olunmuşdur. O, termodinamiki sistemlərdə öz-özünə gedən proseslərin yaranmasını müəyyən etməyə imkan verir və belə formalaşdırılır: istiliyin qızmış cisimdən soyuğa öz-özünə keçidi zamanı istilik enerjisinin bir hissəsi işə çevrilə bilər. S. Karnonun istilik maşınının ideal tsiklinin tədqiqi istilik enerjisi hesabına iş almaq üçün şəraiti müəyyən etməyə və bununla

termodinamikanın ikinci qanununu formalaşdırmağa imkan vermişdir. Karno tsikli iki izoterm və iki adiabat arasında baş verir (şəkil 8.2), özü də proseslərin tam dönən olduğu ehtimal olunur.

Vəziyyətin parametrlərinin dəyişməsinə, işin və istiliyin ayrı-ayrı proseslərdə əhəmiyyətini hesablayaraq, göstərmək olar ki, aparılmış tsikl nəticəsində 1, 2, 3, 4, 1 sahəsinə bərabər, tsikllə çəkilməmiş, öz növbəsində (1-2 sahəsində) götürülmüş  $Q_1$  və (3-4 sahəsində) verilmiş  $Q_2$  istiliklərinin fərfinə bərabər iş alınmışdır. Riyazi olaraq bunu tənliklə ifadə etmək olar:

$$A_m = Q_1 - Q_2 = P \left[ \ln \left( \frac{u_2}{u_1} \right) \right] (T_1 - T_2)$$



**Şəkil 6.** *p-v* koordinatlarında Karno tsikli

$T_1$  temperaturu ilə mühitdən götürülmüş, istiliyə alınmış işi aid edərək tsiklin termiki f.i.ə. anlayışını daxil edək:

$$\eta_m = (Q_1 - Q_2)/Q_1 = A_m/Q_1 = (T_1 - T_2)/T_1$$

Bunun nəticəsi olaraq, işin alınması prosesi istiliyin daha çox qızmış cisimdən ( $T_1$ ) daha az qızmışa ( $T_2$ ) köçürülməsi ilə müşayiət olunur. Ona görə də ikinci cinsli «perpetuum mobile» mümkün deyildir, belə ki, o, işi, yalnız  $T = \text{const}$  olduqda əhatə edən sahənin temperaturunun aşağı salınması nəticəsində yaratmalıdır. Bunun nəticəsində belə qurğunun f.i.ə sifirə bərabər olacaqdır.

Beləliklə, termodinamikanın ikinci qanunu aşağıdakı kimi formalaşdırılır: dövrü hərəkət edən maşını qurmaq olmaz, o yalnız işi yerinə yetirə bilər və istilik rezervuarını soyudara: işə, yalnız öz-özünə qızmış cisimdən soyuğa keçən istiliyin bir hissəsini çevirmək olar.

Əgər Karno tsiklini əks istiqamətdə aparsaq, onda istilik, xarici enerjinin (soyuducu tsikl) sərfiyyatı nəticəsində soyuq cisimdən qızdırılmış keçəcəkdir. İstilik, öz-özünə soyuq cisimdən qızdırılmış keçə bilməz.

Alınmış nisbətləri, termodinamiki sistemlərdə baş verən molekulyar proseslərə tətbiq etməyi sınayaq.

Karno tsiklinə iki sonsuz yaxın izotermlər arasında baxaq. Bu halda belə tsiklin termiki f.i.ə. sifirə yaxınlaşacaqdır.

Bu ifadədən  $T$  temperaturunda sistemə verilən  $Q$  istiliyini müəyyən etmək olar:

$$Q = T \partial A / \partial T$$

Alınmış ifadə dönən proseslər üçündür. Dönən buxarlanma prosesini təsəvvür edək bu halda maye buxara keçərək, mayenin doymuş buxarının təzyiqi ilə yüklənmiş porşen yerdəyişmə edərək genişlənmə işini sabit  $T$  temperaturunda görəcəkdir. Əgər silindr porşenlə bağlı olmazdysa, onda buxarlanma prosesi dönməyən yerinə yetirilərdi, belə ki, buxarın molekulları ətraf mühitə diffuziya edərdi.

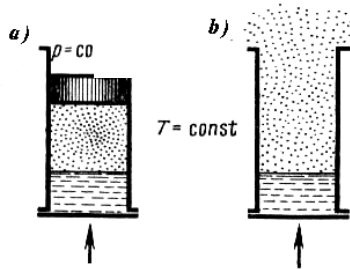
Buxarlanmanın dönən prosesinin işi aşağıdakı tərzdə müəyyən oluna bilər:

$$A = n(u_{\delta} - u_m)$$

Belə ki, doymuş buxarın xüsusi təzyiqi- temperaturun funksiyasıdır, onda yazmaq olar:

$$\partial A / \partial T = (\partial n / \partial T)(u_{\delta} - u_m)$$

(mayenin və buxarın həcmələrinin temperaturdan asılı olaraq dəyişməsinə nəzərə almırıq).



**Şəkil 8.3. Buxarlanmanın dönən (a) və dönməyən (b) prosesləri**



Alınmış ifadəni (8.18)-də yerinə qoyaraq, eyni zamanda  $Q$  -nü buxarlanmanın istiliyi ilə əvəz edərək  $\Delta H$  alarıq.

$$\Delta H = T(\partial\pi/\partial T)(u_g - u_m)$$

Bu (8.19) tənliyi Klauzius-Klapeyron tənliyi adı daşıyır və faza çevrilişlərini-ərimə, sublimasiya, bərk halda polimorf çevrilişləri öyrənmək üçün böyük əhəmiyyətə malikdir.

Ümumi şəkildə bu tənliyi belə yazmaq olar:

$$\Delta H_q = T(\partial\pi/\partial T)\Delta u_q$$

Buxarlanma üçün Klauzius-Klapeyron tənliyini bəzi fərziyyələrlə həll etmək olar:

1). Buxarın həcmi ilə müqayisədə mayenin həcmnin kiçiklikliyinə görə nəzərə almamalı;

2). Təxminən hesab etməli ki, doymuş buxar qazın hal tənliyinə tabe olur ( $u = PT/\pi$ ) . Onda yazmaq olar:

$$\Delta H = T(\partial p/\partial T)PT/p = PT^2 \partial(\ln p)/\partial T$$

(8.21) tənliyini müxtəlif dərəcələrdə yaxınlaşma ilə həll etmək olar.

1. Ehtimal olunur  $\Delta H = coons$  onda

$$\ln p = -\Delta H/(PT) + C$$

2. Temperatur sırası şəklində  $\Delta H$  qiymətini veririk:

$$\Delta H = \Delta H_o + aT + bT^2$$

İntegralladıqdan sonra aşağıdakı tənliyi alırıq:

$$\ln p = -\Delta H_0 / (PT) + (a/P) \ln T + (b/P) T + C$$

Tənliyin bu formasında doymuş buxarın təzyiqinin temperaturdan asılılıqları bir çox maddələr üçün yaxşı uyğun gəlir. Hesablama üçün bəzi nəticələr cədvəl 8.2-də göstərilmişdir.

Qaynağın yüksək temperaturlu proseslərində qaynaqlanan metalın doymuş buxarının təzyiqi vannə üzərində tamamilə əhəmiyyətli dərəcədə ola bilər. 8.2 cədvəlinin nəticələrinə görə buxarlanmada doymuş buxarın təzyiqindən başqa qaynama temperaturunu və ya entalpiyaların fərqi tapmaq olar.

**Cədvəl 8.2**

**Bəzi metalların doymuş buxarının təzyiqini hesablamaq üçün verilənlər**

Maddə	(8.24) tənliyində əmsalların qiymətləri				Temperatur intervalı, K
	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>б</i> ·10 <sup>3</sup>	<i>д</i>	
<i>Al<sub>m</sub></i>	-16450	-1,023	–	14,484	1200...2800
<i>Cr<sub>m</sub></i>	-15700	–	–	10,804	<i>T<sub>я...Т</sub> гайнама</i>
<i>Сu<sub>m</sub></i>	-17650	-1,273	–	15,514	»
<i>Фe<sub>m</sub></i>	-20150	-1,27	–	16,104	»
<i>Mə<sub>m</sub></i>	-7610	-1,02	–	13,734	»
<i>Mn<sub>m</sub></i>	-15240	-3,04	–	19,44	»
<i>Mo<sub>m</sub></i>	-32150	-0,045	0,27	12,364	2900...3500
<i>Hu<sub>m</sub></i>	-18000	–	–	10,294	<i>T<sub>я...Т</sub> гайнама</i>

**Qaynağın metallurjiyası**

$Cu_m$	-17100	-1,022	–	14,434	»
$Ti_m$	-22100	–	–	11,259	»
$W_{\text{BAPK}}$	-4200	-0,46	0,164	11,954	2000...3500
$\mathcal{E}H_M$	-6670	-1,126	–	14,124	$T_{\text{Я...T}} T_{\text{ээйнама}}$

**Qeyd:**  $Al$  üçün temperatur intervalı 1200...2800°C,  $Mo_M$  - 2900...3500 °C,

$W = -2000... 3500$  °C, qalan maddələr üçün -  $T...T$  .

Məsələn, cədvəl 8.2-nin və (8.24) tənliyinin nəticələrindən istifadə edərək xromun qaynama temperaturunu normal təzyiqdə ( $1,013 \cdot 10^5 \cdot Pa$ ) və vakuumda qalıcı təzyiqdə  $1,33 \cdot 10^{-4} Pa$  ( $10^{-6} \text{MM.C.CM.}$ ) müəyyən etmək olar, onlar uyğun olaraq 2707,6 və 1069 K-yə bərabərdirlər.

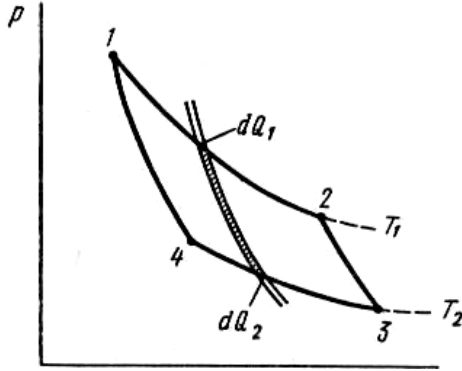
Misin entalpiyalarının fərqi cədvəl 8.2-dən istifadə edərək temperaturun funksiyası kimi müəyyən etmək olar.

$$\Delta H = 337800 - 24,362T \text{C/M/M}$$

Karno tsiklinə iki sonsuz yaxın adiabatlar arasında baxaq (şəkil 8.4). Bu elementar tsiklin işi həmçinin sonsuz kiçik olacaqdır, lakin termiki f.i.ə. kifayət qədər yüksək ola bilər.

$$\oint \partial Q/T = 0$$

Bunun nəticəsində, hər hansı dönmə aparılmış tsikldə  $\partial Q/T$  kəmiyyətinin bütün dəyişiklikləri son yekunda sıfıra bərabərdir.



**Şəkil 8.4. Sonsuz yaxın adiabatlar arasında Karno tsikli.**

Ostrogradskinin teoreminin xüsusi halını ifadə edən Qrin teoreminə görə əgər kontur boyu inteqral sifıra çevrilirsə, inteqralaltı ifadəni həmin parametrlərdən ayrı funksiyanın tam differensialı ilə əvəz etmək olar. Klauzius həmin  $(P, u, T)$  parametrlərindən yeni funksiya anlayışını irəli sürmüşdür, onu  $C$  ilə işarə etmişdir və entropiya adlandırmışdır, həmin şərtə əsasən

$$\partial C = \partial Q/T \text{ və ya } \partial Q = T\partial c$$

Bu funksiyaadan istifadə edərək, (8.28) tənliyini aşağıdakı şəkildə yazmaq olar:

$$\oint \partial c = 0,$$

yəni, dönən tsikli apararkən sistemdə entropiyanın dəyişməsi sifıra bərabərdir (nəticə dönən tsikllərin bütün hallarına şamil edilir). Əgər tsikl dönən deyilsə, onda iş, həmin

şəraitlərdə aparılmış dönmən tsikllərdə olduğundan az olacaqdır.

Nəticədə, əvvəlki yenidən yaranmalara analogi olanlardan sonra ayrı nəticəyə gələcəyik:

$$\oint_{\text{deformasiya}} \frac{\partial Q}{T} > 0; \quad \oint_{\text{döyül ö}} \frac{\partial Q}{T} = 0,$$

yəni, dönməyən tsikl apardıqda entropiyanın dəyişməsi sıfırdan böyük olacaqdır və ya sistemin entropiyası artır.

Entropiyanın yüksəlişi sistemdə dönməyən proseslərin olmasını göstərir; tarazlıqda  $C$  maksimal qiymətə cəhd edir, yəni o vaxt ki, bütün dönməyən proseslər qurtaracaqlar. Entropiyanın müəyyən olunmasından yazmaq olar:

$$\partial c = \frac{\partial Q}{T} = \frac{\partial U}{T} + p \partial u \partial d$$

$$\text{və ya } U = \text{const} \quad \text{və } T = \text{const}$$

$$\partial c \rightarrow 0; \quad c \rightarrow c_{\max}$$

yəni, entropiyanın maksimal qiymətə can atması ( $ds > 0$  ekstremum şərtləri), sistemin tarazlığa yaxınlaşmasını göstərir.

Entropiya- tamamilə informativ funksiyadır, o, yalnız prosesin parametrlərindən ( $P, v, T$ ) deyil, həm də bu prosesdə iştirak edən sistemlərin xassələrindən asılıdır.

Entropiyanın temperaturdan asılılığını ideal qazın molu üçün müəyyən etmək hər şeydən asandır. Şərtə görə

$$\partial c = \frac{\partial Q}{T}$$

Termodinamikanın birinci qanununun tənliyindən istifadə edərək  $\partial \Gamma$  -nü əvəz edirik:

$$\partial c = \partial U/T + n\partial u\partial$$

İdeal qaz üçün  $\partial U = c_v \partial T$ , Klapeyron-Mendeleyevin hal tənliyinə görə  $n = PT/U$  əvəz edərək, alırıq

$$\partial c = c_v \partial T/T + P\partial u \partial$$

Mütləq sıfırdan  $T$  -dək hədlərində inteqralladıqdan sonra alırıq

$$s_T = s_o + c_v \ln vT + Plnv ,$$

burada  $c_T - T$  temperaturunda ideal qazın molunun entropiyası;  $c_o$  - entropiya sabiti (və ya  $0^\circ\text{C}$  olduqda  $S = 0$ );  $c_v - U = COHCN$  olduqda, qazın molyar istilik tutumu;  $v$  - qazın molyar həcmidir.

tənliyindən görünür ki, entropiya temperaturun, təzyiqin funksiyasını ifadə edir (molyar həcmdən), lakin, o, həmçinin,  $v$ , kəmiyyətindən asılıdır. İdeal qazın istilik tutumu molekulların düzülüşündən asılıdır: bir atomlu qaz üçün  $c_v = (3/2)P$ , lakin iki atomlu qaz üçün hərəkətin sərbəstlik dərəcəsinin yüksəlməsinə görə o,  $c_v = (5/2)P$ -ə bərabər olacaqdır. Beləliklə, hətta, ən sadə halda entropiya sistemi təşkil edən zərrəciklərin düzülüşünü əks etdirir. Real maddələr üçün, onların temperaturu dəyişdikdə faza çevrilişləri mövcud olur, entropiya hər bir çevrilişdə dəyişməlidir. Onun dəyişməsinə aşağıdakı düstur ilə müəyyən etmək olar.

$$\Delta C = H_{\gamma} / T_{\gamma},$$

burada  $\Delta H_{\gamma}$ - faza vəziyyətinin dəyişməsində entalpiyanın dəyişməsi;  $T_{\gamma}$  - çevrilişin temperaturudur.

Real maddələrin entropiyası üçün hesabi tənlik tamamilə mürəkkəbləşir, belə ki, o, sistemin hər bir faza vəziyyəti üçün faza vəziyyətlərinin və istilik tutumunun temperatur asılılıqlarının dəyişməsini nəzərə almalıdır. Ümumi şəkildə onu aşağıdakı tənliklə ifadə etmək olar:

$$\begin{aligned} \Rightarrow C_T = C_o + \int_0^{T_{\gamma\alpha}} \frac{c_n^{(\alpha)} \partial T}{T} + \frac{\Delta H_{\gamma\alpha}}{T_{\gamma\alpha}} & \\ + \int_{T_{\gamma\alpha}}^{T_{\gamma\beta}} \frac{c_n^{(\beta)} dT}{T} + \frac{\Delta H_{\gamma\beta}}{T_{\gamma\beta}} + & \\ + \int_{T_{\gamma\beta}}^{T_{\text{əai}H\text{ama}}} \frac{c_n^{(\text{ж})} \partial m}{T} + \frac{\Delta H}{T} + \int_T^{T'} \frac{c_n^{(\text{э})} \partial T}{T}, & \end{aligned}$$

burada  $C_n$ - verilən faza vəziyyətində maddənin molyar istilik tutumu;  $\Delta H_{\gamma}$  - faza çevrilişlərinin entalpiyaları fərqi.

Entropiya temperaturdan, təzyiqdən və faza vəziyyətindən başqa verilən sistemdə maddənin konsentrasiyasından çox güclü asılıdır. Maddənin qatışıqda və ya məhlullarda konsentrasiya termodinamikada verilən sistemdə iştirak edən verilən maddənin mollarının sayının bütün maddələrin mollarının cəminə nisbəti ilə müəyyən olunan mol hissəsindən (payından) müəyyən olunur:

$$H_u = H_u / \sum \eta_i, \quad (8.35)$$

burada  $H_u$ - verilən komponentin mollarının sayı;  $N_u$ - onun mol payıdır.

Öz aralarında reaksiyaya girməyən iki ideal qazın qarışma prosesinə baxaq.  $A$  arakəsməsi ilə ayrılmış həcmə iki hissəsində  $H_1$  mol birinci və  $H_2$  mol ikinci qaz yerləşir. (şəkil 8.5,a).

Əgər  $A$  arakəsməsini kənarlaşdırsaq (şəkil 8.5,b), onda diffuziya nəticəsində qazların qarışması baş verəcəkdir və hər hansı komponentin hər bir mol qazına qatışığın ümumi həcmənin bir hissəsi  $B_o$  düşəcəkdir.

$$B_o = U \sum H_u; \quad U_u = U \sum H_u / H_u$$

Nəticədə, qatışıqda  $i$  komponentinin hər hansı molunun entropiyası aşağıdakı kimi ifadə oluna bilər

$$C_T^1 = C_o + c_u \ln vT + Plnu \sum H_u / H_u .$$

$C_T^1$  ifadəsini aşağıdakı tərzdə yenidən yazırıq:

$$C_T^1 = (C_o + c_u \ln T + Plnu) - PlnN_u ,$$

burada  $H_u = H_u / \sum H_u$ - qatışıqda verilən maddənin mol payıdır (azalan-istilik, çıxılan-konsentrasiya hissəsidir).

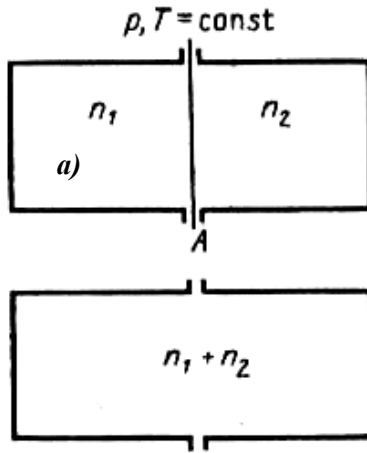
Alınmış ifadə çox vacib anlayışı, maddənin səpələnməsini və ya dissipasiyasını müəyyən edir, belə ki, əgər  $H_u \rightarrow 0$ , onda entropiya sonsuzluğa əvvəl can atır, yəni



verilən qatışıqdan təmiz halda maddənin ayrılması ancaq çox böyük enerji sərfində mümkün olacaqdır və bu da berillium, ittrium və b. bu kimi təmiz şəkildə «səpələnmiş» metalların ayrılmasında nəhəng çətinliklər yaradır.

Entropiyanın qiymətinə təsir edən çoxlu sayda amillər, müxtəlif maddələr üçün entropiyanın cədvəl qiymətlərinin standartlaşması zərurətini doğurur.

Standart şəraitlərdə ölçülmüş təmiz maddələrin entropiyalarının qiyməti  $C \cdot \text{mol}^{-1} \cdot K^{-1}$  ilə cədvəlləşirlər. ( $T=298,15^\circ\text{C}$   $P=1,13 \cdot 10^2 \text{P}_5$ ) Bir sıra maddələrin entropiyalarının qiyməti cədvəl 8.3-də göstərilmişdir.



*Şəkil 8.5. İki qazın qarışmasından əvvəl (a), sonra (b) həcm*

Əgər proses, standart temperaturlardan ( $T = 298,15\text{C}$ ) fərqli temperaturlarda tədqiq olunursa, onda standart şərait

üçün cədvəllərdən götürülmüş entropiyaların qiymətini tənlik üzrə yenidən hesablamaq lazımdır

$$C_T^o = C_{298,15}^o + \sum \int_{298,15}^T \frac{c_n \partial T}{T} + \sum \frac{\Delta H_u}{T}$$

Faza çevrilişlərinə uğramayan qaz şəkilli maddələr üçün

$$C_T^o = C_{298,15}^o + \int_{298,15}^T \frac{c_n \partial T}{T}$$

Bir çox maddələr üçün entropiyaların qiyməti müxtəlif temperaturlarda hesablanmışdır və sorğu ədəbiyyatlarında  $(C_T^o - C_{298,15}^o)$  cədvəllərini tapmaq olar ki, bu da hesabı əhəmiyyətli dərəcədə sadələşdirir. Qaz qatışıqları üçün konsentrasiyaların nəzərə alınmasını

$$C_T^1 = C^o - P \ln H_u$$

tənliyi ilə aparmaq lazımdır.

Digər sistemlər üçün (məhlullar) aktiv konsentrasiyaları və aktivlik əmsallarını nəzərə almaq lazımdır.

**Bəzi maddələr üçün standart entropiyaların  $C_0$  qiymətləri**

Maddə	$C_0,$ <i>C/(mol·K)</i>	Maddə	$C_0,$ <i>C/(mol·K)</i>	Maddə	$C_0,$ <i>C/(mol·K)</i>
H <sub>q</sub>	114,6	C <sub>2</sub> O <sub>n</sub>	188,74	Fe <sub>kr</sub>	27,15
H <sub>0</sub>	130,6	C <sub>2</sub> O <sub>j</sub>	69,96	FeO <sub>krp</sub>	58,79
O <sub>q</sub>	160,95	C <sub>2</sub> O <sub>krp</sub>	39,33	Fe <sub>3</sub> O <sub>4kk</sub>	151,46
O <sub>2ə</sub>	205,03	C <sub>ap</sub>	5,74	Fe <sub>2</sub> O <sub>3kk</sub>	89,96
H <sub>2</sub>	153,04	CO <sub>2</sub>	197,4	Al <sub>krp</sub>	28,31
H <sub>2</sub>	191,5	CO <sub>2ə</sub>	213,6	Al <sub>2</sub> O <sub>3kk</sub>	50,94

**1.4. HİBS enerjisi və homogen sistemlərdə tarazlıq haqqında təlim**

8.2. bəndində baxıldığı kimi, entropiya termodinamiki funksiya kimi öz dəyişməsilə öz-özünə gedən proseslərin istiqamətini, həmçinin, sistemin tarazlıq vəziyyətinə can atmasını göstərə bilər:

$$U = const \quad u = const \text{ olduqda}$$

$$\partial c \rightarrow 0; \quad C \rightarrow C_{max}$$

Fiziki-kimyəvi proseslər üçün daxili enerjinin sabitliyi şərti çox əlverişsizdir, belə ki, kimyəvi reaksiyalar və ya faza çevrilişlərində o, qaçılmaz dəyişir.

Metallurji proseslərin əksəriyyəti sabit təzyiq və temperaturda baş verir, ona görə də metallurji proseslərin tarazlığı şərtini tədqiq etmək üçün  $\mathcal{E}$  funksiyasından- Hibs enerjisindən istifadə edəcəyik, onu müəllif özü termodinamiki potensial adlandırmışdır:

$$\left. \begin{aligned} \mathcal{E} &= U - Tc + nB \\ \partial\mathcal{E} &= \partial U - T\partial c - c\partial T + n\partial u + u\partial n \end{aligned} \right\}$$

Belə ki,  $T\partial c = \partial Q = \partial U + n\partial u$  bu qiyməti yerinə qoysaq alarıq

$$\partial\mathcal{E} = -c\partial T + u\partial n$$

Nəticədə, döənən proses üçün  $T = \text{const}$   $n = \text{const}$  şərtində

$$\partial\mathcal{E} \rightarrow 0; \quad \mathcal{E} \rightarrow \mathcal{E}_{\text{MUH}}$$

Hibs enerjisinin  $G$  minimal qiymətdə də olması, sabit temperatur və sabit təzyiqdə sistemin tarazlığa yaxınlaşdığını (ekstremum şərti) göstərir, yəni metallurji prosesləri tədqiq etmək üçün münasib şərtlərdə metallurji proseslərin öyrənilməsi üçün  $G$  funksiyasının geniş tətbiqi onun bəzi əlavə tətbiqini tələb edir.

Döənən proses və ya tarazlıq üçün xüsusi törəmələrinin qiyməti aşağıdakı kimi olacaqdır:

$$\left. \begin{aligned} \partial\mathcal{E} &= -c\partial T + u\partial n \\ \left(\frac{\partial\mathcal{E}}{\partial T}\right)_n &= -c; \left(\frac{\partial\mathcal{E}}{\partial n}\right)_T = u \end{aligned} \right\}$$

Beləliklə, Hibs enerjisi entropiya kimi 1 mol maddə üçün hesablanıla bilər, verilən şərtlərdə  $\theta$  molyar həcmi ifadə edir.

Çoxlu komponentlərdən təşkil olunmuş sistemin Hibs enerjisi, onların konsentrasiyası və ya aktivliyindən, həmçinin, onlar arasında mümkün olan qarşılıqlı təsirdən asılı olacaqdır. Bu halda Hibs enerjisinin tam differensialı aşağıdakı kimi olacaqdır:

$$\partial\mathcal{E} = \left(\frac{\partial\mathcal{E}}{\partial T}\right)_n \partial T + \left(\frac{\partial\mathcal{E}}{\partial p}\right)_T \partial p + \left(\frac{\partial\mathcal{E}}{\partial H_1}\right) \partial H_1 + \left(\frac{\partial\mathcal{E}}{\partial H_2}\right) \partial H_2 + \dots,$$

Burada  $H_1, H_2$  və s. – sistemdə komponentlərin mollarının sayıdır.

Əgər  $(\partial\mathcal{E}/\partial H_u) = \mu_u$  xüsusi törəməsinin qiymətini yerinə qoysaq, yeni funksiya-  $P$  və  $T$ -dən asılı kimyəvi potensial, həmçinin, sistemin tərkibi və ya verilən komponentin aktiv konsentrasiyasını alarıq. Bu halda tarazlıq şərtini belə yazmaq olar:

$$\sum_{u=1}^K \mu_u \partial n_u = 0,$$

və ya kimyəvi reaksiyanın tənliyinin əmsallarını daxil edərək, yazmaq olar:

$$\sum_{j=1}^K \mu_{u_j} \nu_{u_j} = 0$$

Beləliklə, dönmə tarazlıq şərti sistemin sabit tərkibinə uyğun gəlməli və orada bütün dəyişikliklər qarşılıqlı kompensasiya olunmalıdır.

Baxılan funksiyaların termodinamiki sistemlər üçün nisbətini V.A. Kireyev tədərindən təklif olunmuş aşağıdakı sistem şəklində göstərmək rahatdır:

Entalpiya və ya enerji saxlama $H$		
Daxili enerji $U$		$PU$
$\tau_c$	Sərbəst enerji $F$	$PU$
$T_c$	Hibs enerjisi $\Theta$	

Adətən, Hibs enerjisini qısa ifadə edirik:

$$\Theta = H - T_c,$$

Belə ki,  $U+PU$  artıq məlum funksiyaları-entalpiyanı  $H$  ifadə edir (sxemə bax). Hibs enerjisini hesablamaq üçün termodinamikanın birinci qanunundan entalpiyaların hesabı (bax. 8.1 bəndi) və həm təmiz maddələrin, həm də qatışıqların entropiyalarının hesabı (bax. 8.2 bəndi) məlumdur, ona görə də Hibs enerjisinin dəyişməsinin köməyiylə tarazlığın hesabını aparmaq xüsusi çətinlik törətmir.

Təmiz maddələr üçün Hibs enerjisi  $\Theta = U - T_c$  olacaqdır, bu tənzimə daxil olan kəmiyyətləri məlum hesab etmək olar. Bu verilənlərdən istifadə edərək, faza çevrilişlərinin hesabını aparmaq olar, belə ki, tarazlıq şərti üçün Hibs enerjiləri öz aralarında bərabər olmalıdırlar, onlar arasındakı fərq isə sifira çevrilir:

$$\Delta \Theta = -\Theta_1 + \Theta_2 = 0$$

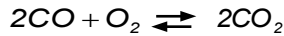
O sistem homogen adlanır ki, orada onu ayrı-ayrı hissələrə bölən

sərhədlər yoxdur və bu sistemi təşkil edən bütün maddələrin zərəcəkləri eyni istilik hərəkəti şəraitindədir. Belə sistemlər, məsələn, qaz qatışıqları və ya məhlullarından ibarətdir.

Tarazlığın ümumi şərti - Hibs enerjisinin dəyişməsinin sıfıra bərabər olmasıdır:

$$\partial \Theta = 0; \quad \Delta \Theta = 0$$

Tarazlığın hesablanmasına  $\text{CO}_2$  qazı mühzində qaynaqlamada yaranan karbon qazının dissosiasiyası nümunəsində baxaq:



Tarazlıq zamanı

$$\Delta \Theta = -2\Theta_{\text{CO}} - \Theta_{\text{O}_2} + 2\Theta_{\text{CO}_2} = 0$$

Lakin hər hansı taraz sistem müxtəlif qazların qatışıqlarından ibarətdir, onların entropiyalarının qiymətinə konsentrasiya təsir edəcəkdir:

$$C_T^1 = C_T - P \ln H_u,$$

və bu halda Hibs enerjisinin qiyməti

$$\Theta = H - Ts' = H - Ts + P \ln H_u$$

$$\Delta H_{\text{reak}} = -2H_{\text{CO}} - H_{\text{O}_2} + 2H_{\text{CO}_2};$$

$$\Delta C_{\text{reak}} = -2C_{\text{CO}} - C_{\text{O}_2} + 2C_{\text{CO}_2};$$

$$P \ln K_H = -2P \ln P T I_{\text{CO}} - P \ln H_{\text{O}_2} + 2P \ln P T I_{\text{CO}_2} =$$

$$= P \ln \left[ \frac{H_{\text{CO}_2}^2}{H_{\text{CO}}^2 H_{\text{O}_2}} \right]$$

$$K_H = \frac{H_{\text{CO}_2}^2}{H_{\text{CO}}^2 H_{\text{O}_2}}$$

burada  $K_H$  - molyar paylarla ifadə olunmuş tarazlıq konstantasıdır.

Ümumiləşdirilmiş ifadələri tənliyində yerinə qoyaq:

$$\left. \begin{aligned} \Delta \mathcal{G} &= \Delta H - T\Delta s + PT \ln K_H = 0 \\ \ln K_H &= -\frac{\Delta H}{PT} + \frac{\Delta C}{P} \end{aligned} \right\}$$

Tarazlıq konstantası  $K_H$  tarazlıq vəziyyətində reaksiyaya girən qazların molyar paylarının nisbəti ilə müəyyən olunur və mürəkkəb termodinamiki funksiya təşkil edir. Daha dəqiq desək, onu reaksiyaya girən qazların molyar payından yox, qazın molekulları arasındakı qarşılıqlı təsiri nəzərə alan fuqqitivlikdən  $f$  müəyyən etmək lazımdır. Kəfayət qədər yüksək temperaturalarda və kiçik təzyiqlərdə  $K_H$  və  $K_\phi$  arasında nəzərə çarpacaq fərq müşahidə olunmur.  $K_\phi$ -in qiymətləri sorğu verilənləri kimi xidmət edirlər:

$$K_\phi = F(p, T)$$

Əgər tarazlıq konstantasını reaksiyaya girən qazların parzial təzyiqi ilə ( $p_u = p_o H_u$ ) ifadə etsək, onda  $K_n$  və  $K_H$  arasında asanlıqla miqdarca əlaqə yaratmaq olar:

$$K_n = \frac{P_{CO_2}^2}{P_{CO}^2 P_{O_2}} = \frac{H_{CO_2}^2 P_o^2}{H_{CO}^2 P_o^2 H_{O_2} P_o} = K_H P^{-1},$$



Ümumi halda isə

$$K_n = K_H \Pi_o^{\sum H} = \varphi(T), \quad (8.46)$$

burada  $\sum n$ -reaksiyanın tənliyinin əmsallarının cəmidir, özü də ilkin maddələrin əmsalları mənfi işarəsilə götürülür (  $2CO + O_2 \rightleftharpoons CO_2$ :  $-2-1+2=-1=\sum H$ ).  $2HF$  reaksiyasında, onda tarazlıq konstantaları öz aralarında bərabərdirlər  $K_n = K_H$  və ölçüsüzdürlər, əgər  $\Pi_o = 1$  olarsa, onda bərabərlik qorunub saxlanılır, lakin  $K_n$ -də ölçülük yaranır, yəni  $\sum H$  dərəcəli təzyiq olur.

Tarazlıq konstantasını başqa kəmiyyətlərlə də ifadə etmək olar, məsələn, molyar konsentrasiyalar da (mol/l) və s. tarazlıq konstantasını qiymətindən istifadə edərək (termodinamik funksiyalar üzrə hesablanmış və ya təcrübi yolla tapılmış) taraz konsentrasiyalarını müəyyən etmək olar.

Hibs enerjisinin tədqiqi daha əlverişli fiziki şərtlərin verilən proseslərdə-  $T, n, C$ , yəni temperaturu, təzyiqi və konsentrasiyaların nisbətini müəyyən etməyə imkan verir.

Sabit temperatur və təzyiqdə  $\Delta \Theta$  Hibs təzyiqinin dəyişməsinə ixtiyari konsentrasiyalarda götürülmüş maddələr arasında dönən kimyəvi reaksiyalar üçün baxaq :

$$A + B \rightleftharpoons AB ;$$

$$\Delta \Theta = \Delta H - T\Delta S + PT \ln \left[ \frac{H_{AB}^1}{(H_A^1 H_B^1)} \right] = 0$$

Belə ki,  $H_{AB}^1, H_A^1, H_B^1$  taraz deyillər və ixtiyari konsentrasiyadırlar, onların nisbətini  $I = H_{AB}^1 / (H_A^1 H_B^1)$  işarə edək.

Elə bu kimyəvi reaksiya üçün tarazlıq şəraitində  $\Delta \mathcal{G}$  tənliyini yazaq:

$$\Delta \mathcal{G} = \Delta H - T\Delta S + PT \ln K_H = 0$$

Bu tənlikləri bir-birindən çıxırıq və  $T = \text{const}$  olduqda alırıq:

$$\Delta \mathcal{G} = PT \ln I - PT \ln K_H \quad (8.48)$$

Bu tənlik «kimyəvi reaksiyaların izotermi» adı daşıyır və dönən reaksiyaların tarazlıq şərtinə təsirini izləməyə imkan verir.

Həqiqətən, əgər  $H_{AB}^1 \rightarrow 0$ , onda  $I \rightarrow 0$ ;  $\ln I \rightarrow -\infty$  və onda  $\Delta \mathcal{G} = PT \ln I - PT \ln K_H \rightarrow -\infty$ ,

Yəni, reaksiya AB-nin yaranması tərəfə gedəcəkdir.

Əgər  $N_A^1 \rightarrow 0, I \rightarrow \infty$ , onda

$$\Delta \mathcal{G} = PT \ln I - PT \ln K_H \rightarrow +\infty,$$

Beləliklə, əgər  $\Delta G$  sifira bərabər deyilsə, onda reaksiya mümkündür, onun istiqaməti isə Hibs enerjisinin dəyişmə işarəsini göstərəcəkdir:

$\Delta G < 0$  olduqda, reaksiya sağa doğru gedir;

$\Delta G > 0$  olduqda, reaksiya sola doğru gedir.

Müxtəlif proseslər üçün Hibs enerjisinin dəyişməsinin müəyyən olunmasının zəruriliyi və onun sorğu ədəbiyyatında əks olunması çox rahat termodinamiki funksiyaların-Hibs «enerjisinin standart dəyişməsinin»- irəli sürülməsinə gətirib çıxarmışdır.

Əgər verilən temperaturda kimyəvi reaksiyaların «izo-termlərini» tənlikdə bütün ilkin konsentrasiyaları vahidə bərabər qoysaq, onda  $\mathcal{N}=1$ ;  $\mathcal{H}\mathcal{N}=0$  və

$$\Delta \mathcal{G}^{\circ} = PT \ln I - PT \ln K_H = -PPT \ln H$$

$\Delta \mathcal{G}^{\circ}$  Hibs enerjisinin standart dəyişməsi üçün tənliklərdən xüsusilə, əgər az dəqiqliyə malik təxmini hesablamalar yerinə yetirilsə, çox geniş istifadə oluna bilər.

Lakin  $\Delta H_{298,15}^{\circ}$  entalpiyalar fərqiinin standart qiymətindən və  $C_{298,15}^{\circ}$  entropiyaların qiymətindən fərqli olaraq, Hibs enerjisinin standart dəyişməsi temperaturun funksiyasını ifadə edir və  $\Delta C^{\circ}$  və  $\Delta C^{\circ}$ -dən müəyyən olunur, onların qiymətləri uyğun temperaturalara gətirilmişdirlər. Sorğu ədəbiyyatında bir çox maddələr üçün  $\Delta \mathcal{G}_{298,15}^{\circ}$ -in qiymətləri göstərilir. Bir çox proseslər üçün temperatur asılılıqlı tənliklərdən istifadə etmək əlverişlidir, onlar formaca termodinamikanın üçüncü qanunu əsasında alınmış nəzəri tənliklərlə üst-üstə düşürlər.

Sorğu ədəbiyyatında bir çox proseslər üçün Hibs enerjisinin standart dəyişmələrinin qiymətləri göstərilmişdir. Tənliyinin əmsallarının qiymətləri cədvəl 8.4-də göstərilmişdir.

Nəzərə alsaq ki, kimyəvi reaksiyaların tənlikləri və  $\Delta G^\circ$  kombinə oluna bilirlər, onda, hətta böyük olmayan sorğu verilənləri mürəkkəb hesablamalar aparmağa imkan verir.

Verilən prosesi üç prosesin cəmi kimi təsəvvür edirik (proseslərin nömrələri cədvəl 8.4-ə uyğun gəlir).

**Cədvəl 8.4.**

**Hibslərin enerjisinin standart dəyişməsi tənlikləri üzrə bəzi məlumatlar ( $D=0$ )**

№	Reaksiyanın tənliyi	$\Delta G^\circ, C$			Temperatur intervalı
		A	B	C	
1	$H_2 + (1/2)O_2 \rightleftharpoons H_2O_{\text{qay}}$	-246202	–	54,758	298...2500
2	$C_b + 2H_2 \rightleftharpoons CH_4$	-69900	50,578	-59,356	298...1500
3	$C_b + (1/2)O_2 \rightleftharpoons CO$	-111603	–	-87,57	298...2500
4	$C_b + O_2 \rightleftharpoons CO_2$	-393756	–	-0,836	298...2500
5	$MH_m + (1/2)O_2 \rightleftharpoons MHO_m$	-398722	–	82,01	1500...2051

Reaksiya gedən sistemdə təzyiqliyi qeyd edirik və temperaturla tarazlıq konstantası arasındakı asılılığı tapırıq.

Əvvəllər müəyyən olunmuşdur ki,  $(\partial \Delta G^\circ / \partial T)_n = -C$ , bu bizə aşağıdakını yazmağa imkan verir:

$$\left[ \frac{\partial (\Delta G^\circ)}{\partial T} \right]_n = -\Delta C$$

$$\Delta G^\circ = -RT \ln K_n = \Delta H - T\Delta C$$

və ya

$$\left[ \frac{\partial(\Delta\mathcal{G}^\circ)}{\partial T} \right]_n = -PP\pi'_H - PP \left[ \frac{\partial(\ln K_H)}{\partial T} \right]_n = -\Delta C$$

tənliyindən xüsusi törəmənin qiymətini tapırıq.  $(-\Delta S)$ -in qiymətini Hibs standart enerjisinin tənliyində yerinə qoyuruq:

$$\Delta\mathcal{G}^\circ = \Delta H - T\Delta S = \Delta H + T \left\{ -P \ln K_H - PT \left[ \frac{\partial(\ln K_H)}{\partial T} \right]_n \right\} = -PPT \ln K_H$$

və yaxud

$$\Delta\mathcal{G}^\circ = \Delta H - P \ln K_H - PT^2 \left[ \frac{\partial(\ln K_H)}{\partial T} \right]_n = -PPT \ln K_H$$

Tənliyi ixtisar edərək,  $n = \mathit{const}$  olduqda, alırıq:

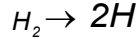
$$\left[ \frac{\partial(\ln K_H)}{\partial T} \right]_n = \frac{\Delta H}{PT^2}$$

Bu tənlik «kimyəvi reaksiyaların izobarı» adı daşıyır və temperaturla tarazlıq konstantasının törəməsi arasında əlaqə yaradır, onun işarəsi  $\Delta H$  entalpiyalar fərqi üçün işarəsilə müəyyən olunur, yəni, o, ekzo və endotermiki reaksiyalar üçün müxtəlif olacaqdır. Məlumdur ki, iki atomlu qazlar yüksək temperaturda şəraitində dissosiasiya edirlər:

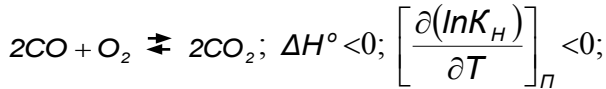
$$H_2 \rightleftharpoons 2H ; \Delta H^\circ > 0; \left[ \frac{\partial(\ln K_H)}{\partial T} \right]_n > 0;$$

$$K_H = \frac{H_H^2}{H_{H_2}} = F(T)$$

Bunun nəticəsində, temperaturun artması ilə tarazlıq konstantası yüksələcəkdir, belə ki, onun sürətində dissosiasiya məhsulları yerləşir və onda dağılmada (düşmə) artacaqdır:

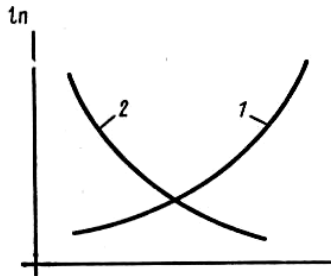


Qrafiki olaraq bu, şəkil 8.6-da 1 əyrisilə göstərilmişdir. Əgər karbon qazının yaranma reaksiyasının tarazlığının yerdəyişməsinə baxsaq, onda nəticə əks olacaqdır:



$$K_H = \frac{H_{CO_2}^2}{H_{CO}^2 H_{O_2}} = \phi(T)$$

Nəticədə, temperaturun artması ilə tarazlığın konstantası kiçilir və  $CO_2$  molekulları  $CO$  və  $O_2$ -yə parçalanacaqdır. Qrafiki şəkildə bu şəkil 8.6-da 2 əyrisi ilə göstərilmişdir. Ona görə də enerjinin ayrılması ilə alınan maddələr



**Şəkil 8.6. Endo(1) və ekzotermiki (2) reaksiyaları üçün temperaturdan asılı olaraq loqarifmin  $K_N$  dəyişməsi**

( $CO_2$ ,  $H_2O$ ,  $CH_4$  və s.) yüksək temperaturlarda dayanıqsız olacaqlar və parçalanırlar.

Beləliklə, olduqda dönən reaksiyaların tarazlığı temperaturun yüksəlməsi ilə endotermiki reaksiyalar tərəfə yerdəyişmə edir.

Tarazlıq kontantasını parsial təzyiqdə ifadə edək:

$$K_n = \frac{P_A^2}{P_{A_2}} = F(T)$$

Dissosiasiya dərəcəsinə  $x$ -ə bərabər ehtimal edərək, taraz parsial təzyiqləri aşağıdakı tərzdə müəyyən edək:  $A_2$  molekulları dissosiasiyadan sonra  $1-x$  qalmışdır,  $A$  atomları isə hər bir molekuldan 2 yaranır, yəni, onlar  $2x$  olacaqlar. İndi  $\Pi_0$  ümumi təzyiqdə taraz qatışığın komponentlərinin parsial təzyiqini müəyyən edək:

$$P_{A_2} = \frac{1-x}{1+x} P_0; \quad P_A = \frac{2x}{1+x} P_0$$

İfadəyə  $K_n$  qoyuruq və alırıq

$$K_n = \frac{[4x^2/(1+x)^2] \Pi_0^2}{[(1-x)/(1+x)] \Pi_0} = \frac{4x^2}{1-x^2} P_0;$$

buradan

$$x = \sqrt{\frac{K_n}{K_n + 4\Pi_0}}$$

Əgər  $n_0$  (sistemdə ümumi təzyiq) artırsa, onda  $x$  (dissosiasiya dərəcəsi) sabit temperatur şəraitində azalır, yəni tarazlıq qaz molekullarının az sayı tərəfə yerdəyişmə edir.

Dönən reaksiyaların tarazlığının yerdəyişməsinə bütün bu təsirlər Le-Şatelye prinsipilə formalaşdırılıb: əgər tarazlıqda olan sistemə təzyiqi, temperaturu və ya konsentrasiyalar nisbətini dəyişməklə xaricdən təsir göstərilərsə, onda sistemdə bu təsiri azaldacaq proseslər yaranacaqlar.

Belə görünür ki, «kimyəvi reaksiyaların izobarı» tənliyinin inteqrallanması dönən kimyəvi reaksiyaların tarazlıq konstantasını hesablamağa imkan verməli idi:

$$\partial \ln K_H = \frac{\Delta H}{PT^2} \partial T,$$

lakin inteqrallama sabitinin müəyyən olunması

$$\ln K_H = -\frac{\Delta H}{PT} + C$$

termodinamikanın üçüncü qanununundan istifadə olunmasını tələb edir, bundan başqa, nəzərə almaq vacibdir ki,  $\Delta H$ , həmçinin, temperatur funksiyasını ifadə edir. (bax 8.1. bəndi). Bu suallar bizim kursun proqramına daxil deyildir və arzu edənləri xüsusi ədəbiyyata məsələn [8]-ə istiqamətləndirmək.

Hibs enerjisinin standart dəyişməsi və qaz sistemlərinin tarazlıq konstantalarını hesablamaq üçün termodinamiki kəmiyyətlər üzrə sorğuda göstərilənlərə əsasən müxtəlif dəqiqlik dərəcəli tənliklərdən istifadə etmək olar.



Məsələn, dəqiq hesablamaq üçün verilənlər çatışmırsa, onda istilik tutumunun, entalpiya və entropiyanın funksional asılılıqlarını nəzərə almadan təxmini hesablamalar, yəni onların standart şəraitdəki qiymətləri üzrə hesabat aparmaq olar.

Temperaturdan asılı olaraq istilik tutumunun dəyişməsinə və faza çevrilişlərinin enerjilərini nəzərə almaqla dəqiq tənlik aşağıdakı şəkildədir:

$$\begin{aligned} \ln K_H = & -\frac{\Delta H^\circ}{PT} - \frac{\sum H}{PT} \int_{298,15}^T c_n \partial T - \frac{\sum H}{PT} \Delta H_\gamma + \frac{\Delta C^\circ}{P} + \\ & + \frac{\sum H}{P} \int_{298,15}^T \frac{c_n \partial T}{T} + \frac{\sum H}{P} \frac{\Delta H_\gamma}{T_\gamma}; \\ \Delta \mathcal{E}_T^\circ = & \Delta H^\circ + \sum H \int_{298,15}^T c_p \partial T + \sum H \Delta H_\gamma - \\ & - T \Delta S^\circ - T \sum H \int_{298,15}^T \frac{c_n \partial T}{T} - T \sum H \frac{\Delta H_\gamma}{T_\gamma} \end{aligned} \quad (8.52)$$

$K_H$  və  $\Delta \mathcal{E}^\circ$ -nin hesablanması üçün təxmini bərabərlik çox sadədir, belə ki, o, ehtimal edir ki,  $\Delta H_{298,15}^\circ = \text{const}$ , bu da entalpiyanın (300...400 kC) böyük dəyişməsilə gedən reaksiyalar üçün nisbətən əlverişlidir. Bu halda nisbi səhv çox da böyük olmayacaqdır:

$$\ln K_H = -\frac{\Delta H^\circ}{PT} + \frac{\Delta C^\circ}{P}; \quad \Delta \mathcal{E}^\circ = \Delta H^\circ - T \Delta S^\circ \quad (8.53)$$

Daha müfəssəl hesablamaya üsullarına fiziki kimya və kimyəvi termodinamika üzrə xüsusi ədəbiyyatlarda, məsələn, [8]-də baxılmışdır.

### **1.5. Homogen proseslərinin kinetikası**

Metalların əritmə ilə qaynağı metal və mühit (qövs arasındakı atmosfer, flüslərin və ya elektrod örtüklərinin əridilməsindən alınan posalar) arasında kimyəvi reaksiyalarla müşayiət olunan yüksək temperaturlu tez gedən və həmçinin, yüksək temperaturlarda intensiv inkişaf edən diffuzion proseslərdən ibarətdir (məsələn, N.F. Kazakov tərəfindən təklif olunmuş vakuumda metalların diffuzion birləşməsi).

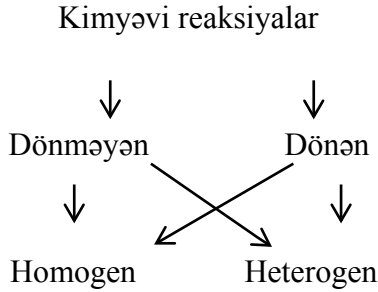
Kimyəvi reaksiyaların və diffuzion proseslərin sürətləri vaxta görə maddənin konsentrasiyasının dəyişməsilə, yəni, vahid zamanda vahid həcmdə zərrəciklərin sayının dəyişməsilə xarakterizə olunur.

Kimyəvi reaksiyalarda reaksiyaya girən maddənin atomları və ya molekulları sıx toxunmaya- toqquşmaya məruz qalmalıdırlar, öz atom və ya molekulyar orbitalarını yenidən qurmalıdırlar ki, bununla da onlar yeni kimyəvi əlaqələr yarada bilsinlər və reaksiya məhsullarının yeni molekullarını qursunlar. Bunun nəticəsində ilkin məhsulların konsentrasiyalarının qarşılıqlı təsiri azalacaq, son məhsullarınki isə artacaqdır. Kimyəvi reaksiyalar dönməyən ola bilərlər, yəni yalnız bir istiqamətdə gedən, lakin dönməyən ola bilərlər, onların istiqaməti xarici

şərtlərdən  $-p$ ,  $T, C$  asılı olacaqdır. Dönən reaksiyalar sona çatmırlar, yalnız tarazlıq vəziyyətində gedirlər (bax. 8.9, 8.4 bəndləri).

Öz aralarında reaksiyaya girən zərrəciklərin toqquşması üçün şərtlər, reaksiyaya girən sistemin faza quruluşundan, yəni homo- və ya heterogenliyindən asılı olaraq dəyişir.

Kimyəvi reaksiyaların inkişaf tipinə görə onları təklif olunan sxemə əsasən bölmək olar:



Kimyəvi reaksiyanın sürəti vahid zamanda konsentrasiyanın dəyişməsilə, yəni vahid həcmdə yaranan yeni və vahid zamanda yox olan köhnə molekullarının sayının dəyişməsilə müəyyən olunur.

Vahid həcmdəki zərrəciklərin sayı verilən temperaturda toqquşmaların sayını müəyyən edir və nəticədə, kimyəvi reaksiyanın sürətilə aşağıdakı tənliklə əlaqələndəcəkdir,

$$\bar{v} = K \Delta C / \Delta t \quad (8.94)$$

burada  $\bar{v}$  - reaksiyanın orta sürəti;  $K$  - sürət konstantası;  $C$  - reaksiyaya girən molekulların konsentrasiyası;  $T$  - vaxtdır.

Belə ki, reaksiyaya daxil olan molekulların konsentrasi-

yası azalır, reaksiyanın sürəti isə, həmçinin, dəyişkəndir, onda reaksiyanın həqiqi sürəti vaxta görə konsentrasiyadan, yəni birinci törəmədən ibarət olacaqdır:

$$\bar{u} = K \partial C / \partial r \quad (8.95)$$

Diffuzion proseslərdə, həm də, bir maddənin- diffuzantın digər maddə ilə doldurulmuş mühitə onun nüfuz etməsi nəticəsində konsentrasiyasının dəyişməsi baş verir. İzotermiki diffuziyanın hərəkətverici qüvvəsi konsentrasiya qradienti olacaqdır və diffuziya həmişə böyük konsentrasiyadan kiçiyə doğru istiqamətlənir.

Qaz mühitində diffuziya haqqında, məsələn, qazların kinetik nəzəriyyəsi üsulları ilə həll olunur, belə ki, bu halda bir qazın digərinə nüfuz etməsi üçün xüsusi aktivasiya enerjisi tələb olunmur. Əgər diffuziya kondensasiya olunmuş fazalarda (maye, bərk) baş verirsə, onda bu halda diffuzantın zərrəciklərinin yerdəyişməsi üçün aktivasiya enerjisi tələb olunur, belə ki, mayədə və kristalda zərrəciklər öz aralarında bir-birindən kiçik məsafələrdə yerləşərək, atomlararası və ya molekullarası əhəmiyyətli dərəcədə qarşılıqlı təsir enerjisi ilə əlaqələndirlər. Bu halda diffuziya sürəti əhəmiyyətli dərəcədə kiçik olacaqdır.

İki fazanın ayırma sərhəddini diffuziya edən atomların keçidi zamanı (məsələn, mayedən bərkə və əksinə) paylanma əmsalını nəzərə almaq vacibdir, belə ki, verilən halda taraz konsentrasiyalar öz aralarında bərabər olmayacaqlar. Belə prosesi heterodiffuziya adlandırırlar.

Aktivasiya enerjisi, bir mol reaksiyaya girən maddəni reak-

siyaya qabil vəziyyətə gətirmək üçün lazım olan enerjiyə deyirlər.

Bu energetik funksiya reaksiyaya girən maddələrin quruluş və tərkibinin bütün suallarını və onların oyadılması üsullarını (termiki, radiasion, elektron zərbəsi) ümumiləşdirir. Beləliklə, reaksiyaya girən maddələrin molekullarının heç də bütün toqquşmaları aktiv olmayacaqlar, yalnız, aktivasiya enerjisinə bərabər və ya ondan çox enerjiyə malik olanlar aktiv olacaqlar.

Qaz fazasında homogen reaksiyalar üçün verilən temperaturda qazın həcmində enerjinin paylanması üçün Maksvel-Bolsman tənliyindən istifadə etmək olar:

$$H/H_0 = e^{-(\varepsilon - \varepsilon_0)/(kT)}, \quad (8.96)$$

burada  $H - \varepsilon$  enerjisinə malik,  $\varepsilon_0$  enerjisinin ən ehtimal olunan qiymətindən yuxarı enerjiyə malik molekulların sayı;  $n_0 - \varepsilon_0$  ən ehtimal olunan enerjisinə malik molekulların sayıdır;  $k$  - Bolsman sabiti;  $T$  - temperaturdur.

Tənlikdən görünür ki,  $\varepsilon - \varepsilon_0$  qiymətlərinin fərqi nə qədər böyük olarsa,  $n/n_0$  nisbəti bir o qədər kiçik olacaq və o qədər də  $H$  aktiv molekulların sayı kiçik olacaqdır. Temperaturu yüksəltəndə  $H/H_0$  nisbəti artacaq və aktiv molekulların sayı çoxalacaqdır, yəni kimyəvi reaksiyanın sürət konstantası  $K$  böyüyəcəkdir (8.94 tənliyi).

S. Arrenius və C. Vant-Qoff bir-birindən asılı olmayaraq sürət konstantasını, temperaturu və aktivasiya enerjisini əlaqələndirən tənliyə gəlmişlər, özü də bu tənlik Maksvell-Bolsman tənliyinin tipi üzrə qurulmuşdur:

$$K_T = K_0 e^{-A/(PT)}, \quad (8.97)$$

burada  $K_T$ - kimyəvi reaksiyanın sürət konstantası;  $K_0$ - sabit əmsal;  $A$  - aktivasiya enerjisi;  $R$ - qaz sabiti;  $T$ - temperaturdur.

Əgər  $A \rightarrow \infty$ , yəni aktivasiya enerjisi çox böyükdürsə, onda  $K_T \rightarrow 0$  və ya aktivasiya enerjisinin yüksək qiymətlərini tələb edən reaksiyalar, kiçik sürətlə gedirlər, belə ki, aktiv toqquşmalar az ehtimal olunandılar. Əksinə, əgər  $A \rightarrow 0$ , onda  $K_T \rightarrow K_0$  toqquşmaların ümumi sayına mütənasib, yəni kimyəvi reaksiyanın sürəti çox böyükdür, beləki, demək olar ki, hər bir toqquşma aktiv olacaqdır.

Qaydaya görə, aktivasiya enerjisi təcrübi olaraq bir neçə temperaturlarda sürət konstantasının müəyyən olunması yolu ilə təyin olunur:

$$\ln K_{T_1} = \ln K_0 - A/(PT_1); \quad \ln K_{T_2} = \ln K_0 - A/(PT_2);$$

Bu tənlikləri bir-birindən çıxmaqla, alarıq

$$\ln(K_{T_1}/K_{T_2}) = (A/P)(-1/T_1 + 1/T_2) = A(T_1 - T_2)/(PT_1 T_2) \quad (8.98)$$

### **Kimyəvi reaksiyanın sürətinə temperaturun təsiri.**

Əgər  $T \rightarrow \infty$ , onda  $K_T \rightarrow K_0$ , yəni  $K_T$  konstantası güclü artır (eksponensial) və metalların ərimə ilə qaynağı proseslərinin temperaturlarında ( $10^3 \dots 10^4$ °C) qarşılıqlı təsir sürətləri çox böyük olacaqlar və kimyəvi termodinamika metodları ilə hesablanan tarazlıq vəziyyətinə yaxınlaşdıracaqdır.

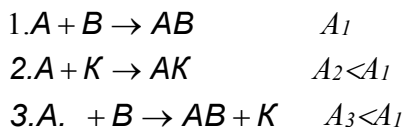
**Kataliz və katalizatorlar.** Reaksiya mühitinə həmin temperaturda kimyəvi reaksiyanın sürətini dəyişmək məqsədi və

katalizatorların daxil edilməsi yolu ilə aktivasiya enerjisinin dəyişməsi prosesini kataliz adlandırırlar.

Katalizatorlar elə maddələrə deyirlər ki, onlar kimyəvi reaksiyanı sürətləndirir (müsbət) və ya onun sürətini aşağı salır (mənfi), lakin özləri, kimyəvi reaksiya nəticəsində dəyişməz qalırlar.

Əgər katalizator, kimyəvi reaksiyada iştirak edən maddələrlə bir fazada yerləşirsə, onda kataliz homogen, əgər katalizator ayrı fazada yerləşirsə və öz katalitik təsirini öz üst qatı ilə (bərk cisim) göstərirsə, onda heterogen adlandırılırlar.

Homogen katalizi, mahiyyətinə görə böyük aktivasiya enerjisi ilə gedən bir reaksiyanın iki və ya üç, lakin az aktivasiya enerjisi tələb edənlər üçün əvəz olunmasına gətirilirlər, (əvvəlki vəziyyətində ayrılması nəticəsində katalizatorun iştirakı ilə):



burada K - katalizatorudur.

2 və 3 reaksiyalarının aktivasiya enerjisi 1 reaksiyasına nəzərən kiçik olduğu üçün maddələrinin **AB**-yə çevrilməsi sürəti əhəmiyyətli dərəcədə yüksək olacaqdır. Bu halda katalitik təsir katalizatorun konsentrasiyasından asılı olacaqdır, belə ki, o, mahiyyətcə reagent kimi xidmət edir.

Heterogen kataliz, bərk cisim - qaz və ya bərk cisim-maye fazanın (məhlul) ayrılma sərhəddində baş verir. Bərk cismin

səthinin katalitik təsir mexanizmi katalizatorun səthində öz aralarında reaksiyaya girən molekulların adsorbsiyasından ibarətdir, bunun nəticəsində də onların səthi qatdakı konsentrasiyası bir neçə dəfə artır, adsorbsiya enerjisinin təsiri altında isə molekulları təşkil edən zərrəciklər arasındakı əlaqələr zəifləyir və nəticədə aktivasiya enerjisi aşağı düşür. Reaksiyaya girən maddələr və adsorbentin, yəni katalizatorun (topokimyəvi birləşmə) molekulları arasında kimyəvi qarşılıqlı təsir istisna olunmur. Bu tipin yüksək aktivliyi katalizatorlar misal olaraq hər hansı altlığa çəkilmiş nazik parçalanmış metallar, məsələn, seolite çəkilmiş platinləşdirilmiş asbest, gümüş və ya palladium, nazik parçalanmış nikel və s. gözləmək olar.

Katalitik aktivlik, katalizatorun səthinin sahəsilə birbaşa əlaqədədir.

Katalizatorun iştirakı ilə kimyəvi reaksiyaların aktivasiya enerjisinin aşağı salınması haqqında bəzi məlumatlar cədvəl 8.8-də göstərilmişdir.

Göründüyü kimi diffuziya zamanı molekullar və ya atomlar öz quruluşlarını dəyişmədiklərinə görə diffuzion proseslərin aktivasiya enerjisi kimyəvi reaksiyaların aktivasiya enerjisindən aşağıdır. Bu halda aktivasiya enerjisi diffuzion mühit və onun quruluşu ilə müəyyən olunur. Xüsusilə, bərk metallarda və digər kristallik maddələrdə diffuziyada aktivasiya enerjisinin qiymətləri yüksəkdirlər. Bərk cisimdə diffuziya kristallik dənənin həcmi boyu bir atomun kristallik qəfəsdə digərilə əvəz olunması yolu ilə baş verə bilər, lakin bu yol, kristallik qəfəsin enerjisi ilə ölçülən çox yüksək aktivasiya enerjisi tələb edir.



Məsələn, torium volframda həcmi diffuziya edərək, 502 kC/mol aktivasiya enerjisi tələb edir. Əgər diffuziya, kristal-lik strukturda çoxlu pozuntular- vakansiyalar və dislokasiyalar

**Cədvəl 8.8**

**Katalizatorun iştirakı ilə aktivasiya enerjisinin dəyişməsi**

Reaksiya	Katalizator	Aktivasiya enerjisi, kC · mol <sup>-1</sup>	
		qaz fazasında	katalitik proses
$N_2O \rightarrow N_2 + 1/2O_2$	Au	244,9	121,0
$C_2H_2 \rightarrow C_2H_6$	Cu	182,0	~50,0
	Pt; Pd; Ni	182,0	42,0

olan dənələrin sərhəddində gedirsə, onda aktivasiya enerjisi 393,5 kC/mol təşkil edir. Toriumun volfram boyu səthi diffuziyasında aktivasiya enerjisinin cəmi 278 kC/mol təşkil edir (volframın toriumlaşdırılması). Diffuziya əmsalları uyğun olaraq kəskin dəyişir, belə ki, diffuziya əmsalları üçün tənlik uyğun olaraq temperaturdan asılı olaraq kimyəvi reaksiyanın sürətinin konstantı tənliyinə analojidir:

$$D_T = D_0 e^{-Q/(PT)},$$

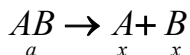
burada  $D_T$ - verilən  $T$  temperaturunda diffuziya əmsalı;  $D_0$ - sabit əmsal;  $Q$ - diffuziyanın aktivasiya enerjisidir.

Diffuziya- entropiyanın böyük artımı ilə əlaqəli dönməyən prosesdir və onun xüsusilə qaynaqlamada yüksək tempera-

turlar sahəsində yaranması və inkişaf labüddür.

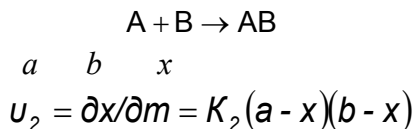
Öz aralarında reaksiyaya girən maddələrin miqdarından asılı olaraq kimyəvi reaksiyaların sürətlərinin differensial tənlikləri öz aralarında fərqlənilirlər.

Birinci qaydada reaksiyalar (monomolekulyar) aşağıdakı kimi gedir:



burada  $\kappa_1$ - reaksiyaya girən maddələrin temperatur və təbiətinin funksiyasını ifadə edən monomolekulyar reaksiyanın sürətinin konstantası;  $\tau$ - vaxt;  $a - AB$  - maddəsinin başlanğıc konsentrasiyasıdır.

İkinci qaydada reaksiyalar (bimolekulyar) isə belə gedir:



burada  $K_2$ -reaksiyaya girən maddələrin temperatur və təbiətindən başqa, konsentrasiyaların ifadə üsulundan da asılı bimolekulyar reaksiyanın sürət konstantası;- maddələrinin başlanğıc konsentrasiyasıdır.

Beləliklə, reaksiyanın yerinə yetirilməsi qaydasına dərəcə göstəricisi uyğun gəlir, oraya kimyəvi reaksiyaların sürəti tənliyinin konsentrasiyanın qiyməti daxil olur.

Yüksək qaydalı reaksiyalara (3 və daha artıq) çox nadir rast gəlinir, belə ki, bu halda üç və daha artıq molekulların sayı eyni zamanda seçmə toqquşması ehtimalı az saylı olur. Faktiki mürəkkəb reaksiyalar aralıq mərhələlər vasitəsilə gedirlər, prosesin ümumi sürətini isə daha tədricən inkişaf edən mərhələ müəyyən edir, hələ ki, o, sona çatmayanadək qalan mərhələlər inkişaf edə bilməzlər.

Kimyəvi qarşılıqlı təsirin bu elementar aktları, adətən, birinci və ya ikinci qayda üzrə gedirlər. Hər hansı qaydadakı tənliklərin həlli həmişə mümkündür, belə ki,  $t=0$  olduqda,  $x=0$  və inteqrallama sabitlərini müəyyən etmək asandır.

Birinci qaydalı reaksiyalar üçün kinetik tənliyin həlli aşağıdakı kimidir:

$$\frac{\partial x}{\partial m} = K_1(a - x);$$

diyənləri ayırırıq və inteqrallayırıq:

$$\frac{\partial x}{(a - x)} = K_1 \partial T; \quad -\ln(a - x) = K_1 m + C;$$

$t=0$  olduqda,  $x=0$  və inteqrallama sabiti  $C = -\ln a$  olur

İnteqrallama sabitinin qiymətini yerinə qoyuruq və alırıq

$$\ln\left[\frac{a}{a - x}\right] = K_1 m, \quad (8.102)$$

burada  $K_1$ -birinci qaydalı sürət konstantasıdır.

Alınmış ifadəni tətqiq edək:

$x \rightarrow a$  olduqda  $t \rightarrow \infty$ , yəni reaksiyalar sonsuz böyük vaxtdan sonra qurtarırlar, faktiki olaraq sistemin tərkibində dəyişiklikləri, artıq müasir analitik metodlarla tutmaq mümkün deyildir;

$x = a/2$  olduqda

$$m_{0,5} = (1/K_1) \ln 2 = 0,693/K_1,$$

burada  $T_{0,5}$  - «yarımparçalanma dövrü» adlanan, reaksiyaya girən maddələrin yarısının çevrilməsi üçün lazım olan vaxtdır.

Birinci qaydalı reaksiya üçün o, yalnız, reaksiyaya daxil olan maddələrin temperatur və təbiətindən asılıdır. Bu tənlik radioaktiv parçalanmanın gedişini dəqiq təsvir edir;

tənliyinin  $x$  parçalanan maddənin konsentrasiyasına nəzərən həll edirik:

$$a/(a-x) = e^{K_1 t}, \quad x = a(1 - e^{-K_1 t}).$$

Bu tənlik vaxta görə parçalanan maddənin konsentrasiyası haqqında informasiya almağa imkan verir:

- a)  $t=0$   $x=0$ , yəni reaksiya başlamamışdır;
- b)  $t \rightarrow \infty$   $x = a$  - reaksiya sona çatmışdır;

v)  $x = 0,5a$   $m_{0,5} = (1/K_1) \ln 2$

Birinci qaydalı reaksiyalar xüsusilə yüksək temperaturlar üçün xarakterikdir- bu molekulların dissosiasiyası və ya atomların ionlaşmasıdır:  $H_2 \rightarrow 2H$ ;  $H_2 \rightarrow H_2^+ + e$ ;

$K_1$ -in müxtəlif qiymətlərində vaxta görə  $x$ -in dəyişmə əyri-ləri şəkil göstərilmişdir. Qrafikdə, həmçinin, yarımparçalanma dövrünün qiymətləri (yarım vaxtlar) göstərilmişdir.

İkinci qaydalı reaksiyalar üçün kinetik tənliyin həlli aşağıdakı kimidir

$$\partial x / \partial t = K_2 (a - x)(b - x).$$

Bu differensial tənliyi ixtiyari əmsalların köməkliylə həll edirik və  $t=0$ ;  $x=0$  şərtində alınmış inteqrallama sabitini yerinə qoyduqdan sonra sonda alırıq:

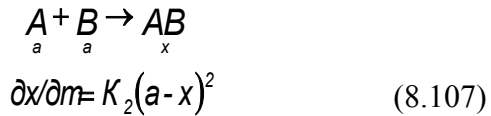
$$K_2 t = \frac{1}{a-b} \ln \frac{(a-x)b}{(b-x)a}.$$

Alınmış ifadəni tədqiq edək:

İkinci qaydalı reaksiyanın sürət konstantası ( $T^{-1}, b^{-1}$ ) konsentrasiyasından asılıdır:

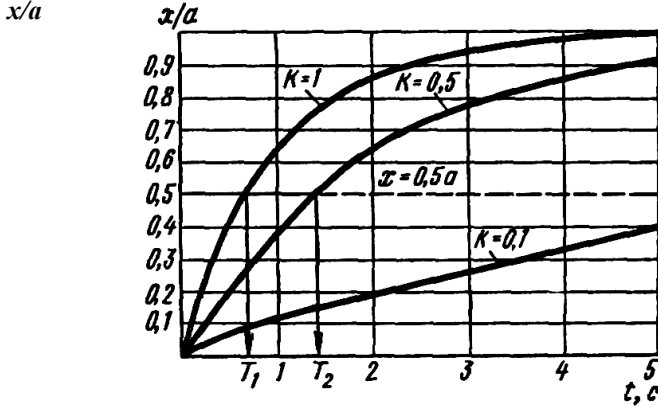
$$K_2 = \frac{1}{t(a-b)} \ln \frac{(a-x)b}{(b-x)a};$$

$a=b$  olduqda, tənlik qeyri-müəyyənliyə çevrilir və reaksiyaya girən maddələrin bərabər konsentrasiyaları halı üçün ayrı tənlik tələb olunur:



Bu tənliyin yekun həlli aşağıdakı şəkildə olacaq

$$K_2 t = \frac{1}{a-x} - \frac{1}{a},$$



Şəkil 8.17. Sürət konstantasının müxtəlif qiymətləri üçün vaxta görə alınmış  $x$  maddəsinin miqdarının dəyişməsi

sürət konstantası ifadəsi isə

$$K_2 = \frac{1}{t} \cdot \frac{1}{a} \cdot \frac{x}{a-x},$$

özü də sürətin ölçüsü ( $m^{-1}, b^{-1}$ ) saxlanılır;

Bərabər konsentrasiyalar üçün  $H$  sıralı reaksiya üçün sürət tənliyi

$$\partial x / \partial t = K_H (a - x)^H \quad (8.109)$$

(8.109) tənliyi, xüsusilə, bu və ya digər reaksiyanın sırasının eksperimental müəyyən olunmasında tətbiq olunur.

Göstərmək lazımdır ki, katalizatorların təsiri altında reak-

siyanın sırası dəyişə bilər. Ammiakın dissosiasiyası, qaz fazasında ikinci sıralı tənlik üzrə gedir, bərk vanadiumun katalitik təsirində isə reaksiya sıfır sırasında gedir, yəni reagentin konsentrasiyasının təsiri olmadan o, sabit kəmiyyət kimi qalır. Dönmə homogen reaksiyaların hesablanması üçün tənliklərin həllinə, onların mürəkkəbliyi və belə hesabatların nisbətən məhdud tətbiqinə görə baxmırıq.

Diffuziya yolu ilə maddənin köçürülməsi prosesləri, ayrı maddə ilə doldurulmuş mühitdə diffuziya etmiş maddənin konsentrasiyalarının qradientinin olması ilə əlaqədardır. Diffuziya prosesləri, Fik qanunlarının bərabərlikləri ilə təsvir olunurlar:

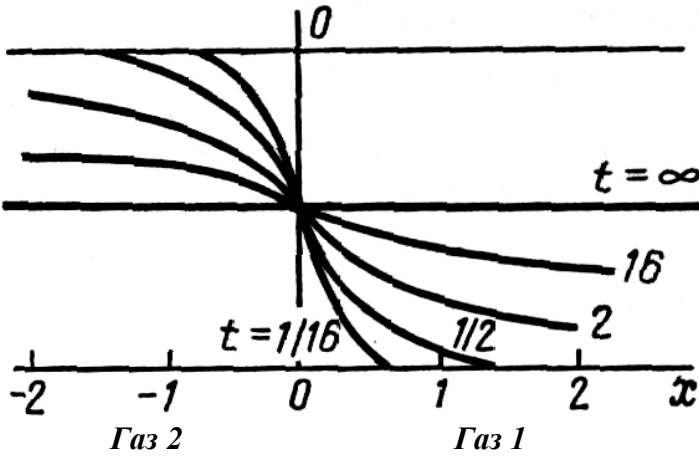
$$\left. \begin{aligned} \partial M &= -D(\partial v / \partial x) C \partial t; \\ \frac{\partial v}{\partial t} &= D(\partial^2 v / \partial x^2) \end{aligned} \right\},$$

burada  $M$  - diffuziya etmiş maddənin miqdarı,  $C$  - diffuzion axının kəsiyinin sahəsi;  $T$  - vaxt konsentrasiyalar qradientidir, ona görə mənfidir ki, diffuziya böyük konsentrasiyadan kiçiyə doğru gedir;  $D$  - mütənasiblik əmsalı və ya diffuziya əmsalıdır.

Sistemin ikinci tənliyinin inteqralı yəni Fikin ikinci qanunu, sonsuz uzun silindr üçün iki qazın qarşılıqlı diffuziyasında aşağıdakı ifadəyə bərabər olacaqdır:

$$b_{m,x} = \frac{b_o}{2} - \frac{b_o}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{\sqrt{4Dt}}} e^{-\tilde{u}^2} d\tilde{u} \approx \frac{b_o}{2} \left[ 1 - \varphi \left( \frac{x}{\sqrt{4D}} \right) \right], \quad (8.111)$$

burada  $C_0$  - borunun 0-0 kəsiyində diffuziya prosesinin başlanğıcında konsentrasiya;  $\varphi\left[x/\sqrt{4Dt}\right]$  - funksiyadır, onun qiymətini sorğu kitabından Furrye-Fik funksiyalarının qiymətinə görə götürmək olar.



**Şəkil 8.18. Vaxtdan asılı olaraq sonsuz silindrdə iki qazın qarşılıqlı diffuziyası üçün tənliyinin həlli**

Şəkil 8.18-də bu tənliyin izoxron konsentrasiyalar şəkilində həlli göstərilmişdir (vaxtın sabit qiyməti üçün xətlər), özü də  $x$  -in (başlanğıc kəsikdən məsafə) verilən qiymətində vaxtın artması ilə konsentrasiya artır və  $C_0/2$  qiymətinə çatmağa çalışır. Fikin ikinci qanunu əsasında diffuzion proseslərin inkişafının hesabı maye və bərk mühitlər üçün saxlanılır, lakin diffuziya əmsalları, qaz şəkilli sistemlər üçün olduğundan əhəmiyyətli



dərəcədə kiçikdir.

Qaz şəkilli sistemlər üçün diffuziya əmsalları qazların kinetik nəzəriyyəsi əsasında hesablanır:

$$D = \lambda \bar{u} / 3, \quad (8.112)$$

burada  $\lambda$  - sərbəst qaçışın uzunluğu;  $\bar{u}$  - qaz molekullarının orta hərəkət sürətidir.

(8.110) tənliyindən görüldüyü kimi diffuziya əmsalının ölçüsü ( $m^2 \cdot s^{-1}$ ) saxlanılır.

Qazların diffuziya əmsallarının bəzi qiymətləri cədvəl 8.9-da göstərilmişdir.

Mayelərdə diffuziya əmsalları qazlara nisbətən bir qədər kiçikdir, məsələn, 973 K-da maye alüminiumda maqneziumun diffuziya əmsalı  $7,54 \cdot 10^{-9} m^2 \cdot s^{-1}$  təşkil edir, əridilmiş  $KNO_3$ -də  $NaNO_3$ -ün diffuziya əmsalı 633 K-də  $5,22 \cdot 10^{-9} m^2 \cdot s^{-1}$  təşkil edir.

**Cədvəl 8.9**

**Qazlarda diffuziya əmsalları**

Qaz diffuzant	Qaz mühit	$T, K$	$D \times sm^2 \cdot s^{-1}$	Qaz diffuzant	Qaz mühit	$T, K$	$D \times sm^2 \cdot s^{-1}$
$H_2$	<i>Ar</i>	293	0,722	$O_2$	<i>He</i>	287	0,585
$O_2$	<i>Ar</i>	293	0,200	$CO_2$	<i>He</i>	288	0,576
<i>He</i>	<i>Ar</i>	287	0,684	$C_2H_2$	<i>He</i>	298	0,585
$CO_2$	<i>Ar</i>	293	0,139	$O_2$	$CO_2$	293	0,16
<i>CO</i>	<i>Ar</i>	288	0,211	<i>CO</i>	$CO_2$	298	0,16
$C_2H_2$	<i>Ar</i>	287	0,152	<i>Ar</i>	$N_2$	293	0,204
$O_2$	<i>hava</i>	273	0,178	$N_2$	$N_2$	293	0,800
$CO_2$	<i>hava</i>	293	0,165	$O_2$	$N_2$	293	0,219

Mayelərdə diffuziya əmsalları Stoks bərabərliyi üzrə hesablanıla bilər:

$$D = \frac{kT}{6\pi\eta r}, \quad (8.113)$$

burada  $k$  - Bolsman sabiti;  $T$  - temperatur;  $\eta$  - mühitin özlülük əmsalı;  $r$  - zərrəciyin radiusudur.

Bərk kristallik cisimlər üçün diffuziya əmsalları daha kiçikdir. Məsələn, bərk misə diffuziya olunan alüminium, 1123°C temperaturda  $D = 2,19 \times 10^{-13} m^2 \cdot s^{-1}$  diffuziya əmsalına malikdir.

Bərk cisimlərdə yüksək aktivasiya enerjisi diffuziya əm-

salının (8.99) tənliyinə əsasən çox kiçik edir.

Bu tənlikdəki konstantlar haqqında bəzi məlumatlar cədvəl 8.10-da göstərilmişdir.

(8.110) Fik qanunlarının tənlikləri ilə təsvir olunmuş izo-termiki diffuziyadan əlavə, atomların köçürülməsi müxtəlif temperaturların təsiri altında, yəni qeyri-bircins temperatur sahəsində baş verə bilər. Belə qeyri- izo-termiki diffuziya, qaynaq termiki tsikli ilə yaradılmış temperatur sahəsində ərintinin komponentlərinin yenidən paylanmasına və ya seqreqasiyasına səbəb ola bilər. Bu, xüsusilə, yüksək hərəkətliliyə malik elementlər üçün, məsələn, hidrogen H üçün nəzərə çarpacaqdır.

**Cədvəl 8.10.**

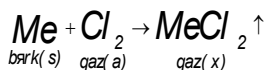
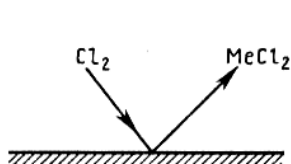
**Bərk metallarda diffuziya əmsalının tənliklərində  
sabitlərin qiymətləri**

Diffuzant	Mühit	$D_0, sm^2 \cdot s^{-1}$	$Q, kc / mol$
Cu	Al	$8,4 \cdot 10^{-6}$	136,27
Al	Cu	$1,75 \cdot 10^{-6}$	157,58
Zn	Cu	$5,8 \cdot 10^{-8}$	175,56
Cu	$\alpha$ -Fe	$3,0 \cdot 10^{-4}$	254,90
C	$\alpha$ -Fe	$7,0 \cdot 10^{-6}$	131,04
H	$\alpha$ -Fe	$2,2 \cdot 10^{-6}$	12,122
H	$\gamma$ -Fe	$1,1 \cdot 10^{-7}$	49,59
N	$\alpha$ -Fe	$6,6 \cdot 10^{-7}$	77,74

## 1.6. Heterogen proseslərinin kinetikasi

İki fazanın ayrılma sərhəddində gedən heterogen kimyəvi reaksiyalar və diffuzion proseslər, əridilmiş metalın qaz fazası ilə (maye-qaz) və ya əridilmiş flüsün posa ilə qarşılıqlı təsirdə, həmçinin, aktiv qaz atmosferində (hava) qaynaq tikişinin soyudulması prosesində qaynaq metallurjiyası üçün xüsusilə səciyyəvidir. Heterogen proseslərin sürəti ayrılma sərhəddinin ölçüsündən, həmçinin, onun vəziyyətindən asılıdır, belə ki, əgər sərhəd, reagentlərin diffuzion ötürülməsini çətinləşdirən reaksiyanın məhsulları qatı ilə bağlıdırsa, onda bütün proses dəyişə bilər və diffuziya sürəti kimyəvi reaksiyanın sürətini limitləşdirəcəkdir.

Reaksiyanın uçucu məhsullarının kənarlaşdırılması nəticəsində səthin vəziyyətinin dəyişməsinə nəzərə almadan heterogen reaksiyalar halına baxsaq (reaksiyanın sxemi şəkil 8.19-da göstərilmişdir):



burada  $a$ - qaz şəkilli fazada xlorun konsentrasiyası;  $x$ - qalidin konsentrasiyası;  $S$ - metal - xlor bölgüsünün sərhəddinin sahəsidir.

Sürətin differensial tənliyini yazsaq:

$$v = dx / dt = K(a - x)S \quad (8.114)$$

Bu tənliyi iki halda həll etmək olar:

1) vaxta görə ayırma sərhəddinin sahəsini sabit ehtimal etməklə:  $S = \text{const}$ ;

2) ayırma sərhəddinin kimyəvi reaksiya prosesində dəyişməsini hesab etməklə:  $S = f(t)$ .

Birinci halda ( $S = \text{const}$ ) (8.114) tənliyinin hesablanması (8.100) tənliyinin həllinə analojidir:

$$\ln[a/(a-x) = KSt],$$

və ya

$$x = a(1 - e^{-KSt}) \quad (8.115)$$

Səthin sahəsinin kimyəvi reaksiyasının sürətinə təsirini onunla xarakterizə olunur ki,  $S$  vurğu kimi eksponentanın göstəricisinə daxil olur.

Bu hal, qazla ölçüləri uzun müddət nəzərə çarpacaq dəyişikliklərə uğramayacaq kifayət qədər massiv bərk cisim parçasının qarşılıqlı təsirində reallaşır.

$S = f(t)$  halında (8.114) tənliyinin həlli üçün vaxta görə reaksiyaya girən metalın səthinin sahəsinin dəyişmə qanununu tapaq. Ovuntu və ya maye püskürdülmiş damcılar şəklində metalın oksidləşdirici ilə qarşılıqlı təsiri halına baxaq. Fərz edək ki, metalın  $N$  molları qabırğasının uzunluğu  $l$  kubik formaya malik  $n$  zərrəciklərinə bölünmüşlər. Metal  $A$  atom kütləsinə və  $\rho$  sıxlığına malikdir. Kubun qabırğası bərabər olacaqdır

$$l = \sqrt[3]{NA/(n\rho)}.$$

Bütün  $n$  elementar kubların səthinin sahəsi aşağıdakı kimi hesablanır

$$S = 6nl^2 = 6n[NA/(n\rho)]^{2/3}.$$

Əgər məsələ kublar üçün yox, sferik damcılar üçün həll olunsaydı, onda forma əmsalı 6 əvəzinə  $\approx 5,8$  təşkil edərdi.

Reaksiya nəticəsində molların sayının dəyişməsi  $(N-x)$ , səthin sahəsi isə

$$S_t = 6n(N-x)^{2/3}[A/(n\rho)]^{2/3}$$

olacaqdır.

Cari səthin qiymətini sürətin differensial tənliyində yerinə qoyaraq, aşağıdakı tənliyi alırıq:

$$\frac{dx}{dt} = K_1 \cdot 6n^{1/3}(A/\rho)^{2/3}(N-x)^{2/3}(a-x)\eta, \quad (8.116)$$

burada  $\eta$ - ekranlaşdırma əmsalıdır.

Ekranlaşdırma əmsalı qaz-oksidləşdirici axınına nisbətən zərrəciklərin eyni olmayan vəziyyətini nəzərə alır. Karbonu ocaq qəfəsində yandırarkən  $\eta \approx 0,2$ , toz şəkilli yanacağın hava axınında yandırılmasında isə  $\eta \rightarrow 1$ -dir. (8.116) tənliyinin həlli çətinlik təşkil etmir, belə ki, inteqrallama sabitini başlanğıc şərtlərdən müəyyən etmək olar:  $t=0, x=0$ .

Həllər iki ola bilər:

$x \rightarrow a$ -oksidləşdirici ilə müqayisədə metal artıqlaması ilədir;

$x \rightarrow N$ -oksidləşdirici artıqlaması ilədir və metal tam yanır.

Bunu, detalın səthinə qövs və ya ovuntuların plazma püs-

kürdülməsinin işlənməsi zamanı nəzərə almaq zəruridir.

Fazanın həcmində qazın konsentrasiyası, həmişə reaksiya baş verən səthi qatdakı konsentrasiyadan fərqlənir. Aşağı temperaturlarda səthi qatdakı adsorbsiyaya görə qaz molekullarının konsentrasiyası həcmdə olduğundan əhəmiyyətli dərəcədə yüksək ola bilər, lakin kifayət qədər yüksək temperaturlarda qaz konsentrasiyasının reaksiyaya daxil olması nəticəsində həcmdə olduğundan aşağı olur.

Sonuncu hala baxaq: səthyanı qatda C konsentrasiya həcmdəki  $C_0$  qaz konsentrasiyasından kiçik olacaq. Yaradılan konsentrasiyalar qradienti səthə doğru istiqamətlənmiş diffuzion axınının hərəkətverici qüvvəsi kimi xidmət edir. Diffuziya nəticəsində köçürülmüş məhsulun miqdarını (8.110) Fik tənliyi üzrə müəyyən etmək olar.

Bu tənlik, ümumi şəkildə Furrye tənliyinin həlli tipi üzrə həll olunur, lakin diffuziya əmsalının temperaturdan asılılığının nəzərə alınması ilə onun həlli ya sonlu fərqlər (tor) və ya Laplasın integral yenidən yaranmasının köməkliyi ilə reallaşa bilər və hər iki halda kompüterdə məşin hesabı tələb olunur. Daha sadə olaraq o qərarlaşdırılmış diffuziya rejimi üçün, yəni konsentrasiyaların sabit qradientinin olması və temperaturun sabitliyi şəraitində həll olunur. Bu halda həll, aşağıdakı şəkili alır:

$$\Delta m = D[(C_0 - C) / \Delta x] S \Delta t,$$

burada  $C_0 - C$ - qaz həcmində və səthdə konsentrasiyalar fərqi;  $\Delta x$ - səthyanı qatda qalınlıq; S- diffuziya axınının kəsiyinin sahəsi;  $\Delta m$ - köçürülmüş maddənin kütləsi;  $\Delta t$ - vaxt; D- diffuziya

əmsalıdır.

Əgər diffuziya ilə köçürülmüş komponentin kütləsi kimyəvi reaksiya zamanı onun sərf olunduğundan böyük olarsa, onda prosesin ümumi sürəti kimyəvi reaksiyanın sürətilə müəyyən olunacaqdır (kinetik recim).

Əgər kimyəvi reaksiya vahid zamanda onun diffuziya yolu ilə qəbul edəcəyindən çox komponent uda bilərsə, onda prosesin ümumi sürəti diffuziya sürəti ilə müəyyən olunacaqdır (diffuzion recim).

Heterogen reaksiyanın eyni prosesi, məsələn, metalın oksigenlə oksidləşməsi, temperaturdan asılı olaraq öz rejimini dəyişə bilər.

Diffuziyanın aktivasiya enerjisi  $Q$ , adətən, həmişə, kimyəvi reaksiyaların aktivasiya enerjisindən  $A$  olduğundan aşağıdır və yüksək temperaturlarda diffuzion rejim ən ehtimal olunanıdır. Əslində isə:

$$\left. \begin{aligned} A > Q; K_T = k_0 e^{-A/(RT)} \\ d(\ln K_T)/dT = A/(RT^2) > d(\ln D_T)/dT = Q/(RT^2) \end{aligned} \right\} \quad (8.117)$$

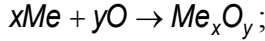
Nəticədə, kimyəvi reaksiyanın sürət konstantası temperaturla diffuziya əmsalından daha tez artır və müəyyən  $T_K$  temperaturundan başlayaraq diffuziya sürəti şəkil 8.20-də göstərilən kimi oksidləşdirmə prosesini limitləşdirəkdir.

Heterogen kimyəvi reaksiyalarda məhsullar kontakt səthini hər hansı fasiləsiz qatla örtə bilər, məsələn, diffuzion prosesləri yavaş inkişaf edən (şəkil 8.21) bərk maddələr- bu halda metalın oksidləşmə prosesi diffuzion rejimdə gedəcəkdir. Belə



## Qaynağın metallurjiyası

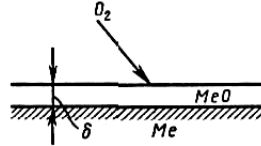
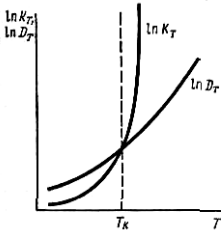
qatın bütövlüüyü nəzəri olaraq, Pilling-Bedvors qaydası üzrə qiymətləndirilə bilər, o alınmış oksidin həcminin müqayisəsindən və metalın reaksiyaya sərf olunmuş həcmindən irəli gəlir:



sərf olunmuş metalın həcmi

$$V_{Me} = \frac{x A_{Me}}{\rho_{Me}},$$

burada  $A_{Me}$ -atom kütləsi;  $\rho$ - metalın sıxlığıdır; alınmış metal oksidinin həcmi

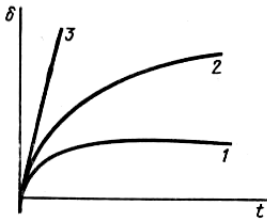


$$V_{Me_xO_y} = \frac{M_{Me_xO_y}}{\rho_{Me_xO_y}},$$

burada  $M_{Me_xO_y}$  - oksidin molekulyar kütləsi;  $\rho_{Me_xO_y}$  - oksidin sıxlığıdır.

Buradan bütövlülük amili aşağıdakı

kimi tapılır:



$$\alpha = \frac{v_{Me_xO_y}}{v_{Me}} = \frac{M_{Me_xO_y} \rho_{Me}}{x A_{Me} \rho_{Me_xO_y}}. \quad (8.118)$$

$\alpha=1, 2 \div 1, 6$  qiymətlərində metalı passivləşdirən mühafizə təbəqəsi alınır, bir çox metal oksidlərinin tərkibinin stexiometrikdən sapmalarını, bunun nəticəsində, onların molekulyar kütlə və sıxlığının dəyişməsinə nəzərə almaqla,  $\alpha$  meyarını qiymət kimi hesab etmək olar, lakin buna baxmayaraq, bütövlüyün həqiqi şərtlərini əks etdirən hesab etməkdir. Təbəqənin qalınlığının artımı, həmişə kinetik rejimdə başlayır, yəni kimyəvi reaksiyanın kinetika ilə limitləşdirilir (loqarifmik qanun), lakin bütöv təbəqə yaratdıqdan sonra, onun böyüməsi və ya kiçik diffuziya əmsalına görə praktiki olaraq dayanır, ya da diffuzion proseslər nəticəsində davam edir. Diffuziya qradientin sabitliyi ilə (təbəqənin böyüməsinin xətti qanunu), ya da  $\delta_{grad} C = const$  şərti ilə müəyyən olunur. Təbəqənin böyüməsinin müxtəlif qanunları şəkl. 8.22-də göstərilmişdir.

Eyni bir metal üçün prosesin temperaturundan asılı olaraq təbəqənin böyüməsi qanunu məsələn, Ti olduğu kimi dəyişə bilər, o  $600^{\circ}\text{C}$ -dək aşağı temperaturlarda passivdir, lakin yüksək temperaturlarda isə parabolik və ya hətta, xətti qanun üzrə tez oksidləşir ( $T > 1100^{\circ}\text{C}$ )

Heterogen kimyəvi reaksiyaların sürəti bərk cismin səthinə nəzərən reagentin nisbi yerdəyişməsindən əhəmiyyətli dərəcədə asılıdır. Heterogen kimyəvi reaksiyaların sürətini limitləşdirən diffuziya prosesləri səthə qatda qaz və ya maye axını ilə qarşılıqlı təsirdə inkişaf edirlər. Bu qatın qalınlığı, öz növbəsində, reagent olan axının hərəkətinin sürət və xarakterindən asılıdır.

Axının kiçik sürətlərlə hərəkəti zamanı (laminar rejim,  $Re < Re_{böh}$ ) bərk cismin səthində tərپənməz qat qalacaqdır, onun qalınlığı axının sürəti funksiyasını ifadə edir, reagentin axından reaksiya verən bərk səthə diffuzion ötürülməsinin təsiri saxlanılır.

Maye və ya qazın turbulent axınında ( $Re > Re_{böh}$ ) kanalın (borunun) divarlarında tərپənməz maye qatı yox olur, belə ki, kanalın divarlarında axınlar yaranırlar. Nəticədə, maddənin axınını məhdudlaşdıran reagentin bərk divara diffuzion yerdəyişməsi axınlı köçürülmə ilə əvəz olunur və kimyəvi reaksiyanın sürəti əhəmiyyətli dərəcədə artır.

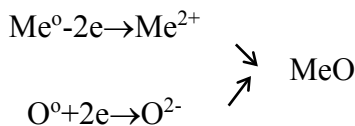
Axının xarakterinin heterogen mühitdə kimyəvi reaksiyanın sürətinə təsiri əlavə olaraq, istilik ötürülmə şərtlərilə mürəkkəbləşir.

## II FƏSİL

### QAYNAQLANMADA METALLURJİ PROSESLƏR

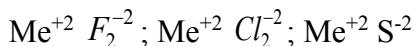
Qaynaq metallurjiyası digər metallurji proseslərdən qaynağın termiki tsiklinin yüksək temperaturları və qaynaq vannasının maye halda kiçik vaxtda mövcudluğu ilə yəni, qaynaq tikişinin metalının metallurji emalı üçün mümkün vəziyyətdə olması ilə fərqlənir. Bundan başqa, ərimə sərhəddindən başlayan qaynaq vannasının kristallaşması və termiki təsir zonası metalının öz xassələrinə görə dəyişərək yaranma prosesləri səciyyəvidir.

Xarici energetik səviyyəsində az saylı elektronlara malik olan metallar, yüksək elektromənfilikli elementlərin atomlarına elektronlarını verirlər (F, Cl, O, S və digər):



Xarici energetik səviyyədən elektronun itgisi prosesləri və metalların elektromənfi elementin atomları ilə birləşməyə keçidi oksidləşmə adlanır.

Mütləq deyildir ki, metallar yalnız oksidlər yaratsınlar; halogenlərlə və ya kükürlə birləşərək metal, həm də, müsbət yüklənmiş ion vəziyyətinə keçərək oksidləşəcəkdir:

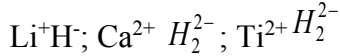


Hidrogenə də oksidləşdirici kimi baxmaq olar, lakin, beləliklə, o, hidridlər yaradaraq, yalnız yüksək aktiv metallarla reaksiyaya girəcəkdir:

### *Qaynağın metallurjiyası*

---

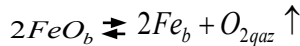
---



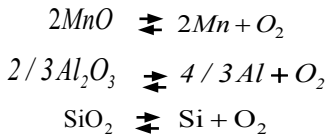
Metalların bərpasının əks prosesi onların qalidlərinin, oksidlərinin və ya sulfidlərinin termodinamiki dayanıqlılığı ilə müəyyən olunacaqdır.

Verilən birləşmənin termodinamiki dayanıqlığı onun verilən fiziki şərtlərdə (p,T) yaranmasında Hibs enerjisinin dəyişməsilə  $\Delta G$  müəyyən olunur. Bu birləşmənin parçalanması elə o qədər enerjinin sərfini tələb edir və bununla verilən metallurji prosesin imkanları müəyyən olunur.

Elementar oksidləşdiricilərlə (O, S, N, H) metalların birləşməsi yüksək temperaturda sahəsində oksidləşdiricini qaz fazasına ayıraraq parçalana bilər, məsələn:



Metal və oksidləşdirici arasındakı qarşılıqlı təsir reaksiyalarının tənliyini parçalanma reaksiyası kimi yazmaq əlverişlidir, tənliyin əmsallarını elə müəyyən etmək lazımdır ki, sol tərəfdə bir qaz molekulu alınsın, məsələn:



Bu halda  $\Delta G^\circ$  Hibs enerjisinin standart dəyişməsi bütün reaksiyalar üçün ümumi tənrləklə ifadə olunacaqdır:

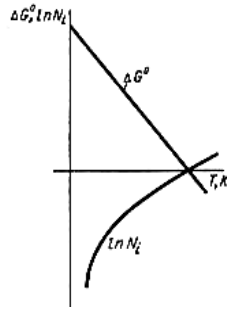
$$\Delta G^\circ = \Delta H - T\Delta s = -RT \ln N_{\text{O}_2}, \quad (9.1)$$

Tarazlıq konstantını müəyyən etmək üçün ifadə identik olacaqdır, onda onları metallurji proseslərdə birləşmələrin öz aralarında qarşılıqlı təsirini müəyyən etdikdə öz aralarında müqayisə etmək əlverişlidir. Verilən tarazlıq hansındakı (şək. 9.1) mövcud olan heterogen sistem bir sərbəstlik dərəcəsinə malik olacaqdır:

$$C=2+2-3=1,$$

yəni

$$p_{O_2} = f_1(T) \text{ və ya } T = f_2(p_{O_2}). \quad (9.2)$$



$\Delta G^\circ$  –nin temperaturdan asılılığı müəyyən hədlərdə (faza çevrilişi olmadan) xətti dəyişir, oksigenin təzyiqinin loqarifmi isə şək.9.2-də göstərilədiyi kimi əyri üzrə dəyişəcəkdir. Temperaturların oxu ilə kəsişmə nöqtəsi şərtinə

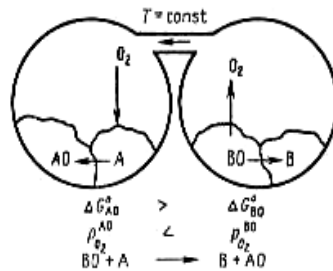
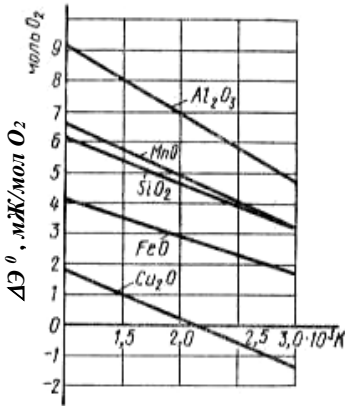
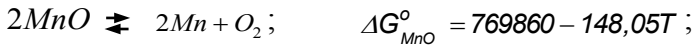
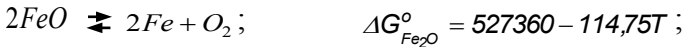
$$\Delta G^\circ = 0; \lg N_{O_2} = 0 \text{ və ya } N_{O_2} = 1 \quad (9.3)$$

uyğun gələcəkdir.

Fiziki məna ondan ibarətdir ki,  $T_0$  temperaturunda oksid üzərində oksigenin taraz təzyiqi təmiz oksigenin xarici təzyiqi-

nə bərabər olacaq, hətta, təmiz oksigenlə metal oksidləşməyəcəkdir. Aktiv metallar üçün bu temperatur çox yüksəkdir və metalın qaynama temperaturundan yuxarıda yerləşir, az aktiv metallar isə, məsələn, mis, bu şərtə daha aşağı temperaturlarda qane olur.

$\Delta G$  Hibs enerjisinin standart vəziyyətində dəyişməsi üçün sadələşdirilmiş tənlik tətbiq etməklə (bax. 8.3 bəndi), oksidlərin dissosiasiyası üçün aşağıdakı tənlikləri almaq olar:



Şəkil 9.3-də  $\Delta G^o=f(T)$  funksiyalarının qrafikləri göstərilmişdir. Oksidlərin termodinamiki dayanıqlığı  $Cu \rightarrow Fe \rightarrow Mn \rightarrow Si \rightarrow Al$  elementlər sırasında artır, lakin 2500...3000°C temperatur intervalında Mn və Si oksidlərinin dayanıqlığı qismən dəyişirlər. Termodinamiki dayanıqlığı sıfıra çevrilən temperaturlar uyğun olaraq, aşağıdakı kimi olacaqlar:  $T_{Cu_2O}=2230^\circ C$ ;  $T_{FeO}=4600^\circ C$ ;  $T_{MnO}=5200^\circ C$ ;  $T_{SiO_2}=4730^\circ C$ ;  $T_{Al_2O_3}=5330^\circ C$  (çox təqribi hesablamaya ilə alınmış təxmini nəticələrdir).

Termodinamiki dayanıqlılıq ətraf mühitdə qaz şəkilli reaksiya məhsulunun parsial təzyiqindən asılı olaraq əhəmiyyətli dərəcədə dəyişir. Əgər dəmir oksidi üçün  $p=1,013 \cdot 10^5$  Pa təzyiqdə, 4600K temperaturunda  $\Delta G_{FeO}^o = 0$ , onda  $p=1,33 \cdot 10^{-2}$  Pa ( $10^{-4}$  mm.c.st.) təzyiqində ~2000K temperaturda  $\Delta G^o$  sıfıra bərabər olacaq. Ona görə də qaynaq texnikasında vakuumdən geniş istifadə edirlər, belə ki, o metalların səthi oksidlərinin dayanıqlılığını kəskin aşağı salır.

Birləşmələrin müxtəlif termodinamiki dayanıqlılığı, məsələn, oksidlərin, onlar arasında oksidləşmə-bərpa reaksiyalarının həyata keçirilməsinə imkan verir.

$T=\text{const}$  (şək.9.4) olduqda, iki izolə olunmuş qab götürək. Onlardan birində  $2AO \rightleftharpoons 2A+O_2 \uparrow$  sistemi, digərində isə  $2BO \rightleftharpoons 2B+O_2 \uparrow$  sistemi yerləşir. Fərz edək ki,  $\Delta G_{AO}^o > \Delta G_{BO}^o$ , oksigenin taraz təzyiqləri isə  $\rho_{O_2}^A < \rho_{O_2}^B$ . Əgər öz aralarında qabları birləşdirsək, onda oksigen BO oksidindən A metalına keçə-



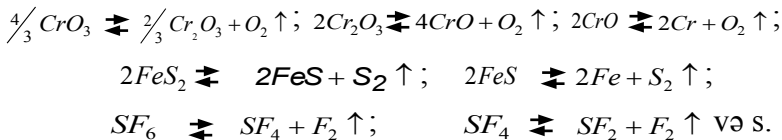
cəkdir və nəticədə A-nın oksidləşməsi nəticəsində B metalının bərpasını alırıq:



Belə proses metallotermiki proses adlanır.

### **2.1. Tikiş metalının oksidləşmə prosesi və qaynaqda metalların oksidləşməsi.**

Oksidlərin dissosiasiyasına analogi olaraq sulfidlərin, nitridlərin və metal hidridlərinin dissosiasiyası proseslərinə baxmaq olar ki, elə bu dərəcə də onların termodinamiki dayanıqlılığını müəyyən edir. Elementar oksidləşdiricilərlə birləşərkən (O, S, N, H, halogenlər) elementlər müxtəlif oksidləşmə dərəcəsi göstərə bilirlər və birləşmələrin dissosiasiyası pilləli ən yüksək dərəcəli oksidləşmədən ən aşağı oksidləşmə dərəcəsinə doğru baş verəcəkdir, məsələn:



Əgər bu birləşmələr məhlullarda yerləşərlərsə, onda birləşmələrin termodinamiki dayanıqlılığını kəskin olaraq artır.

Ərimə ilə qaynaqlamada istifadə olunan yüksək temperatur, oksidlərin termodinamiki dayanıqlılığını aşağı salır, digər tərəfdən onların yaranma sürəti kəskin artır və qaynaq tsiklinin çox böyük olmayan vaxt müddətində metallar oksigenin

əhəmiyyətli miqdarını udurlar. Udulmuş oksigen, metalda ya oksid şəklində həll olunmuş halda, ya da suboksidlər ( $Ti_6O$ ,  $Ti_3O$ ,  $Ti_2O$ ) şəklində ola bilər, həmçinin, metalın daha aktiv elementlərlə oksidləşdirilməsində yaranan endogen tipli qeyri-metallik qatışıqlar yarada bilər. Həm bu, həm də digəri qaynaq birləşməsinin keyfiyyətini, xüsusilə tikiş metalının plastikliyini kəskin aşağı salır. Bu məsələnin tədqiqi göstərdi ki, metalda oksigenin əsas kütləsi, adətən, qeyri-metallik qatışıqlarda olur [20]. Qaynaqlamada metalda oksigenin mənbələri kimi, metal və qaynaq qövsünün atmosferi arasında oksidləşmə-bərpa reaksiyaları, metal və flüslərin əridilməsi nəticəsində və ya elektrod örtüyünün komponentlərinin əridilməsi və parçalanmasında, həmçinin, ovuntu məftilinin aşqarlarla qarşılıqlı təsirdən yaranan posalar və metal arasındakı reaksiyalar xidmət edirlər.

Metalın ətraf mühitlə qaynağının yüksək temperaturlu zonasında qarşılıqlı təsir sürəti, xüsusilə, böyükdür, buna elektrodun və ya elektrod məftilinin ucunda əriyən metal damcısını, qövsü və ya plazma boşalmasını və vannanın qabaq hissəsini aid etmək olar. Vannanın quyruq hissəsində bu proseslər daha yavaş inkişaf edir, belə ki, orada temperatur kristallaşan metalın temperaturuna yaxınlaşır. Bu zonalar arasında temperaturlar fərqi o qədər böyükdür ki, oksidləşmə-bərpa reaksiyaları öz istiqamətlərini dəyişirlər. Elektrod metalında əriyən damcıda dəmirin oksidləşməsi nəticəsində Si və Mn-nın intensiv udulması baş verir, o zaman ki, qaynaq vannasının quyruq hissəsində Si və Mn özləri oksidləşərək dəmiri bərpa edirlər.

Bundan başqa, qaynaqlamada metalın oksigenlə qarşılıqlı

təsiri metallarda oksid məhlullarının yaranması ilə mürəkkəbləşir, bu isə onların termodinamiki dayanıqlılığını həll olma prosesində entropiyanın artmasına görə güclü dəyişdirir

Sənaye üçün vacib olan bütün metallar öz oksidlərini maye məhlullar yaradaraq həll edirlər, bəziləri isə adətən, çox kiçik konsentrasiyalarda onlarla bərk məhlullar yaradırlar.

Məhlulda metal oksidinin dissosiasiya prosesi tənliklə ifadə oluna bilər (kvadrat mötərizələr metalda məhlulu göstərir)  $2[MeO] \rightleftharpoons 2[Me] + O_2 \uparrow$ , burada  $[MeO]$ -metalda həll olmuş metal oksididir.

Bu proses doymamış və doymuş məhlullarda şəkl. 9.5, a, b-də göstəriləni kimi müxtəlif cür reallaşır.

Doymamış məhlul üçün (şəkl. 9.5,a) sərbəstlik dərəcələrinin sayı  $C=2+2-2=2$  və  $p'_{O_2} = f(T, x)$ , burada  $x$ - doymuş məhlulun tərkibidir ( $p_{O_2}$  işarəsi təkcə temperaturdan deyil, həm də məhlulun konsentrasiyasından asılı dissosiasiya təzyiqi üçün daxil edilmişdir). Beləliklə,  $p_{O_2}$  -ya artıq təkcə temperaturdan asılı tarazlıq konstantası kimi baxıla bilməz, lakin bu kəmiyyət verilən sistemə uyğun Hibs enerjisini müəyyən edəcəkdir:

$$\Delta G = -RT \ln p'_{O_2} \quad (9.5)$$

Qəbul edirik ki,  $p_O = 1$  olduqda  $K_N = K_f = K_p$ .

Doymuş məhlul üçün (şəkl. 9.5, b), hansında ki, daha bir faza- həll olunan maddənin artıqlığı yaranır, sərbəstlik dərəcələrinin sayı

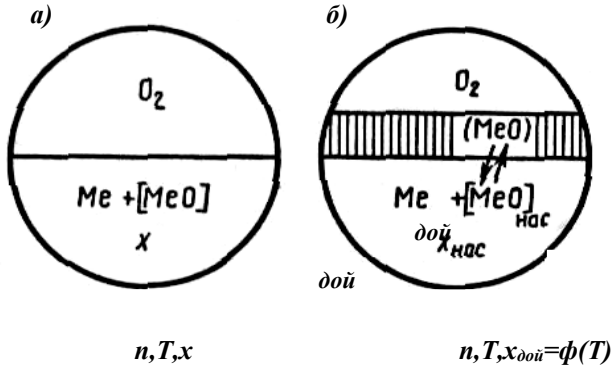
$$C=2+2-3=1$$

və ya 
$$p_{O_2} = f(T); x_{doy} = f_1(T),$$

Hıbs enerjisi isə

$$\Delta G^{\circ} = -RT \ln p_{O_2} \text{ bərabərdir.} \quad (9.6)$$

Aydındır ki, metalın eyni bir oksidləşmə prosesi doymuş və doymamış məhlulda müxtəlif inkişaf edə bilər.



**Şəkil 9.5. Doymamış (a) və doymuş (b) məhlullarda metalın oksigenlə qarşılıqlı təsir sxemi**

Məhlulda məhlul olmuş maddənin hərəkət tərzı onun konsentrasiya kütləsi ilə deyil, aktivliyi ilə müəyyən olunur, belə ki, həll olmuş maddə dəyişən tərkibli komplekslər yaradaraq həll edici ilə qarşılıqlı təsirdə olur, onun molekulları isə bir-birilə, həm də, qarşılıqlı təsirdə ola bilər. Həll olunmuş maddənin aktivliyi aşağıdakı düstur ilə göstərilə bilər

$$a_i = \gamma_i N_i, \quad (9.7)$$

burada  $a_i$ - məhlulda komponentin aktivliyi;  $\gamma_i$ - aktivlik əmsalı, bir qayda olaraq, vahiddən kiçik kəmiyyət;  $N_i$ - molyar pay və ya ölçüsüz konsentrasiyadır.

Sulu məhlullarda (az konsentrasiyalı) aktivlik konsentrasiyası vahidə yaxınlaşır. Metallar, adətən, öz oksidlərini çox məhdud həll edirlər, lakin digər metalların oksidlərini praktiki olaraq, həll etmirlər.

Doymuş məhlul üçün (şək. 9.5, b) (9.7) ifadəsinə analogi olaraq yazmaq:

$$a_{doymuş} = \gamma_{doymuş} N_{doymuş} \cdot \quad (9.8)$$

Konsentrasiyası yalnız temperaturla müəyyən olunan doymuş məhlulda həll olmuş maddənin aktivliyini şərti olaraq vahid qəbul etmək olar, belə ki, o, həll olunmuş maddənin sərbəst fazası ilə tarazlıqdadır və  $\gamma_i = \gamma_{doymuş}$  qəbul edərək, yazmaq olar:

$$a_i = N_i / N_{doymuş} \cdot \quad (9.9)$$

Onda metalda metal oksidinin məhlulunun doymamış olması şərti ilə tarazlıq konstantasını belə yazmaq olar:

$$K_p = p_{O_2} = p'_{O_2} (a_{Me}^2 / a_{MeO}^2), \quad (9.10)$$

burada (9.9) düsturuna uyğun olaraq

$$a_{Me} = N_{Me} / N_{Me_{doymuş}} ; \quad a_{MeO} = N_{MeO} / N_{MeO_{doymuş}}$$

Buradan görünür ki,  $p_{O_2}$  dissosiasiya təzyiqi sabit tempera-

tur şəraitində məhlulun konsentrasiyası funksiyasını ifadə edir. Bu asılılığı hesabi termodinamiki funksiyalardan ( $\Delta G^\circ$ ) ifadə etmək:

$$p'_{O_2} = p_{O_2} (a_{MeO}^2 / a_{Me}^2) \quad (9.11)$$

və uyğun olaraq

$$\Delta G = \Delta G^\circ + 2RT \ln a_{Me} - 2RT \ln a_{MeO} \quad (9.12)$$

Əgər  $a_{MeO} \rightarrow 1$  və  $a_{Me} \rightarrow 1$  olarsa, onda  $p'_{O_2} \rightarrow p_{O_2}$  olar,  $\Delta G \rightarrow \Delta G^\circ$ , lakin əgər  $a_{Me} \rightarrow 0$  olarsa, bu təmiz metala uyğun gəlir, onun tərkibində oksid yoxdur, onda

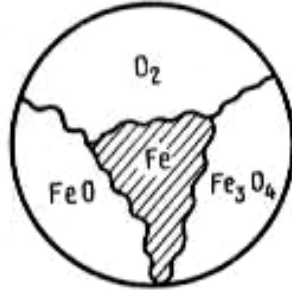
$$p'_{O_2} = 0, \Delta G \rightarrow \infty \quad (9.13)$$

Beləliklə, nəticə çıxarmaq olar ki, taraz metallurji proseslər şəraitində oksigen üzrə metalı təmiz almaq mümkün deyildir.

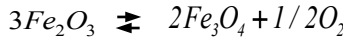
Daha vacib metallarının oksigenlə qarşılıqlı təsirinə baxaq. Qaynaq texnikasında ən çox dəmir əsaslı ərintilərə-ən müxtəlif markalı və təyinatlı poladlara tez-tez rast gəlinir. Poladdan olan qaynaq konstruksiyalarının ümumi həcmi on milli-on tonlarla hesablanır.

Mis və onun ərintilərini çox böyük olmayan həcmərdə qaynaqlayırlar, belə ki, mis-nadir əlvan metaldır. Misdən qaynaq məmulatları elektrotexnikada, kimyəvi, energetika sənayesində və ümumi maşınqayırma vacibdir. Son vaxtlarda titan və onun ərintilərindən, alüminium və onun ərintilərindən, həmçinin, volfram və molibden kimi çətin əriyən metallardan qaynaq konstruksiyalarının istehsalı durmadan artır.

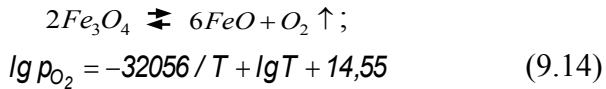
**Dəmir-oksigen sistemi.** Dəmir öz birləşmələrində oksidləşmə dərəcə-sini +6-dan +2-dək göstərə bilər. Kovalent polyar əlaqələrlə yaranmış  $FeO_3$  oksidi turşulaşdırıcı xas-sələrə malikdir, dayanıqsızdır və qaynaq zamanı yarıya bilmir.  $Fe_2O_3$  oksidi- qatışıq əlaqəli birləşmə-dir, amfoterdir-duzlar yaradır (fer-ritlər). Təbiətdə  $Fe_2O_3$  dəmir filizi-hematit şəklində və ya əgər o, hidratlaşıbsa, onda  $(Fe_2O_3 \cdot H_2O)$  şəklində, qonur dəmir filizi və ya hetit şəklində rast gəlinir.



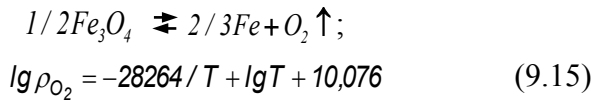
Yüksək temperaturlarda  $Fe_2O_3$  parçalanır



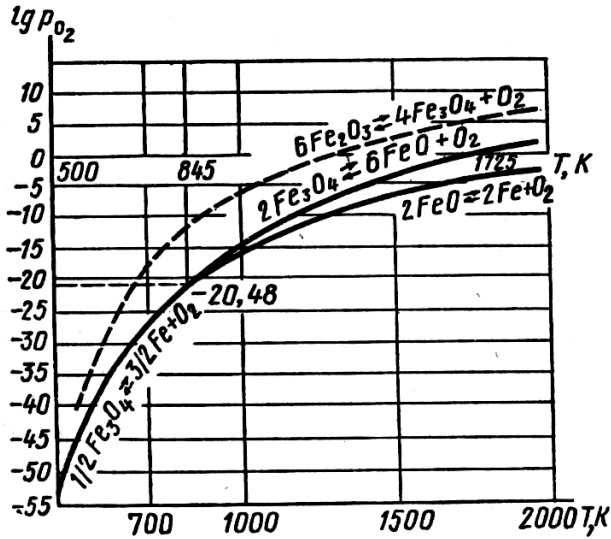
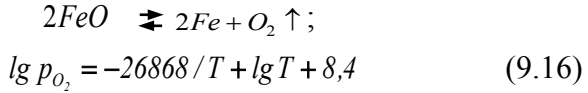
1725K temperaturda oksigenin təzyiqi  $10^5 Pa$  olacaqdır. Dəmir ferriti  $Fe_3O_4 = Fe(FeO_2)_2$  - çox dayanıqlı birləşmədir. Təbiətdə maqnetitə-dəmir filizi şəklində rast gəlinir. 845K-dən yüksək temperaturlarda  $Fe_3O_4$  parçalanır:



845K- dən aşağı temperaturlarda reaksiya dəmirədək gedir:

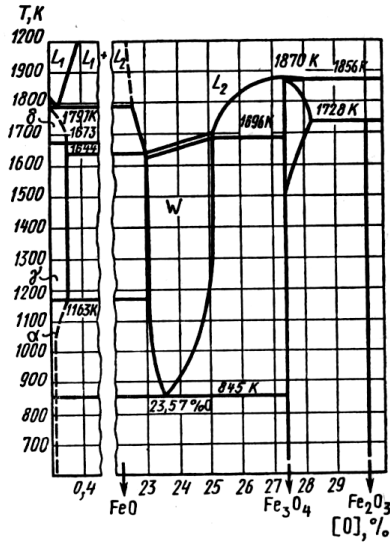


Dəmirin əsas oksidi FeO asanlıqla oksidləşir və oksigeni udaraq, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> –ə, sonra isə Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ə keçir. 845K-dən yüksək temperaturlarda oksid dəmirədən parçalana bilər:



**Şəkil 9.7. Dəmir oksidlərinin dissosiasiya təzyiqinin loqarifminin temperaturdan asılılığı.**





Şəkil 9.8. Fe-O (kütlə payı) sisteminin ərimə diaqramı.

Dəmir oksidləri  $T=845\text{K}$ -də vəziyyətin ciddi müəyyən hal parametrlərində ( $T=845\text{T}$ ;  $\lg p_{\text{O}_2} = -20,48$ ) mövcud olan (şək. 9.6)  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ;  $\text{FeO}$ ;  $\text{Fe}$ ;  $\text{O}_2$  nonvariant sistemini yaradırlar.

(9.14)...(9.16) tənlikləri V.A.Kistyakovskiyə görə göstərilmişdir və bu tənliklərin birgə həlli ilə nonvariant sistemin parametrlərini müəyyən etmək olar.

Dissosiasiya təzyiqlərinin ayrılırları bu tənliklər üzrə şək. 9.7-də göstərilmişdir, lakin bu ayrılar doymuş məhlullar üçün səciyyəvidirlər. Əyrilər arasındakı sahələri doymamış məhlullar xarakterizə edir, onlar dəmir-oksigen sistemində temperatur-

dan və oksigenin konsentrasiyasından asılı olaraq mövcud ola bilərlər. Dəmir-oksigen sistemində belə fazalar olacaqlar:

L<sub>1</sub>-FeO-nun dəmirdə maye məhlulu, N. N. Dobroxotovun tənliyinə əsasən hədd konsentrasiyasını müəyyən etmək olar:

$$\lg[\%FeO]_{\text{doymuş}} = -6000/T + 3,36 \quad (9.17)$$

L<sub>2</sub>-L<sub>1</sub> məhlulu ilə likvasiya oluna bilən FeO-nun Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-də maye məhlulu;

δ - δ- dəmirdə FeO bərk məhlulu;

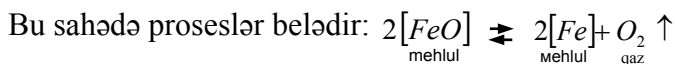
γ - γ- dəmirdə (oksiaustenit) FeO bərk məhlulu;

α - α- dəmirdə FeO bərk məhlulu;

W - L<sub>2</sub>-nin kristallaşmasında yaranan və 845K-dan yüksək temperaturda mövcud olan Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-də FeO bərk məhlulu- vyustit.

Bütün bu fazalar, şəkil 9.8-də təqdim olunmuş Fe-O sisteminin ərimə diaqramında göstərilmişdir.

Qaynaqlamada metallurji proseslər üçün ən böyük əhəmiyyətə, oksigeni udan qaynaq vannasına uyğun L<sub>1</sub> sahəsi malikdir. O, qalan sistemdən xətlə ayrılmışdır, onun düsturu (9.17) yuxarıda göstərilmişdir.



Tarazlıq konstantası belə yazıla bilər:

$$K_p = p_{\text{O}_2} = p'_{\text{O}_2} a_{\text{Fe}}^2 / a_{\text{FeO}}^2 = f(T), \quad (9.18)$$

burada  $p'_{\text{O}_2}$  - təkcə temperaturdan deyil, həm də oksigenin konsentrasiyasından asılı dissosiasiya təzyiqi;  $p_{\text{O}_2}$  - yalnız tempe-

raturdan ( $\Delta G^\circ = -RT \ln p_{O_2}$ ) asılı doymuş məhlul üçün dissosiasiya təzyiqi;  $a_{Fe}$  və  $a_{FeO}$ -məhlulun komponentlərinin aktivliyidir (bax. şəkl.9.7).

Maye dəmirdə dəmir oksidinin az həll olduğuna görə (9.17) tənliyini belə yazmaq olar:

$$a_{Fe} = N_{Fe} / N_{Fe\text{doymuu}} \approx [\%Fe] / [\%Fe]_{\text{doymuu}} \approx 1;$$

$$a_{FeO} = N_{FeO} / N_{FeO\text{doymuu}} \approx [\%FeO] / [\%FeO]_{\text{doymuu}}$$

Bu qiymətləri tarazlıq konstantası tənliyində yerinə qoyaraq, alırıq:

$$Kp = P_{O_2} = P'_{O_2} [\%FeO]_{\text{doymuu}}^2 / [\%FeO]^2, \quad (9.19)$$

(9.19) düsturuna görə bu hal üçün Hibs enerjisini tapmaq olar:

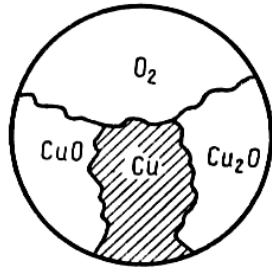
$$p_{O_2}^1 = p_{O_2} [\%FeO]^2 / [\%FeO]_{\text{doymuu}}^2$$

$$\Delta G = -RT \ln p_{O_2}^1 = \Delta G^\circ + 2RT \ln [\%FeO]_{\text{doymuu}} - 2RT \ln [\%FeO]. \quad (9.20)$$

Alınmış tənliklərdən görünür ki,

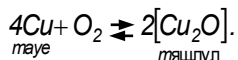
$$[\%FeO] \rightarrow 0 \quad P'_{O_2} \rightarrow 0,$$

$\Delta G \rightarrow \infty$ , yəni oksigenin hər hansı kiçik konsentrasiyalarında qaz atmosferində maye dəmir, bu halda oksidləşərək onu udacaqdır, buna görə də poladın qaynaqlama prosesində tikiş metalının oksidləşməsindən hər hansı üsulla qaçmaq

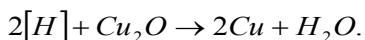


olmaz və buraxıla bilən hədlərədək oksigenin miqdarının aşağı salınması üçün əlavə tədbirlər görülməlidir- reduksiya etmə.

**Mis – oksigen sistemi.** Mis oksigenlə, əsasən, iki birləşmə yaradır: Kuprit  $\text{Cu}_2\text{O}$  və tepnorit  $\text{CuO}$ , onlar oksigen və metallik mislə  $T \approx 650\text{K}$  – də nonvariant sistem yaradırlar (şək.9.9). Mis – az aktiv metaldır və onun oksidləri nisbətən asan parçalanırlar. Ən dayanıqlı oksid –  $\text{Cu}_2\text{O}$  maye misdə məhlullar yaradır:

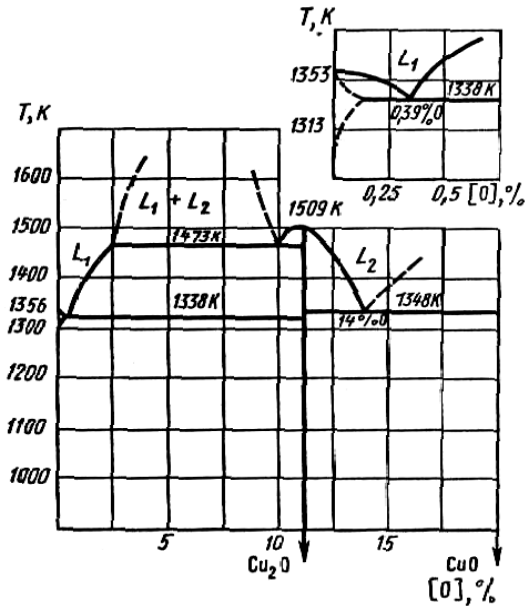


Məhlulda o, öz dayanıqlığını yüksəldir, lakin kristallaşma anında  $\text{Cu} - \text{Cu}_2\text{O}$  evtektikası yaranır və sərbəst faza  $\text{Cu}_2\text{O}$  öz dayanıqlığını itirir. Misin «hidrogen xəstəliyi» metalın dağılmasına gətirib çıxarır, o, aşağıdakı proseslə yaranır:



Metalda həll olmuş hidrogen, evtektikada olan  $\text{Cu}_2\text{O}$  ilə qarşılıqlı təsirdə olur, lakin bu zaman yaranan su metala diffuziya edə bilmir və dənələrin sərhədləri boyu onu dağdır.

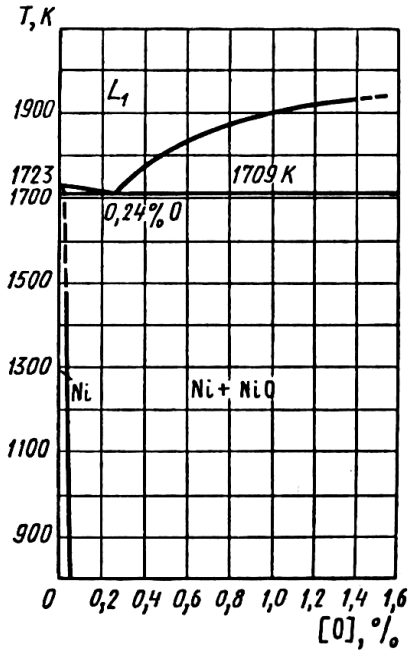
$\text{Cu} - \text{O}$  ərimə diaqramı şək. 9.10 – da göstərilmişdir. Diaqramda  $L_1$  sahəsi  $\text{Cu}_2\text{O} - \text{Cu}$  məhlulunun yaranmasını göstərir, lakin  $\text{Cu}_2\text{O} - \text{Cu}$  bərk fazada həll olma qabiliyyəti həddən artıq kiçikdir. Beləliklə, mis və onun ərintisinin qaynağında onun oksidləşmə dərəcəsinə aşağı salmaq üçün bütün ölçüləri qəbul etmək ya da turşulaşdırıcılar daxil etmək lazımdır (bax. 9.4 bəndi).



Şəkil 9.10.  $Cu - O$  (kütlə payı) sisteminin ərimə diaqramı

**Nikel – oksigen sistemi.** Nikel oksigenlə iki birləşmə verir:  $Ni_2O_3$  və  $NiO$ ;  $Ni_2O_3$  az dayanıqlı, güclü oksidləşdiricidir və qələvi akkumulyatorlarında elektrik enerjisi almaq üçün istifadə olunur. Qaynaq şəraitində o, mövcud ola bilməz.  $NiO$  oksidi dayanıqlıdır, əsas xassələrə malikdir, maye nikeldə güclü həll olur, bərk nikeldə isə, demək olar ki, həll olmur. Ərimə diaqramı  $Ni - O$  şəkil 9.11 – də göstərilmişdir.

Nikel üçün qaynaqlamada oksidləşmə proseslərini məhlulda oksidin həll olma aktivliyini nəzərə almaqla dəmir və mis də olduqə kimi hesablayırlar.

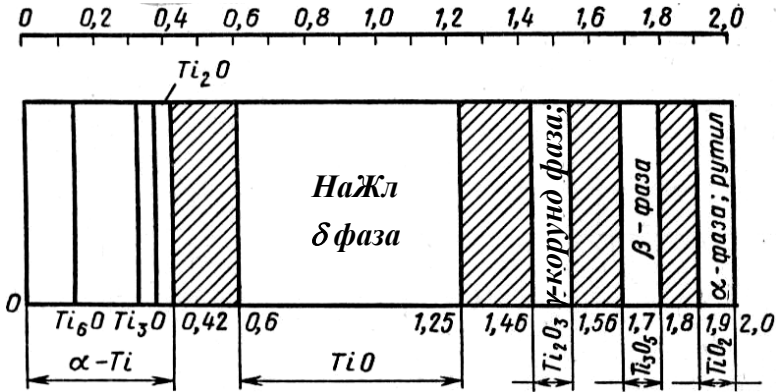


*Şəkil 9.11. Ni – O (kütlə payı) sisteminin ərimə diaqramı*

**Titan – oksigen sistemi.** Titan oksigenlə müxtəlif oksidləşmə dərəcəsi ilə bir sıra oksidlər:  $TiO$ ;  $Ti_2O_3$ ;  $Ti_3O_5$ ;  $Ti_2O$ , həmçinin bir sıra suboksidlər yaradır:  $Ti_2O$ ,  $Ti_3O$ ;  $Ti_6O$ . Bundan başqa, oksigen bərk metalda həll ola bilər. Xüsusilə ən aşağı oksidləşmə dərəcəsinə malik oksidlər böyük enli həmogenlik sahəsinə malikdirlər. Şəkil 9.12 – də titan oksidlərinin faza diaqramı göstərilib, orada ştrixlənmiş sahələr ikifazlı sahələri göstərir.

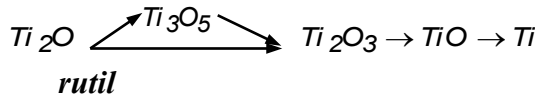
Oksigenin kiçik konsentrasiyaları üçün Ti – O ərimə diaqramı şəkil 9.13 – də göstərilmişdir. ([11] Kornilova görə).

**Titan atomuna düşən oksigen atomları**



Şəkil 9.12. Titan oksidlərinin faza diaqramı

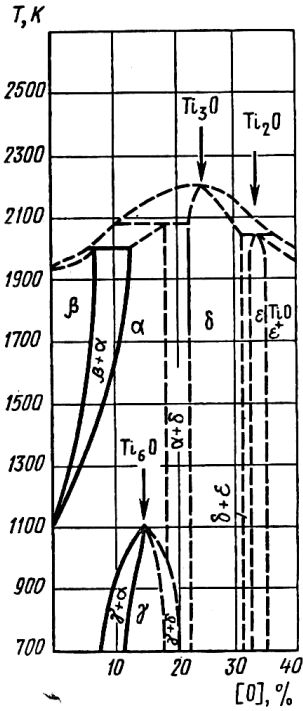
Titan – tamamilə aktiv metaldır və onun oksidlərinin hamısı termodinamiki dayanıqlıdır, ən dayanıqlı ok d öz dayanıqlığını maye titanda həll olarkən yüksəldən titan iO oksidi-dir. Titan oksidlərinin dissosiasiya prosesləri pilləli ədir:



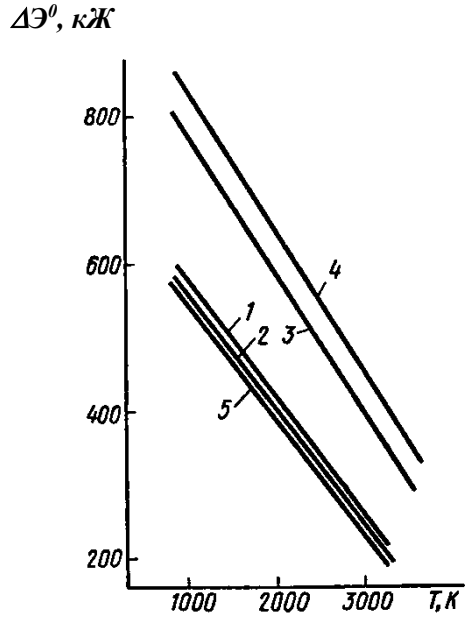
Temperaturdan asılı olaraq  $\Delta G^\circ$ - in qiymətlərinin dəyişmə qrafikləri şək. 9.14 – də göstərilmişdir, entalpiya entropiyaların standart qiymətləri üzrə Hibs enerjisinin standart dəyişməsi tənlikləri aşağıda göstərilib:







Şəkil 9.13. Az miqdarlı oksigen olan Ti – O (atom payı) sisteminin ərimə diaqramı



Şəkil 9.14. Titan oksidlərinin pilləli dissosiasiyası üçün  $\Delta G^\circ$  - nin dəyişməsi

## **2.2. Qaynaq vannasının metalının oksigensizləşməsi**

Hələ maye halda olarkən, qaynaq birləşməsinin metalının bərpası, qaynaq vannasından oksigenin kənarlaşdırılmasını tələb edir.

Qaynaq vannasının bərpasını və ya oksigensizləşdirilməsini bir neçə yolla həyata keçirmək olar:

1. Onu daha aktiv metallarla almaq – çökdürmə ilə oksigensizləşdirmə;

2. Qaynaq vannasının metallı ilə kontaktda olan qaz atmosferi ilə metalın bərpası.

3. Posalarla oksidləri emal etmək yolu ilə metallıq vanna-dan oksidlərin kənarlaşdırılması.

Bütün bu üsullar qaynaq texnologiyasında reallaşdırılır, lakin müxtəlif metallar üçün onlar müvəffəqiyyətlə tətbiq olunacaqlar. Yüksək termodinamiki dayanıqlı oksidlərin metalları üçün (titan və alüminium) bu bərpa usulları, demək olar ki, effekt vermir-lər və bu metallardan keyfiyyətli qaynaq birləşmələri almaq üçün onların mümkün qədər oksidləşdirici atmosferdən (təsirsiz qazlardan, vakuumdən istifadə etməklə) tam izolə olunması zəruridir.

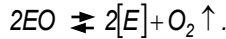
Bu metodun reallaşdırılması imkanı ondadır ki, metallar öz oksidlərini və öz sulfidlərini çox məhdud həll edirlər, digər metalların oksid və sulfidlərini isə praktiki olaraq, həll etmirlər. Onda aşağıdakı proses mümkündür:



burada  $EO$  – endogen posa qatışıdır.

Oksigensizləşdiricilər kimi aktiv elementləri, o cümlədən manqanı, silisiumu, alüminiumu, titanı, temperaturdan və konsentrasiyadan asılı oksigenə böyük qohumluğu olan nadir torpaq metallarını (NTM) götürürlər.

Oksigensizləşdiricinin oksidinin dissosiasiyası sxeminə baxaq



Bu prosesin sxemi şək. 9.15 – də göstərilib. Bu sistemdə komponentlərin sayı üçə bərabərdir: (E; O; Me) sərbəstlik dərəcəsinin sayı ikiyə bərabərdir:  $C=3+2-3=2$ , yəni

$$P_{O_2} = f(T, x).$$

Tarazlıq konstantasına metal məhlulunda oksigensizləşdiricinin aktivliyi daxil olacaqdır:

$$K_p = P_{O_2EO} = p'_{O_2EO} \cdot a_E^2,$$

və ya

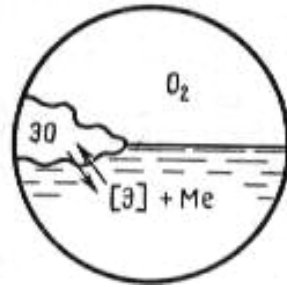
$$p'_{O_2EO} = P_{O_2EO} / a_E^2;$$

$$\Delta G_{EO} = \Delta G_{EO}^0 + 2RT \ln a_E. \quad (9.22)$$

$a_E$ -nin aktivliyi prosesin temperaturunda ( $Me - E$  ərimə diaqramı) doymuş məhlullar verməzsə, onu həll olunmuş elementin  $N_E$  konsentrasiyası ilə müəyyən edəcəklər.

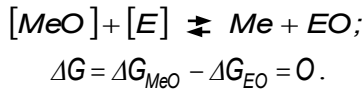
Oksigensizləşdiricinin konsentrasiyaları  $E$ , adətən, kiçik olduğu üçün  $a_E \approx N_E$  qəbul etmək olar, burada  $N_E$  - molekulyar paydır. Onda

$$\Delta G_{EO} = \Delta G_{EO}^0 + 2RT \ln N_E \quad (9.23)$$



Əgər  $N_E \rightarrow 1$ , yəni oksigensizləşdirici sərbəst olacaqdır, onda  $\Delta G_E \rightarrow \Delta G_E^0$ . Əgər  $N_E \rightarrow 0$ , yəni reduksiya edicinin konsentrasiyası sifıra yaxınlaşdıqda,  $\Delta G_{EO} \rightarrow -\infty$  – ümumiyyətlə, oksigensizləşdirici yox, onun həll olduğu metal oksidləşəcəkdir.

Tərkibində 0,2 – 0,3 % Ti olan 12X18H10T xromnikel poladının qaynaqlanmasında tikiş metalında 0,10% - dək titanı, onun oksigenlə böyük, qohumluğuna baxmayaraq saxlamaq olar. Prosesin tarazlıq şərtlərini ( $\Delta G_{EO}^0$  və  $\Delta G_{MeO}^0$  məlumdurlar) tapaq:



Onların qiymətini yerlərini qoyuruq:

$$\Delta G_{MeO} = \Delta G_{MeO}^0 + 2RT \ln a_{Me} - 2RT \ln a_{MeO}; \quad (9.24)$$

$$\Delta G_{EO} = \Delta G_{EO}^0 + 2RT \ln \alpha_E, \quad (9.25)$$

və alarıq:

$$\Delta G = \Delta G_{MeO}^0 + 2RT \ln a_{Me} - 2RT \ln a_{MeO} - \Delta G_{EO}^0 - 2RT \ln \alpha_E = 0.$$

Məhlulların kiçik konsentrasiyalarında  $a_{Me}$  vahidə yaxınlaşır və  $2RT \ln a_{Me}$  ifadəsini sifıra çevirir. Alınmış düsturu yenidən yazaq:

$$\ln(N_{MeO} N_E) = (\Delta G_{MeO}^0 - \Delta G_{EO}^0) / (2RT). \quad (9.26)$$

Mol paylarının hasilini reduksiya etmə konstantası qəbul etmək olar, belə ki, o, yalnız temperaturdan asılıdır:

$$K_E = N_{MeO} N_E = e^{(\Delta G_{MeO}^0 - \Delta G_{EO}^0) / (2RT)} \quad (9.27)$$

Əgər  $\Delta G_{EO}^0 \rightarrow -\infty$ , onda  $\Delta G_{MeO}^0 - \Delta G_{EO}^0 \rightarrow -\infty$ ;

$K_E \rightarrow 0$ , olarsa, o da metal oksigendən tamamilə azad olacaqdır. Əgər  $\Delta G_{MeO}^0 = \Delta G_{Me}^0$  onda heç bir oksigensizləşdirmə olmayacaqdır. Metallurjiyada çox vaxt konsentrasiyaları mol paylarla yox, kütlə paylarla ifadə edirlər. Oksigensizləşdirmə konstantasını müəyyən etmək üçün düsturu aşağıdakı şəkildə yazmaq olar:

$$K_E = [\%O] \quad [\%E] = f / (T). \quad (9.28)$$

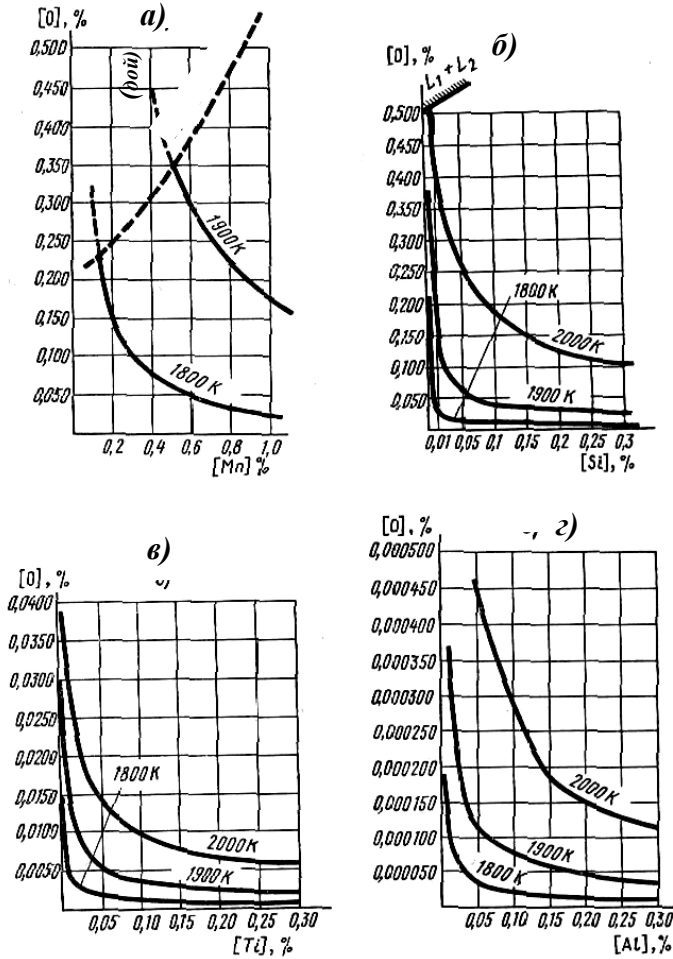
Mol paylarını kütlə payları ilə yenidən hesabladıqda, tarazlıq konstantası  $K_E$  tənliyində yalnız ədədi vuruqlarının qiymətləri dəyişir.

Ümumi halda oksigensizləşdirmə konstantası ifadəsinə reaksiyanın tənliyinin əmsalları uyğun konsentrasiyalarda dərəcə göstəricisi kimi daxil olurlar.

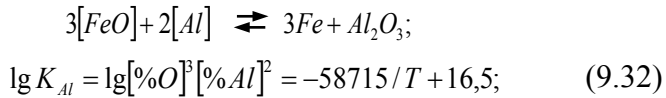
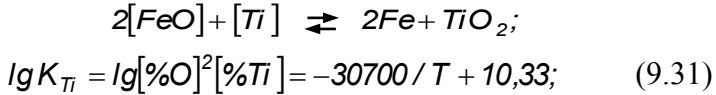
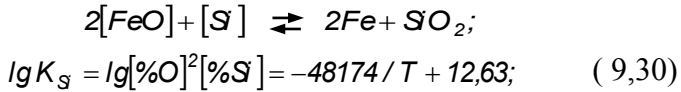
Qaynaqlamada poladların oksigensizləşdirməsini oksigənə daha çox həris elementlərlə – manqan, silisium, titan, alüminiumla qaynaq vannasının legirlənməsi yolu ilə aparırlar. Bu elementləri ya elektrod məftilindən, ya elektrodların örtüyündən, ya da qaynaq flüslərindən mübadilə reaksiyaları nəticəsində daxil edirlər.

Poladların oksigensizləşdirilməsi yaxşı öyrənilib və onlar üçün A.M.Samarin tərəfindən eksperimental alınmış tarazlıq konstantası tənlikləri mövcuddurlar:

$$[FeO] + [Mn] \rightleftharpoons Fe + MnO; \\ \ln K_{Mn} = \lg[\%O] [\%Mn] = -25270 / T + 12,55; \quad (9.29)$$



Şəkil 9.16. Dəmirin manqanla (a), silisiumla (b), titanla (g) və alüminiumla (d) oksigensizləşdirmə izotermələri



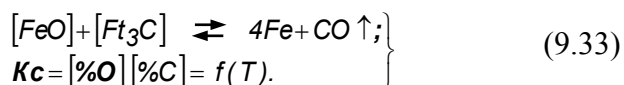
Sabit temperatur tənliklərinin yuxarıda göstərilən həlləri oksigenin taraz və ya qalıcı kütləvi konsentrasiyaları və metalla oksigensizləşdirici arasındakı hiperbolik asılılıqlar (9.29) tənliyi üçün sadə, (9.30)...(9.32) tənlikləri üçün isə dərəcəli hiperbolalar verir.

Bu asılılıqların qrafikləri şəkl. 9.16 – da verilmişdir. Oksigensizləşdirici kimi manqanın az aktivliyi metalda manqanın böyük qalıcı konsentrasiyalarını yaradır, lakin onlar poladın mexaniki xassələrinə təsir etmirlər (1% - dək). Yüksək temperaturda və kifayət qədər manqanın kiçik konsentrasiyalarında oksigenin qalıcı konsentrasiyası  $L_1$  doymuş məhlulun son hədd konsentrasiyasını artırır, bu şəkl. 9.16 – da ştrixli xətlə göstərilmişdir.

Kiçik oksigensizləşdirmə aktivliyinə baxmayaraq, manqandan qaynaq metallurjiyasında geniş istifadə olunur, belə ki, oksigendən başqa, o, maye metaldan kükürdü 1883 K – də əriyən MnS – ə çevirərək çıxarır, ona görə də tikiş metalının kristallaşmasında əsas əriyən sulfid evtektikasının təsiri aşağı düşür və isti çatların yaranmasına qarşı metalın müqaviməti yüksəlir. Me – S ümumiləşdirilmiş ərimə diaqramı dəmir, kobalt

və nikel üçün şəkl. 9.17 – də təqdim olunub, burada, polad, nikel və kobaltın kristallaşma temperaturlarından aşağıda yerləşən sulfid evtektikalarının ərimə temperaturları göstərilmişdir.

Poladda həmişə iştirak edən karbona da, oksigensizləşdirici kimi baxmaq olar:



Karbonla dəmir oksidi arasındakı reaksiya endotermikdir və ona görə də karbon metalın yalnız yüksək temperaturlarda elektrod damcılarında və ya qövsü boşalma əsasında qaynaq vannasında oksigensizləşdirici kimi çıxış edir ki, bu da poladların əritməklə qaynağında karbonun yaranmasına gətirib çıxarır.

Silisiyum – poladın daha aktiv oksigensizləşdiricisidir və onun üçün metalda oksigenin kiçik qalıcı konsentrasiyaları səciyyəvidir. Yüksək temperaturlarda oksigensizləşdirici kimi silisiyumun aktivliyi azalır və o özü manqanla və hətta, dəmirlə bərpə oluna bilər.

Qaynaqlamada təmiz misin (*MO*; *MI*) reduksiya edilməsi, onun kiçik kimyəvi aktivliyində baxmayaraq fiziki xassələrilə mürəkkəbləşir:

1. Misin yüksək temperatur keçiriciliyi qaynaq vannasının maye halda qalma vaxtını kəskin azaldır və reduksiya etmə reaksiyalarının tarazlığı əldə olunmur.

2. Misin yüksək elektrikkeçiriciliyi legirleyici elementlərin olmasından kəskin aşağı düşür və ona görə də oksigensizləşdirici elementin qalıcı konsentrasiyaları minimal olmalıdırlar.



Misi reduksiya etmək üçün yüksək kimyəvi aktivlikli oksigensizləşdiricilərdən istifadə etmək lazım gəlir (Al, Ti, Zr və hətta, nadir torpaq metalları).

Oksigensizləşdiriciləri xüsusi elektrod məftilləri ilə daxil edərkən sıx və möhkəm, əsas metalın səviyyəsində xüsusi müqavimətli (~1,7mk Om·sm) qaynaq tikişləri almaq mümkün olur. Mis ərintilərinin – tunc və bürüncün qaynağı oksigensizləşdiricilərə belə tələblər qoymur.

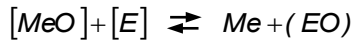
Çox yüksək aktivliyə malik kimyəvi metalların – titan və alüminiumun qaynağında çökdürmə ilə oksigensizləşdirmə mümkün deyil, ona görə də onların qaynağını ətraf mühətdən xarici mühafizə ilə – təsirsiz qazlarda, vakuumda və ya flüslər altında (tərkibində oksigen birləşmələri olmayan) həyata keçirilir.

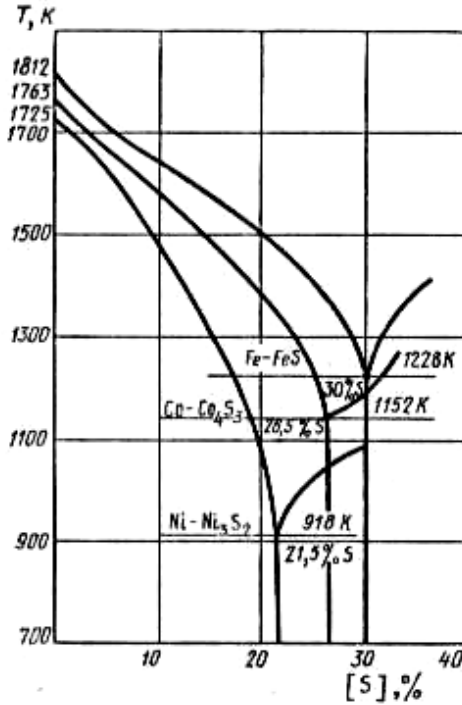
Çökdürmə ilə oksigensizləşdirmə prosesinin böyük çatışmayan cəhəti reaksiyası üzrə əmələ gələn, endogen qeyri – metallik (posa) qatışıqların yaranma++96 -0

3.-+

+

sıdır, belə ki, digər elementlərin oksidləri, adətən, əsas metalda həll olurlar.





**Şəkil 9.17. *Me – S* ümumiləşdirilmiş ərimə diaqramı (kütlə payı)**

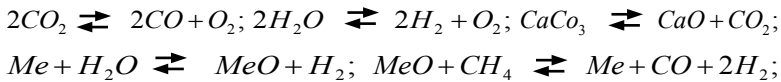
Bu qatışıqlar gərginliklər konsentratörlarından ibarətdilər, xüsusilə, əgər onlar kiçik radiuslu əyrilikli düzgün olmayan formaya malikdirlərsə, üstəridilmiş metalın həm möhkəmliyini, həm də plastiklik xassələrini aşağı sala bilərlər. Bundan qaçmaq üçün bir yox, iki və daha artıq (məsələn, Mn və Si eyni zamanda) oksigensizləşdirici daxil edirlər ki, onların oksidləri qarşılıqlı ərimə temperaturlarını aşağı salsınlar və qatışıqlar

qlobulyar formaya malik olsunlar.

Üstəridilmiş metalda vakuum ekstraksiyası üsulu ilə oksigenin tərkibinin tədqiqatları göstərir ki, oksigenin əsas kütləsi belə posa qatışıqlarından ibarətdir.

### 2.3. Qaynaqda metalın qazlarla qarşılıqlı təsiri

Qaynaq zonasında maye və ya ərimə temperaturuna yaxın temperaturadək qızdırılmış metallar təkcə oksigenlə yox, CO; CO<sub>2</sub>; H<sub>2</sub>O; C<sub>n</sub>H<sub>m</sub> kimi mürəkkəb qazlarla rastlaşırlar, onlar karbonatların və ya qazların dissosiasiyası nəticəsində alınirlar:



və s.

Qarşılıqlı təsir nəticəsində metallar oksidləşməyə və ya əksinə, temperaturdan və qaz atmosferinin komponentlərinin konsentrasiyalarının nisbətindən asılı olaraq bərpaya uğradıla bilərlər.

Karbon oksigenlə birləşərək CO<sub>2</sub> və ya CO yaradır:

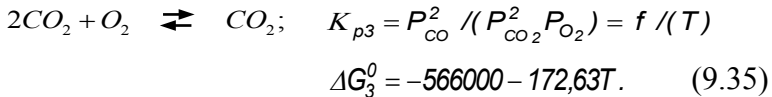


Birinci və ikinci reaksiyalar üçün Hibs enerjisinin qiymətlərindən istifadə edərək, hər iki prosesin tarazlıqda alacağı temperaturu müəyyən edək:

$$\Delta G^{\circ}_1 = \Delta G^{\circ}_2 \rightarrow T = 983,13^{\circ}C \quad (9.34)$$

983,13°C – dən yüksək temperaturlarda karbonun oksidləşməsi CO – dək baş verəcəkdir. CO<sub>2</sub> dioksid aşağı temperaturlarda daha dayanıqlı olacaq. C -O sistemində mümkün reaksiyalar üçün Hibs enerjisinin qiymətlərinin qrafikləri şəkl. 9.18 – də göstərilmişdir.

CO<sub>2</sub> karbon oksidinin CO dioksidə oksidləşmə reaksiyası aşağıdakı kimi baş verir.



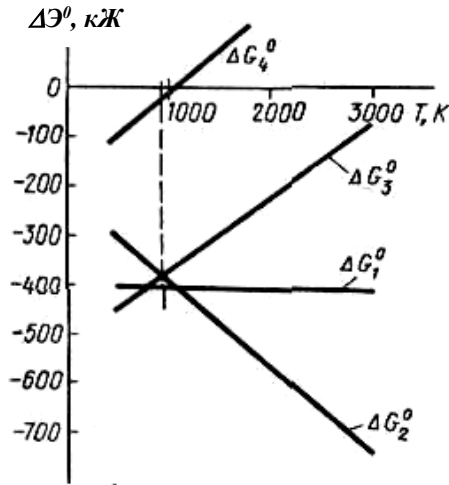
Bu yanıb qurtarma reaksiyası adı daşıyır və metallurgiyada böyük əhəmiyyətə malikdirlər. Tarazlıq konstantası ifadəsindən K<sub>p3</sub> taraz qaz qatışıqlarında oksigenin təzyiqini müəyyən edək və aşağıdakı tənliyi alırıq:

$$p_{O_2} = (1 / K_{p_3}) P_{CO_2}^2 / P_{CO}^2 = f(T). \quad (9.36)$$

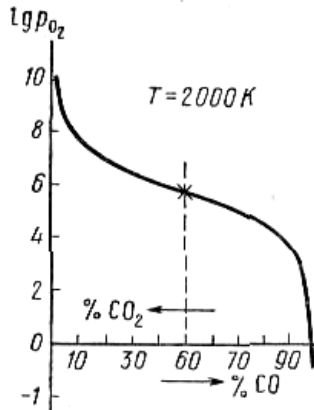
Əgər temperaturlar həddən artıq yüksək deyillərsə, (~2000°C), onda oksigenin parsial təzyiqi az olacaq və bu təzyiq P<sub>CO2</sub> və P<sub>CO</sub> parsial təzyiqlərinin yerinə onların qaz qatışığında həcmi paylarını qəbul edə bilər.

Onda

$$p_{O_2} = (1 / K_{p_3}) (\%CO_2 / \%CO)^2 = f(T). \quad (9.37)$$



Şəkil 9.18. Temperaturdan asılı olaraq karbon – oksigen sistemində Hibs enerjisinin standart dəyişməsi diaqramı



Şəkil 9.19. Oksigenin təzyiqinin loqarifminin qaz atmosferinin tərkibindən ( $T = \text{const}$ ) asılılığı

Beləliklə, oksigenin təzyiqi iki dəyişənin – temperaturun və qaz qatışıqının tərkibinin funksiyası olacaq. (9.37) tənliyini loqarifmləyirik və alırıq:

$$\lg p_{O_2} = -\lg Kp_3 + 2\lg a, \quad (9.38)$$

burada  $a = \% CO_2 / \% CO$  qaz atmosferinin oksidləşmə qabiliyyətini xarakterizə edir.

Əgər  $\% CO_2 \rightarrow 100$ ,  $\% CO \rightarrow 0$ , onda  $a \rightarrow \infty$  və  $\lg p_{O_2} \rightarrow \infty$ , yəni atmosfer oksidləşdirici olacaq, əgər  $\% CO_2 \rightarrow 0$  və  $\% CO \rightarrow 100$ , onda  $a \rightarrow 0$  və  $\lg p_{O_2} \rightarrow -\infty$  - bərpəedicidir.

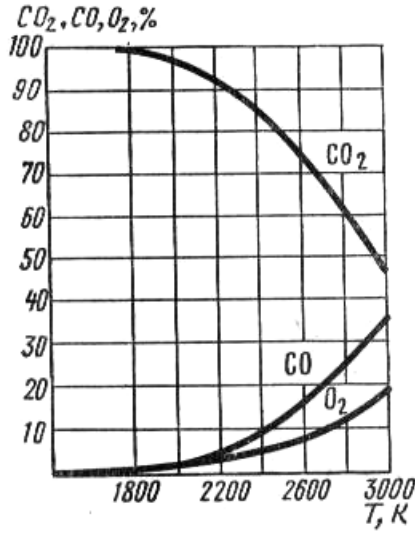
(9.38) tənliyinin  $2000^\circ C$  temperaturu üçün qrafik şəkl. 9.19 – da göstərilib. Əyrinin xarakteri göstərir ki,  $CO$  və  $CO_2$  konsentrasiyalarını uyğun dəyişməklə, geniş hədlərdə sabit temperatur şəraitində atmosferin oksidləşdirmə qabiliyyətini dəyişmək olar. Təssüf ki, karbon qazı  $CO_2$  şırnağında qaynaqlamada qaz atmosferinin tərkibini tənzimləmək imkanı yoxdur. Qaz atmosferinin tərkibinin temperaturdan asılılığı şəkl. 9.20 – də göstərilib.

$C - O$  sistemində daha bir tarazlıq Bell və Buduar tarazlığı mövcuddur.

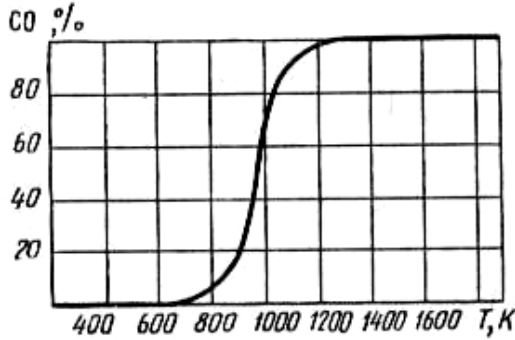


Bu reaksiya, bir tərəfdən qaz fazasından bərk karbonun ayrılmasına gətirir, digər tərəfdən isə tərkibində  $CO$  karbon oksidi olan qaz atmosferində kontakda metalların karbidlərinin yaranmasını şərtləndirir:





Şəkil 9.20. Temperaturdan asılı olaraq karbon qazının dissosiasiyası



Şəkil 9.21. Bell – Buduar ( $p=\text{const}$ ) reaksiyası üçün temperaturdan asılı olaraq CO – nun tarazlıq konsentrasiyaları

Bell–Buduar tarazlığını %CO –T koordinatlarında sabit təzyiq şərti üçün (adətən,  $1,013 \cdot 10^5$  Pa) göstərmək əlverişlidir. Şək.9.21–də CO taraz konsentrasiyalarının temperaturdan asılılığı göstərilib. Yüksək temperaturlarda (~980 K) karbon intensiv qazifikasişir və qaz fazasında CO–nun konsentrasiyasını yüksəldir.

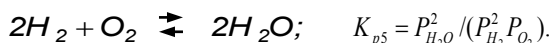
Hidrogen oksigenlə birləşərək iki birləşmə yaradır: su H<sub>2</sub>O və hidrogen peroksid H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>. Sonuncu az dayanıqlı birləşmədir və ona görə də qaynaq proseslərində rast gəlinmir.

Yüksək temperaturlarda suyun buxarı iki istiqamətdə dissosiasiya edir:



OH\* radikalı – təmiz oksigen kimi çox aktiv oksidləşdiricidir:

Tarazlıq konstantaları və Hibs enerjisinin tənliyi bu proseslər üçün çox yaxındırlar və H – O sistemində bir prosesə baxmaqla kifayətlənmək olar:



Tarazlıq konstantası tənliyindən oksigenin parsial təzyiqini müəyyən edək:

$$P_{O_2} = (1 / K_{p5}) P_{H_2O}^2 / P_{H_2}^2. \quad (9.39)$$

3000 ...4000K temperaturlarında bu tənliyi ayrı cür təsvir etmək olar:

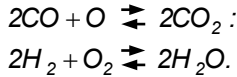
$$P_{O_2} = (1 / K_{p5}) (\% H_2O / \% H_2)^2. \quad (9.40)$$



$\%H_2O/\%H_2=b$  nisbəti qaz atmosferinin oksidləşdirə bilmə qabiliyyətini,  $a= \% CO_2 / \% CO$  nisbətində anoloci olaraq, C- O sistemində olduğu kimi göstərir.

$CO_2$ ,  $CO$ ,  $H_2O$  və  $H_2$  -nin birgə iştirakı ümumi sistemi yaradır, harada ki, tarazlıq ixtiyarı ola bilməz.

Tarazlıq iki reaksiyanın ümumi inkişafı nəticəsində qurulur:



İkinci tənliyi birincidən çıxaraq və əmsalları ixtisar etməklə, reaksiyanın aşağıdakı tənliyini (Qanın tarazlığı) alarıq:



Tarazlıq konstantası aşağıdakı kimi yazılır.

$$K = \frac{(\%CO_2)(\%H_2)}{(\%CO)(\%H_2O)} = f(T) \quad (9.41)$$

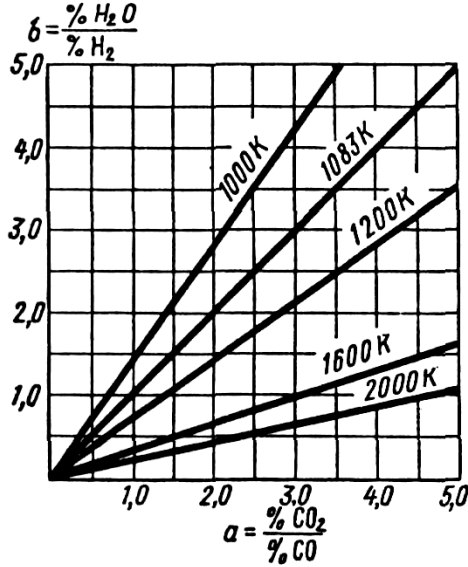
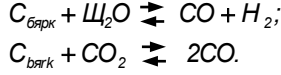
Əgər atmosferin oksidləşmə qabiliyyətini xarakterizə edən  $a$  və  $b$  əmsallarını daxil etsək, alarıq:

$$K=a/b=f(T).$$

Tarazlıq konstantasının bu cür yazılışı müəyyən temperaturlara uyğun düz xətlərdən ibarət şüa diaqramını qurmağa imkan verir. (şəkl.9.22). Bu diaqramdan görüldüyü kimi müəyyən temperatur üçün  $a$ -nın hər bir qiymətinə  $b$ -nin müəyyən qiyməti uyğun gəlir.

C – H –O sistemində bərk karbonla təkcə karbon oksidi

CO<sub>2</sub>-nin yox, həm də su buxarları ilə reaksiyaların da inkişafı mümkündür.



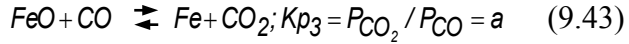
**Şəkil 9.22. CO, H<sub>2</sub>, CO<sub>2</sub> və H<sub>2</sub>O sistemlərində tarazlığı hesablamaq üçün şüa diaqramı (R.Şenk)**

Hər iki reaksiya, əgər qövsün atmosferində CO<sub>2</sub> və ya H<sub>2</sub>O iştirak edirsə, poladların qaynaqlanmasında karbon itgisinə aparırlar

Metalların, o cümlədən, dəmirin, tərkibində CO və CO<sub>2</sub> olan atmosferlərə qarşılıqlı təsiri, onun oksidləşmə qabiliyyətilə müəyən olunur:

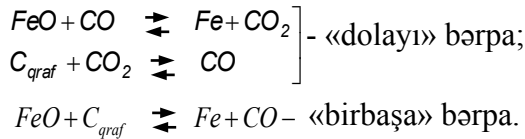
$$\alpha = \% CO_2 / \% CO = f(T). \quad (9.42)$$

CO – nun metal oksidilə reaksiyası üçün dönən tarazlığın tənliyi aşağıdakı kimidir:



Müxtəlif metallar üçün  $a$  oksidləşmə qabiliyyəti onların oksidinin termodinamik dayanıqlığından asılı olaraq müxtəlif olacaqdır. Cədvəl 9.1 – də  $T=1000K$  olduqda bəzi metallar üçün təqribi tənliklər üzrə hesablanmış nəticələr göstərilmişdir.

Bərk karbonun iştirakı ilə metalların oksidlərinin bərpası ayrı cür gedir:



Birbaşa bərpadan «böyük» metallurjiyada domna prosesində geniş istifadə olunur, lakin poladların qaynağında dəmir karbidləri karbon rolu oynadıqları üçün bu proses, karbon itgisinə gətirib çıxarır:



Fe-O sisteminə əvvəllər baxılmışdır (bax. 9.3 bəndi) və onda FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oksidləri və onların birləşməsi Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> iştirak edir. Bütün onlar temperaturdan asılı olaraq müxtəlif dayanıqlığa malikdirlər və öz aralarında məhlullar yaradırlar: maye dəmirdə FeO (L<sub>1</sub>), FeO və Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> (L<sub>2</sub>) maye məhlul və Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> də FeO bərk məhlul – vyustit, həmçinin bərk məhlulları  $\delta$  - ,  $\gamma$  - və  $\alpha$  - dəmirdə FeO. Fe – O sistemində, həm də,  $T=845K$  – də

nonvariant nöqtə mövcuddur ki, onda da  $\lg p_{O_2} = -20,48$  təzyi-  
qində  $\alpha = Fe; FeO; Fe_3O_4$  və  $O_2$  mövcuddurlar (bax. Şək. 9.8).

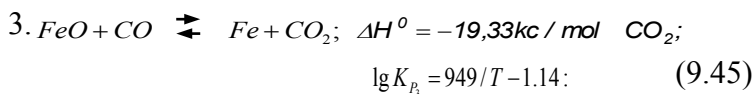
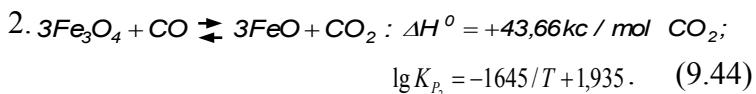
### Cədvəl 9.1

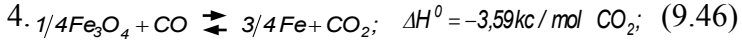
#### Bəzi metallar və onların oksidləri üçün CO və CO<sub>2</sub> konsentrasiyalarının qiymətləri

Metal	Oksid	Reaksiyanın tənliyi	Tərkib %		a
			CO	CO <sub>2</sub>	
Al	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$Al_2O_3 + 3CO \rightleftharpoons 2Al + 3CO_2$	100	0	0
Mn	MnO	$MnO + CO \rightleftharpoons Mn + CO_2$	100	0	0
Fe	FeO	$FeO + CO \rightleftharpoons Fe + CO_2$	39,0	61,0	1,565
Ni	NiO	$NiO + CO \rightleftharpoons Ni + CO_2$	34,6	65,4	1,87
Cu	Cu <sub>2</sub> O	$Cu_2O + CO \rightleftharpoons 2Cu + CO_2$	0,02	99,98	4999

Belə mürəkkəb oksidlər sisteminin, tərkibində CO və CO<sub>2</sub> olan atmosferlə bərpası, bir sıra ayrı – ayrı, lakin eyni zamanda qarşılıqlı əlaqədar proseslərə bölünür (tarazlıq konstantasının temperatur asılıqlığının tənlikləri V. A. Kistyakovski tərəfindən verilmişdir).

1.  $3Fe_2O_3 + CO \rightleftharpoons 2Fe_3O_4 + CO_2$  - praktiki olaraq bu reaksiya dönməyəndir. Belə ki, yalnız CO – nun kiçik konsentrasiyalarında və ya aşağı temperaturlarda gedir;

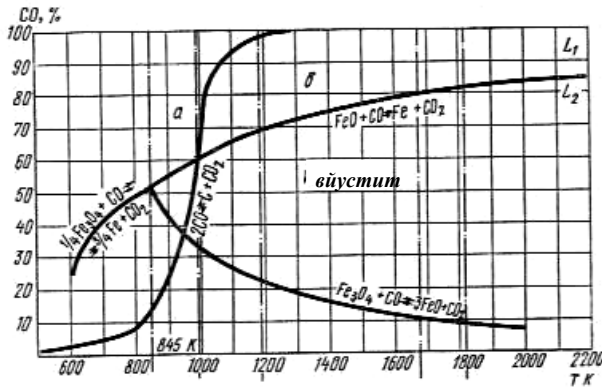




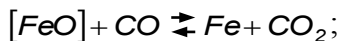
$T=845^\circ\text{C}$  – də son üç reaksiyanın (2 -4) tarazlıq konstantaları öz aralarında bərabər olduğu üçün dəmir oksidlərinin termodinamiki tarazlıqları da bərabər olurlar. Qrafiki olaraq dəmir oksidlərinin bərpa reaksiyalarının tarazlığı şəkl. 9.23 – də CO – T koordinatlarında göstərilmişdir və əyrilər sisteminə Bell – Buduar tarazlığı əyrisi 18

i adı qoyulmuşdur (bax. Şəkl. 9.21), o, diaqramın sahəsini birbaşa  $b$  və dolay  $a$  bərpa sahələrinə bölür. Birbaşa bərpa sahəsi qaynaq prosesləri üçün arzu olunmazdır (qaynaqlamada poladla karbonun itirilməsi).

Uyğun temperaturlarda CO- nun yüksək konsentrasiyaları dəmir məhlullarda FeO – nun bərpasını təmin edirlər ki, bu da mahiyyətə qaynaq vannası üçün xarakterik prosesi ifadə edir:



Şəkil 9.23. Bərk karbonun iştirakı ilə temperaturdan asılı olaraq CO karbon oksidi ilə dəmir oksidlərinin bərpası reaksiyalarının tarazlıq diaqramı.

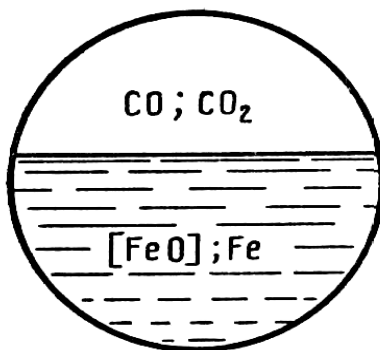


Üç komponentlərdən ibarət iki fazalı sistem ((şək. 9.24) üç sərbəstlik dərəcəsinə malikdir:

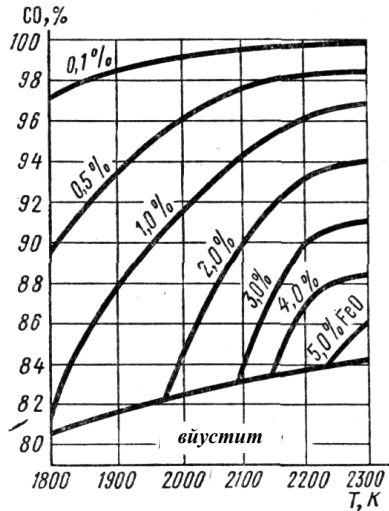
$$[\text{FeO}] = f(T; p; \text{CO} / \text{CO}_2); \quad (9.47)$$

(praktiki olaraq  $p$  təsir etmir, belə ki, reaksiya qaz mollarının sayı dəyişilmədən gedir).

Verilən proses üçün tarazlıq konstantasının ifadəsini belə yazmaq olar:



*Şəkil 9.24. Dəmir oksidinin məhlulda CO və CO<sub>2</sub> atmosferində bərpa sxemi*



Şəkil 9.25. Temperatur və konsentrasiyadan (kütlə payı) asılı olaraq maye dəmir məhlulunda FeO – nun taraz miqdarları.

$$K_p = \frac{a_{Fe} p_{CO_2}^1}{a_{FeO} P_{CO}^1} = K_{P3}, \quad (9.48)$$

burada  $a_{Fe} \approx 1$  əvvəlki üzrə;  $a_{FeO} \approx N_{FeO} / N_{FeO_{doy}}$   $\approx [\%FeO] / [\%FeO]_{doyumu}$ ;  $p_{CO_2}$  və  $p'_{CO_2}$  –  $CO_2$  və  $CO$  nun FeO – nun Fe – da məhlulu olduqda parsial təzyiqdır.

Buradan

$$K_{p3} = \frac{[\%FeO]_{doyumu} p'_{CO_2}}{[\%FeO] p'_{CO}} = f(T): \quad (9.49)$$

Əgər  $[\%FeO] \rightarrow [\%FeO]_{doyumu}$ , onda  $p'_{CO_2} / p'_{CO} \rightarrow K_{P3}$ , lakin əgər  $[\%FeO] \rightarrow 0$ , onda  $p'_{CO_2} / p'_{CO}$  - da sıfıra yaxınlaşacaqdır, bu

isə  $CO$  konsentrasiyası 100% - ə yaxınlaşdıqda mümkündür. Beləliklə, oksigendən təmiz dəmiri yalnız təmiz  $CO$  atmosferində almaq olar. Faktiki, bunu etmək mümkün deyildir və bundan başqa, bir çox metallar, o cümlədən, dəmir  $CO$  ilə üçüncü kompleks birləşmələr – karbonillər [ $Fe(CO)_5; Ni(CO)_4; Cr(CO)_6$ ] və s. yaradırlar, onlar parçalanaraq yüksək təmsiz metallar – karbonil dəmir, karbonil nikel və s. alınır.

Şəkil 9.25-də  $L_1$  sahəsi böyüdülmüş miqyasda göstərilmişdir və orada qaz fazasında temperaturdan və  $CO$ -nun konsentrasiyasından asılı olaraq  $FeO$  – onun eyni konsentrasiyalarının xətləri göstərilmişdir. Sıfıra yaxınlaşan  $FeO$  konsentrasiyasında  $CO$  konsentrasiyası 100%-ə yaxınlaşır. Təəssüf ki, qaynaq proseslərində  $CO$ -nun konsentrasiyası həmişə aşağıdır və yalnız asetilen–oksigen alovu ilə qaynaqlamada qaz qatışığının tərkibini ( $\beta \approx 1$ ) tənzim-ləyərək, odluğun alovunda  $CO$ -nun yüksək konsentrasiyasını yaratmaq olar.

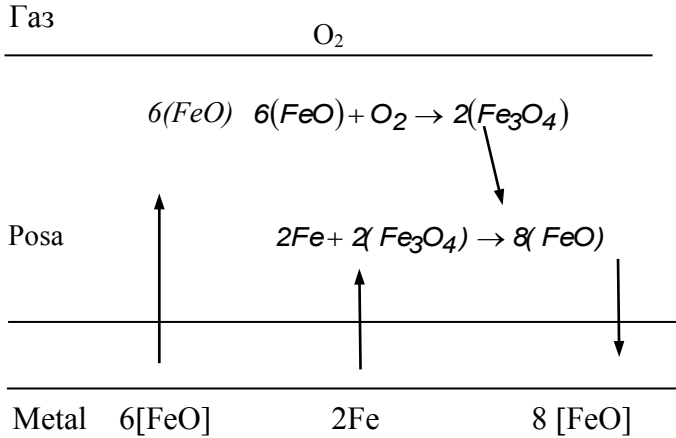
#### **2.4. Posa fazaları və onların təyinatı**

Posalar, metal güzgüsünü qaz atmosferinin birbaşa təsirindən ayıran maye mineral fazalardan ibarətdir. Posalar metalı əhatə edən qaz mühitindən izolə etmərlər, yalnız birbaşa difuzion qarşılıqlı təsirlə əvəz edirlər. Posa vasitəsilə qazlar və ya metallar qazlarla ayrılma sərhəddinə (özlərinin ən aşağı oksidləri şəklində) diffuziya edə bilirlər, orada oksidləşərək metala qayı-



*Qaynağın metallurjiyası*

daraq tutulmuş oksigeni ötürə bilərlər. Dəyişən oksidləşmə dərəcəsinə malik dəmir aşağıdakı sxem üzrə oksigeni (dairəvi mötərizələrdə – posanın komponentləri göstərilmişdir) daşıya bilər:



Posa fazasının metalla qarşılıqlı təsiri tamamilə onun mürəkkəb tərkibindən və temperaturdan asılıdır. Posa və metallik fazalarının komponentləri arasında tarazlıq və oksidləşmə bərpa proseslərinin yaranması imkanı ümumiləşdirilmiş şəkildə paylanma qanunu ilə müəyyən olunur. Posa və metalın aktiv qarşılıqlı təsiri qaynaq prosesinin yüksək temperaturlarında tişik metalının tərkibinin dəyişməsinə gətirib çıxarır və bunu qaynaq texnologiyasını işləyərkən nəzərə almaq vacibdir.

Posalar, metallik vanna ilə qarşılıqlı təsir tipinə görə oksidləşdiricilərə və bərpa edicilərə bölünürlər. Məsələn, əgər oksidin metalda konsentrasiyasını  $[FeO]$ , posada isə  $(FeO)$  ilə işarə etsək, onda paylanma qanununun ifadəsini belə yazmaq olar.

$$L_{FeO} = [FeO]/(FeO) = F(T). \quad (9.60)$$

Əgər  $L_{FeO} \cdot (FeO) > [FeO]$  olarsa, onda posa oksidləşdirici və əksinə, əgər  $L_{FeO} \cdot (FeO) < [FeO]$  olarsa bərpa edici olacaqdır.

$L_{FeO}$  - nun qiyməti temperaturdan deyil, həm də posanın tərkibindən asılıdır və adətən, təcrübi yolla müəyyən olunur. Qaynaq üçün yalnız bərpa edici posalardan istifadə edirlər və avtomatik qaynaq üçün qaynaq flüslərinin istesalında onları diqqətlə oksigensizlədirirlər,  $FeO$ ,  $S$  və  $P$  – nin miqdarı DÜİST – lə ciddi reqlamentləşdirilir.

Çox komponentli posa fazalarının tərkibini, hansı metalların və ya ərintilərin qaynaq prosesinə uğradılmasından asılı olaraq geniş hədlərdə dəyişirlər. Alümosilikat flüsləri, yəni poladların qaynağı prosesləri üçün əlverişli olan əvvəlcədən hazırlanmış posalar titan və ya alüminium qaynağı üçün yaramır, belə ki, bu metallar posanın komponentlərini bərpa edə bilərlər və bununla da tikiş metalının tərkibini dəyişə bilərlər. Ona görə də posa fazalarının komponentləri kifayət qədər yüksək termodinamik dayanıqlığa malik olmalıdırlar.

Posa fazalarının başlıca komponentləri öz kimyəvi xarakterinə görə aşağıdakı tərzdə paylanılır:

Turş	Amfoter	Əsasi	Neytral
$SiO_2$ ; $TiO_2$ ; $B_2O_3$ ; ( $Na_2B_4O_7$ ) $P_2O_5$	$Al_2O_3$ ; $Cr_2O_3$ ( $Fe_2O_3$ )	$CaO$ ; $MgO$ ; $K_2O$ ; $Na_2O$ ; $FeO$ ; $MnO$ .	$CaF_2$ ; $Na_3AlF_6$ ; $NaF$ ; $KF$ ; $NaCl$ ; $KCl$ ; $BaCl_2$ .

(mörtərizələrdəki maddələr çox nadir hallarda posaların tərkibinə daxil olurlar,  $P_2O_5$  və  $B_2O_3$  isə yalnız mis ərintilərinin qaynağında posaların tərkibinə daxil ola bilərlər).

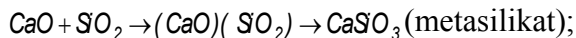
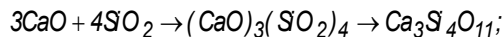
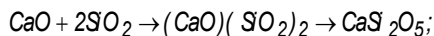
Öz tərkibinə görə qaynaq posalarını, poladların qaynağında çox geniş tətbiq olunan alümosilikat və əlvan metalların, məsələn, titan ərintilərinin qaynağında tətbiq olunan oksigensiz və ya flüorlulara bölmək olar.

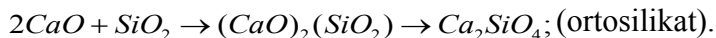
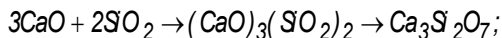
**Alümosilikat posaları.** Bu posaların tərkibinə  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$  və əsasi oksidlər daxildirlər.

Silisiyum dioksid  $SiO_2$ :  $\Delta H^0 = -910,9 \text{ kC/} \text{m}^3 \text{ } \ddot{\text{e}}$ , (kvars); erimə temperaturu  $T_3=1983\text{K}$ . Temperaturdan və kristallaşma şərtlərindən asılı olaraq, altı polimorf çevrilişə malikdirlər:  $\alpha$  -  $\beta$  - kvars  $\rightleftharpoons \alpha$  -,  $\beta$  - tridimit  $\rightleftharpoons \alpha$  - ;  $\beta$  - kristoballit  $\rightleftharpoons$  maye.

Maye silisiyum dioksidi tez soyutduqda kvars şüşəsi alınır. Tərkibində böyük miqdarda  $SiO_2$  olan posalar sınaqda şüşə şəkilli strukturu verirlər və yaxşı texnoloji xassələrə malikdirlər (tikişin formalaşması, posanın ayrılması). Silisiyum dioksid metal oksidlərinin iştirakı ilə çox saylı birləşmələr – duzlar yaradır.  $SiO_2$  – nin duz əmələ gətirməsinə neytral molekulların qarşılıqlı təsiri və ya müntəzəm ion məhlulunun yaranması kimi baxmaq olar, belə ki, maye posa elektrik cərəyanını keçirir və elektrolitdir.

Kalsium oksidlə molekulyar komplekslər aşağıdakı reaksiyalar üzrə yaranırlar:





Digər əsasi oksidlər (FeO, MnO, MgO) anoloci polisilikatları verirlər, lakin kalsiumun duzları ən dayanıqlıdırlar, belə ki, kiçik ümumiləşdirilmiş potensiala malikdirlər.

Kompleks ionların tərkibi və onların quruluşu,  $\text{O}^{2-}$  ionlarının və  $\text{SiO}_2$  molekullarının sayının nisbətindən, yəni posanın tərkibindən asılı olaraq dəyişəcəklər. Aşağıda  $\text{SiO}_2$  – nun bir molekuluna düşən  $\text{O}^{2-}$  ionlarının müxtəlif sayı üçün birləşmələrin tərkibi göstərilib:

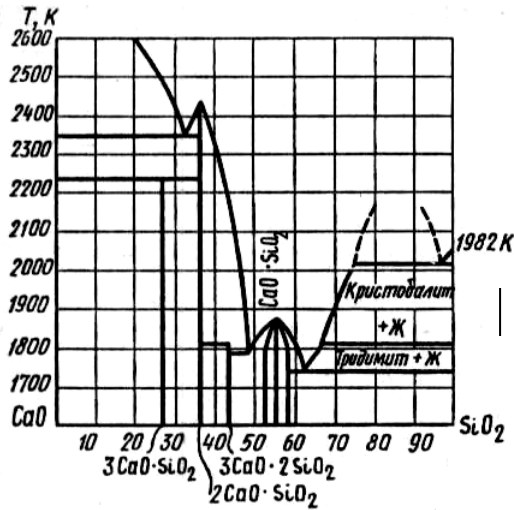
İonların Sayı $\text{O}^{2-}$	0,5	0,75	1	1,5	2,0
Birləşmə	$\text{Ca}^{2+} + [\text{Si}_2\text{O}_5]^{2-}$	$3\text{Ca}^{2+} + [\text{Si}_2\text{O}_5]^{6-}$	$\text{Ca}^{2+} + [\text{SiO}_3]^{2-}$	$3\text{Ca}^{2+} + [\text{Si}_2\text{O}_7]^{6-}$	$2\text{Ca}^{2+} + [\text{SiO}_4]^{4-}$

Ümumi halda  $\text{SiO}_2$  – nin iştirakı ilə kompleks ionun formasını  $\text{Si}_x\text{O}_y^{z-}$  şəklində yazmaq olar. Tetrayedrlərdən  $[\text{SiO}_2]^{4-}$  zəncirlərin, zolaqların və həcmi komplekslərin yaranması ona gətirib çıxarır ki, tərkibində çoxlu  $\text{SiO}_2$  olan maye ion məlullarının özlüyü çox böyükdür, elektrik keçiriciliyi isə kifayət qədər azdır.  $\text{SiO}_2$  ion halına müstəqil, ərimə temperaturundan əhəmiyyətli dərəcədə yüksək temperaturalarda keçə bilər:



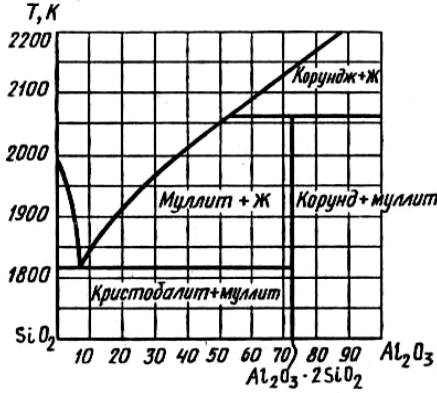
lakin, ümumiyyətlə, bu proses energetik nöqtəvi – nəzərdən az ehtimal olunandır. Kalsium oksid və silisium oksidi arasında reaksiyalar nəticəsində duz əmələ gəlməni  $\text{CaO} - \text{SiO}_2$  ərimə diaqramı üzrə (şək. 9.32) müşahidə etmək olar.

Silisium oksid amfoter oksidlərlə, məsələn,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – lə, ona  $(\text{BO}_4)^{5-}$  də  $\text{B}_2\text{O}_3$  bor oksidinin tetrayedri olduğu kimi  $[\text{AlO}_4]^{5-}$  tetrayedr kimi baxmaq olar.  $\text{SiO}_2$  və  $\text{Al}_2\text{O}_3$  birləşmələrinin strukturu mürəkkəbdır, lakin hər iki oksidin sonrakı üçlü duzlarının, məsələn, annortit  $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$  ( $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ) duzəmələgəlmə qabiliyyətini itirməməsi çox maraqlı kəsb edir.



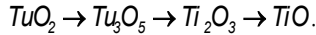
Şəkil 9.32.  $\text{CaO} - \text{SiO}_2$  (kütlə payı) sisteminin ərimə diaqramı

$\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$  sistemində düz əmələ gətirməni ərimə diaqramı üzrə (şək. 9.33) müşahidə etmək olar, baş birləşmə mullitdir  $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$  və ya  $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ .



**Şəkil 9.33.**  $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$  (kütlə payı) sisteminin ərimə diaqramı.

**Titan dioksidi.**  $\text{TiO}_2$ :  $\Delta H^\circ = -943 \text{ kC} / \text{mol}$ , ərimə temperaturu  $T_3 = 2115 \text{ K}$  - dir. İki formada kristallar yaradır – rutil və anataz.  $\Delta H^\circ$  - in qiymətinin aşağı olmasına baxmayaraq,  $\text{TiO}_2$  - nin termiki dayanıqlığı  $\text{SiO}_2$  - də olduğundan kiçikdir, belə ki, o, özünün daha aşağı oksidlərinə, bu halda oksidləşdirici kimi qalaraq, bərpa oluna bilər:

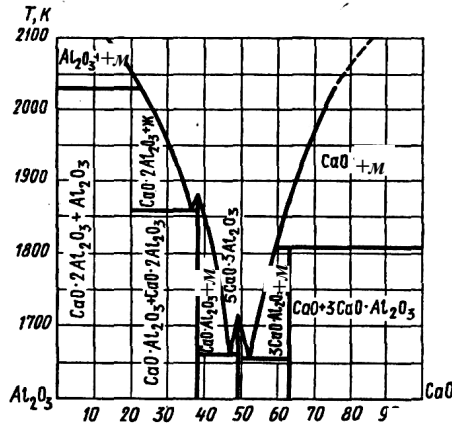
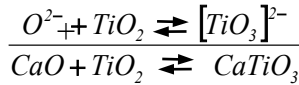


Qaynaq texnikasında oksidləşdirici mühitin təmiz Ti – dək bərpa olunmadan yaradılmasından geniş istifadə olunur (rutil elektrodlar). Titan dioksidin düz əmələ gətirməsi, əsasən, silisium dioksidin düz əmələ gətirməsini yada salır, lakin Ti –

D.İ. Mendeleyev dövrü sisteminin 4 – cü dövrünün elementi-  
dir, onun hibrid orbitalları az dayanıqlıdır və  $(TiO_4)^{7-}$  kompleks  
ionlar yaratmaq qabiliyyəti də əhəmiyyətli dərəcədə zəif ifadə  
olunmuşdur. Onun üçün tipik duzlar metatitanatlar olacaqlar:



Sonuncu əhəmiyyətli dərəcədə pyzeofektə malikdir.  
Müntəzəm ionlar məhlulları nəzəriyyəsi mövqeyindən düz  
əmələ gəlmə prosesini aşağıdakı kimi təsəvvür etmək olar:

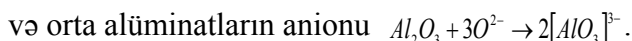


Şəkil 9.34.  $CaO - Al_2O_3$  (kütlə payı) sisteminin  
ərimə diaqramı

Beləliklə, titan dioksid turş oksiddən ibarətdir, lakin onun duz əmələ gətirmə aktivliyi  $\text{SiO}_2$  – dən aşağıdır.

**Bir yarımliq alüminium oksid.**  $\text{Al}_2\text{O}_3$ :  $\Delta H^\circ = -1675 \text{ kC} / \text{mol}$  : ərimə temperaturu  $T_0 = 2323^\circ\text{C}$  – dir.  $\alpha$ - korund şəklində oksid, yüksək termodinamiki dayanıqlığa malikdir və hidratlaşmır.

Posalarda  $\text{Al}_2\text{O}_3$  özünü amfoter oksid kimi apararaq  $\text{SiO}_2$  ilə duzlar (mullit) və əsası oksidlə reaksiyaya girərək kompleks anionlar yaradır.



Düzəmələ gəlmə proseslərini  $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3$  sisteminin ərimə binar diaqramında (şək. 9.34) izləmək olar.

**Bir yarımliq xrom oksidi  $\text{Cr}_2\text{O}_3$** , xromnikelli poladları qaynaqlamasında posalarda iştirak edir, korunda izomorfdur və onunla çəhrayı rəngli bərk məhlul yaradır.

Əsası oksidlər qaynaq posalarında və flüslərdə iştirak edirlər –  $\text{CaO}$ ;  $\text{MgO}$ ;  $\text{FeO}$ ;  $\text{MnO}$ , bəzən də  $\text{NiO}$ . Bu oksidlər,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  və  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oksidlərini mürəkkəb anionlarla əlaqələndirən  $\text{O}^{2-}$  – ionlar mənbəyi kimi xidmət edirlər və bununla onların kimyəvi aktivliyini aşağı salırlar. Bu oksidlərdə onların termodinamiki dayanıqlıq və ionların dissosiyası prosesinə təsir edən effektiv potensiallar müxtəlifdir.

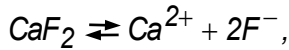
Posa fazalarının neytral komponentləri, adətən, yüksək termodinamiki dayanıqlığa malik aktiv metalların flüoridlərindən oksigensiz və ya flüorid posaları kimi istifadə etmək olar. Flüorid  $\text{CaF}_2$ :  $\Delta H^\circ = -1214,6 \text{ kC} / \text{mol}$  :  $T_0 = 1673^\circ\text{C}$ ;  $T_{\text{qaynama}} = 2773^\circ\text{C}$ .

Suda, demək olar ki, həll olmur, hidratlaşmır. Flüorit bir

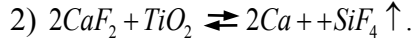
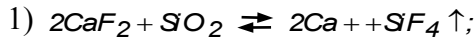


çox maddələrlə asan əriyən evtektikalar yaradır və ona görə də rusca «Plavikoviy şpat» (üzgəcli şpat) adlanır. Qaynaq metallurjiyasında ondan çox geniş istifadə olunur və təkcə temperaturu yox, həm də posaların özlülük və səthi gərilməsini tənzimləməyə imkan verir ki, bu da qaynaq vannasının metallurci emalı üçün çox vacibdir.

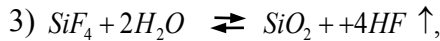
Flüorit  $\text{CaF}_2$  ərintidə ionlara yaxşı dissosiasiya edir:



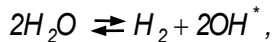
və onu «əsas» komponent kimi xarakterizə etmək olar belə ki, o, da  $\text{SiO}_2$  və  $\text{TiO}_2$  molekullarını üçüncü birləşmələrlə əlaqələndirir:



Tarazlığı əhəmiyyətli dərəcədə uçucu birləşmələrin yaranması tərəfə yerdəyişmə edərək, artıq 1000K – də bu reaksiyalar qövsün atmosferini flüoridlərlə zənginləşdirir, onlar qismən hidrogeni rəbitələndirir və onun qaz fazasından tikiş metalına daxil olmasını azaldırlar:

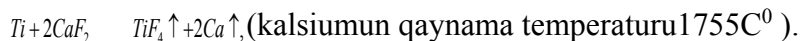


Flüorlu hidrogen, məsələn, su buxarının dissosiasiyasından alınan radikal  $\text{OH}^*$  daha dayanıqlıdır:



$\text{CaF}_2$  flüorit əsasında titan ərintilərindən böyük qalınlıqlı de-

talların qaynağında flüslər hazırlayırlar, belə ki, yüksək aktivlikli titanla reaksiyalarda metalın çirklənməsi, praktiki olaraq baş vermir:



Kriolit  $Na_3AlF_6$  ( $\Delta H^\circ = -3283,6 kC / mol$ ) əridilərkən  $NaF$  və  $AlF_3$  – ə parçalanır, kompleks duzdur, sublimasiya temperaturu  $\sim 1533C^0$  – dir. Kriolitın ərimə temperaturu  $1293C^0$  – dir. Kriolit özündə  $Al_2O_3$  oksidini, (kütlə payı 15% - dək) həll edir, özündə oksidləri və digər metalları həll etməyə qabildir.

Posa qalıt sistemlərində  $CaF_2$  ( $\Delta H^\circ = -1230 kC / mol$  :  $T_0 = 1633C^0$ ;  $T_{qaynama} = 2773K$ ),  $NaF$  ( $\Delta H^\circ = -573,6 kC / mol$  :  $T_0 = 1265C^0$ ;  $T_{qaynama} = 1973C^0$ ),  $KF$  ( $\Delta H^\circ = -567,4 kC / mol$  :  $T_0 = 1130C^0$ ;  $T_{qaynama} = 1773C^0$ ), həmçinin  $KCl$  və  $NaCl$  kimi qalıtlar istifadə edirlər, onları posaların tərkibinə posa sisteminin ərimə temperaturunu, elektirik keçiriciliyini və özlüyünü tənzimləmək üçün daxil edirlər.

Əvvəllər qeyd olunur ki, posa fazalarının nəzəriyyəsi müxtəlif tipli oksidlərdən qurulmuş molekulyar komplekslərin yaranmasına əsaslandırılmışdır. Bu nəzəriyyə, əsasən, düzgün nəticələr verir, lakin maddələrin molyar (və ya kütlə) payının həqiqi aktiv konsentrasiyaları əks etdirmədiyini göstərən əhəmiyyətli sapmalar olurlar. Bu tamamilə başa düşülür, belə ki, çox komponentli məhlulda müxtəlif komponentlər bir – birinə təsir edir, bu zaman aktivlik əmsalları müxtəlif qiymətlər alırlar:

$$\alpha_i = \gamma_i N_i . \quad (9.61)$$

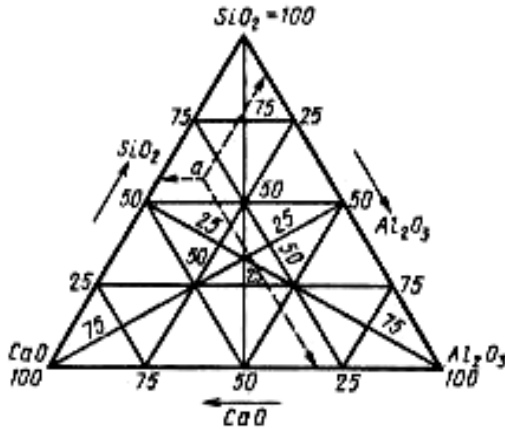
Molekulyar komplekslər nəzəriyyəsi həmişə düzgün nəticələr verir, (yarım miqdarca) və metalın posa ilə qarşılıqlı təsiri proseslərini proqnozlaşdırmağa imkan yaradırdı.

O.A. Yesinin və onun məktəbinin (Sverdlovsk) əsərlərində inkişaf olunmuş müntəzəm ion məhlulları nəzəriyyəsi, ionların energetik fərqlərini (yerdəyişmə enerjisi) və  $\text{SiO}_2$  ionlarının  $\text{O}^{2-}$  ionlarını tutması nəticəsində  $\text{Si}_x\text{O}_y^{z-}$  kompleks anionlarının yaranmasını nəzərə alaraq, ionlar arasında qarşılıqlı təsiri nəzəri olaraq müəyyən etməyə imkan vermişdir və statistik termodinamikanın əsas müddəalarından irəli gələn komponentlərin aktivlik əmsallarının hesablanma üsulunu işləmişdir. Bu nəzəriyyənin əsasları V.A. Koceurovun «Metallurci posaların termodinamikası» monoqrafiyasında və bir sıra sonrakı işlərində şərh olunmuşdur. Bu nəzəriyyədən əsas nəticə – bütün müntəzəm ion məhlullu sistemi üçün Hibs enerjisini hesablamağın mümkünlüyüdür. Eyni komponentlərin müxtəlif kütlə nisbətlərində posa əsasi və ya turş da ola bilər. Əgər əsasi posada 10% - dək  $\text{SiO}_2$  varsa, onda  $\text{Si}_x\text{O}_y^{z-}$  kompleksinin əmələ gəlməsini nəzərə almamaq olar və yalnız ionlar arasında qarşılıqlı təsir enerjilərinin hesablanması ilə kifayətlənə bilərik. Bu halda ion məhlulu (MİM) alınır. Lakin əgər posa turşdursa və tərkibində çoxlu  $\text{Si}_x\text{O}_y^{z-}$  kompleks ionları varsa, onda yaranan komplekslərin enerji və entropiyasını nəzərə almaq lazımdır, yəni posaya müntəzəm ion məhlulu kimi (MİM) baxmalıyıq.

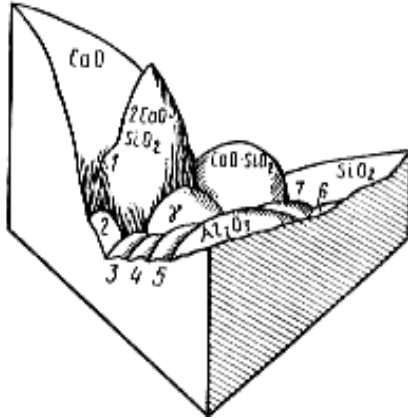
Mükəmməl məlumatların çatışmayan çəhətləri dəqiq hesablamaları çox çətinləşdirir, belə ki, binar hal diaqramlarına

baxıldıqdan sonra alınmış termodinamiki nəticələri çox komponentli sistemlərə aid etmək yalnız şərti mümkündür. Buna baxmayaraq, bu sistem üzrə hesablamalar, qaynaq metalurgiyasında  $B$  posalarının əsasliyini və ( $SiO_2$ ;  $MnO$ ) posa fazalarının daha vacib komponentlərinin aktivlərinin müəyyən olunması üçün artıq tətbiqini tapmışdır.

**Qaynaq posa sistemlərinin fiziki xassələri.** Qaynaq posalarının ərimə temperaturu, bir qayda olaraq, qaynaqlanan metalın kristallaşma temperaturundan aşağı olmalıdır. Mürəkkəb sistemlərdə ərimə temperaturu tərkibin fuksiyasını ifadə edir və uyğun ərimə (tərkib xassə) diaqramları ilə müəyyən olunur. Silikatların və alümosilikatların ərintiləri həddindən artıq soyuma və şüşə şəkilli prosaları yaratma qabiliyyətinə malikdirlər, bu vəziyyət, təcrübi və tədqiqat məsələsini mürəkkəbləşdirir.



*Şəkil 9.35. Ternar sisteminin (Hibs) tərkiblərinin üçbucağı*



**Şəkil 9.36.  $CaO - SiO_2 - Al_2O_3$  sisteminin ərimə diaqramının sxematik şəkli**

Əvvəllər, posa komponentlərinin sistemlərinin ikili ərimə diaqramları göstərilmişdir:  $SiO_2 - CaO$  (şək.9.32),  $Al_2O_3-SiO_2$  (şək. 9.33),  $Al_2O_3 - CaO$  (şək. 9.34.)

Ərimə diaqramı, əgər bu üç komponent eyni zamanda posa sistemində iştirak edərsə, əhəmiyyətli dərəcədə mürəkkəbləşərək – təkcə ikili deyil, həm də üçlü birləşmələr alümosilikatlar yarana bilərlər:

Anortit  $CaAl_2Si_2O_8$  ( $\Delta H^\circ = -4223.9kC / mol$  :), helenit  $Ca_2Al_2SiO_7$  ( $\Delta H^\circ = -3986.9kC / mol$  :) onlar da həmçinin ərintinin digər komponentlərilə məhlullar və evtektikalar yaradacaqlar.

Üçlü komponentli (ternar) sistem üçün ərimə diaqramı ar-tıq həcmi olacaqdır tərkibələr oxu əvəzinə, onun üzərində iki komponentli sistemin tərkibini vermək olar, tərkib Hibs üçbuca-

ğı ilə (şək. 9.35) müəyyən olunur. Düzgün üçbucağın tərəfləri binar ərintilərin tərkibləri oxlarını göstərirlər, bisektrisalar və hündürlüklərlə üst – üstə düşən meridianlar isə ternar sistemdə verilən komponentin miqdarını göstərirlər. Temperatur oxları – üçbucağın zirvələrindən qoyulmuş perpendikulyarlarıdır.  $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$  sisteminin ərimə diaqramının ümumi sxematik təsviri şək.9.36 – da evtektikalarının dərin çuxurlar ilə dalğalı səth şəklində göstərilmişdir.

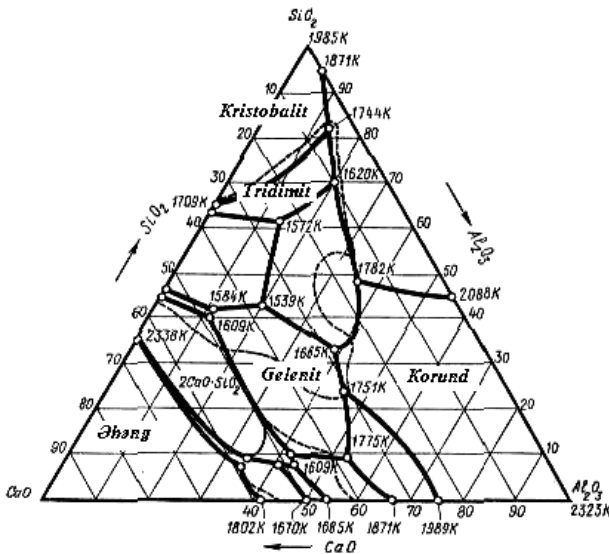
Lakin belə diaqramlardan istifadə mümkün deyildir. Onda əsasən paralel müstəviləri ifadə edən izotermlər keçirirlər və temperaturların uyğun işarələnməsini Hibs üçbucağına kəsiklərin əyirələrini proyeksiyalandırırırlar. Üfüqlərlə Hibs üçbucağı şək. 9.37 – də göstərilib. Belə ərimə diaqramının təcrübi tədqiqi çox əmək tutumludur və yalnız üç komponentli posalar üçün yararlıdır. Bu tipli ərimə diaqramları qaynaq flüslərinin və metallurci posaların sistemlərində rast gəlinən  $MgO - Al_2O_3 - SiO_2$ ;  $MnO-SiO_2 - Al_2O_3$ ;  $FeO - MnO - SiO_2$  və s. sistemləri üçün qurulmuşdur.

Belə ki, real qaynaq flüsləri çox komponentlidirlər, onda onlar üçün üç ölçülü fəzədə ərimə diaqramını qurmaq olmaz və bu halda komponentlərin miqdarını sabit ehtimal edərək üçlü ərimə diaqramları qururlar.  $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$  sisteminə  $CaF_2$  – nin daxil edilməsi sistemdə ərimə temperaturunu aşağı salır, onda  $CaF_2$  – nin kütlə payını sabit hesab edərək (5 və ya 10%), yenidən üçlü diaqram qururlar.

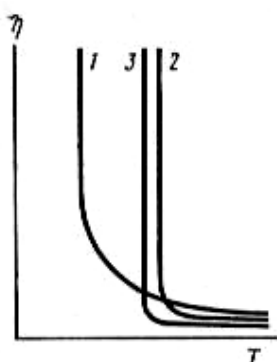
Qaynaq flüsləri üçün ərimə diaqramları, məsələn, N.N Potapovun işlərində göstərilibdir. Analoji olaraq ərimə diaq-

ramlarını flüorlu flüslər üçün də qururlar. Qaynaq flusunun lazım olan ərimə temperaturunun seçilməsini onun tərkibini dəyişməklə həyata keçirirlər (daha tez – tez  $CaF_2$  – nin miqdarını dəyişməklə).

Posaların özlüyü, hər şeydən əvvəl, qaynaq texnologiyasını təmin etəməlidir, belə ki, onun qiymətindən qaynaq tikişinin formalaşması şərtləri, metal – posa sərhədlərində metalurci reaksiyaların intensivliyi, posa qatışıqlarının metaldan ayrılması (ekzogen qatışıqlar) asılıdırlar; xüsusilə yüksək tələblər, şaquli və tavan vəziyyətində qaynaqda posaların özlülüyünə qoyulur. Özlülük mayenin temperaturundan və quruluşundan, yəni onu təşkil edən zərrəciklərin qarşılıqlı təsirindən asılıdır.



Şəkil 9.37. Cızılmış üfüqlərlə Hibs üçbucağı.



Bu, xüsusilə, güclü ərintilər və ion məhlulları üçün özünü göstərir.  $Ca^{2+}$  ;  $Na^+$  ;  $Mg^{2+}$  ;  $Fe^{2+}$  ;  $Mn^{2+}$  ;  $F^-$  ;  $O^{2-}$  kimi elementar ionlarla yaranan ion məhlulları, kristallaşma momentində öz qiymətini kəskin dəyişən - «qısa posalar» kiçik özlülüyə malikdirlər. Bu əsasi posalar üçün xarakterikdir.

Tərkibində çoxlu miqdarda  $Si_xO_y^{z-}$  tipli və ya  $SiO_2$  ionları olan, polimerizasiyaya meyilli  $[SiO_4]^{4-}$  teteayedr) ion məhlulları, yüksək temperaturlarda yüksək özlüyə malik olurlar və əhəmiyyətli dərəcədə soyuma ilə müşayiət olunan bərkimə prosesində onu tədricən dəyişirlər. Belə sistemlər «uzun posalar» adlanır. Şək. 9.38 – də tərkibində böyük miqdarda «qısa ionlar» olan əsasi posalar üçün və tərkibində əhəmiyyətli miqdarda  $Si_xO_y^{z-}$  ionları olan (uzun) turş posalar üçün temperaturlardan asılı olaraq özlüyün dəyişmə əyri-ləri göstərilmişdir.

Özlülüyn qiyməti ion məhlullarının elektrikkeçiriciliyi ilə sıx əlaqədardır:

$$\eta \cdot \mu \approx const, \quad (9.62)$$

burada  $\eta$  - özlülük;  $\mu$  - elektrikkeçiriciliyidir.

Beləliklə, posa sistemlərinin bərkimə temperaturlarını müəyyən etmək üçün elektrik ölçmələrindən istifadə etmək olar. Qaynaq vannasının mövcudluq temperaturlarında əridil-



miş qaynaq posalarının özlüyü 0,2...0,4 Pa·s – dən artıq olmalıdır.

Mayenin səthi gərilməsi mayenin tərkibindən və temperaturundan və ya əgər maye məhlulu ifadə edirsə, onun və təbiətindən asılıdır.

Temperaturun artması ilə səthi gərilmə  $\sigma$  azalır. Polyar mayələr üçün Etveşi qanununu tətbiq edək:

$$\sigma = A(T_{\text{böh}} - T), \quad (9.63)$$

burada  $T_{\text{böh}}$  – verilən maddənin böhran temperaturu,  $T$  – cari temperatur,  $A$ - sabitdir.

Etveşi qanunundan irəli gəlir ki, böhran temperaturlarda maye – buxar sərhəddində səthi gərilmə sıfıra çevrilir.

Maye metallar və posa sistemləri üçün böhran şərtlər məlum deyildir, lakin temperaturun yüksəldilməsi zamanı səthi gərilmənin aşağı düşməsi çox tədqiqatçılar tərəfindən müşahidə olunur.

Səthi enerji maye zərrəcikləri (böyük sıxlıqlı mühitdə) arasında və qazın zərrəcikləri və ya mayenin buxarları arasında təsir edən, səthlə qarşılıqlı (az sıxlıqlı mühit) təsirdə olan müvazinətsiz qüvvələrdən asılıdır.

Beləliklə, ayırma sərhəddi sərbəst enerjiyə malikdir.

$$\Delta G_{\text{səth}} = \Delta H_{\text{səth}} - T \Delta S_{\text{səth}}, \quad (9.64)$$

burada  $\Delta H_{\text{səth}}$  - səthi enerji ( $\sigma F$ );  $\Delta S_{\text{səth}}$  - vahid yeni səthin yaranma entropiyasıdır.

(9.64) tənliyi, temperaturun artması ilə səthi enerjinin aşağı düşməsinə göstərir.

Belə ki, tarazlığa cəhd etdikdə,  $\Delta G_{s\ddot{u}h} \rightarrow 0$ , onda bu proses iki yolla həyata keçirilə bilər:

1) məsələn, rekristallizasiya və ya qaynaqlama zamanı termiki təsir zonasında dənənin böyüməsi, həmçinin, xırda damcılardan daha böyük damcılara birləşməsi nəticəsində ayırma səthinin sahəsinin kiçilməsi;

2) qaz fazasından və ya maye məhluldan zərrəciklərin ayrılma sərhədində adsorbsiya nəticəsində  $\sigma$ -nin aşağı düşməsi.

Əgər molekullar maye məhluldan sərhəd qatda adsorbsiya edirsə, onda səthi gərilmə aşağı düşür və maddə –səthi aktiv (SAM) hesab olunur:

$$C_1 > C_0; \quad \sigma_{p-p} < \sigma_{\text{ТЯМИЗ}}. \quad (9.65)$$

Əgər  $C_1 > C_0$ ; və ya  $\sigma_{p-p} > \sigma_{\text{ТЯМИЗ}}$ , onda maddə səthi – inaktiv olacaqdır.

V.K.Semençenko göstərdiyi kimi, posa sistemlərində səthi qatlar yüksək ümumiləşdirilmiş potensiallı ionlarla zənginləşəcəkdir ki, bu da S.B. Yakobovşvilinin də işləri ilə təsdiq olunur.

Səthi enerjilərin qiymətləri maye maddənin quruluşundan asılı olaraq çox geniş hədlərdə dəyişirlər. (sədvəl 9.6).

Alümosilikat posalarının səthi gərilməsi tərkibindən asılı olaraq 0,3...0,45 C/m<sup>2</sup> hədlərində, qalıq posalarınki isə 0,15...0,2 C/m<sup>2</sup> hədlərində dəyişir.

Bəzi mayelərin səthi gərilmələri

maye	$\sigma$ , C/m <sup>2</sup>	Tə,K	Maye	$\sigma$ , C/m <sup>2</sup>	Tə,K	maye	$\sigma$ , C/m <sup>2</sup>	Tə,K
He	0,000354	1,4	KF	0,1384	1186	Mg	0,569	924
Ar	0,0132	84,9	KCl	0,0958	1073	Al	0,914	933
N <sub>2</sub>	0,01053	69,9	NaCl	0,1138	1076	Cu	1,351	1356
O <sub>2</sub>	0,0183	89,9	Li	0,398	453	Fe	1,84	1812
H <sub>2</sub> O	0,07275	273	Be	1,144	1555	W	2,30	3653

Antonov qaydasına görə, iki maye fazanın ayrılma sərhəddində səthi gərilmə, təxminən, onların fərqi ilə bərabərdir:

$$\sigma = \sigma_1 - \sigma_2 \quad (9.66)$$

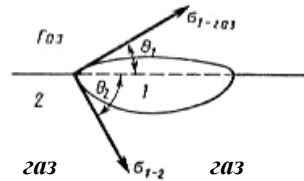
Beləliklə, posa və metal fazalarının ayrılma sərhəddində səthi gərilmə əhəmiyyət kəsb edir. İslatma hadisəsi, artıq bir bucaqla  $\theta$  deyil, iki bucaqla, şəkl.9.39 – da göstəriləndiyi kimi müəyyən olunur.

Ayrılma sərhəddində adgeziyanın işi aşağıdakı düsturla ifadə olunur

$$A = \sigma(1 + \cos\theta), \quad (9.67)$$

burada A – adgeziya və ya bir fazanın digərindən qopması işidir;  $\sigma$ - səthi gərilmə;  $\theta$ - islatma bucağıdır.

Əgər islatma bucağı  $\theta \rightarrow 0$ , onda iş  $A=2\sigma$ . İslatma olmadıqda  $\theta=\pi$ , iş  $A \rightarrow 0$ . Beləliklə, adgeziyanın işi ilə müəyyən olunan mayelərin qarşılıqlı ayrılması, həmçinin, posa və metallik fazaların tərkibindən asılıdır.



Səthi gərilmə, metal-posa ayrılma sərhəddində gedən oksidləşmə - bərpa reaksiyalarının sürətinə təsir edir. O, vananı tutub saxlayır və müxtəlif fəza vəziyyətlərində qaynaqlamada, ona müəyyən forma verir. Bundan başqa o, soyuma zamanı posa qabığının hazır qaynaq tikişindən ayrılmağına təsir edir.

Posa qabığının ayrılması, qaynaq birləşməsinin soyudulması zamanı qoparılma qüvvələrini yaradan termiki genişlənmə əmsallarının(t.g.ə.) fərqi ilə müəyyən olunur, lakin tez-tez metalda ümumi posa qabığının öz-özünə ayrılmasında metal-la möhkəm bağlanmış nazik şüşə şəkilli bərk posa qatları qalırlar. Onların kənarlaşdırılması əlavə qüvvələr tələb edir, belə ki, onlar sonrakı texnoloji əməliyyatlara mane olacaqlar. Bundan başqa, onlar korroziya proseslərini (xüsusilə qalid posaları) sürətləndirə bilərlər. Belə hadisə qaynaq vannasının metalı kifayət qədər oksigensizləşməmiş olduqda müşahidə olunur.

Posa sistemlərinin istilik-fiziki xassələri: istiliktutumu, istilikkeçirmə, entalpiya-qaynaq tikişinin formalaşma şəraitinə və tikiş metalının soyuma sürətinə təsir edir.

**İKİNCİ BÖLMƏ**  
**MÜHAFİZƏ ÜSULLARI**  
**III FƏSİL**  
**QAYNAĞIN MÜXTƏLİF NÖVLƏRİNDƏ**  
**METALLURJİ PROSESLƏRİN TƏSNİFATI**

Ərimə ilə qaynaqlama – qaynaq birləşmələrinin metalının tərkibinin, uyğun olaraq həm də xassələrinin ətraf mühitlə (atmosferlə) qarşılıqlı təsiri nəticəsində dəyişməsilə müşayiət olunan yüksək temperaturlu prosesdir. Metalların yüksək bərpa aktivliyi oksidlərin, nitridlərin yaranmasına gətirib çıxarır, belə ki, kimyəvi reaksiyaların və diffuzion proseslərin sürəti qaynaq tsikli temperaturlarında çox yüksəkdir, onda, hətta, çox məhdud vaxtda tikis metalının tərkibinin böyük və arzu olunmaz dəyişiklikləri baş verə bilər. Sənayenin, tikintinin və nəqliyyatın müxtəlif sahələrində qaynağın geniş tətbiqi, yalnız onda mümkün olmuşdur ki, qaynaq zonalarının atmosferdən mühafizəsinin zəmanətli üsulları işləndi.

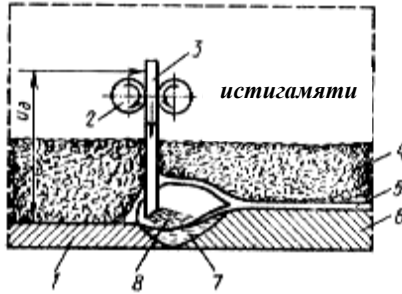
Hal – hazırda mövcud olan qaynağın müxtəlif növlərinə baxaraq, qaynaq zonasının mühafizəsinin dörd üsulunu göstərmək olar: 1) posa mühafizəsi; 2) qaz mühafizəsi; 3) qaz – posa mühafizəsi; 4) vakuum mühafizəsi.

Qaynaq vannasının posa mühafizəsi flüs qatı altında (şək.10.1) mexanikləşdirilmiş qaynaqda reallaşır. Mexaniki qurğu ilə qaynaqlanan tikiş boyu yerdəyişmə edən elektrik qövsü, boşalma, əridilmiş flüs və yarım maye vəziyyətdə flüs mühitində qapalı fəzada saxlanılır, özü də qövs atmosferin qazları

metal və flüsün komponentlərinin buxarları, ətraf mühitin təzyiqindən, fərqli olaraq, içindəki təzyiği yüksək saxlayırlar. Flüs qatı altında qövs qaynağı – qaynaq tikişinin yaxşı formalaşmasını təmin edən və elektrod metalı – məftilinin (~98%) yüksək istifadəsini təmin edən yüksək məhsuldarlıqlı prosesdir (20q /A: saatdan çox), belə ki, sıçrama baş vermir və nəticəsində, qrat yaranmır. Elektrik qovs boşalması ilə flüs əridilməsindən yaranan posa, qaynaq birləşməsinin səthindən yaxşı ayrılır.

Yüksək keyfiyyətli qaynaq birləşmələri almaq üçün verilən metallik ərintinin qaynaqlanması üçün qaynaq flüsünün və elektrod məftilinin tərkibini düzgün seçmək lazımdır ki, bunu da qaynaq üzrə sorğu kitablarından istifadə etməklə yerinə yetirmək olar.

Mexankləşdirilmiş qövs qaynağında müxtəlif flüslərdən istifadə olunur: onlara daxil olan komponentlərin elektrik və ya alovlu sobalarda əritməklə alınan əridilmiş flüslər və suya tökməklə qranullaşdırılmış flüslər öz aralarında maye şüşə ilə birləşdirilmiş komponentlərdən aşqarın qranullaşdırılması yolu ilə alınan kramiki flüslər. Əridilmiş flüslərdən fəqli olaraq keramik flüslərdə metallik ovuntular reduksiya edicilər və legirləyici komponentlər ola bilər, belə ki, hazırlanma prosesində K.K.Xrenov tərəfindən ilk dəfə təklif olunmuş keramik flüslər, yüksək temperaturradək qızmaya uğradılırlar.



**Şəkil 10.1. Flüs qatı altında mexanikləşdirilmiş qaynağın sexemi:**

*1-qaynaqlanan əsas meal; 2 - verici diyircəklər; 3 – elektrod məftili; 4 - qranullaşdırılmış flüs qatı; 5 – posa; 6 – qaynaq tikişi ;*

İstehsalatda ən çox, iri sənaye miqyaslarında hazırlanan müxtəlif markalı əridilmiş flüslər yayılmışlar. Əridilmiş flüslər öz tərkibinə və təyinatına görə müxtəlif markalı poladların qaynağı üçün təyin olunmuş alümosilikat və titan ərintilərini və digər aktiv metalların qaynağı üçün təyin olunmuş flüoridlərə bölünürlər.

Alümosilikatlı flüslər, hansı markalı poladların qaynaqlanmasından asılı olaraq, müxtəlif tərkiblərə malik olurlar, belə ki, posa ilə qarşılıqlı təsirdə qaynaq vannasının metalının tərkibi dəyişə bilər. Flüslər, həmçinin, öz fiziki xassələrinə görə də bölünürlər: dənənin strukturuna görə, şüşə şəkilli və pemza şəkilliyə, özlülüyünün dəyişmə xarakterinə görə – uzun və qısa, metalla qarşılıqlı təsir xarakterinə görə - aktiv və passivə bölü-

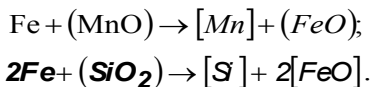
nürlər, onlar orta legirli poladların qaynağında tətbiq olunurlar.

Bəzi əridilmiş qaynaq flüslərinin tipik tərkibləri cədvəl 10.1 – də göstərib.

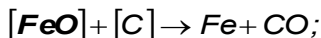
### **3.1. Qaynaq vannasının hava mühitindən mühafizə üsulları, posa mühafizəsi.**

**Əridilmiş flüslər qatı altında qövs qaynaqlamasında metallurci proseslərin xüsusiyyətləri.** Əridilmiş flüs qatı altında qövs qaynaqlamasında qövslə keçilən aralıq və qaynaq vannasında qövs boşalmasının aktiv ləkəsinə əhatə edən elektrodun əriyən ucunu, metal damcılarını, yüksək temperaturlu zonaya və metalın kristallaşma temperaturuna yaxınlaşdığı vannanın quyruq hissəsini əhatə edən aşağı temperaturlu zonaya ayrılır (Bax. Şək 9.40).

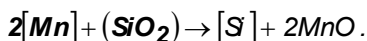
Yüksək temperaturlu zonada flüs komponentlərilə qaynaq vannasının metalının legirlənməsinə və eyni zamanda oksidləşməsinə səbəb olan endotermiki reaksiyalar intensiv inkişaf edirlər:



Elə bu zonada poladın karbonunun intensiv oksidləşməsi

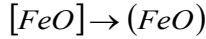


və silisiumun manqanla bərpası baş verir:





Nəzərə almaq lazımdır ki, posanın metallarla intensiv qarışması FeO – nun əhəmiyyətli hissəsinin posa fazasına çıxarılmasına səbəb olur;



**Cədvəl 10.1.**

**Poladların qaynağı üçün bəzi qaynaq flüslərinin  
komponentlərinin kütlə payı**

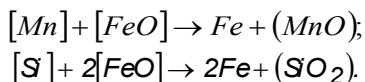
Flüsün Markası	Komponentlərin kütlə payı,%-lə										Qeyd
	SiO <sub>2</sub>	MnO	CaO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Ti- O <sub>2</sub>	ZrO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	- K <sub>2</sub> O=Na <sub>2</sub> O	
OCÜ-45	38...44	38...47	≤10	≤3	≤6	6...9	-	-	≤2	-	Karbonlu poladlar üçün Legirlənmiş poladlar üçün
AH-348-	41...44	34...38	≤10	≤7	≤6	4...6	-	-	≤2	-	
A	42,5...46,5	36...41	≤10	≤3	≤6	5,5...8,5	-	-	0,9	-	
AH-60	18...21,5	7...9	≤10	12...15	19...23	20...24	-	-	≤1	1...2	
AH-22	38...42	20...28	12-15	7...11	≤5	8...12	4...7	4...7	≤5	-	
AH-65	19...24	-	≤8	9...13	27...32	25...33	-	-	≤1	2...3	
AH-20	13...17	10...14	3...9	14...18	13...16	22...27	6...10	0...14	≤2,5	-	
AH-45	≤2	-	4...8	-	-	75...80	-	7...25	≤1	-	
AHF-5	6...9	-	-	2...4	≤2	33...40	35...40	-	-	-	
AH-25U			12...15								

Posada (FeO) uyğun silikatlarla keçir. V.V. Podqayetski-nin tədqiqatlarına görə əriyən elektrod metalı silisium və manqanla (flüs AH – 348; məftil Cv 08) əhəmiyyətli dərəcədə zənginləşir:

Elektrod metalı .....Si= 0,01%; Mn=0,52%

Elektrodun ucundakı damcı....Si=0,15%; Mn=0,63%

Silisium və manqanla zənginləşmiş metal qaynaq vanasına düşür və temperaturun aşağı salınmasında bu komponentlər metalı oksisensizləşdirməyə başlayırlar:



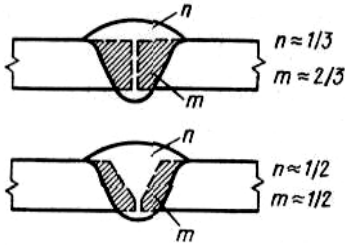
Belə ki, FeO–nun əsas hissəsi artıq posa ilə çıxarılıb, tikiş metalında oksigensizləşdirildikdən sonra  $Si \approx 0,1\%$  və  $Mn \approx 0,60\%$  olacaq.

Flüs altında mexanikləşdirilmiş qövs qaynaqlamasında demək olar ki, metal itgisi baş vermir və tikiş metalının kimyəvi tərkibinin dəyişməsinin «ilkin» tərkibinə görə qiymətləndirməsi çox əlverişlidir.

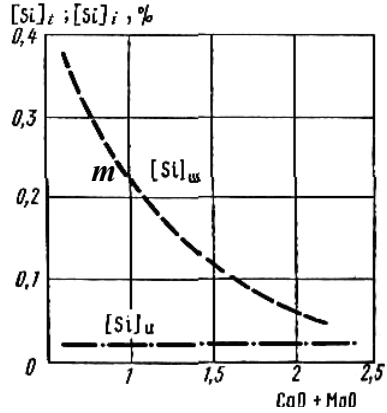
Şlif üzrə (makrostruktur) qaynaq tikişinin sahəsini müəyyən edirlər və qaynaq açan kənarların hazırlığını bilərək, əridilmiş əsas metalın  $m$  və istiqamətləndirilmiş elektrod metalının  $n$  miqdarlarının nisbətini tapırlar, sonra məftilin və əsas metalın tərkiblərini bilərək ilkin tərkibi, heç bir kimyəvi reaksiyanın olmadığını ehtimal edərək, tapırlar:

$$[x]_t = [x]_o \cdot m + [x]_e \cdot n, \quad (10.1)$$

burada  $[x]_i$  – ilkin metalda komponentin miqdarı;  $[x]_o$  – komponentin əsas metaldakı miqdarı ;  $[x]_e$  – komponentin elektrod metalındakı miqdarıdır.  $m$  və  $n$  – nin müəyyən olunma nümunəsi şəkl. 10.2 – də göstərilib. Əgər alınmış qaynaq tikişini kimyəvi analiz etsək, onda tikiş metalının tərkibi  $[x]_t$  «ilkin» tərkiblə üst – üstə düşür (uyğun gəlmir).

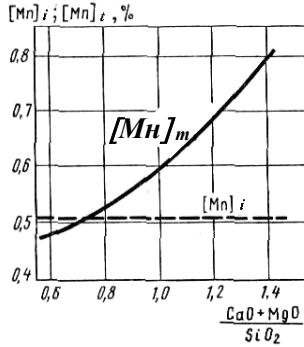


**Шякил 10.2. Тиқиш металында елекрод вя ясас металын нисбятинин мцяййян олунмасы схеми**

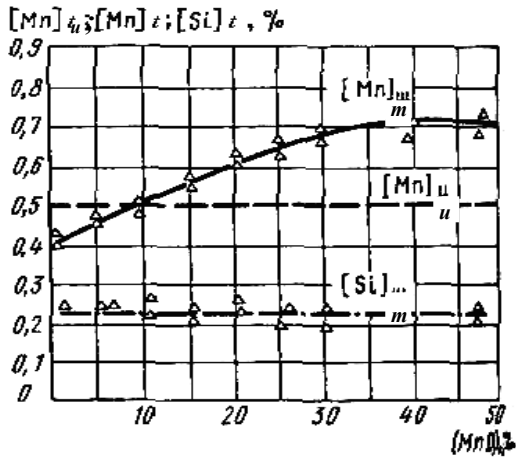


**Шякил 10.3. Флцсцн ясасылийиндян асылы олараг силисиумун флцсдян тиқиш металына  $[Si]_u$  кечиди**

Әгәр  $[x]_t - [x]_i = \Delta[x] > 0$ , legirlәнмә baş verir, әгәр  $[x]_t - [x]_i = \Delta[x] < 0$  yanma baş verir ki, bu da poladda karbon və ya aktiv metallar (Al; Ti) üçün səciyyəvidir. Metalların müxtəlif komponentləri üçün  $\Delta[x]$  öyrənərək, flüsün tərkibindən asılı olaraq komponentlərin keçidini müəyyən etmək olar. Şək. 10.3 və 10.4 – də B – flüsünün əsaslıymindən asılı olaraq silisium və manqanın metala keçid qrafikləri göstərilmişdir.



Şəkil 10.4 Manqanın flüsdən tikiş metalına  $[Mn]_i$  flüsün əsasiliyindən asılı olaraq keçidi.



Şəkil 10.5. Manqanın flüsdən tikişi metalına  $[Mn]_i$  flüsdəki MnO – nun miqdarından asılı olaraq keçidi.

Çəkilmiş qrafiklərdən görüldüyü kimi, silisiumun keçməsi turş posalarda, manqanın keçməsi isə əsası posalarda daha

yaxşı gedir. Şək. 10.5 – də eyni əsasilikli flüsdə  $MnO$  – nun ondakı miqdarından asılı olaraq manqanın keçməsi üzrə məlumatlar göstərilib. Göstərilən qrafikdən görüldüyü kimi 10% - dən az  $MnO$  olan flüslər, manqanın metaldan posaya keçməsinə səbəb olurlar.  $\Delta[Mn] < 0$ , lakin  $MnO$  – nun 10% -dən çox olduqda manqanın posadan metala keçidi başlayır. Lakin  $MnO$  –nun flüsdəki miqdarı 35% -dən çox olduqda manqanın keçidi, praktiki olaraq sabit qalır.

Müntəzəm ion məhlulları nəzəriyyəsinə əsaslanmış posa fazalarının təbiəti haqda müasir təsəvvürlərdən irəli gələrək flüs altında qaynaqlamada tikiş metalının tərkibinin dəyişikliklərinin əvvəlcədən hesablanmasına, yəni  $\Delta[X] = [X]_t - [X]_i$  - nin əvvəlcədən hesablanmasına cəhd olunmuşdur. Lakin tənliyə daxil olan bütün kəmiyyətlərin qiymətləri haqda mükəmməl biliyin olmamasına görə (yerdəyişmə istiliyi, kompleks ionların entropiyası və s.) bu hesablamalar dəqiq nəticələr verə bilmirlər, lakin onlarda uyğun təcürbələrin aparılması yolu ilə düzəlişlər oluna bilər.

N.N. Potapov [20] flüsünün komponentlərinin kimyəvi aktivliyini qiymətləndirmək üçün aşağıdakı tənlikləri təklif edir:

$$A_{\text{SiO}} = \frac{\% \text{SiO}}{100B}; \quad A_{\text{MnO}} = \frac{0,42(\% \text{MnO})B}{100}, \quad (10.2)$$

burada (%SiO) və (%MnO) – posada komponentlərin kütlə payı; B – posanın əsasiliyidir.

$A_{SiO_2}$  və  $A_{MnO}$  aktivliklərinin cəmini, müəllif, flüsün kimyəvi aktivlikləri əmsalı kimi qəbul edir:

$$A_f = A_{SiO_2} + A_{MnO} = \frac{[(\%SiO_2) + 0,42B^2(\%MnO)]}{100B}. \quad (10.3)$$

Flüsün kimyəvi aktivliyi onun tərkibinin fuksiyasını ifadə edir və onun əsasiliyindən  $B$  güclü asılıdır. Əsasiliyi hesablamaq üçün əvvəlki fəsildə (9.70) tənliyi verilmişdir.

Flüsün kimyəvi aktivliyi əmsalı  $A_f$  flüs altında qaynaqlama prosesində tikiş metalının manqan və silisiumda posadan legirlənməsini müəyyən edir. Əvvələr göstərilirdi ki, bu elementlər, metalda həll olmuş oksigeni metalın kristallaşma temperaturuna yaxın temperaturlarda öz oksidlərinə rəbitələndirəcək (vannanın quyruq hissəsi). Bu halda  $SiO_2$ ,  $MnO$  və onların mümkün birləşmələrinin yaranan bərk zərrəcikləri (məsələn,  $MnO \cdot SiO_2$ ) qaynaq vannasının metalından kənarlaşmağa imkan tapmayacaqlar və endogen qatışıqlar kimi tikiş metalında qalacaqlar. Tədqiqatlar göstərir ki, qaynaqlama zamanı metal tərəfindən tutulmuş bütün oksigen bu cür qeyri – metal qatışıqlarda olur, ona görə də vakuum ekstraksiyası ilə müəyyən olunan metalda oksigenin  $[ \% O_2 ]$  konsentrasiyası, tikiş metalının qeyri – metal zərrəciklərlə çirklənməsini xarakterizə edir.

Gərginliklər konsentratörü kimi xidmət edən endogen posasa aşqarların metalda olması, tikiş metalının fiziki – mexaniki xassələrinə, o cümlədən, onun plastiklik və zərbə özlüyünə güclü təsir edir. Az legirli poladların qaynaqlanmasında zərbə özlülüyü kifayət qədər böyükdür və gərginliklər konsentratörü-

nun təsiri kiçikdir, lakin plastiklik ehtiyatı az olan orta və yüksək karbonlu və legirli poladların qaynaqlanmasında belə konsentratörün təsiri soyuq çatların yaranmasına və ya gərginliklərin yüksək səviyyədə olması və digər kövrəkləşdirici (hidrogen) amillərin olduğu halda, tədrici dağılmaya gətirib çıxara bilər.

Müxtəlif növ poladların qaynaqlanması üçün flüsləri seçərkən, onların kimyəvi aktivliyi əmsalına əsaslanmaq olar:

Yüksək aktiv -  $A_f > 0,6$  (OCÜ -45, AN-348-A, FÜ -6 və s);

Aktiv -  $A_f = 0,6 \dots 0,3$  (AH-42, AH-26);

Az aktiv -  $A_f = 0,3 \dots 0,1$  (AH-20, AH-22, FÜL-1 və s)

Passiv -  $A_f \leq 0,1$ .

Qaynaq tikişinin metalının əsas xassələri (məhkəmlik xassələri və oksigen və hidrogenin miqdarı ilə) və flüsün kimyəvi aktivlikləri arasında əlaqələr mövcuddur, onları təcrübi nəticələrin emalı əsasında alınmış empirik tənliklərlə vermək olar.

**Keramik flüslər altında qaynaqlamada metallurci proseslərin xüsusiyyətləri.** Metalların qaynaqlanması üçün keramik və ya əridilməmiş flüslər əridilmiş flüs qatı altında avtomatik qaynağın bütün üstünlüklərini saxlamağa (az metal itgisi, yüksək məhsuldarlıq, qaynaq birləşmələrinin yüksək keyfiyyəti) imkan verir, lakin eyni zamanda qaynaq vannasının metalını çox geniş hədlərdə legirləməyə və oksigensizləşdirməyə ferromaqnitlər də imkan verirlər. Keramik flüslər, posa fazası yarıdan, metalı oksidləşmədən izolə edən müxtəlif komponentlərin ovuntusundan və oksigensizləşdirmə və legirləmək üçün ferromaqnitlər və ya sərbəst metallardır. Bütün bu ovuntu materiallarını  $Na_2SiO_3$  (maye şüşə) natirium silikat məhlulunda yoğu-

rurlar və xüsusi qurğularda qranullaşdırırlar. Bundan sonra onları qurudurlar, nəmliyi aradan qaldırmaq üçün qızdırıb və hermetik qablarda saxlayırlar. Belə ki, hazırlanma prosesində, onlar qızdırılmırlar, onda bütün, hətta, aktiv metallar da saxlanılırlar və flüs əridildikdə onlar tikiş metalına keçərək, onu oksigensizləşdirir və lazımi tərkibədək legirləyirlər.

Keramik flüslər təyinatına və kimyəvi tərkibinə görə təsnif olunurlar. Təyinatına görə flüsləri karbonlu və legirli poladların, əlvan metal və ərintilərin qaynağı və üstəridilməsi üçün fərqləndirirlər. Posa əmələ gətirici kütlənin kimyəvi tərkibinə görə flüslər turş, neytral və əsası ola bilərlər. Bundan başqa, onları bir neçə tiplərə bölürlər. Manqan silisiumlu (*K11*), kalsium - silisiumlu (*KC1*) və flüorid –əsaslı (*K1, K2, K3*) və s.

Keçmiş SSRİ – də əsas metalların kimyəvi tərkibindən asılı olaraq, metal konstruksiyaların qaynağı və üstəridilməsi üçün müxtəlif təyinatlı beş tipdə çoxlu sayda flüs markaları işlənmişdir. Tikiş metalının legirləmə dərəcəsinə görə keramik flüslər, az karbonlu və az legirli poladların qaynağı üçün zəif legirləyici (*AHK-35, AHK-44, AHK-45* və s.) və xüsusi poladların qaynağı üçün güclü legirləyicilərə (*AHK-34, AHK-47, AHK-48* və s.) bölünürlər.

Keramik flüslərin yüksək oksigensizləşdirmə qabiliyyəti, qaynağı oksidləşmiş kənarlar boyu (montaj tikintisi, gəmi qayırma) aparmağa imkan verir. Keramik flüslərdən əlvan metallarında – mis və onun ərintilərinin, alüminium və onun ərintilərinin və s. qaynağında istifadə edirlər. Keramik flüslərin əsas çatışmayan cəhəti ondadır ki, onlar hiqroskopikliyə malikdirlər



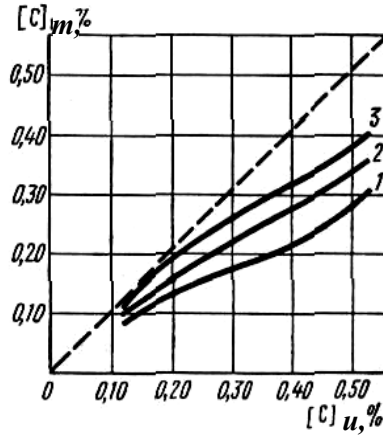
ki, bu da onların hermetik qablarda saxlanmasını və qaynaqdan əvvəl qızdırılmasını tələb edir.

**Flüs altında qaynaqlamada metallurci proseslərin inkişafına qaynaq rejimi parametrlərinin təsiri.** Qaynaq rejiminin başlıca parametrləri qövsün uzunluğu ilə əlaqədar qövs aralığındakı gərginlik  $U_q$ , cərəyan şiddəti  $C_q$  və qaynaq sürətidir  $v_q$ . Onlar, qaynaqlamada enerji qoyuluşunu və ya paqon enerjinin qiymətini birlikdə müəyyən edirlər.

Lakin tikiş metalının formalaşması metallurci prosesinə bütün parametrlərinə eyni təsir göstərmirlər. Ən çox təsire qövsdəki gərginlik malikdir, onun artması, metal -posa ayrılma sərhəddində –oksidləşmə – bərpa proseslərini sürətləndirir.

Əgər posalarının ion nəzəriyyəsinə əsaslanaraq, onda qövs boşalmasının elektrodyani şəhəndə potensial düşgüsünün artması elektrik enerjisi sərfini tələb edən (elektroliz) oksidləşmə – bərpa proseslərinin mümkünlüyünü artırır.

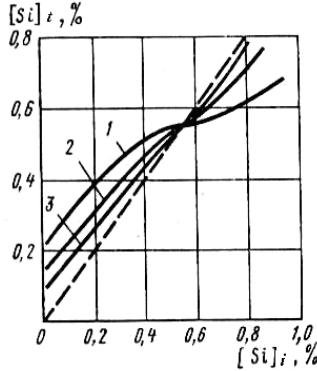
Qövs aralığında potensiallar fərqi yuksəlməsi qövsün uzunluğunu artırır, nəticədə, yuksək temperaturu qaynaq sahəsini dartır və qövs aralığından keçən metal damcılarının qızma temperaturunu artırır. Temperaturun yuksəlməsi, həmçinin, Mn- nin posadan metala keçməsinə səbəb olur, belə ki temperatur yuksəldikdə  $\Delta G$  - nin qiyməti azalır.



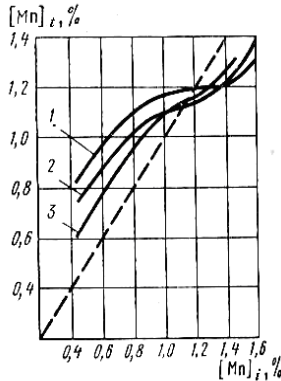
**Şəkil 10.6. Qövsün müxtəlif gərginliklərində AH-3-48 markalı flüsü altında avtomatik qaynaqda karbonun yanması: 1-51V; 2-43V; 3-34V;**

Bu məsələni, İ.İ.Frumin təcrübə olaraq, qövs aralığında dəyişən gərginlikdə  $C_v - 08$  məftili ilə az karbonlu poladın AH-348 flüsü altında mexanikləşdirilmiş qaynağında Mn və Si – un metala keçməsi və karbonun yanması üçün tətqiq etmişdir. O, gərginliyin metallurji proseslərin inkişafına təsirinə komponentlərin ilkin miqdarının (Şək. 10.6...10.8 – də ştrixlənmiş xətlər) tikiş metalındaki faktiki miqdarı ilə müqayisə yolu ilə müəyyən etməyə müvəffəq olmuşdur. Şəkil 10.6–da gərginliyin yüksəlməsi və karbonun ilkin miqdarının yüksəldilməsində artan karbon konsentrasiyasının aşağı düşməsi göstərilmişdir. Şək. 10.7 və 10.8 – də silisium və manqan konsentrasiyalarının ilkin konsentrasiyasıya və gərginliklərindən asılı olaraq dəyişməsi göstərilib, görünür ki, bu elementlərin tikiş metalına ke-

çidi manqan üçün 1,2%, silisium üçün isə təxminən 0,55%-lə məhdudlaşdırılmışdır. Bu onunla əlaqədardır ki, silisiumun oksigenə qarşı aktivliyi temperaturun aşağı salınması ilə artır.



**Şəkil 10.7. Qövsün müxtəlif gərginliklərində AH-3-48 flüsü altında avtomatik qaynaqlamada silisiumun tikiş metalına keçidi (işarələr üçün şəkl 10.6-ya bax)**



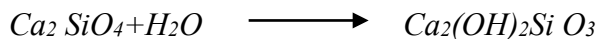
**Şəkil 10.8. Qövsün müxtəlif gərginliklərində AH-3-48 markalı flüs altında avtomatik qaynaqlamada manqanın tikiş metalına keçidi (işarələr üçün şəkl. 10.6-ya bax)**

Qaynaq cərəyanı, demək olar ki, metalın legirləmə və oksigenizləşdirmə proseslərinə təsir etmir, belə ki, paqon enerjisinin artırılması əridilmiş metal və əridilmiş flüsün kütləsinin artmasına gətirib çıxarır, lakin ayrılma sərhəddində reaksiyaların şəraiti cüzi dəyişmir.

**Qaynaq üçün flüslər üstəridilmiş metalda hidrogen mənbəyi kimi.** Ətraf atmosferdən izolə olunmuş və qapalı mühitdə flüs altında qaynaqlamada yaranan elektrik qövs boşalması, öz atmosferində flüs əridilərkən ayrılan hidrogen və su buxarları saxlayır, nəticədə, hidrogen metal tərəfindən udulur. Q.L. Petrova görə aktiv flüslər altında (OSÜ-45, AH-348) üstəridilmiş metalda hidrogenin miqdarı az karbonlu poladlar üçün orta hesabla  $(0,3 \dots 0,5) \cdot 10^{-5} \text{m}^3/\text{kq}$  təşkil edir.

Əridilmiş flüslərdə müxtəlif hallarda su vardır.

1. Hidrat suyu əridilmiş flüs tərəfindən su ilə qranullaşdırma və ya nəm mühitdə uzun müddət saxlanma prosesindən tutulur:



*ортосиликат*

*ясаси*

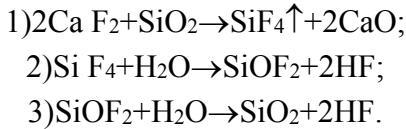
Hidratlaşma prosesinə yüksək əsasilikli B əridilmiş flüslər uğradılmışdır. Hidrat suyu molekulların struktruna daxildir və yüksək temperaturlarda qızdırmaqla aradan qaldırılır.

2. Seolit suyu seolitlərin kristallarında olurlar, lakin onlarla kimyəvi rəbitələrlə əlaqəli deyildir. O, bu alüminat-silikat birləşmələrin submikroskopik boşluqlarında olur və 520...570 K-dək qızdırmaqla kənarlaşdırıla bilər.

3. Adsorbsiya olunmuş suyun (flüsün dənələrinin səthində) miqdarı ərtaf atmosferin nəmliyindən və temperaturdan asılıdır. Bu su 370°C-dək qızdırılmada asanlıqla kənarlaşdırılır.

Aktiv əridilmiş flüslərin tərkibində, həmişə, flüoridlər, başlıcası isə  $\text{Ca F}_2$  olur, onların təyinatı təkcə posaların ərimə temperaturunu və özlülüyünü tənzimləmək deyil, həm də hidrogeni su buxarından daha dayanıqlı birləşdirmələrlə əlaqələndirməkdir ki, bu da qaynaq zamanı metal tərəfindən hidrogenin udulmasının qarşısını alır.

Hidrogenin  $\text{Ca F}_2$  ilə rabitələnməsi tənliliklərlə göstərilə bilər:



Birinci bərabərlik üçün Hibs enerjisinin standart dəyişməsi aşağıdakı kimidir

$$\Delta G^0 = 454200 - 181,82T.$$

$\Delta G^0 = 0$ ,  $K_N = 1$  olduğu temperaturu müəyyən etmək olar:

$$T = 454200 / 181,82 = 2498^\circ\text{C}.$$

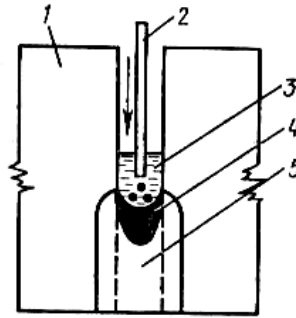
Tarazlıq konstantası  $\text{SiF}_4$  qaz şəkilli birləşmənin parsial təzyiqi ilə müəyyən olunacaqdır (sublimasiya temperaturu 368,2K). Ona görə də bu reaksiya daha aşağı temperaturlarda da, yəni qaynaqlamadan əvvəl flüslərin qızdırılması temperaturlarında da mümkündür.

Nəticədə, flüslün qızdırılma temperaturunun artıq yüksəldilməsilə təkcə nəmi kənarlaşdırmaq yox, həm də qismən  $\text{SiF}_4$ -ü kənarlaşdırıb, onun qövs boşalması atmosferindəki mühafizə edicilik təsirini aşağı sala bilər.

Keramik flüslər tamamilə hiqroskopikdirlər, həmçinin, hidrat suyuna malik ola bilərlər, ona görə də keramik flüslər altında üst əridilmiş metalda hidrogenin miqdarı bir neçə dəfə yüksək ola bilər.

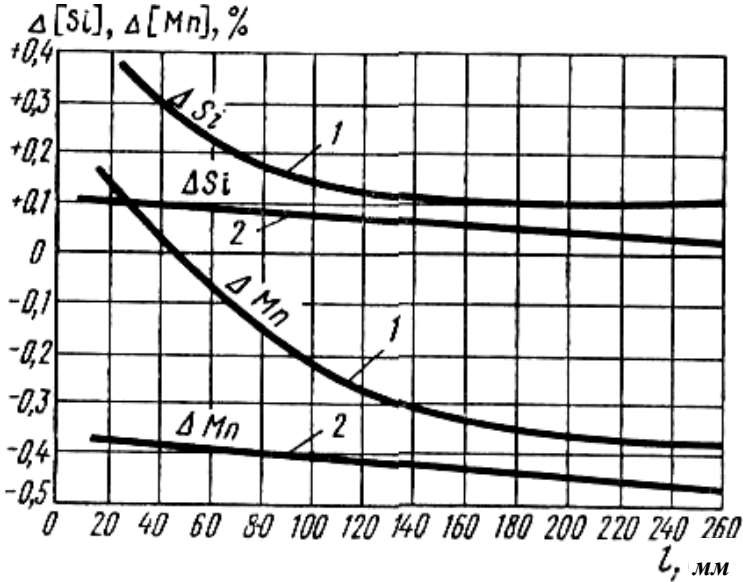
**Elektroposa qaynaqlanmasında və metalların yenidən əridilməsində metallurici proseslərin xüsusiyyətləri.** Paton adına EQİ-da işlənmiş elektroposa qaynağı əvvəllər, yalnız böyük qalınlıqlı (preslərin gövdəsi, qalın divarlı borular) poladların qaynağı üçün istifadə olunurdu, lakin sonra müstəqil prosesə-metalların keyfiyyətini yüksəltmək məqsədilə, onların elektroposa yenidən əridilməsinə transformasiya olunmuşdur.

Elektroposa qaynağı prosesinin ümumi sxemi şək.10.9-da göstərilib. Elektrod məftili və ya lövhə şəkilli şaquli elektrod yerləşdirilmiş qaynaqlanan kənarlar arasındakı boşluğa daxil edirlər.



**Şəkil 10.9. Elektroposa qaynağının sxemi:**

*1-əsas metal; 2-elektrod metalı (məftil və ya lövhə);  
3-əridilmiş flüsdən vanna; 4-elektrod və əsas metalların əridilməsi nəticəsində yaranan qaynaq vannası; 5-qaynaq tikişi.*



**Şəkil 10.10. Külçənin uzunluğundan asılı olaraq Cv 15Q (1) və Cv10Q2 (2) məftillərilə elektroposa üsulu ilə AH-8 flüsü altında külçənin üstəridilməsində Mn və Si keçməsi.**

Elektrodu məmulatla qapadıqda qövs boşalması baş verir, o, tezliklə əridilmiş flüslə söndürülür. Sonra məmulatın kənarlarının və elektrod məftilin əridilməsi prosesi, elektrolit kimi xidmət edən maye posadan cərəyan keçərkən ayrılan coul istiliyi hesabına gedir. Elektroposa prosesini qövs boşalması olmadan, bərk elektrolitlərdən istifadə etməklə oyatmaq olar.

Elektroposa qaynağında qaz atmosferi olmur və bütün metallurci proseslər metal-posa sərhəddində gedirlər, özü də bu halda elektrokimyəvi proseslərin təsiri flüs altında avtomatik

qaynaqda olduğundan daha güclüdür. Qövs qaynaqlamasında qövs boşalmasını şuntlaşdıraraq posadan ancaq 12% cərəyan, elektroposa prosesində isə bütün cərəyan posadan keçir.

Metalın posa ilə qarşılıqlı təsir prosesləri, əsasən, əvvəllər baxılmış proseslərdən fərqlənmirlər, lakin aşağı temperaturda əlaqədar olaraq, onlar aşağı sürətlərlə gedirlər. Elektroposa proseslərində flüsün növbələşməsini təşkil etmək lazımdır, belə ki, posanın tərkibi, ondakı dəmir oksidinin (FeO) miqdarının artması ilə fasiləsiz olaraq dəyişir. Bundan başqa, posa-hava sərhəddində həm də posanın oksidləşmə qabiliyyətini yüksəldən FeO – nin oksidləşməsi mümkündür.

Cədvəl 10.2-də qaynaqdan sonrakı posa və elektroposa qaynağı üçün işlənmiş AH-8 flüslərin tərkibləri göstərilmişdir.

Əgər posanı dəyişməsək, tikiş uzunluq boyu müxtəlif tərkibə malik olacaq, belə ki, posanın tərkibi dəyişəcək. Şək.10.10-da misdən su ilə soyudulan kokilə AH-8 flüsü altında Cv 15Q və Cv10Q2 məftillərinin yenidən əridilməsində manqanın ( $\Delta[Mn]$ ) və silisiumun ( $\Delta[Si]$ ) keçidi haqda məlumatlar göstərilibdir. Şəkildən görünür ki, külçənin tərkibinin dəyişməsi onun hündürlüyü boyu baş verir.

### **Cədvəl 10.2**

#### **Posa və AH-8 flüsünün əsas komponentlərinin % kütlə payı**

Analiz obyekti	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	MnO	FeO	CaF <sub>2</sub>	P
AH-8 flüsü Posa	32,62	9,4	7,6	7,02	25,3	1,6	15,9	0,038
	29,0	7,0	7,8	5,5	30,6	7,7	12,5	0,0074



Adətən, oksigensizləşdiriciləri elektrod məftillərinin geniş çeşidindən istifadə etməklə daxil edirlər. Karbon elektroposa qaynağında qövs prosesində olduğundan (temperatur aşağıdır) daha zəif yanır.

Tərkibində asan oksidləşən komponentlər olan legirli poladların qaynağı üçün minimal oksidləşmə qabiliyyətinə malik flüslərdən istifadə edirlər. Belə flüslər flüorit əsasında  $\text{CaF}_2$  qurulur, ona elektrikkeçiriciliyini aşağı salmaq üçün  $\text{Al}_2\text{O}_3$  və  $\text{CaO}$  əlavə edirlər. Bu flüslər, həmçinin, kükürdün miqdarını aşağı salırlar. Maye metalın uzun müddət sintetik posa ilə kontaktda olması posa vannasına onları yenidən əritmək üçün müxtəlif tərkibli elektrod məftilləri və ya lövhələr verməyə imkan verir, bu isə alınmış metallik külçənin xassələrini yaxşılaşdırmaq üçün ( $\text{H}_2$  və  $\text{N}_2$  kimi metalda həll olmuş qazların, kükürd və fosforun miqdarının aşağı salınması) şərait yaradır. Metalın elektroposa yenidən əridilməsi ədəbiyyatda yaxşı izah olunmuş müstəqil metallurji proses olmuşdur.

### **3.2. Əritməklə qaynaqda mühafizəedici qazların atmosferi**

Qaynaq zonasının qazla mühafizəsi ideyası N.N.Benardos tərəfindən onun kəşflərindən birində təklif olunmuşdur, lakin real olaraq texnoloji prosesə XX əsrin 40-cı illərinin sonunda, alüminium və onun ərintilərinin, bir qədər gec isə titan və onun ərintiləri kimi aktiv metalların qaynağı zərurəti yarandıqda həyata keçmişdir.

Qaynaq zonasının mühafizəsi üçün təsirsiz qazlardan-arqon və heliumdan istifadə etməyə başladılar. Arqon qövs qay-

nağı prosesi və uyğun olaraq əriyən və əriməyən elektrodlarla avtomatik və mexanikləşdirilmiş qaynaq üçün qaynaq avadanlığı işlənmişdir. Təmiz misin qaynağı üçün yüksək təmiz azotun tətbiqi mümkün olmuşdur, belə ki, mis, qövs qaynağı şəraitində dayanıqlı birləşmələr vermir.

Lakin az karbonlu az legirli poladların qaynağı üçün bahalı və az tapılan təsirsiz qazların tətbiqi iqtisadi cəhətdən məqsədəuyğun deyildir, ona görə də karbon qazında qaynaq üsulu işlənmişdir, onu, asanlıqla hər hansı miqdarda və ballonlarda qaynaq yerinə çatdırmaq olar.

Xüsusi elektrod məftillərinin (Cv10Q2S) tətbiqi ilə karbon qazı şırnağında qaynaq metodunun işlənməsi vacib xalq təsərrüfatı məsələsinin həll etmiş və Dövlət mükafatı ilə qeyd olunmuşdur (E.O.Paton adına EQI, METVTMaş və N.E.Bauman adına MATM).

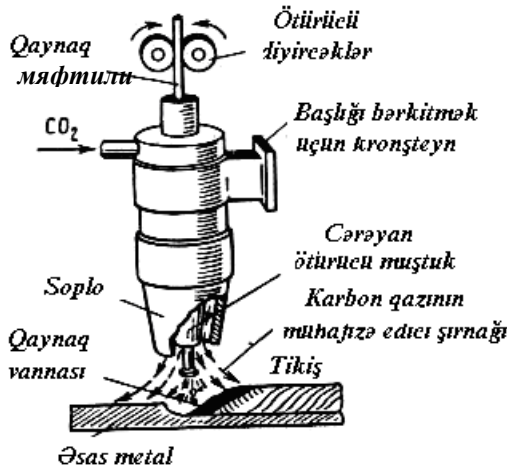
Hal-hazırda bu qaynaq prosesi qaynaq birləşmələrinin yüksək keyfiyyətində az karbonlu az legirli, orta legirli və yüksək legirli poladların konstruksiyalarının hazırlanmasında çox geniş tətbiqini almışdır. Son illərdə müxtəlif qaz qatışıqlarının (Ar+He, Ar+O<sub>2</sub>, Ar+CO<sub>2</sub>, CO<sub>2</sub>+O<sub>2</sub> və s.) tətbiqi ilə qaz mühafizəsi üsulları işlənmişdir ki, bu da verilən qaynaq üsulunun qaynaq-texnoloji və metallurci imkanlarını genişləndirir. Tətbiq həcminə görə CO<sub>2</sub> mühitində qaynaq 90%, arqonda 9%, qazlar qatışığında isə 1 % təşkil edir.

Qaz mühafzəsinə, həmçinin, yüksək aktiv-metallların (titan, sirkonium, molibden və s.) elektron-şüa qaynağında (EŞQ) istifadə olunan vakuumu aid etmək olar.

Karbon qazı şırnağında qaynağı, qaynaq alətinin yerini dəyişən və qaynaq zonasına elektrod məftilini ötürən xüsusi qaynaq başlığınınin köməklili ilə həyata keçirirlər.

Qaynaq başlığının sxemi şək.10.11-də göstərilib. Soplonun köməklili ilə qövs boşalması zonasını yuyan və qaynaq zonasından hava atmosferini ( $N_2$ ,  $O_2$ ) sıxışdırən karbon qazı axını yaradılır.

Qaynağı avtomatik və ya yarım-avtomatik recimdə aparmaq olar.



**Şəkil 10.11. Karbon qazında qaynağın sxemi**

Son halda qaynaq aləti qaynaqçının əli ilə yerdəyişmə olunur, elektrod məftili isə elastiki şlanqla qaynaq soplosuna ayrıca quraşdırılmış mexanizmin köməklili ilə ötürülür.  $CO_2$ -

də mexanikləşdirilmiş qaynaq gəmiqayırmada, tikintidə qaynaq avtomatından istifadə mümkün olmadıqda qaynaq işlərinin aparılmasında geniş tətbiqini tapmışdır.

Karbon qazının ( $\text{CO}_2$ ) molekyulyar kütləsi 44 və sıxlığı  $1,96 \text{ kq/m}^3$ -dir, ona görə də o, sıxlığı aşağı ( $1,29 \text{ kq/m}^3$ ) olan havanı yaxşı sıxışdırıb çıxarır. Karbon qazı balonlarda və ya konteynerlərdə satılır, o, maye halda olur, belə ki, qazın böhran parametrləri bunlardır:  $T_{böh}=304K$ ,  $P_{böh}=7,887 \text{ MP}_a$ .

Qaynaq üçün aşağı miqdarda zərərli qatışıqlı-oksigen, azot, karbon oksidi, DÜİST8050-74-də uyğun nəmlikli qaz tətbiq olunur.

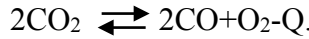
Qaynaq tikişlərinin keyfiyyəti təkcə  $\text{CO}_2$ -nin təmizliyindən deyil, həm də onun sərfindən və alətin soplosundan axma xarakterindən asılıdır. Mühafizəedici qaz soplodan sakit axma xarakterini təmin edən (laminar) böyük olmayan təzyiqli altında axmalıdır. Belə vacib tələb, qaz sərfi təxminən  $8...12 \text{ l/dəq}$  təşkil etdikdə yerinə yetirilir. Qaz axınının turbulent axma xarakteri bu zonaya mümkün hava sorulmasının nəticəsində qaynaq mühafizəsinin keyfiyyətini pisləşdirir.

Qazın mühafizə şırnağının axma xarakteri qaynaq alətinin soplosunun həndəsi parametrlərlə müəyyən olunur. Soplonun diametri və onun silindrik hissəsinin forması arasında optimal nisbətlər müəyyən olunmuşdur, soplonun formasına və qaynaq məmulatından onun yerləşməli olduğu məsafə və alətin konstruksiyasının digər parametrlərinə tələblər müəyyən olunmuşdur. [23].

**$\text{CO}_2$  şırnağında poladların qaynağında metallurici proseslər.** 9.5 bəndində biz, C-O sistemi ilə, 9.3. bəndində də-

mir, CO<sub>2</sub> və CO arasında mümkün reaksiyalarla tanış olmuşduq, indi bu proseslərin CO<sub>2</sub> şırnağında poladların qaynağı şəraitində inkişafına baxmaq vacibdir.

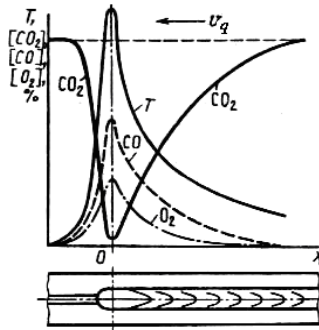
Yüksək temperatur sahəsində karbon qazı CO və O<sub>2</sub>-yə dissosiasiya edir. Bu prosesə istilik enerjisinin və qövs boşalmasının bir hissəsi sərf olunur:



Dissosiasiya prosesinin tarazlığının temperaturundan asılılığı şək.9.25-də göstərilmişdir.

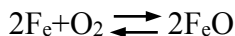
Yüksək və tez dəyişən temperatur sahələri şəraitində qaynaqda qövs boşalmasının müxtəlif nöqtələrində CO<sub>2</sub>-nin dissosiasiya məhsullarının tərkibi dəyişəcəkdir.

Şək.10.12-də sabit V<sub>q</sub> sürətli qaynaq başlığının hərəkəti zamanı qaynaq tikişinin oxu boyu temperatur və qazların konsentrasiyasının paylanması sxematik diaqramı göstərilib.

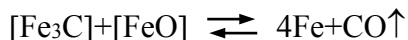


**Şəkil 10.12. Karbon qazında qaynaqlamada temperaturun və CO, CO<sub>2</sub> və O<sub>2</sub> konsentrasiyalarının dəyişməsi**

Qövsün oxu üzərində O nöqtəsində temperaturun kəskin yüksəlməsi və CO<sub>2</sub>-nin dissosiyası baş verir. Qövs aralığından keçən elektrod metalının damcıları ilə 66,6% CO və 33,3% O<sub>2</sub>-dən ibarət atmosfer təmasda olacaqdır. Metala nəzərən o, oksidləşdiricidir:



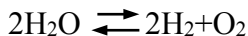
Lakin CO-nun böyük konsentrasiyası bu prosesi əyləndirəcəkdir və bundan başqa, poladın karbonunun oksidləşməsini ləngidəcəkdir:



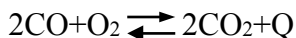
Qövs atmosferində əhəmiyyətli miqdarda oksigenin olması, qaynaq məftilinin əlavə silisium (1%-dək) və manqanla (2%-dək) legirlənməsini tələb edir. Ona görə də az karbonlu poladların qaynağı üçün xüsusi qaynaq məftilləri (СВ 08ГC, СВ 08Г2C) tətbiq edirlər.

Elektrod metalının damcıları ilə legirleyici əlavəlikər qaynaq vannasının maye metalında həll olurlar və dəmirin oksidləşməsini ləngidirlər.

CO<sub>2</sub>-nün yüksək nəmliyinə görə daxil olan suyun buxarlarının dissosiasiyası da CO<sub>2</sub>-nin dissosiyası zamanı alınmış yüksək oksigen konsentrasiyası nəticəsində əylənəcəkdir:



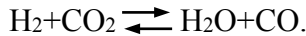
Qövsün sütununun oxundan uzaq sahələrdə istiliyin daha çox ayrılması ilə CO<sub>2</sub> molekullarının rekombinasiyası baş verəcəkdir, hansı ki, əvvəllər qazın dissosiasiyasına sərf olunurdu (qövsün elektrik gücünün 30%-dək)



Qövsün oxu boyu qazın dissosiyasına istiliyin seçilməsi və qövs boşalmasının kənar sahələrində əks proses zamanı onun ayrılması ərimə dərinliyinə və tikişin eninə təsir edir.

Arqonda yanan qövslə müqayisədə CO<sub>2</sub>-də qaynaqlamada birinci parametrlər artır, ikinci isə azalır ki, bunu da texnoloqlar nəzərə almalıdır.

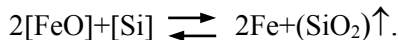
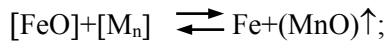
Qövsün sütununun oxundan kənar sahələrdə qaz atmosferi suyun buxarının dissosiyasında yaranan CO<sub>2</sub> və hidrogenlə zənginləşəcəkdir, H<sub>2</sub>O molekulları ilə rabitələndirəcəkdir:



Beləliklə, karbon qazı şırnağında qaynaqda metal digər qaynaq növlərinə nəzərən kiçik miqdarlarda hidrogen udur.

Orta hesabla az karbonlu az legirli poladların CO<sub>2</sub>-də qaynağında üst əridilmiş metalda hidrogenin miqdarı 0,5-dən 2·10<sup>-5</sup> m<sup>3</sup>/kq hədlərində dəyişir.

Metala nəzərən atmosfer əvvəlki kimi oksidləşdirici olacaqdır, lakin elektrod məftilinin köməkliyi ilə qaynaq vannasına daxil edilən reduksiya edicilər- silisium və manqan metalda olan oksigeni rabtələndirəcəkdir:

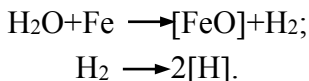


Qaynaq vannasının quyruq hissəsində posa metalın səthinə çıxır, lakin o, adətən, tikiş səthində bütöv mühafizə qatı yaratmaq üçün kifayət qədər deyildir. CO<sub>2</sub> şırnağında qaynaqlamada üstərdilən metal, posa qatışıqlardan təmizləndiyi üçün

onun plastiki xavssələri flüs qatı altında qaynaqda olduğundan bir qədər yüksəkdir.

Legirli poladların qaynağında tərkibində oksigensizləşdiricilər olan (manqan və silisium)- Sv08QS, Cv08Q2C, Cv0,7QS xüsusi qaynaq məftillərdən istifadə etmək vacibdir, onlar qaynaqlanan metalın legirləyici əlavəliklərini oksidləşmədən qoruyurlar (mühafizə edici qaz- CO<sub>2</sub>-güclü oksidləşdricidir). [18] işndə karbon qazında qaynaq prosesinin metallurici xüsusiyyətlərinə müfəssəl baxılır.

Aktiv mühafizə qazı kimi, həmçinin, qızdırılmış su buxarı da tətbiq etmək olar, o, ən ucuz mühafizə mühitdir (I.S.Sapiro). Lakin bu halda metal, böyük miqdarda hidrogen udacaqdır:



Hidrojeni udaraq, metal, öz plastiki xassələrini kəskin pisləşdirir, lakin termiki emaldan sonra və ya hətta, sadəcə «yorğunluğunu aldıqdan» sonra onlar bərpa olunurlar, belə ki, diffuzion-hərəkətli hidrogen, vaxt keçdikdən sonra metalı tərk edir. Üsul az karbonlu az legirli poladlardan qeyri-məsul məmulatların qaynağı üçün məhdud tətbiqini tapmışdır.

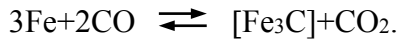
Metalların aktiv qazlarda qaynağının xüsusi halı-avtogen qaynağıdır, burada odluğun alovunun nüvəsi istilik mənbəyidir, qaynaq işə asetilenin oksigendə yanma məhsulları atmosferində baş verir. Yanar qazlar kimi, həmçinin, müxtəlif qaz şəkilli və ya maye karbohidrogenlərin qatışığından istifadə olunur. 8.7 bəndində alovun əsas xarakteristikalarına baxılmışdır: öz-özü-



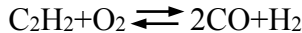
nə alovlanma temperaturu və qaz qatışıqlarının son hədd tərkibləri, alovun temperaturları, həmçinin alovun oksidləşdirici və bərpa edici xarakteristikasını müəyyən edən,  $\beta$  həcmi əmsal anlayışı daxil edilmişdir:

$$\beta = \frac{v_{O_2}}{v_{C_2H_2}}.$$

$\beta < 1$  qiymətində alov bərpa edicilik xarakter alır və poladların qaynağında qaynaq vannası ya alovda reaksiyaya girməyən aktiv mərkəzlər şəklində ( $C^*$ ; CH və s.) və ya karbid əmələ gətirmə reaksiyaları nəticəsində karbonu udmağa başlayır:



$\beta = 1, \dots, 1, 2$  əmsalının qiymətində

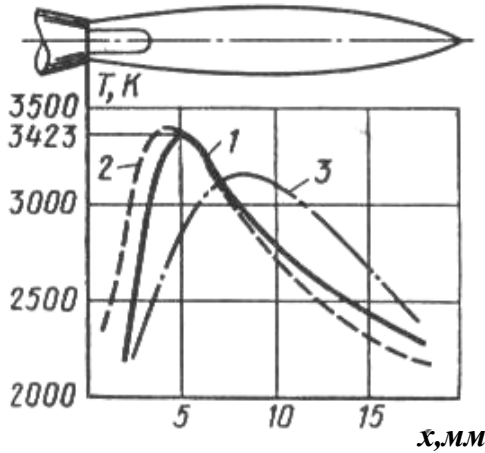


reaksiyası nəticəsində «normal» alov alınır.

Reaksiyanın məhsullarının tərkibi və alovun temperaturu onun uzunluğundan asılı olaraq dəyişir, ətraf mühətdən oksigenin sorulması nəticəsində CO və H<sub>2</sub>-nin yanıb qurtarması baş verir-alovun bu hissəsi «qartal» adı daşıyır. Şək.10.13-də odluğun soplosunun kəşiyindən X məsafəsindən alovun temperaturunun nümunəvi asılılığı göstərilmişdir. Qaynaq zonasında alovun tərkibi, həm də, bərpaedici xarakterə malikdir, və qaynaq vannasının yaradılması üçün metalın əridilməsi nəzərə çarpmayan oksidləşməsiz gedir. Lakin ayrı-ayrı hallarda qaynaq vannasının metalının saflaşdırılması üçün flüslərdən istifadə edirlər.

Mis ərintilərinin, xüsusilə bürüncün qaynağında CH<sub>3</sub>OH metanolda B(OCH<sub>3</sub>)<sub>3</sub> trimetilborat azeotrop məhluldan ibarət

flüs tətbiq edirlər. Bu asan uçan maye olduğundan alov asetilenlə birgə ineksiya ilə verilir, o, yanaraq  $B_2O_3$  yaradır, qaynaq vannasının güzgüsünü nazik maye pərdə ilə örtür, ondan mis oksidlərini kənarlaşdırır və sinkin buxarlanmasını yavaşdır. Qaynaqlanan metalın kənarlarına çəkməklə bərk flüslər də tətbiq etmək olar. Belə flüslərin tərkibində boratlar, fosfatlar və qələvi metalların qalidləri vardır.



**Şəkil 10.13. Soplunun kəsiyindən məsafədən asılı olaraq  
odluğun alovunda temperaturların paylanması:**

*1- normal alov; 2- oksidləşdirici alov; 3- karbonlaşdırıcı alov.*

Adətən, poladların qaynağında flüslərdən istifadə etmirlər. Yanma məhsullarının bərpaedici atmosferi alovun tənzimlənməsi ilə verilir.

$\beta \gg 1$  əmsalının qiymətində qaynaq aparılmır, lakin bu alovdan metalın bölünməklə kəsilməsində istifadə edirlər. Poladın kəsilməsi prosesi iki mərhələdə gedir:

1) metal asetilen-oksigen odluğunun alovu ilə oksigen şırnağında metalın alovlanma temperaturunadək qızdırılır. Az karbonlu polad üçün bu temperatur  $1623^{\circ}\text{C}$ -dir. Alovlanma temperaturu karbonun miqdarının artırılması ilə yüksəlir. Alovlanma temperaturu ərimə temperaturundan aşağı olmalıdır-ayırıcı kəsmənin inkişafının şərtlərindən biridir;

2) metal odluqdan axan oksigen şırnağı ilə kəsilir və yanma məhsulları kəsmə boşluğuna oksigen şırnağı ilə çıxarılır. Poladın kəsilməsində yüksək temperatur, praktiki olaraq,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ -ün yaranmasını istisna edir və kəsmə boşluğundan oksidləşmə məhsullarında  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  və yanmayan dəmir təxminən belə nisbətdə aşkar olunurlar: 20% Fe, 30% FeO, 50%  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . Dəmirin yanma istiliyi tamamilə nəzərə çarpacaq qədərdir və odluğun alovunu qızdıran istilikdən əhəmiyyətli dərəcədə yüksək ümumi istilik balansının 70%-dəki təşkil edir. Bu, asetilen əvəzinə ayrı yanar qazların tətbiqinə imkan verir: propan, propan-butan qatışığı və s. tərkibində böyük miqdarda karbon olan polad və çuqunların kəsilməsi onunla çətinləşdirilmişdir ki, karbon dəmirin alovlanma temperaturunu yüksəldir və eyni zamanda ərimə temperaturunu aşağı salır, yəni kəsmə şərtini pozur.

Həmçinin, bölməklə kəsməyə, kəsmə boşluğundan çətinliklə kənarlaşdırılan özlü posalar yaradan silisium və xrom mane olurlar. Belə hallarda oksigen-flüs kəsməsini tətbiq edirlər və kəsici oksigen şırnağına dəmir ovuntusu ötürülür. O kəs-

mə sahəsində temperaturu yüksəldir və mane olan elementlərin konsentrasiyasını aşağı salır. N.E.Bauman adına MATM-də Q.B.Yevseyev tərəfindən işlənmiş bu üsulla qeyri-metallik materialları da (beton, posa) kəsmək olar.

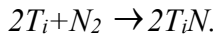
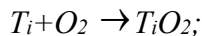
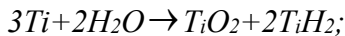
Arqon və helium metallarla kimyəvi birləşmələr yaratmırlar. Bunun kimi azot da bəzi metallarla-mis, kobalt və s. qarşılıqlı təsirdə olmur. Ona görə də oksidləşmə, azotlaşma, hidrogenləşmə prosesləri, həmçinin, qazların və zərərli qatışıqların qaynaq vannasında həll olması, qaynaq zonasında qaz mühafizəsinin qeyri-mükəmməl olması və oraya atmosfer qazlarının daxil olması ilə əlaqədardır. Bundan başqa, hətta, metalın kənarlarında və qaynaq məftilinin səthi qatlarında oksidləşən təsirsiz qazlarda zərərli qatışıqların böyük olamyan konsentrasiyaları nəzərə çarpacaq qədər qaynaq birləşmələrinin fiziki-mexaniki xassələrini aşağı salan oksidlərin, nitridlərin və digər birləşmələrin yaranmasına səbəb olur.

Təsirsiz qazlarda avtomatik və mexanikləşdirilmiş qaynaq üçün qaynaq avadanlığı konstruksiyasına və hərəkət prinsipinə görə CO<sub>2</sub>-də qaynaq üçün avadanlığı xatırladır. Arqon və ya helium şırnağında qaynağı əriyən ektroddla (əsas metalın tərkibi ilə üst-üstə düşən qaynaq məftili) və ya əriməyən volfram elektrodla aparmaq olar. Son halda, əgər aşqar metalının verilməsi zəruridirsə, onu tapşırılmış sürətlə birbaşa olaraq avtomatik qurğu ilə vannaya verirlər. Bu halda, qövs aralığından keçərək damcılarda metal qızdırılmır. Əriməyən elektrodla ( $W$ ) qaynaq kimyəvi aktiv və ya nadir metallardan ( $T_i$ ,  $Z_r$ ,  $N_b$  və s.) məsul məmulatların hazırlanmasına tətbiq olunur. Lantanlaşdırıl-

mış (lantan oksidlərinin 2%-dək əlavəsi) və ittiriumlaşdırılmış (ittirium oksidin 2%-dək əlavəsi) volframın 1- dən 4-dək diametirli çubuqlar şəklində (uyğun olaraq BL-2 və BL-10, SVİ-1 markalı) əriməyən W-elektrodlar çox geniş tətbiqini tapmışdır.

Arqon Ar 39,94 atom kütləsinə və 1,783 kq/m<sup>3</sup>-a bərabər sıxlığa malikdir ki, bu da nəzərə çarpacaq qədər havanın sıxlığını yüksəldir və yaxşı mühafizəni təmin edir. Helium 4 atom kütləsinə malikdir, onun sıxlığı isə 0, 178 kq/m<sup>3</sup>-a bərabərdir və helium şırnağında yaxşı mühafizəni arqona nisbətən təşkil etmək çətindir. Qaynaq üçün istehsal olunan arqonun təmizliyi kifayət qədər yüksəkdir və A, B, B və Q (Düist10157-79) markaları ilə müəyyən olunur. Arqonun markasından asılı olaraq, onda müxtəlif miqdarda zərərli qatışıqlar ( $H_2O$ ,  $CO_2$ ,  $N_2$ ,  $O_2$ ) vardır. Bunu tərkibində bu və ya digər legirleyici əlavəlikləri olan müxtəlif legirli poladların və ya əlvan ərintilərin qaynağında nəzərə almaq vacibdir.

Kimyəvi aktiv metalların qaynağı üçün ( $T_i$ ,  $Z_r$ ,  $N_v$  və s.) A markalı (99,98% təmizlikli), alüminium və manqan ərintilərini qaynaqlamaq üçün B markalı (99, 95% təmizlikli) arqondan, aüstenit poladlarını qanaqlamaq üçün-B və Q markalı (99,9 və 95,..97% uyğun olaraq) arqondan istifadə edirlər. Tətbiq olunan arqonun təmizliyini yüksəltmək üçün onu 770°C-dək qızdırılmış titan yonqarı olan aparatdan keçirmək lazımdır, orada aşağıdakı reaksiyalar inkişaf edirlər;



Beləliklə, aqırdan nəm, oksigen və azotun izlərini kənarlaşdırmaq olar. Arqon və ya helium şırnağında qövsü boşalma çox dayanıqlı və CO<sub>2</sub> ilə müqayisədə qövsdə kiçik gərginliklərdə yaranır. Bu ona görə baş verir ki, təsirsiz qazlar bir atomludurlar və onların dissosiasiyasına enerji sərf olunmur, qövs ara boşluğunun keçiriciyi isə qaynaqlanan metalın buxarları ilə təmin olunur.

**Təsirsiz qazlarda qaynaqlama zamanı metallurji proseslər.** Ən çox istifadə olunan mühafizə edici təsirsiz qaz-arqondur, belə ki, əhəmiyyətli dərəcədə heliuma nəzərən ucuzdur, həmçinin, ən yaxşı mühafizə xassələrinə malikdir.

Poladların qaynağını, adətən, flüs altında, CO<sub>2</sub>-də aparırlar, lakin bəzən möhkəmləndirilmiş orta və ya yüksək legirli poladların qaynağında arqon-qövs qaynağından istifadə məqsəduyğun olduğu hallarda həyata keçirirlər.

Xüsusilə qaynayan az karbonlu az legirli poladlar karbonun oksidləşməsi nəticəsində məsaməliliyə meyillidirlər:

Bu proses, poladlar əridilərkən onların tərkibində toplanmış oksigen hesabına gedir, lakin B və Q markalı arqondakı qatışıqlar hesabına, qazın nəmliyi və onda olan oksigen hesabına da bu baş verə bilər.

Qaynaq vannasında bu reaksiyanı boğmaq üçün kifayət miqdarda oksigensizləşdiricilərə (*Si, Mn, Ti*) malik olmaq lazımdır, yəni Cv 08 Q2C və ya Sv08Q2S qaynaq məftillərindən istifadə etmək lazımdır. Arqona 5%-dək O<sub>2</sub> əlavə etmək yolu ilə məsaməliliyi aşağı salmaq olar, o qaynaq vannasının intensiv qaynamasına səbəb olaraq kristallaşma başlayanadək qazların kənarlaşdırılmasına kömək edir.

Arqona oksigenin əlavə olunması, həmçinin, qaynaq cərəyanının böhran qiymətini də aşağı salır, bu zaman qövsdə metalın iri damcılı ötürülməsindən şırnaqla ötürülməyə keçid həyata keçirilir.

Orta legirli karbonlu poladlar, adətən, öz tərkiblərində karbonun oksidləşməsilə yaranan məsaməliliyi sıxışdırmaq üçün kifayət miqdarda aktiv legirləyici komponentlərə malikdirlər. Bu tikişin sıx strukturunu təmin edir, tikiş metalının tərkibi isə, əgər elektrod məftilləri ilə yaxın tərkibə malikdirlərsə, əsasən metala uyğun gəlir.

Korroziyaya davamlı və odadavamlı austenit poladlar (12X18H10T və s.) həm əriyən, həm də əriməyən elektrodlarla arqon mühitində yaxşı qaynaqlanırlar. Bu poladların qaynaqlanmasında, adətən, hər hansı əlavə tədbirlər tələb olunmur, lakin austenit-martensit poladlar hidrogenin təsirinə çox həssasdırlar, hidrogen onları güclü kövrəkləşdirir və soyuq çatlar şəklində tədricən dağılma verir. Bu hallarda arqonun qurudulması və ya ona çoxvalentli flüoridlərin ( $SiF_4$ ) əlavə olunması tələb olunur ki, bunlar da qövsün atmosferində rəbitələşdirir və metalın hidrogeni udmasını azaldırlar.

Alüminium və manqan ərintilərinin qaynağı artıq yüksək təmizlikli arqon (A və ya B markalı) tələb edir, həmçinin, qaynaq birləşmələrinin məsaməliyinin yaranması təhlükəsinə görə qaynaqlanan kənarların və elektrod məftilinin hazırlanma texnologiyasının işlənməsi müəyyən olunur.

Alüminium və onun ərintilərinin qaynağı ( $AM06$ ,  $D80$  və s.)  $2300^\circ\text{C}$ -dək ərimə temperaturu  $Al_2O_3$  oksid təbəqəsinin olması

ilə çətinləşmişdir. Alüminiumun oksidləri tikiş metalında məsamələrin yaranmasına səbəb olurlar və dəyişən cərəyanda volfram elektrodla qaynaqlamada qövs boşalmanın yanmasının stabilliyini aşağı salırlar. Qaynaqlamada bu proseslərin fiziki-kimyəvi xüsusiyyətlərini və qaynağın keyfiyyətinə onların mənfi təsirini aradan qaldırmaq məqsədilə həyata keçirilməsi zəruri olan tədbirləri qısa qeyd edək.

$Al_2O_3$  oksidi hidratlaşa bilər və qaynaq vannasına düşərkən o, onu hidrogenlə zənginləşdirəcəkdir ki, bu da qaynaq birləşməsində məsaməliliyə gətirib çıxaracaqdır, ona görə də qaynaqlamadan əvvəl məmulatın kənarlarını qələvi məhlullarla aşılayırlar, metalı mexaniki təmizləyirlər və yağını silirlər. Elektrod məftili aşılana və mexaniki təmizliyə uğradılır. Elektrod və ya aşqar məftilinin ən yaxşı hazırlıq üsulu elektrokimyəvi cilalamadır (Q.D.Nikiforov). Emal olunmuş məftil hermetik qabda saxlanılmalıdır. Məsaməliyi aşağı salmaq üçün arqonun əlavə qurudulması tövsiyə olunur.

Əsas metalda tərkibindəki hidrogenə görə nəzarət etmək lazımdır, belə ki, qaynaqlamada o, ərimə xəttinə diffuziya edə bilər və məsamələr yarada bilər.

Arqona xlorun, flüorun və ya uçucu flüoridlərin ( $TiF_4$ ) əlavə olunması məsaməliyi aşağı salır, lakin prosesin zəhərliyini yüksəldir.

Alüminium oksidi, həmçinin, qütblülüyü dəyişdikdə volfram və alüminiumdan elektrodların emisiyası üçün fiziki şəraitlərin əhəmiyyətli dərəcədə fərqliliyi nəticəsində dəyişən cərəyanda qaynaqlamada qaynaq qövsünün yanma stabilliyinə



mənfi təsir göstərir. Dəyişən cərəyanda alüminium ərintilərinin qaynağı üçün xüsusi qida mənbələrindən istifadə edirlər, onlar sabit təşkil edicili qövsün yanma stabilliyinə zərərli təsirini aradan qaldırmağa imkan verirlər (qaynağın metallurjiyasına müfəssəl [16] işdə baxılmışdır).

Maqnezium ərintilərinin qaynağı (MA2; MA8; MA2-1), əsasən, alüminium ərintilərinin qaynağına oxşardır, lakin səth qatının əsas hissəsini təşkil edən  $MgO$  oksidi daha aşağı möhkəmliklə metalla əlaqədədir və  $Al_2O_3$  kimi mühafizə edici xassələrə malik deyildir.

Alüminium və maqnezium ərintilərinin qaynağında əsas qüsurlar-tikiş metalında məsaməlik və oksid qatışıqlarının olmasıdır, belə ki,  $Al_2O_3$  və  $MgO$  oksidləri maye metala nisbətən daha böyük sıxlığa malikdirlər və onda həll olunmurlar.

Titan və onun ərintilərinin (BT1; BT5; BT15; OT4) qaynağı titanın istisna kimyəvi aktivliylə fəvqəladə mürəkkəbləşmişdir. Titan oksigenlə, azotla, karbonla, hidrogenlə reaksiyaya girir və bu birləşmələrin olması qaynaq birləşməsi metalının plastikliyini kəskin itirməsinə gətirib çıxarır.

Xüsusilə, titan hidrogenə qarşı həssasdır, onunla yüksək temperaturda parçalanan  $TiH_2$ ;  $TiH_{1,75}$  hidratları yaradır, kristallaşmada isə iynəvari kristallar yaranır ki, onlar da titanın metalik dənələri arasında (yavaşdılmış dağılma) əlaqəni pozurlar.

Qaynaq üçün titanda hidrogenin miqdarına nəzarət etmək vacibdir. Məsul konstruksiyalar üçün kütlə payı 0,006...0,004%-dən yüksək olmamalıdır. Digər qatışıqların miqdarı yüksək ola bilər:  $O_2-0,15\%$ ;  $N_2-0,05\%$ .

Qaynaq üçün əlavə təmizləməni keçmiş A markalı arqondan istifadə olunur. Qaynaq zonasının qaz mühafizəsini dəqiq təşkil edərək, qaynağın əriməyən (*W*) elektrodla aparılması daha üstündür. Titanı qaynaqlamaq üçün yalnız qaynaq vannasını deyil, həm də  $773\text{C}^0$ -dək qızdırılmış bütün metalı mühafizə etmək lazımdır, yəni qövsün qarşısında arqon atmosferi yaratmaq və kristallaşan və soyuyan tikişi arqonla üfürmək zəruridir. Bundan başqa, qaynaqlanan məmulatın (tikişin əks tərəfi) əks səthini mühafizə etmək üçün arqon aşağıdan verilir.

Xüsusilə məsul konstruksiya və məmulatların qaynağı nəzarət olunan atmosferli kameralarda yerinə yetirilir. Bu halda məmulatı tamamilə arqonla doldurulmuş kamerada yerləşdirirlər və bütün proses manipulyatorların köməkliliylə aparılır. Nadir hallarda «məskunlaşmış» kameralar yaradırlar, orada operator skafandrada və oksigen maskası ilə işləyir. Kameralarda yaxşı nəticələr əldə olunur, belə ki, hava atmosferi arqonun üfürülməsilə tamamilə sıxışdırılıb çıxarılmışdır.

Mis və onun ərintilərinin qaynağında keyfiyyətli tikişin məsaməsiz, tələb olunan fiziki xassələrlə alınması tamamilə çətinləşdirilmişdir. Bu, ilkin metalda mis oksidinin olması və misin hidrogeni udmasına yüksək meyilliyi ilə əlaqədardır.

Mis və onun ərintilərinin qaynağı mühafizəedici qazlarda -arqon və heliumda, həmçinin, bu metala nəzərən təsirsiz qaz olan azotda mümkündür. Qaynağı əriməyən elektrodlarla-aşqar məftilinin ötürülməsilə düz qütblü sabit cərəyanda (misin bütün markaları üçün mümkün deyildir) volfram və kömür elektrodlarla aparırlar.

Misin arqon-qövs qaynağı oksigensizləşdirici kimi tərkibində ferromanqan, ferrosilisiyum, ferrofosfor, ferrotitan olan xüsusi flüsun tətbiqi ilə həyata keçirilir. O hallarda ki, üstəridilmiş metala yüksək tələblər qoyulur, onda oksigensizləşdirici kimi nadir torpaq metallarından istifadə edirlər. Flüsü aşqar məftilinə və ya tikişin kökü altına altlıqdakı arxcığa çəkirlər.

Misin qaynağında, həmçinin, arqonun azotla qatışıqlarını [(20...30%)N<sub>2</sub>] tətbiq edirlər ki, bu da qaynaq qövsünün, həm də heliumla arqonun istilik gücünü yüksəldir.

Mühafizəedici qaz kimi azotdan istifadə etdikdə onda onun oksigenə qarşı təmizliyinə xüsusi tələblər qoyulur. Bu zərərli qatışıq tikiş metalının oksidləşməsini yüksəldə və əhəmiyyətli dərəcədə volfram elektrodunun dayanıqlığını aşağı sala bilər.

Mis və onun ərintilərini qrafit və ya asbest altlıqda kömür elektrodla azotda qaynaqlamaq olar. Misin azot-qövs qaynağının optimal şərtləri ÜETİ avtoqenmasda işlənmişdi.

### **3.3. Qaynaq vannasının qarışıq qaz posa mühafizəsi**

Tarixən bu mühafizə üsulu yuxarıda artıq baxılan bütün üsullardan əvvəl meydana gəlmişdir. O, qalınörtüklü və ya keyfiyyətli elektrodlarla əl ilə qövs qaynağında reallaşır, onların sənayedə tətbiqi XX əsr 20-ci illərin ortalarında başlamışdır.

Elektrod metalı ilə bircə əriyən örtüklərin işlənməsilə üstəridilmiş metal və qaynaq birləşməsinin bütövlükdə keyfiyyətini kəskin yüksəltmək mümkün olmuşdur. Bu, bütöv bir sıra istehsal sahələrində-tikintidə, gəmiqayırmada, enerjimaşınqayırmada

və s., tətbiqini tapmışdır, harada ki, onun manevr etmə qabiliyyətinin və çətinliklə gedilə bilən yerlərdə qaynağın yerinə yetirilmə imkanının olması əl ilə qövs qaynağının tətbiqini təmin etmişdir.

Hal-hazırda müxtəlif tipli poladların və məsul məmulatların hazırlanmasında bir çox ərintilərin qaynaqlanması üçün elektrodların geniş çeşidi işlənmişdir.

Bundan başqa, qabığının daxilində praktiki olaraq həmin komponentlər olan, hansılar ki, örtüyün hazırlanmasında istifadə olunur, ovuntu məftillərinin tətbiqi yolu ilə qaynaq prosesinin avtomatlaşdırılması imkanı yaranmışdır.

N.N.Benardos tərəfindən təklif olunmuş örtüksüz metalik elektrodla qaynaq, qaynaq birləşmələrinə çox aşağı keyfiyyət verirdi, belə ki, qövs boşlamasında poladın əridilməsi karbonun, manqanın və silsiyumun kəskin yanmasına gətirib çıxarmışdır, bunun əvəzində isə tikiş metalı oksigenlə, azotla və hidrogenlə doyurdu.

Qaz atmosferində elektrod məftilinin əridilməsində metalın tərkibinin dəyişməsi cədvəl 10.3-də göstərilmişdir.

**Cədvəl 10.3**

**Örtüksüz elektrodla qaynaqlamada Sv 08 elektrod məftili və tikiş metalının komponentlərinin %-lə kütlə payı**

Material	C	Si	Mn	S	P	O	N
Elektrod məftili	0, 10	0,03	0,2...0,4	0,04	0,04	0,02	0,005
Tikiş metalı	0,03	izlər	0,1...0,2	0,04	0,04	0,20	0,16

Örtüksüz elektrodla üst əridilmiş tikiş metalının xassələri çox aşağıdır (zərbə özlülüyü  $8MC/m^2$  əvəzinə  $0,5 MC/m^2$  - dək düşür). Elektrodların örtüyünün tərkibi, onun yerinə yeritilməli olduğu bir sıra funksiyalarla müəyyən olunur: qaynaq zonasının havanın oksigen və azotundan mühafizəsi, qaynaq vannasının metalının oksigenləşdirilməsi, onun lazımi komponentlərlə legirlənməsi, qövs boşalmasının stabilləşdirilməsi. Elektrodların istehsalı müəyyən tərkibli elektrod örtüyünün polad çubuğun üzərinə çəkilməsindən ibarətdir. Elektrod örtükləri tam bir sıra komponentlərdən ibarətdir, onları şərti olaraq ionlaşdırıcılara, posa əmələ gətiriciyə, qaz əmələ gətiriciyə, reduksiya edicilərsə, legirləyici və büzücülərə bölmək olar.

Bəzi komponentlər, eyni zamanda bir neçə funksiyanı yerinə yetirə bilirlər, məsələn-təbaşir parçalanaraq çoxlu qaz ( $CO_2$ ) ayırır, kalsium oksid posanın yaranmasına sərf olunur, kalsium buxarları isə aşağı ionlaşma potensialına malikdirlər və qövs boşalmasını stabilləşdirir,  $CO_2$  qaz mühafizəsi kimi xidmət edir.

İonlaşdırıcı komponentlər - tərkibində aşağıdakı, qələvi metalların ionlarının olduğu birləşmələrdir:  $Na_2CO_3$ ,  $K_2CO_3$  (potaş). Bu birləşmələrin buxarları qövs aralığının müqavimətini aşağı salırlar və qövs boşalmasını dayanıqlı edirlər. həmçinin, qövs boşalması atmosferini kalsium və bariumun buxarları yaxşı ionlaşdırırlar.

Posa əmələ gətirici komponentlər - minerallardır: çol şpatı  $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$ ; mərmər, təbaşir  $CaCO_3$ , maqnezit  $MgCO_3$ , gil-torpaq  $Al_2O_3$ , flüorit  $CaF_2$ , rutil  $TiO_2$ , kvars qumu  $SiO_2$  və bəzən hematit  $Fe_2O_3$ . Bu komponentləri əridərkən müxtəlif tərkibli və müxtəlif əsasikli B posalar yaradırlar.

Qaz əmələ gətirici komponentlər-böyük həcmdə qaz ayrılması ilə parçalanan maddələrdir-mərmər, təbaşir və ya üzvü maddələr: dekstrin, nişasta, sellüloza, onlar elektrik qövsündə yanaraq, çoxlu qaz şəkilli məhsullar- $CO_2$ ;  $CO$ ;  $H_2$ ;  $H_2O$  verirlər.

Oksigensizləşdiricilərvə legirləyici komponentlər-metalik ovuntular və ya ferroərintilərin ovuntuları-ferromanqan ferroxrom, ferrovolfram və s. ferroərintilər-maye poladda tez həll olan ligaturadırlar. Yalnız nikeli metal ovuntusu şəklində daxil edirlər, belə ki, o, qaynaqlamada, demək olar ki, oksidləşmir. Ferromanqan və ferrosiliumdan başqa ferrotitan və alüminium da oksigensizləşdiricilər ola bilər.

Büzücü komponentlər maye şüşə və ya (son zamanlarda) polimerlər ola bilərlər. Onlar yuxarıda göstərilən komponentlərin ovuntularını qarışdırmaqla birləşdirilir və sonra xüsusi preslərdə metallik çubuqlara preslənilir. Həmçinin, elektrodları maye qatışıqğa daldırmaqla hazırlamaq olar, onun bir cinsliliyi ultrasəsə emalla və ya qatışdırmaqla saxlanılır. Örtüklərin hazırlanmasına sərf olunan bütün materiallar, kükürd və fosfor kimi zərərli qatışıqların tərkibinə görə ciddi nəzarət olunmalıdır.

Alınmış qaynaq birləşməsinin keyfiyyəti örtüyün nisbi kütləsindən asılıdır:

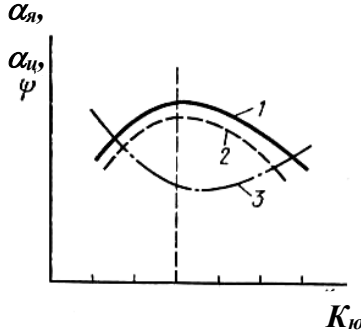
$$K_0 = \frac{g_{10}}{g_4} 100\%, \quad (10.5)$$

burada  $g_4$ -elektrodun metallik çubuğunun kütləsi;  $g_{10}$ -çəkilmiş örtüyün kütləsidir.

Adətən, qaynaq üçün elektrodlar 25...35% örtüyün nisbi kütləsinə malik olurlar, lakin, örtüyün sıxlığı elektrod metalı-

nıncından kiçikdir, onda həcm üzrə bu əhəmiyyətli dərəcədə böyük olacaqdır. Örtüyünün tərkibində çoxlu ferroərintilər olan üstəritmə işləri üçün elektrodlar örtüyünün böyük nisbi kütləsinə malikdirlər (50...80%).

$K_{\delta}$ -nün böyük qiymətlərində sıçrantılara və posadakı itgilərə görə metal itgiləri artırırlar. Qaynaq prosesinin məhsuldarlığı ərimə əmsalı ( $\alpha_{\text{r}}$ ) və ya üstəritmə əmsalı ( $\alpha_{\text{ü}}$ ) ilə müəyyən olunur, o, bir qədər kiçikdir, belə ki, metal itgisini nəzərə ( $\varphi$ ) alır. Bu əmsalların təxmini nisbəti örtüyün qalınlığından asılı olaraq şəkl. 10.14-də göstərilmişdir. Normal qaynaq elektrodlarında  $K_{\delta}$ -nin qiyməti 30%-dək saxlanılır.



**Şəkil 10.14.** Örtüyün nisbi kütləsini  $K_{\delta}$  qiymətindən asılı olaraq ərimə  $\alpha_{\text{r}}$  (1) üstəritmə  $\alpha_{\text{ü}}$  (2) və itgilər  $\psi$  (3) əmsalları.

### **Qaynaq üçün elektrodlar**

Qaynaq üçün elektrodlar DÜİST 9467-75 (cədvəl 10.4) üzrə təsnif olunurlar. Təsnifatın əsasına tikiş metalının və bütövlükdə qaynaq birləşməsinin mexaniki xassələri qoyulmuşdur. Elektrodun tipi G hərfi ilə və üstəridilmiş metalın on me-

qapaskallarla zəmanətli müvəqqəti müqavimətini göstərən rəqəmlə müəyyən olunur.

Məsələn, G-42 elektrodları 420MPa zəmanətli müvəqqəti müqaviməti təmin edirlər. Əgər rəqəmdən sonra A hərfi dursursa, onda bu yaxşılaşdırılmış plastiki xassələri göstərir.

Elektrodlar haqqında məlumatlar qaynaq üzrə sorğu ədəbiyyatında göstərilir, özü də eyni zamanda onların tətbiq sahələri müəyyən olunur.

### Cədvəl 10.4

#### Karbonlu və legirlənmiş konstruksiya poladlarının qaynağı üçün elektrodlara DÜİST9467-75 üzrə qoyulan tələblər

Elektrodların tipləri	2,5 mm-dən böyük diametrlı elektrodların tətbiqində tikiş metalın və ya işlədilmiş metalın mexaniki xassələri			2,5 mm və ondan kiçik diametrlı elektrodların tətbiqində qaynaq birləşmələrinin mexaniki xassələri		Tikiş metalında və ya üstəridilmiş metalda kükürd və fosforun maksimal miqdarı		Elektrodların əsas təyinatı
	Dartılmaya müvəqqəti müqavimət,MPa	Nisbi uzanma,%	Zərbə özlülüyü KC <sub>2</sub> MC/m <sup>2</sup>	Dartılmada müvəqqəti müqavimət, MPa	Əyilmə bucağı, dərəcə	Kükürd	Fosfor	
G38	380	14	0,30	380	60	0,05	0,05	500 MPa-dək $\sigma_s$ karbonlu konstruksiya poladlarının qaynağı üçün
G42	420	18	0,80	420	120			
G42A		22	1,40		180			
G46	460	18	0,80	460	120	0,05	0,05	
G46A		22	1,40		150	0,04	0,04	
G50	500	16	0,60	500	90	0,05	0,05	
G50A		20	1,30		150	0,04	0,04	
G55	1,20		550	140				
G60	600	16	0,60	—	—			
G60A		18	1,00	—	—			
G70	700	12	0,60	—	—			
G85	850		0,50	—	—			
G100	1000	10	—	—	—			
G125	1250	6	—	—	—			
G145	1450	5	0,40	—	—			



Eyni bir elektrod tipinə müxtəlf markalı elektrodlar uyğun gəlirlər. Məsələn, G42 tipinə AHO-1, AHO-5, AHO-6, CM-2, həmçinin, OMM-5; MG3-0,4, ÜM-7 və s. elektrodlar aid olacaqlar. G42A tipinə-UONİ 13/45 elektrodları aid olacaqlar.

Üstəridilmiş metalın və bütövlükdə qaynaq birləşməsinin hamısının eyni xassələrini müxtəlif tərkibli örtüklərlə örtülmüş, lakin eyni bir tip elektrodlarla aid olan müxtəlif markalı elektrodlarla almaq olar.

Qaynaq zonasının atmosferdən mühafizənin həyata keçirildiyi komponentlərin növündən asılı olaraq bütün elektrod örtüklərini aşağıdakı 4 qrupa (DÜİST 9467-75) bölmək olar.

**1. Turş örtüklər (A)**, onun tərkibinə örtüyün posa əsasını təşkil edən dəmir, manqan, titan və silisium oksidləri daxildir. Qaz mühafizəsi üzvü təşkiledicilərlə (nişasta) yaradılır.

Oksigensizləşdirici kimi ferromanqan xidmət edir. Bu qrupun tərkibinə OMM-5, ÜM-7, MG3-04, CM-5 və digər elektrodlar daxildirlər.

**2. Əsasi örtüklər (B)** kalsium karbonat (mərmər) və üzgəcli şpat (flüorit) əsasında qurulmuşlar, onlar posa əmələ gətirici komponent kimi xidmət edir. Qaz mühafizəsi ( $Ca CO_3$ ) mərmərin dissosiasiyası ilə yaradılır. Oksigensizləşdiricilər kimi feorrotitandan, feorromanqandan və ferrosilisiumdan istifadə edirlər. Bu qrupun tərkibinə UOHİ-13, CM-11, O3C, MP və s. markalı elektrodlar daxildirlər. Elə bu qrupa oksidsizləşdirici örtüklər tərkibində az  $CaCO_3$  və çox  $CaF_2$  (80%-dək) olan yüksək möhkəmlikli poladların qaynaqlanması üçün təyin olunmuş elektrod markaları aiddirlər. Örtüyün tərkibində mərmərin payının azaldılması meta-

lın oksidləşməsinə aşağı salır və onda karbonun miqdarını azaldır. Belə örtüklü elektrodla İMET-4; İMET-8 aiddirlər.

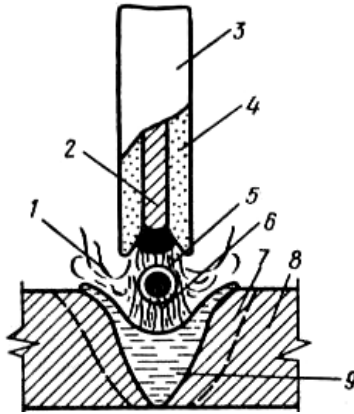
**3. Rutil örtükləri (P)** rutil əsasında  $T_i O_2$  çöl şpatı, maqnezit və digər posa əmələ gətirici komponentlərin əlavəsi ilə qurulmuşlar. Qaz əmələ gətirici maddələr kimi üzvü materiallardan (sellüloza, dekstrin) və karbonatlardan ( $MgCO_3$ ,  $CaCO_3$ ) istifadə edirlər. Oksigensizləşdirici kimi ferromanqan xidmət edir. Üstəritmə əmsalını yüksəltmək üçün bu elektrodla dəmir ovuntusu daxil edirlər. Belə örtüklü tipik elektrodla AHO-4, AHO-5, AHO-6, elektrodla aiddir.

**4. Sellülozlu örtüklər (Ü)** qazəmələgətirici maddələr üzərində qurulmuşdur (sellüloza). Bu tip bəzi örtüklərə az miqdarda dəmir, manqan və titan oksidləri qatırlar. Qaynaq vannasını oksigensizləşdirmək üçün ferromanqan və ferrosilisiyum əlavə edirlər. Belə tipli örtüklər kiçik qalınlıqlı poladların qaynağı üçün tətbiq olunan OMA-2, VSP-1 (dəmir ovuntulu), BCÜ-2 elektrodla malikdirlər.

Hal-hazırda yeni az zəhərli, tərkibində aşağı miqdarda flüorid ( $Ca F_2$ ) və manqan olan elektrodla işlənməsi üzrə işlər davam edir.

Elektrodla ümumi tələblər: ölçülərin dəqiqliyi, örtük və çubuğun eyni oxluluğu, örtüyün metallik çubuqla işləmə möhkəmliyi (qəlpələr), üstəridilmiş metalın zamanətli mexaniki xassələridir. Elektrodla hər partiyası uyğun pasporta malikdir. Elektrodla, bu və ya digər qaynaq işlərinin aparılması üçün onların seçilməsini yüngülləşdirən uyğun kataloqlar tərtib olunur.

Örtüklü elektrodlarla qaynaq prosesi şəkil.10.15-də göstərilmişdir. Elektrik qövs boşalması məmulata toxunarkən baş verir və elektrodla qaynaq vannası arasında yaranır. Elektrod çubuğu örtükdən tez əriyir, elektrodun ucunda çökəklik (oymaq) yaranır, o qaz axını və metal damcılarını qaynaq vannasına istiqamətləndirir. Metal damcılarını artıq nazik posa qatı ilə örtülü qövs aralığından keçirlər.



**Şəkil 10.15. Örtüklü elektrodla qövs qaynağının sxemi:**

*1-örtüyün komponentlərinin parçalanmasından ayrılan qazlar; 2-elektrod çubuğu; 3-elektrod; 4-elektrod örtüyü; 5-posa ilə örtülmüş əriyən elektrodun damcı; 6-qövs boşalması; 7-termiki təsir zonası; 8-əsas metal; 9-qaynaq vannası.*

Damcı posa ilə və qövs aralığının qazları ilə aktiv qarşılıqlı təsirdə olur və vannaya düşərək posadan azad olur, o qövşün təzyiqilə üzə çıxır və sıxışdırılır. Elektrodun ucunda əriyən metal özündə örtükdə olan oksigensizləşdiriciləri həll edir.

Vannanın kristallaşan metalı ilə, əsas metal arasında intensiv diffuziya gedir, lakin vaxtın məhdudluğundan metalın homogenləşməsi mümkün deyildir və həmişə tikiş metalı və əsas metal arasında müəyyən konsentrasiyalar qradienti mövcuddur.

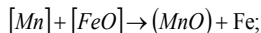
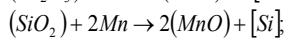
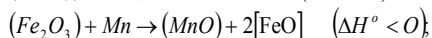
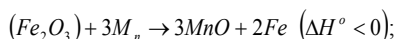
Posa və metal arasında gedən oksidləşmə-bərpa reaksiyaları əvvəllər flüs altında avtomatik qaynaqda baxılanlarla oxşardır.

Müxtəlif qrup elektrodlarla qaynaqlamada metallurici proseslərə baxaq.

*A qrupun elektrodları* qaynaqlamada üzvü komponentlərin parçalanması və oksidləşməsi nəticəsində əhəmiyyətli miqdarda qazlar ( $CO_2$ ;  $CO$ ;  $H_2$ ;  $H_2O$ ) yaradırlar və hava atmosferindən yaxşı mühafizəni təmin edirlər.

Bu tip örtüklərdə  $Fe_2O_3$  hematitin miqdarı oksigensizləşdiricilərdən əhəmiyyətli miqdarda, başlıcası, feromanqan tələb edir. ÜM-7 elektrodlarında 33%-dək hematit və 30%-dək feromanqan vardır ki, bu da demək olar ki, bütün dəmirin bərpası üçün kifayətdir, lakin qaynaq vannasına kifayət miqdarda manqan keçir.

Bu elektrodlarla qaynaqlamada oksidləşmə-bərpa proseslərinin reaksiyalarını aşağıdakı tənliklərdə göstərmək olar:



Birinci iki proses ekzotermikdir və əhəmiyyətli miqdarda istilik ayrılır. Örtükdən dəmirin bərpası üstəritmə əmsalını 10...12q/ (A ·saat)-dək artır.

*B qrupu elektrodları* qaynaqlamada  $\text{CaCO}_3$  mərmərin parçalanması nəticəsində qaynaq zonasının mühafizəsini həyata keçirirlər,  $\text{CaO}$  kalsium oksidi isə əsasi tipli  $\text{CaO-CaF}_2$  posa sisteminin yaranmasına gedir. Qaynaq qövsünün atmosferi  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2$  və  $\text{H}_2\text{O}$ -dan təşkil olunubdur. Suyun buxarları örtükdən ayrılır və qaynaq zonasında hidrogenin yaranmasının qarşısını almaq üçün bu elektrodları qaynaqlamadan əvvəl 470...520K(570K-dək) temperaturda qızdırmaq lazımdır.

Örtükdə bir neçə oksigensizləşdirici olması, az kükürdə malik və isti çatların yaranmasına imkan verir. Yüksək möhkəmlikli, oda davamlı poladların qaynağında aşağı miqdarlı  $\text{CaCO}_3$ (15...20%), ancaq  $\text{CaF}_2$ -nin (60...80%) miqdarı artırmış örtüklərdən istifadə edirlər. Bu halda qaynaq vannası ilə karbonun udulmasından qaçmaq və texniki şərtlərdə tələb olunduğu kimi, tikiş metalında karbonun miqdarını (0,05...0,02%) səviyəsində təmin etmək mümkün olur. Bu elektrodların çatışmayan cəhəti qütblü sabit cərəyanda qaynaqlamanı tələb etməsidir. Beləliklə, *B qrupu* elektrodlarının texnoloji imkanları bir qədər *A qrupu* elektrodlardan aşağıdır.  $\text{CaF}_2$ -nin yüksək miqdarda olması zəhərli birləşmələrin yaranmasına səbəb olur və etibarlı ventilasiyanın yaradılmasını tələb edir.

*P qrupu elektrodları*  $\text{TiO}_2$ , çöl şpatı ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{A}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$ ), maqnezit  $\text{MgCO}_3$  əsasında posalarla qaynaq zonasının mühafizəsini həyata keçir, sonuncu, parçalanaraq böyük həcmdə  $\text{CO}_2$  verir, bundan başqa, mühafizə atmosferi üzvü komponentlərlə doldurulur. Bu qrup elektrodları yüksək texnoloji xassələrə malikdirlər-qövsün yanmasının yüksək dayanıqlığını, tikişin yaxşı

formalaşmasını və posa qabığının ayrılmasını, hər hansı fəza vəziyyətində tikişin qaynaqlanması imkanını təmin edirlər. Bundan başqa, rutil elektrodları az zəhərlidirlər və üstəridilmiş metalda yüksək mexaniki xassələri təmin edirlər.

*Üzvi örtüklü Ü qrupu* elektrodlarının tərkibində 50%-dək üzvi maddələr (qida unu, selluloza) vardır və onlar parçalandıqda və oksidləşdikdə hava mühitindən mühafizəni yaxşı təmin edən böyük miqdarda qaz ayrılır. Qaynaqlamada hidrogen kövrəkliyini və məsamələrin yaranmasının qarşısını almaq üçün oksidləşdiricilər daxil edirlər:  $TiO_2$ ,  $FeO$ ,  $MnO_2$ . Hidrogenin təsirini azaltmaq üçün örtüklərə, həmçinin, üzgəclə şpat  $CaF_2$  daxil edilir. Etibarlı qaz mühafizəsi, örtüyün nisbi kütləsini aşağı salmağa imkan verir:  $K_0 \approx 20\%$ . Ü tipli (OMA-2, BSÜ, VSP və s.) elektrodların texnoloji xassələri kifayət qədər yüksəkdir və onları müxtəlif fəza vəziyyətlərində qaynaqlamada tətbiq edirlər.

### **Cədvəl 10.5**

#### **Müxtəlif qrup elektrodlardan poladların qaynaqlanmasında istifadə olunan qatışıqlarının %-lə kütlə payı**

Örtüyün tipi	$[O_2]$	$[N_2]$	$[H_2] \cdot 10^5$	Qeyri-metallik ünsürlər
Turş A	0,9...0,12	0,010...0,025	15...20	0,10...0,20
Əsasi B	0,03...	0,007 ...	4-dək	0,10-dək
Rutil P	0,05	0,012	30-dək	0,06,...
Selluloza Ü	0,08...0,09	0,016...0,025	20...35	0,10
	0,04...0,10	0,010... 0,025		0,10...0,16

Qaynaq tikişi metalının keyfiyyətinin vacib göstəricisi-qaynaq birləşmələrinin möhkəmlik xassələrinə təsir edən qazların və qeyri-metallik qatışıqların miqdarıdır. Cədvəl 10.5-də tikiş metalında qazların və posa qatışıqlarının miqdarına görə baxılan elektrod örtüklərinin müqayisəli qiymətləndirilməsi haqqında məlumat verilmişdir.

Cədvəldən görüldüyü kimi, əsasi örtüklü elektrodlar, digər qrup örtüklər qarşısında əhəmiyyətli dərəcədə üstünlüyə malikdirlər. Ona görə də bu tip elektrodlar yüksək möhkəmlikli ( $\sigma_b \geq 500MPa$ ) poladlardan məsul konstruksiyaların qaynaqlanması üçün tövsiyə olunurlar.

Elektrodlarla qaynaqlamada metallurci proseslər elektrod metalının köçürülməsinin xarakterindən güclü sürətdə aslıdırlar ki, bu da öz növbəsində elektrod cərəyanının sıxlığından asılıdır. Cərəyanın kiçik sıxlıqlarında elektrod metalının damcıları iridirlər və elektrodun ucunda uzun müddət qalırlar və damcı ilə qaynaq vannası arasında qısa qapanmada ona ancaq qismən keçirlər (damcının həcmindən 40...30%). Metallik körpünün qoparılması sıçrantılarla müşayiət olunur. Böyük cərəyan sıxlıqlarında (elektrodun 1mm diametrinə 800...1000A) metalın kiçik damcılarla köçürülməsi müşahidə olunur və damcılar qövs aralığından böyük sürətlə uçurlar. Bu, qaynaqlamada metallurci proseslərin intensiv getməsinə təsir edir.

**Tikiş metalının örtüklü elektrodlarla əl ilə qaynaqlamada legirlənməsi.** Tikiş metalı əsas metalda, elektrod məftilindən və örtükdən yaradılır, legirləmə aşağıdakı tərzdə həyata keçirilir:

a) elektrodun örtüyünə ovuntu şəkilli metallik əlavələr və ya ferroərintilər-manqan, silisium, titan və s. daxil etmək yolu ilə legirləmə;

b) az aktiv metallar üçün (nikel, mis) asan həyata keçən və manqan, silisium və xrom kimi elementlər üçün məhdud örtüyün tərkibinə daxil olan oksidlərin bərpası nəticəsində legirlənmə;

v) ən sabit nəticələr verən elektrod məftillərinin tərkibini dəyişmək yolu ilə legirləmə;

q) əsas metalın əridilməsi nəticəsində legirləmə, bu da yüksək möhkəmlikli və istiyə dayanıqlı poladların qaynaqlanmasında baş verir.

Elektrodlarla qaynaqlamada tikiş metalının legirlənmə dərəcəsini müəyyən etdikdə, qaynaq zonasında baş verən buxarlanma, metal sıçrantıları və posa ilə oksidləşmə-bərpa reaksiyaları nəticəsində legirləyici elementlərin itgilərini nəzərə almaq lazımdır.

Qaynaqlamada metalın tərkibinin dəyişməsinə qiymətləndirmək üçün alınmış tərkibin «ilkin» tərkiblə müqayisəsindən istifadə edirlər. Çubuqdan ( $\zeta$ ) və örtükdən ( $\delta$ ) elementlərin keçidini nəzərə almaqla əsas (sahəsi  $F_a$ ) və üst əridilmiş (sahəsi  $F_{\zeta+\delta}$ ) metal paylarını, əgər qaynaq altında kənarların hazırlanmasının həndəsəsi məlumdursa, qaynaq birləşməsinin makroşlifli üzrə müəyyən etmək olar, lakin flüs altında qaynaqdan fərqli olaraq üstəritmə sahəsi  $F_{\zeta+\delta}$  təkcə elektrod metalı ilə deyil, həm də örtükdən olan metallarla yaradılacaqdır (şəkl.10.16):

$$F_a / F_{\zeta+\delta} = \delta / (\zeta + \delta) = m. \quad (10.6)$$



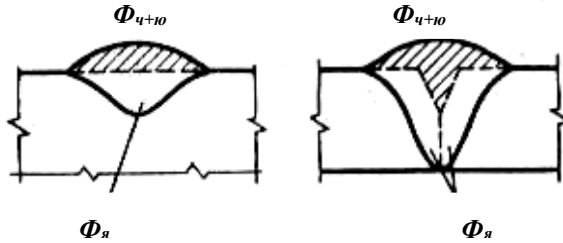
Əridilmiş örtüyün kütləsinin  $K_{\delta}$  əridilmiş elektrod metalına nisbətini həmçinin örtükdə legirləyici komponentin miqdarını və onun qaynaq vannasına  $\Psi_e^*$  keçid payını bilərək, yazmaq olar:

$$\kappa/\psi = K_{\delta} [x] \Psi = n. \quad (10.7)$$

belə ki,

$$\partial + \zeta + \delta = 1, \quad (10.8)$$

Onda, (10.6) ... (10.8) tənliklərini birgə həll edərək,  $\partial$ ,  $\zeta$ ,  $\delta$ -nin ədədi qiymətlərini ala bilərək. Əgər əsas və elektrod metalında və örtükdə legirləyici elementin kütlə paylarını uyğun olaraq  $[x]_{\partial}$ ,  $[x]_{\zeta}$  və  $[x]_{\delta}$  işarə etsək, onda «ilkin» konsentrasiya



**Şəkil 10.16. Elektrodlarla qaynaqlamada əritmə  $F_{\delta}$  və üstəritmə  $F_{c+n}$  sahələri**

$$[x]_i = \partial [x]_{\partial} + \zeta [x]_{\zeta} + \delta [x]_{\delta} \quad (10.9)$$

Tikişin metalının faktiki tərkibini «ilkin»lə müqayisə edərək elementin legirlənməsini (aşağı işarə) və ya yandığını (üst işarə) qiymətləndirmək olar:

$$[x]_i - [x]_i = \Delta [x] \gtrless 0. \quad (10.10)$$

Qeyd etmək lazımdır ki, «ilkin» tərkibə görə hesablama təxminidir, belə ki, əl ilə qaynaqlamada 15...20% çatan buxarlanmadan, oksidləşmədən, sıçrantılardan legirləyici elementlərin itgiləri nəzərə alınmır.

$\Psi_e^*$  – təxmini hesablamalarda vahid qəbul edirlər.

Yeni elektrodların seçilməsində və ya yeni növ örtüklər işləndikdə keçid və ya mənimsəmə əmsallarından istifadə edirlər, onlar göstərilən itgiləri nəzərə alırlar və elektrod çubuğundan, örtükdən və əsas metaldan bu və ya digər komponentin keçidini ayrı-ayrı qiymətləndirməyə imkan verir.

Çubuqdan elementin keçid əmsalı qaynaq məftilində verilən elementin konsentrasiyasını nəzərə alır:

$$\eta_q = [x]_q' / [x]_t, \quad (10.11)$$

burada  $\eta_q$  – qaynaq məftilindən elementin keçid əmsalı;  $[x]_t$ -ti-kişdə elementin tərkibi;  $[x]_q$ -qaynaq məftilində elementin miqdarıdır.

Örtükdən ( $\eta_o$ ) elementin keçid əmsalı örtüyün nisbi kütləsini  $K_o$  nəzərə alaraq:

$$\eta_o = [x]_t'' / ([x]_o K_o). \quad (10.12)$$

Anoloji olaraq  $\eta_n$  keçid əmsalı verilən elementin əsas metaldan keçidini nəzərə alır:

$$\eta_n = [x]_t''' / [x]_n. \quad (10.13)$$

Tikişin metalında verilən elementin ümumi miqdarı

$$[x] = [x]_t' + [x]_t'' + [x]_t''' . \quad (10.14)$$

Keçid əmsallarının nisbət belədir:

$$\eta_{\text{я}} > \eta_{\text{q}} > \eta_{\text{ю}} \quad (10.15)$$

$\eta_{\text{ю}}$  – nün qiyməti azdır, çünki ferroərintilər örtüklə reaksiyaya girirlər. Əsas (ə) və qaynaq məftilinin (q) metalının, həmçinin, örtükdəki əlavələri (ö) nəzərə almaqla  $\eta$  keçid əmsallarının cəmi aşağıdakı kimidir:

$$\eta = \frac{[x]_t}{\text{я}[x]_t''' + \text{r}[x]_t' + \text{к}[x]_t''} K_{\text{ю}} \quad (10.16)$$

Keçid əmsalları çoxlu amillərdən asılıdırlar:

1. Posanın əsasiliyindən, həmçinin, ondakı əsas metal oksidlərinin keçid miqdarından;

2. Elementin oksigenlə qohumluğundan-yüksək aktiv metallar (Ti, Al) çox kiçik əmsallara malikdirlər, məsələn,  $N_2$  üçün keçid əmsalı vahidə yaxındır.

3. Verilən element üçün örtüyün tərkibində oksigensizləşdiricilərin mövcudluğundan, məsələn, örtüyün tərkibində Al və ya Ti olduqda Si və Mn üçün əmsal əhəmiyyətli dərəcədə artır.

4. Elektrod çubuğunda elementin konsentrasiyasından - konsentrasiyanı artırmaqla verilən elementin keçid əmsalı əvvəlcə artır, lakin kvazitarazdan yüksək miqdarda o, aşağı düşəcəkdir, element isə oksidləşərək posaya keçəcəkdir.

5. Örtüyün nisbi kütləsindən  $K_6$  keçid əmsalı müəyyən qiymətinədək ( $K_6=25\dots30\%$ ) artır, lakin sonra aşağı düşməyə başlayır, belə ki, örük qatının böyük qalınlığında əritmədə reaksiyalar az intensivliklə gedir və qaynaq prosesinin stabilliyi pisləşir. Bu, elektrod çubuğunun və örtüyün əridilməsində qövsün istiliyinin paylanma balansının pozulması ilə ələqədardır.

6. Örtüyün hazırlanma texnologiyasından (qranulometrik tərkib, passivləşdirmə, qurutma, qızdırma).

7. Qaynaq recimindən-qövsdə və ya qövsün uzunluğunda yüksək gərginlikdə metal daha çox oksidləşməyə uğrayacaqdır, belə ki, qaynaq zonasını əhatə edən atmosferdən mühafizəsinin etibarlılığı pisləşir.

### **3.4. Qaynaq vannasının vakuum mühafizəsi.**

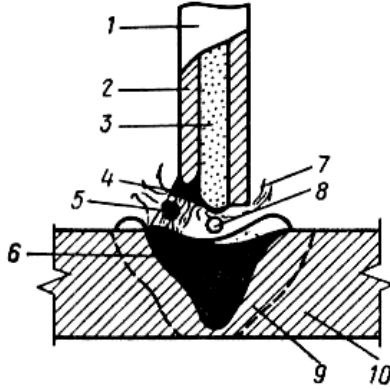
Üstəritmə metalının yaxşı keyfiyyətinə baxmayaraq qalın örtüklü elektrodlarla əl ilə qövs qaynağı az məhsuldarlıqlıdır, keyfiyyət isə qaynaqçının reşəkarlığından asılıdır. Qalın örtüklü elektrodlarla qaynaq proseslərinin mexanikləşdirilməsi cəhdləri müsbət nəticələr verməmişdir ki, bu da qaynaq məftilinə etibarlı cərəyan verilməsinin təmin olunması və elektrod buxtada dolanmış olduqda onun üzərində örtüyün saxlanılmasının çətin olması ilə izah olunur.

Keyfiyyətli örtüklərdə istifadə olunan ovuntu şəkilli komponentlərin içiboş, ovuntu məftili adı almış elektrod məftilinin daxilində yerləşdirmək ideyası meydana çıxdı. İlk dəfə SSRİ-də ovuntu məftili E.O.Paton adına elektroqaynaq institutunda 1956-1957-ci illərdə  $CO_2$ -də qaynaq üçün də tətbiq olunmuşdur.

Hal-hazırda ovuntu məftilləri CO<sub>2</sub>-də və mühafizə qazı olmadan (özünümühafizə edici ovuntu məftili) qaynaqlama və üstərtmə üçün sənaye tətbiqini tapmışlar. Onlar 0,2...0,5mm qalınlıqlı polad zolaqdan hazırlanırlar, onu tədricən xüsusi val-larda boruya bükürlər. Yaymanın müəyyən mərhələsində, elektrodun hələ bağlanmayan boşluğuna ovuntu şəkilli kompo-nentlər-posa və qaz-əmələgətiricilər (CO<sub>2</sub>-də qaynaqlamada qaz əmələ gətirici komponentlər tətbiq olunmur), oksigensiz-ləşdiricilər, bir sıra hallarda isə xüsusi legirləyici əlavəliklər, həmçinin, dəmir ovuntusu dodurulur. Bundan sonra borunu ovuntu materialı ilə birgə əlavə sıxırlar, yayma zamanı baş ver-miş yağ izlərindən təmizləyirlər və buxta şəklində bükürlər. Ovuntu məftillərinin diametri 1,6-dan 3 mm-dək dəyişir. Belə məftilin buxtası fasiləsiz qaynaq prosesini həyata keçirmək üçün qaynaq avtomatında yerləşdirilir. Lakin ovuntu məftili tətbiq olunarkən qaynaq zonasının posa və qaz mühafizəsi, on-da 20...30% ovuntunun olmasına baxmayaraq, kifayət deyildir, ona görə də məsul konstruksiyaların qaynaqlanması üçün əlavə qaz (CO<sub>2</sub>) mühafizəsi tələb olunur. Örtüklü elektrodlarla müqa-yisədə ovuntu məftillərinin tətbiqində mühafizənin kifayət qə-dər olmaması, şəkl.10.17-də göstərdiyi kimi qövs elektrik bo-şalmasında məftilin əridilmə prosesinin özü ilə şərtləndirilmiş-dir. Ovuntu nüvəsinin komponentləri polad qabıqdan xaricdə qapalı qövsdən daha az miqdarda enerji alırlar, və ona görə də onların ərimə prosesi ləngiyir və qaynaq vannasının metallurici emalı da gecikir.

Beləliklə, elektrod örtükləri üçün işlənmiş ovuntu kompozisiyalarının daha effektiv posa və oksigensizləşdiricilər sistemi yaratmaq üçün dəyişdirilməsi tələb olunmuşdur.

Nüvənin tipinə görə qaynaq üçün ovuntu məftillərini, əsas kimi tərkibində  $TiO_2$  olan rutil (PP-AN8, PP-AN2, PP-AN10 və s.) və  $TiO_2$  və  $CaF_2$  əsasında rutil-flüoritlilərə (PP-AN4, PP-AN9, PP-AN20, və s.) bölürlər.



**Şəkil 10.17. Ovuntu məftili ilə qaynaqlamanın sxemi:**

- 1-ovuntu məftili; 2-polad qabıq; 3-ovuntu məftilinin aşqarı;  
4-qövs boşalması; 5-metal damcıları; 6-qaynaq vannası;  
7-qaz mühafizəsi; 8-posa damcısı; 9-termiki təsir zonası;  
10-əsas metal.

Açıq qövslə qaynaqlamaq üçün karbonat-flüorit tipli ovuntu məftilləri tətbiq edirlər, onların tərkibində  $CaCO_3$  və  $MgCO_3$  qaz əmələ gətirici komponentlər, həmçinin, üzgəcli şpat, alümosilikatlar, oksigensizləşdiricilər (PP-AN2, PP-AN6 və s.) olur.

Ovuntu məftillərinin markasından asılı olaraq az karbonlu, az legirli və yüksək möhkəmlikli poladların qaynaqlanması üçün istifadə edirlər və tikiş metalının zəruri mexaniki xassələrini təmin edirlər.

Ovuntu məftillərindən, həmçinin, səthi qatlarının möhkəmləndirilməsi məqsədilə üstəritmə işləri üçün istifadə edirlər.

Yeni texnikada, molibdendən, vanadiumdan və digər kimyəvi aktiv və çətinəriyən metallardan qaynaq konstruksiyalarında istifadə, prinsipcə yeni qaynaq üsullarının və qaynaq zonasının daha effektiv mühafizə üsullarının işlənməsini tələb etdi.

Göstərilən metalların qövs qaynağının əhəmiyyətli dərəcədə çətinliyi onunla əlaqədardır ki, posa və qaz fazalarından oksigenin, azotun, hidrogenin və onların birləşmələrinin olması kövrəkliyə, məsamələrin yaranmasına və qaynaq tikişinin fiziki-mexaniki xassələrinin kəskin aşağı düşməsinə səbəb olur.

Kimyəvi aktiv-metallardan yüksək keyfiyyətli qaynaq birləşmələrinin alınması, yalnız vakuum kamerasında elektron şüası ilə qaynaq avadanlığı və texnoloji prosesi işləndikdən sonra mümkün olmuşdur. Seyrəlmə dərəcəsi  $P=1,3 \cdot 10^{-2}$  Pa olduqda, qaynaq kamerasında oksigen və azotun miqdarı bu zərərli qatışıqların ən təmiz arqondakı konsentrasiyasından əhəmiyyətli dərəcədə aşağı olması təmin olur.

Vakuum mühafizəsilə qaynaqlamada istilik mənbəyi kimi qızdırılmış katoddan buraxılan sərbəst elektronların kinetik enerjisindən istifadə olunur, onlar xüsusi qurğunun elektrik sahəsilə (elektron topu) sürətləndirilir. Elektron şüasının fiziki və energetik xarakteristikalarına I bölmədə müfəssəl baxılmışdır.

Elektron-şüa qaynağında tikişin yaranmasının metalluriji xüsusiyyətləri qızma ləkəsindən ayrılan (təxminən  $5 \cdot 10^8 \text{Vt/sm}^2$ ) fövqəladə yüksək enerji sıxlığı ilə və vakuumdə metalın əridilməsinin fiziki şərtləri ilə sərtlənir.

Elektron şüası kimi belə qızma mənbəyinin tamamilə yüksək intensivliyi və mərkəzləşdirilməsinə görə metalın vakuumdən istisna olunacaq qədər ensiz və dərin tamamilə tikişyanı zonanın uzunluğu boyu nəzərə çarpmayan əridilməsi əldə olunur ki, bu da deformasiyaların və qaynaq gərginliklərinin əhəmiyyətli dərəcədə aşağı salınmasını təmin edir. Qaynaq vannasının əridilmiş halda qalmasının qısa müddətli olması, onun kiçik həcmi və əridilmə zonasının nəzərə çarpmayan ölçüləri, həmçinin, tikiş metalının məsaməliyinə, diffuziya prosesinin təsirinin azalmasına səbəb olur.

Qaynaq birləşmələrinin keyfiyyətinə vakumun müsbət təsiri onda ifadə olunur ki, təkcə metalın səthi qatlarının deyil, həm də daxili qatlarından da qazların çıxışı və oksidlərin dissosiasiyası prosesləri əhəmiyyətli dərəcədə sürətlərinlər və asanlaşır. Elektron-şüa qaynağında qaynaq vannasından oksigen və azotun kənar olunması, oksidlərin və nitridlərin dissosiasiyasının elastikliyi nə qədər böyük olarsa, bir o qədər tam olar. Mis, kobalt, nikelin  $6,5 \cdot 10^{-2}$  Pa seyrəklikli kamerada qaynaqlamada bu metalların oksidlərinin dissosiasiyası təmin olunur. Həmçinin, alüminium, niobium, xrom, maqnezium, molibden nitridləri, və yüksək dissosiasiya elastiklikli digər bəzi metalların nitruvləri dissosiasiya edirlər.



Elektron şüası ilə qaynaqlamada qaynaq kamerasında əldə oluna biləcək yüksək seyrəkləşmə dərəcəsi, həmçinin, səthi çirk və maye qatlarının dağıdılmasına səbəb olur, onlar, bir qayda olaraq, qövs qaynağı üsullarında keyfiyyətli qaynaq birləşməsinin alınmasına mane olur.

Müxtəlif kimyəvi aktiv metalların elektron-şüa qaynağı prosesinin metallurji xüsusiyyətlərinə [23] əsərdə müfəssəl baxılmışdır.

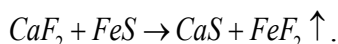
Yuxarıda (bax.fəsil 9) artıq ərintilərin ayrı-ayrı komponentlərinin təbiətinə və onların, alınan tikiş metalının keyfiyyətinə olan təsirinə baxılmışdır. Lakin nəticədə «zərərli» adlanan aşqarların qaynaq birləşməsinin keyfiyyətinə təsirini ümumiləşdirmək lazımdır, onlara kükürd, fosfor, oksigen, azot, hidrogen, bəzi hallarda isə karbon aiddirlər.

Kükürd-metalların qaynağında həmişə zərərli qatışıqdır, belə ki, nisbətdən asan əriyən *Me-MeS* evtektikası yaradır ki, bu da tikiş metalında «isti» və ya kristallizasiya çatlarının yaranmasına imkan yaradır. Metal və qaynaq materiallarında onun miqdarını həmişə kəskin limitləşdirmək lazımdır.

Kükürdün zərərli təsirinin aşağı salınması dəmir sulfidlərini daha yüksək ərinə temperaturu (*MnS*;  $T_s=1883C^0$ ; *CaS*;  $T_s=2273C^0$ ) sulfidlərə çevirməklə əldə olunur ki, o, hələ qaynaq vannasının maye metalında ( $T_s=1800C^0$ ) qeyri-metallik ünsürlər yaradaraq kristallaşma prosesində iştirak edə bilməsin.

Bu, qaynaq vannasına kifayət miqdarda manqan əlavə olunmaqla əldə olunur. Vannanın metalına kalsium, silikokalsium şəklində elektrod örtüyündən və ya ovuntu məftilindən daxil edilir.

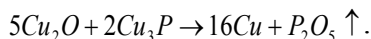
Qaynaqlamada metalda kükürdün miqdarının ümumi aşağı salınması güclü əsasi posalarla mümkündür. Oksigensiz flüorid flüsləri, həmçinin, üçüncü metal flüoridi ( $FeF_2$ ,  $FeF_3$ ) və bərk sulfidlərin yaranması nəticəsində metaldan kükürdün kənarlaşmasına nail olunur.



Kükürd, elektropoza qaynağı və metalların yenidən əridilməsi zamanı kənarlaşır.

Fosfor-demək olar ki, həmişə, metalların passivliyini aşağı salan zərərli qatışıqdır. Poladın kristallaşmasında fosfor dəmirlə öz kövrəkliklərlə fərqlənən bir sıra birləşmələr ( $Fe_3P$ ,  $Fe_2P$ ,  $FeP$  və  $FeP_2$ ) yaradır, onların kristalları soyuq çatların başlanğıcı ola bilərlər. Qövs qaynağında tikiş metalında fosforun miqdarını azaltmaq demək olar ki, praktiki mümkün olmur, belə ki, o, oksidləşdirici posalarla kənarlaşır, qaynaq posaları isə bərpəediciirlər. Tikişdə fosforun konsentrasiyası, yalnız elektropoza qaynağında aşağı düşür.

Mis ərintilərinin qaynağında fosfor zərərli aşqar deyildir, belə ki, uçucu oksid  $P_2O_5$  yaradaraq, metalı reduksiya etməyə qabildir:



Oksigen-qaynaqlamada metalın plastiki xassələrini aşağı salan zərərli qatışıqdır, ona görə də qaynağın bütün növlərində tikiş metalının buraxıla bilən normayadək oksigensizləşdirilməsi prosesi nəzərə alınır. Yüksək aktivlikli metalların qaynağında ( $Al$ ,  $Ti$ ,  $Zr$ ) oksigensiz atmosfer yaratmaq lazımdır-arqon,

helium, vakuum, qalid flüsləri, belə metallar üçün oksigensizləşdiricilər kimi seçmək olmaz.

Lakin konstruksiya poladlarının qaynağında hidrogenin həll olmasını aşağı salmaq üçün metallara bir qədər oksidləşmə imkanını saxlamaq lazımdır.

Azot-qaynaq vannasının metalı ilə qövs aralığının atmosferindən udulur, orada o, əsasən, atomar və qismən ionlaşdırılmış halda olur. Azotun maye metalda həll olması bərk haldakına nisbətən yüksəkdir, tikiş metalının kristallaşma prosesində o, məsələlər yaradaraq qaz halında ayrıla bilər.

Qaynaq vannasının metalının kristallaşmasında azot, demək olar ki, bütün metallarla birləşmə-müxtəlif dərəcəli dayanıqlı nitridlər yaradır. Xüsusilə dayanıqlı nitridləri dövrü sistemin IVB, VB, VIB qruplarının d-metalları yaradırlar.  $Fe_4N$ ,  $Fe_2N$  dəmir nitridləri çox kövrək iynəvari kristallar yaradırlar, onların dağılması soyuq çatların yaranmasına səbəb olur (ləngidilmiş dağılma). Sənaye metallarından ancaq mis dayanıqlı nitridlər vermir və buna görə də onu azot atmosferində qaynaqlamaq olar. lakin azot heç də həmişə zərərli qatışıq olmur, və austenit sinifli bəzi poladlarda onun miqdarını 0,3...0,4%-dək çatdırırlar.

Hidrogen-qaynaqlamada həmişə zərərli qatışıqdır (hidrogen kövrəkliyi).

Metalların qaynaqlanmasında hidrogen mənbələri:

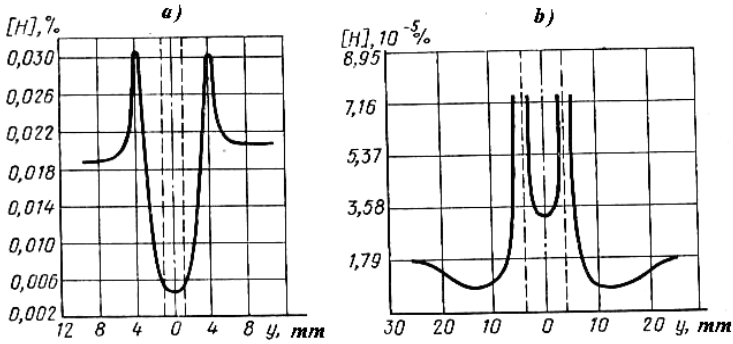
1) qövs boşalmasında atmosferindən metalla udulmuş hidrogen və 2) əsas metalda həll olan hidrogen.

Qövs boşalması atmosferindən udulan hidrogen, orada atomar və ionlaşmış halda olur, kristallaşmada öz həll olmasını

kəskin aşağı salır və metaldan ayrılaraq məsamə və çatların yaranmasına səbəb olur.

Əsas metalın tərkibindəki hidrogen, daxil olma bərk məhlulu halında-diffuzion hərəkətli hidrogen, həmçinin, rabitəli halda-hidrid hidrogeni ola bilər.

Molekulyar halda hidrogen metalın mikroqeyribütövlüklərində ola bilər.



**Şəkil 10.18. Qaynaqlamadan sonra titanda (a) və misdə (b) hidrogenin paylanması.**

Diffuzion-hərəkətli hidrogen metalda temperatur qradienti nəticəsində yerdəyişmə edə bilər. Diffuzyanın son növü aşağıdakı tənliklə təsvir olunur:

$$dm = -Dc_0 \frac{\Delta H}{RT^2} \frac{dT}{dy} Sdt, \quad (10.17)$$

burada D-temperaturdan asılı diffuziya əmsalı;  $c_0$ -hidrogenin ilkin konsentrasiyası;  $\Delta H$ -verilən metalda hidrogenin həll olun-

masının entalpiyalar fərqi;  $\frac{dT}{dy}$  – temperaturlar qradienti; S-diffuziya axınının kəsiyi; t-vaxtdır.

Əgər  $\Delta H > 0$  (*Al; Cu; Fe* və s. üçün) olduqda, onda termodiffuziyanın axınının istiqaməti istilik axınının əksinədir ki, bu da hidrid əmələ gətirməyən metallar üçün xarakterikdir, onlarda temperatur artdıqca həll olma artır. Əgər  $\Delta H < 0$  (*Ti; Zr; V; Nb* və s.) olduqda, onda termodiffuziya axınının istiqaməti istilik axınının istiqamətilə üst-ütsə düşür ki, bu da hidrid əmələ gətirici metallar üçün xarakterikdir. Temperaturların yüksək qradientləri şəraitində qaynaq birləşməsinin yaranması nəticəsində qeyri-bərabər hidrogen konsentrasiyası yaranır ki, o da sonrakı termiki emalla aradan qaldırıla bilər. Qaynaqlamadan sonra hidrogen konsentrasiyalarının paylanması nümunələri şəkl.10.18, a,b-də göstərilmişdir.

Göstərilən qrafiklərdən görüldüyü kimi hidrid əmələ gətirməyən metallar üçün hidrogenin maksimal konsentrasiyası ərimə xəttinin yaxınlığında (şəkildə ştrixlənmiş xətlər), hidridəmələgətirənlər üçün isə-termiki təsir zonasında müşahidə olunur. Beləliklə, qaynaq birləşməsində metalda nisbətən orta böyük olmayan hidrogen konsentrasiyasında yüksək kövrəklikli təhlükəli zonalar yaranır.

Qaynaq zonasında hidrogenin miqdarının aşağı salınmasının əsas yollarına aşağıdakılar aiddirlər: qaynaq zonasında atmosferin qismən oksidləşməsi (*CO<sub>2</sub>*-də qaynaq, turş örtüklü elektrodlardan istifadə), hidrogenin parsial təzyiqinin aşağı salınması və maye metalda həll olmayan (*HF, HCl*) möhkəm bir-

ləşmələrə hidrogeni rabitələndirmək məqsədilə (flüslərə və örtüklərə  $Ca F_2$ , flüoridlərin və xloridlərin daxil edilməsi) qaynaq vannasının maye metalında hidrogenin həll olmasını azaltmaq üçün şəraitin yaradılması. Həmçinin, qaynaq üçün kənarların dəqiq hazırlanması məqsədilə metalda qismən hidratlaşmış oksid qatını təmizləmək, mühafizə qazlarını qurutmaq yolu ilə qövsün atmosferində su buxarlarının miqdarını azaltmaq ( $CO_2$ ,  $Ar$ ), qaynaqlamadan əvvəl elektrod örtüklərini və qaynaq flüslərini qızdırmaq tövsiyə olunur.

Karbon, onun miqdarını az legirli konstruksiya poladlarının qaynağında saxlamağa çalışırlar. O xüsusi poladların və odadavamlı ərintilərin qaynağında zərərli qatışıqdır, belə ki, onlarda karbonun miqdarı az olmalıdır [(0,03...0,06%)C].

Tərkibində karbon olan maddələrlə qarşılıqlı təsir nəticəsində qaynaq materiallarında ( $CaCO_3$  və s.) qaynaqlama zamanı karbonun miqdarı buraxıla bilən hədlərdən yüksək olar.

## IV. FƏSİL

### TİKİŞ METALININ İLKİN STRUKTURUNUN FORMALAŞMASI

Qaynaqlamada qaynaq birləşməsinin monolitliyi birləşdirilən materialların kontakt səthindəki zərrəciklər arasında atomlararası və molekullarası rabitənin yaradılması ilə təmin olunur.

Elektrik təbiətinə malik iki qrup atomlar arası və molekullarası rabitəni fərqləndirirlər: 1) fiziki (Van–der–vaals) və 2) kimyəvi (ion, kovalent, metallik, hidrogen, donor–akseptor və onlar birgə). Kimyəvi rabitələrin möhkəmliyi (maddəni ayrı – ayrı molekullar, atomlar və ya ionlara ayırmağa tələb olunan enerji), onlarla və yüzlərlə kilocoullar, fiziki isə – kilocoulun kiçik miqdarını və vahidini təşkil edir.

Qaynaqlanma nəticəsində möhkəm kimyəvi rabitəli birləşmələr yaranırlar.

Qaynaqlanmada kimyəvi rabitələrin yaranma prosesində qaynaqlanan materiallar mexaniki, fiziki və ya kimyəvi təsirə uğradılırlar. Kimyəvi rabitələrin yaranması ilə müşayiət olunan hadisələrə qaynaq prosesləri deyirlər.

Metalların qaynaqlanmasına xarakterik qaynaq proseslərini şərti olaraq üç qrupa bölmək olar:

1)metalların qızdırma, əritmə və soyudulmasından ibarət istilik prosesləri:

2)metalın yüksək temperaturunun eyni zamanda təsiri ilə plastiki deformasiyasından ibarət termomexaniki proseslər;

3)bərk və maye metalda gedən fiziki – kimyəvi proseslər:

faza çevrilişləri, məhlulda maddələrin həll olması və ayrılması, kimyəvi birləşmələrin dissosiasiyası və ya yaranması, diffuziya, kontaktda olan fazalar arasında mübadilə reaksiyaları və s .

Qaynaq prosesləri tikiş və termiki təsir zonasının metalının texnoloji möhkəmliyini, yəni qaynaq birləşməsinin metalının hazırlanma prosesində lokal dağılmalara qarşı dayanıqlığını müəyyən edirlər (müxtəlif cinsli çatların yaranmasına müqavimət). Bundan başqa, onlar əhəmiyyətli ölçüdə istismar möhkəmliyini, qaynaq birləşməsinin işləmə qabiliyyətini - onun mexaniki, fiziki və kimyəvi xassələrinin istismar tələblərinə uyğunluq dərəcəsini müəyyən edirlər.

Birləşdirilən metalların qaynaqlanması zamanı keyfiyyətli qaynaq birləşməsi yaratmaq qabiliyyətini onların qaynaqlanma qabiliyyəti ilə qiymətləndirirlər.

Qaynaqlanma qabiliyyəti – qaynaq prosesinin metalın fiziki – kimyəvi təsirə qarşı reaksiyası və tapşırılan istismar tələblərinə cavab verən qaynaq birləşməsi yaratmaq qabiliyyətini xarakterizə edən kompleks xarakteristikasıdır.

Qaynaqlama qabiliyyətinin əsas meyarları aşağıdakılardır:

qaynaqlanmada metalın kimyəvi aktivliyindən asılı olaraq oksidləşmə qabiliyyəti;

isti çatların və təkrar qızdırılmalarda çatların yaranmasına müqavimət;

soyuq çatların və tədrici dağılmaların yaranmasına müqavimət;

metalın dənənin böyüməsinə meyilliyini, tikişdə və termiki təsir zonasında struktur və faza dəyişikliklərini, möhkəm-



lik və plastiklik xassələrinin dəyişməsilə xarakterizə olunan qaynağın istilik təsirinə həssaslıq;

məsamələrin yaranmasına həssaslıq;

qaynaq birləşməsinin xassələrinin istismar tələblərinə uyğunluğu; belə xassələrə aiddirlər: möhkəmlik, plastiklik, davamlılıq, sürüngəclik, özlülük, istiyə davamlılıq və istiyə möhkəmlik, korroziyaya davamlılıq və s.

Fiziki və texnoloji qaynaqlanma qabiliyyətlərini fərqləndirirlər. Fiziki qaynaqlanma qabiliyyəti dedikdə metalların hər hansı qaynaqlama üsulu nəticəsində kimyəvi rəbitəli monolit birləşmə yaratmaq qabiliyyəti başa düşülür.

Texnoloji qaynaqlanma qabiliyyəti – texniki-iqşadi göstəricidir. O, tələb olunan keyfiyyətdə, istismarda konstruksiyanın etibarlılıq tələblərini ödəyən, mövcüd avadanlıqları ən az əmək və vaxt sərfiyyatında tətbiq etməklə qaynaq birləşməsi almaq imkanını xarakterizə edir.

Texnoloji qaynaqlama qabiliyyəti əsas metalın qaynaqlanmanın termodəformasiya tsiklinə reaksiyasını xarakterizə edən birgə xassələrilə müəyyən olunur. Bundan başqa, o, qaynaqlama üsulu və rejimindən, aşqar metalının, tətbiq olunan flüslərin, elektrod örtüklərinin və mühafizə edici qazların xassələrindən, qaynaqlanan məmulatın konstruktiv xüsusiyyətlərindən və onun sonrakı istismar şərtlərindən asılıdır.

Əridilmiş metalın kristallaşması eyni zamanda gedən iki elementar proseslərdən ibarətdir:

- 1) dənələrin və ya kristallaşma mərkəzlərinin yaranması;
- 2) bu mərkəzlərdən kristallitlərin böyüməsi.

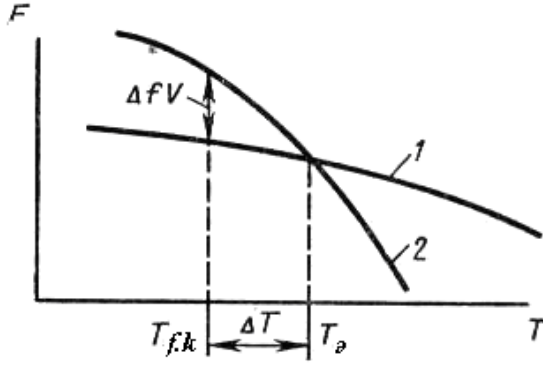
Dənələrin yaradılma üsullarından asılı olaraq kristallaşmanı homogen və ya heterogen kristallaşmalara ayırırlar. Qatışıqlardan təmiz, maye metalda soyumada dənələr maye fazanın daha iri faza fluktuasiyalarından yaranırlar, hansıların ki, ayrılması enerjinin fluktuasiyası ilə bağlıdır (homogen yaranma). Texniki metallarda həmişə aşqarların dispers üsürləri vardır, onların da səthində kristallaşma mərkəzlərinin yaranması baş verir (heterogen yaranma).

Hər hansı tipli kristallaşmanın hərəkət verici qüvvəsi temperaturdan asılı olaraq maye və bərk hallarda metalın sərbəst enerjisinin müxtəlif dəyişmə xarakteridir (şək. 12.1). Hər hansı böhran  $T_o$  – dən yüksək temperaturda maye halda maddə kiçik sərbəst enerjiyə malikdir,  $T_o$  – dən aşağı temperaturda isə metalın bərk halı energetik daha dayanıqlıdır.

Həm bərk, həm də maye hallar bərabər ehtimallı olduqda,  $T_o$  temperaturu tarazdır və ya kristallaşmanın nəzəri temperaturudur. Bu temperaturda metalın bərkiməsi hələ baş vermir. Kristallaşma üçün dənələrin yaranması və zərrəciklərin onlarla kontaktda olan maye ilə birləşməsi nəticəsində onların böyüməsi vacibdir. Bu, böhran temperaturdan aşağı temperaturda, yəni soyumada əldə olunur.

Praktiki olaraq kristallaşma başlayan  $T_{f.k.}$  temperaturunu faktiki kristallaşma temperaturu adlandırırlar .

Kristallaşmanın nəzəri və faktiki temperaturları arasındakı fərqə  $\Delta T$  soyuma dərəcəsi deyirlər.



**Şəkil 12.1. Bərk (1) və maye(2) metalın sərbəst enerjisinin temperaturdan asılılığı**

Təmiz metallarda ifrat soyuma termiki, ərintilərdə qatışı-ğın konsentrasiyasının yüksəlməsi ilə  $T_0$  temperaturu azalırsa – konsentrasiya alanır.

Kristallaşma nəticəsində müəyyən qədər enerji azad olur ki, bu da ədədi qiymətə ərimənin gizli istiliyinə bərabər kristallaşma istiliyidir. Bu istilik bərk və maye fazaların aparılma sərhəddindən daha soyuq bərk cisimə ötürülür.

Şəkil 12.1.-dən görünür ki,  $T_{f.k.}$  temperaturu nə qədər aşağıdırsa, maye  $F_m$  və bərk  $F_k$  metalın sərbəst enerjilərinin fərqi o qədər böyükdür. Bərkiyə maddənin vahid həcmində  $V$  sərbəst enerjinin dəyişməsi bərabər olacaqdır:

$$\Delta f = (F_m - F_k) / V. \quad (12.1)$$

$V$  həcmnin kristallaşmasında sistemin sərbəst enerjisi  $\Delta fV$  həcmi qədər azalır.

Lakin kristalların yaranmasında və böyüməsində onların maye ilə sərhəddində  $\sigma S_s$  səthi enerji baş verir və artır ( $\sigma$  - səthi gərilmə  $S_s$  = kristalların səthinin cəmi sahəsi).

Sərbəst enerjinin ümumi dəyişməsi

$$\Delta F = \sigma S_s - \Delta FV \quad (12.2)$$

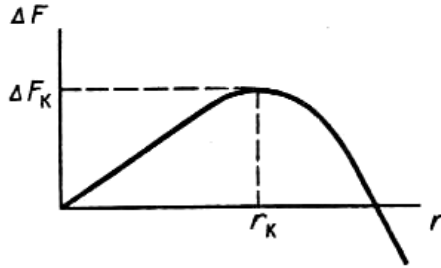
Termodinamiki sistem sərbəst enerjinin minimumuna yaxınlaşır.

Əgər  $\Delta F$  azaldıqda, yəni  $\Delta FV > \delta S_s$  şərtində dənəcik böyüyəcəkdir.

Sferik formalı dənəcik üçün (12.2) düsturunu bu şəkildə yazmaq olar:

$$\Delta F = 4\pi r^2 \sigma - (4/3)\pi r^3 \Delta f. \quad (12.3)$$

Dənənin ölçüsündən asılı olaraq sərbəst enerjinin dəyişməsi maksimumlu əyri ilə (şək. 12.2) səciyyəvidir. İlkin mərhələlərdə dənənin boyuməsi sərbəst enerjinin artmasına gətirib çıxarır və onun mövcudluğu dayanıqlı olmayacaqdır. Dənənin müəyyən böhran ölçüsündə  $r_k$  sərbəst enerjinin dəyişməsi maksimuma çatır. Kristallıq dənənin sonrakı böyüməsi  $\Delta F$  - in azalmasına səbəb olur və qeyri – məhdud davam edə bilər. Fluktuasiya yaranması kimi meydana çıxan kritik ölçülü dənələr kristallizasiya mərkəzləri olurlar, onlardan kristallar böyüyürlər.



**Şəkil 12.2. Dənənin ölçüsündən asılı olaraq sərbəst enerjinin dəyişməsi**

$r_k$  və  $\Delta F_k$  -nin qiymətlərini (12.3) ifadəsinindən istifadə edərək hesablamaq olar.

Xüsusi törəməni tapaq.

$$\frac{\partial(\Delta F)}{\partial r} = \sigma \cdot 4\pi \cdot 2r_k - \Delta f \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot 3r_k^2 \cdot$$

$\frac{\partial(\Delta F)}{\partial r} = 0$  şərtində  $r_k$  - ni tapırıq:

$$r_k = \frac{2\sigma}{\Delta f} \quad (12.4)$$

$r_k$  - nın qiymətini (12.3) tənliyində yerinə qoyub alırıq:

$$\Delta F_k = \frac{16}{3} \pi \frac{\sigma^3}{\Delta f^2} \cdot \quad (12.5)$$

(12.4) ifadəsindən  $\Delta f$  -in qiymətini ifadə edərək və onu sferik formalı dənə üçün (12.5) tənliyində yerinə qoyaraq,  $S_s = 4\pi r_k^2$  olduqda, alırıq

$$\Delta F_k = \frac{1}{3} \sigma S_s. \quad (12.6)$$

(12.6) ifadəsi göstərir ki, böhran radiuslu dənənin yaranmasında kristal – maye sərhədində səthi enerji 1/3 qədər fluktasiya enerjisi ilə  $\Delta F_k$ , 2/3 qədər isə həcmi sərbəst enerji ilə kompensasiya olunur.

(12.4) tənliyindən görünür ki,  $\Delta f$  nə qədər böyükdürsə,  $r_k$  bir o qədər kiçikdir, o,  $\Delta T$  artıqca böyüyür (şəkl. 12.1).

Yazmaq olar ki,

$$\Delta f = \Delta T \Delta s = \Delta T Q / T_n, \quad (12.7)$$

burada  $\Delta s$  - bərkimədə entropiyanın dəyişməsi;  $Q$  – vahid həcmnin bərkiməsinin gizli istiliyidir. Nəticədə,

$$r_k = \frac{2\sigma T_n}{Q} \frac{1}{\Delta T}. \quad (12.8)$$

(12.8) tənliyindən görünür ki, dənənin kritik ölçüsü soyuma dərəcəsi artıqca azalır (şəkl. 12.3). Bu halda daha çox sayda dənələrin yaranması üçün şərait yaranır. İfrat soyuma, (12.5) və (12.7) tənliklərin təhlilindən görüldüyü kimi, həmçinin,  $\Delta F_k$  -nin azalmasına səbəb olacaqdır.

(12.7) əsasən ifadə olunmuş (12.5) ifadəsində  $\Delta f$  - in qiymətini yerinə qoysaq, alarıq.

$$\Delta F_k = \frac{16\pi\sigma^3 T_n^2}{3\Delta T^2 Q^2} \quad (12.9)$$

Dənənin kritik radiusu və onun yaranması üçün tələb olunan enerjinin fluktuasiyası nə qədər az olarsa, dənələrin yaranma ehtimalı  $\omega_1$  (yaranan dənələrin sayı) bir o qədər böyük olacaqdır.



Termodinamikanın statistik təsəvvürlərinə əsasən,

$$\omega_1 = M_1 e^{\Delta F_k / (k_b T)} \quad (12.10)$$

burada  $K_b$  – Bolsman sabitidir.

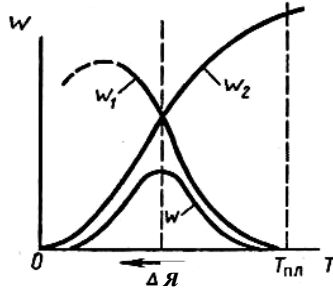
Lakin ətraf soyumanın artması ilə diffuziya prosesi maye-dən yeni atomların kristala yaxınlaşmasını ləngidəcəkdir. Dənə yaranarkən atomun maye fazadan bərk fazaya keçid ehtimalı aşağıdakı düsturla ifadə olunur.

$$\omega_2 = M_2 e^{-U / (k_b T)} \quad (12.11)$$

burada  $U$  – öz – özünə diffuziyanın aktivasiya enerjisidir.

Dənələrin yaranmasının umumi sürətini müəyyən edən  $\omega$  ehtimalı (kristallizasiya mərkəzlərinin sayı) proseslərin təşkil edicilərinin ehtimallarının hasilinə bərabərdir:

$$\omega = \omega_1 \cdot \omega_2 = M_3 e^{-(\Delta F_k + U) / (k_b T)} \quad (12.12)$$



**Şəkil 12.4. Soyuma dərəcəsinin dənələrin yaranması şəraitinə təsiri**

(12.10)...(12.12) düsturlarında  $M_1$ ,  $M_2$ ,  $M_3$  – materialın xassələrindən asılı olaraq sabit əmsallardır.

(12.12) ifadəsində  $\Delta F_k$  – nin qiymətini yerinə qoyduqdan sonra kristallaşma mərkəzlərinin sayını  $n$  temperaturdan asılılığını alırıq:

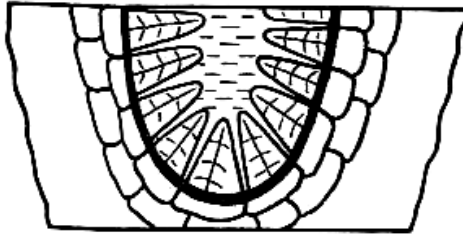
$$n \approx \omega = M_3 \exp \left\{ -\frac{1}{k_B T} \left[ U + \frac{1}{3} \pi \sigma \left( \frac{4\sigma T_a}{\Delta T Q} \right)^2 \right] \right\}. \quad (12.13)$$

Beləliklə, temperaturun dəyişməsində iki əks tendensiyanın təsiri altında optimal şərtlər yaranırlar ki, bu zamanda kristal dənələrinin yaranma sürəti maksimaldır (şək. 12.4.).

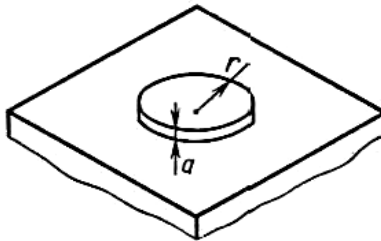
Yaranan bərk və yox olan maye fazalar arasındakı ayrılma səthi dənələrin homogen yaranmasında energetik maneə yaradır. Onun aradan qaldırılması üçün  $\Delta F_k$ -ya bərabər enerjinin fluktuasiyası vacibdir. Ona görə də əksərən hazır fazalar arasındakı səthlərdə kristallaşan bərk fazanın dənələrinin yaranması energetik daha sərfəlidir. Heterogen kristallaşmada belə səthlər, həmişə texniki orintilərdə mövcud olan bərk zərrəciklərin səthləri ola bilərlər.



Heterogen kristallaşmanın ən yaxşı ocaqları – ərinti olan metaldan zərrəciklər və ya səthlər, məsələn, maye qaynaq vannasını məhdudlaşdıran əsas metalın dənəsidir. Əsas metalın əridilmiş dənələri kristallaşmanın dənə mərkəzləri olurlar, onlar üzərində özünə məxsus altlıqlarda olduğu kimi tikişin ilkin kristalları böyüməyə başlayırlar (şək 12.5). Kristallar, istiliyin kənar olunmasının əks istiqamətində vannanın maye metalının dərinliyindən soyuma səthinə doğru normal böyüyürlər.



*Şəkil 12.5. Qaynaq zonasında kristallitlərin böyümə sxemi*



*Şəkil 12.6. Yastı dənənin yaranma sxemi*

Hazır fazalararası səthlər olduqda, heterofaza fluktuasiyaların ehtimalı artır. Bu, fazalar arası səthdə kristallitlərin yastı dənələrin yaranmasına gətirib çıxarır. Yastı dənələrin yaranmasının energetik şərtləri, üçölçülü dənələrin yaranma şərtlərindən fərqlənirlər, ona görə də böhran hal soyumanın müxtəlif qiymətlərində əldə olunur.

Yastı dənənin böhran radiusunu müəyyən edək (şək. 12.6). O, kristallitin səthində yarandıqda, fazalararası səthin sahəsi yalnız dənənin yan səthinin qiyməti qədər artır.

Yastı dənənin yaranmasında sərbəst enerjinin balansı (12.2) –yə analoji olacaqdır;

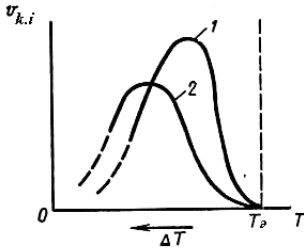
$$\Delta F = 2\pi r a \sigma - \pi r^2 a \Delta f. \quad (12.14)$$

Üç ölçülü dənənin yaranmasının yuxarıda baxılan halına analoji olaraq, yastı dənənin böhran radiusu

$$r_k = \frac{\sigma}{\Delta f} = \frac{\sigma T_n}{Q \Delta T} - \text{dir.} \quad (12.15)$$

Sərbəst enerjinin böhran qiyməti isə

$$\Delta F_k = \frac{\pi \sigma^2 a}{\Delta f} = \frac{1}{2} \sigma S_s = \frac{\pi \sigma^2 a T_n}{\Delta T Q} - \text{dir.} \quad (12.16)$$



Beləliklə, sərbəst enerjinin fluktuasiyası nəticəsində yaranan səthi dənələrin mərkəzinin sayı, atomların diffuziyası prosesini nəzərə almaqla, bərabər olacaqdır:

$$\omega = M_4 \exp \left[ -\frac{1}{k_b T} \left( U_1 + \frac{\pi \sigma^2 \Gamma_n}{\Delta T Q} \right) \right], \quad (12.17)$$

burada  $U_1$ - yastı dənəyə atomların diffuziyasının aktivasiya enerjisi;  $M_4$  – metalın xassələrindən asılı sabit əmsaldır.

Üç ölçülü (homogen yaranma) və iki ölçülü (heterogen yaranma) dənələrin yaranmasının energetik şərtlərinin müqayisəsindən görünür ki, böhran radiuslu yastı dənənin yaranması üçün homogen kristallaşmada olduğundan daha az soyuma və sərbəst enerjinin daha kiçik flüktuasiyası tələb olunur.

Kristallarda yastı dənələrin yarandığı üzlərin böyüməsinin xətti sürəti, vahid zamanda yaranan – (12.17) düsturu– yastı kristallizasiya mərkəzlərinin sayı ilə müəyyən olunur. Kristallizasiya mərkəzlərinin sayının (12.13) və kristalların böyüməsinin xətti sürətinin (12.17) dəyişməsinin temperaturdan funksional asılılıqlarının müqayisəsindən görünür ki, onların dəyişmə intensivliyi müxtəlifdirlər və soyuma dərəcəsindən asılıdırlar (şəkl. 12.17). Kristallaşma mərkəzlərinin yaranma sürətinin və kristalın böyüməsinin xətti sürətinin üst – üstə düşməsi, kristallitlərin strukturuna əhəmiyyətli dərəcədə təsir edir. Belə ki, kiçik  $\Delta T$  - də kristalın böyümə sürəti kristallaşma mərkəzlərinin sayından daha tez böyüyür, onda kiçik soyumada iri dənəli struktur yaranır. Kristallaşma mərkəzlərinin sayının artması və böyümə sürətinin yavaşması kristallitlərin xırdalanmasına səbəb olurlar.

Kristalların yaranma sürəti və böyüməsi maksimuma çataraq aşağı düşməyə başlayırlar, belə ki, temperaturun aşağı düşməsilə atomların hərəkətliliyi aşağı düşür.

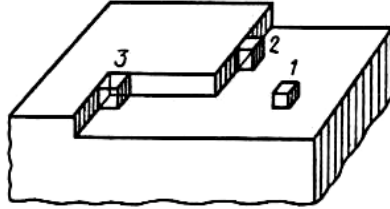
Fazaların ayrılmasının hazır səthlərinin dənələrin yaranmasına katalitik təsiri, bu effekti gücləndirən və ya zəiflədən amillərin təsirindən asılıdır. Heterogen kristallaşma prosesinə altlıq və onun üzərində olan bərk fazanın dənəsi arasındakı kənar bucaq təsir edir, belə ki, bu bucağın qiymətindən dənə və mövcüd fazalar arasındakı səthi enerjilərin nisbəti asılıdır. Kənar bucağın qiyməti altlığın və dənənin bərk fazasının kristallik qəfəslərin strukturlarının oxşarlığı, həmçinin, altlığın səthinin kimyəvi təbiəti kimi amillərlə müəyyən olunur.

Sənayedə tətbiq olunan metalların əksəriyyətinin tərkibində kifayət miqdarda həll olmayan qatışıqlar vardır və onların ərintilərində kristallaşma mərkəzlərinin heterogen yaranması 1...10K – də soyuduqda baş verir. Heterogen kristallaşma proseslərinin intensivləşdirilməsi üçün, həmçinin, kristallitlərin ölçülərini tənzimləmək məqsədilə ərintiyə modifikatorlar və ya dənələrin yaranmasını stimullaşdıran doğuş katalizatorları daxil edirlər. Bu maddələr ərintidə həll olmayan və onlarda yaxşı işləyən birləşmələr ola bilərlər, yəni yaranan bərk faza ilə kənar bucağının qiymətləri böyük deyildir və ya kimyəvi elementlər ola bilərlər, hansılar ki, maye metalda kristal mərkəzlərinin dağılmasına kömək edən birləşmələr yaradır.

Heterogen kristallaşma şərtinə təsir edən daha bir amil dənəni və bərk altlığı ayıran fazalar arası səthin görünüşüdür. Real hallarda, o, qabarıq və ya çökük ola bilər ki, bu da uyğun olaraq, altlığın kataliz təsirini zəiflətməyə və ya gücləndirməyə səbəb olur.

Bundan başqa, kristallik quruluşa malik real cisimlərin səthində, böyüyən kristalın üzərində buruq dislokasiyalar və

ya tam qurulmamış atom səthləri şəklində səthdə müxtəlif qüsurlar (pillələr, çıxıntılar) fasiləsiz yaranırlar. Belə



**Şəkil 12.8. Səthdə qüsurlar olduqda kristallaşmasxemi**

qüsurların səthlərinin kənarları kristallaşmada mayedən bərk fazaya keçən atomların bərkidilməsi üçün daha əlverişlidir. Şəkil 12.8 – də təsvir olunmuş sxemdə 1, 2, 3 atomunun hər bir sonrakı vəziyyətləri energetik daha əlverişli və dayanıqlıdır. 2,3 hallarında ideal yastı üzün növbəti qatın formalaşmasının başlanması üçün iki ölçülü dənənin yaranmasının zərurəti aradan çıxır, yəni çox kiçik soyudulma (kelvinin on payları ilə) tələb edən kristalın dənəsiz böyüməsi baş verir.

Kristallaşmada atomların müxtəlif intensivliklərlə çökdürülmə zonasının olması, müxtəlif zonalarda kristalın qeyri – bərabər böyüməsinə gətirib çıxarır. Buruq dislokasiyanın səthində çıxışa yaxın kristalın spiral şəklində böyüməsi mümkündür.

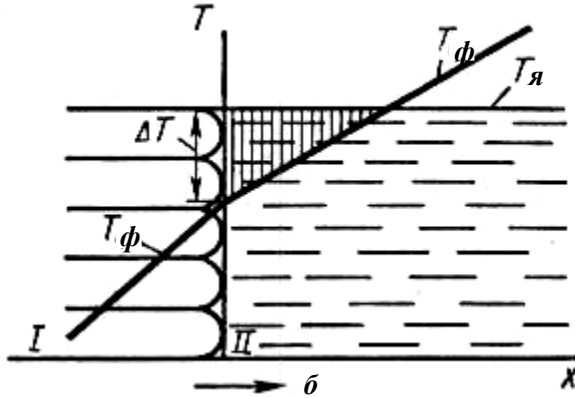
İki ölçülü dənənin yaranma ehtimalı, onun yarandığı səthdə kristalın üzlərinin atomlarının yığılma sıxlığından əhəmiyyətli dərəcədə asılıdır. Sıx yığılmış atomlarla üzlər üçün ehtimal minimaldır, burada səthi enerjide, həmçinin, minimaldır. Daha böyük səthi enerji ilə səciyyələnən dənələr atomların daha kiçik sıxlıqda yığılmış üzlərdə asanlıqla yaranırlar.

İstiliyin kənar olmasının sabit istiqamətində, maye və bərk fazalarda müəyyən temperaturlar qradientində baş verən istiqamətlənmiş kristallaşmaya baxaq. Fazalar arası səthin yaxınlığında temperaturun paylanması maye və bərk fazalarda temperatur qradientlərinin nisbəti, həmçinin, kristallaşmada ərimənin gizli istiliyinin ayrılması ilə müəyyən olunur. Onun ayrılması nəticəsində temperatur qradientləri maye faza sahəsində aşağı düşürlər və bərk fazada artırlar. Fazalararası səthin yaxınlığında temperaturun paylanması xarakteri, onun mikro-relyefinin, nəticəsi olaraq, kristallaşma prosesində formalaşan metalın strukturunu müəyyən edir.

Təmiz metalların kristallaşmasında fluktuasiya nəticəsində fazalararası səthdə çıxıntılar yaranırlar. Çıxıntılar az sıxlıqlı toplantı ilə üzlərdə yastı dənələrin intensiv yaranması nəticəsində atomların yüksək sıxlıqda toplanması ilə kristalın müstəvilərinin üstün inkişafı nəticəsində yaranırlar.

İfrat soyuma olmadıqda yaranan çıxıntı  $T_0$  – dən yüksək temperaturlu zonada olur ki, bu da kristallaşma sürətinin azalmasına gətirib çıxarır. Kristallaşma cəbhəsi düzlənir və yastı çöhrəsini saxlayır.

Termiki soyuma  $\Delta T$  (şək. 12.9) olduqda fazalararası səthdə yaranan çıxıntılar soyuma zonasına düşürlər. Onların kristallaşma sürəti artır, və onlar irəliyə doğru böyüyürlər. Yastı cəbhə dayanıqlığını itirir,əyilir, onun üzərində yuvacıqlı çıxıntılar görünürlər. Ərimənin gizli istiliyinin ayrılması anında kristalın böyümə prosesi dayanır, hətta, onun əriməsi mümkündür. Kristallaşma fasiləli xarakter alır.



**Şəkil 12.9. Təmiz metalın kristallaşma cəbhəsindən əvvəl temperaturların paylanması:**

$T_f$  – faktiki temperatur;  $T_ə$  – kristallaşmanın taraz temperaturu;  
 $v_b$  – kristallaşma sürəti; I – bərk faza; II – ərinti.

Yuxarıda baxılan proseslərin birliyi, kristallaşma cəbhəsində qarşılıqlı ərintinin soyuma dərəcəsi, onun əyilməsinə əhəmiyyətli dərəcədə təsir edə bilərlər, beləliklə, müxtəlif tipli ilkin strukturun formalaşmasına gətirib çıxara bilər.

#### **4.1. Qaynaqlama qabiliyyəti anlayışı, kristallaşma nəzəriyyəsinin ümumi müddəaları**

Ərintilərin kristallaşmasında diffuziya prosesləri və soyuma dərəcəsi əhəmiyyətli rol oynayırlar.

Dənənin yaranma və böyümə prosesi bərk fazada diffuziya ilə bərabərləşdirən, bir sıra hallarda isə mayedəki konvektiv

axınlarda, həmçinin onun tərkibini bərabərləşdirən maye fazada ayırıcı diffuziya ilə müşayiət olunur (fazalararası sərhəddə).

Orta soyumada ərintidə dənənin yaranması maye və bərk fazalarda (hal diaqramına uyğun olaraq) qatışıqın taraz konsentrasiyaları fərqinin müəyyən olunması şəraitində baş verir.

Bərk faza və onu əhatə edən maye fazada həll olan elementin konsentrasiyalarının fərqi nəticəsində tarazlıq diffuziya prosesləri pozula bilər. Həll olunmuş element mayenin dərinliyinə yerdəyişmə edəcəkdir, əsas metalın atomlarının tarazlığının bərpası üçün uyğun hissəsi və maye fazadan bərk fazaya keçəcəkdir ki, bu da kristallaşmanın sonrakı inkişafına səbəb olacaqdır. Belə kristallaşmanı seçilmiş və ya diffuzion kristallaşma adlandırırlar.

Əgər maye və ya bərk fazada diffuziya tam sona çatmayacaqsa, onda kristallaşmanı qeyri – taraz adlandırırlar.

Bərk fazada diffuziyaya getməyə çətdirməyən şəraitdə bərk fazada qatışıqın orta miqdarı tarazdan azdır.

Əhəmiyyətli dərəcədə ifrat soyumada (çox böyük soyuma sürətlərində) ərintinin kristallaşma mexanizmi ayırıdır. Bir-birilə kontaktda olan hər hansı atomların birləşməsi nəticəsində bərk faza intensiv böyüyür: həm qatışıqın atomları, həm də metalın atomları. Belə kristallaşma diffuziyasız adlanır.

Ərintilərin kristallaşmasının daha bir xüsusiyyəti -  $T_0$  temperaturuna bərk faza ilə kontaktda olan ərintinin soyudulmuş qatında həll olunmuş elementin konsentrasiyasının qradiəntinin təsiridir. Ərintilərin aşqarların qatışıqların diffuzion paylanması baş verir. Aşqarların paylanması ilə əlaqəli soyumanı konsentrasiyon soyuma adlandırmaq qəbul olunmuşdur.



Kristallaşma cəbhəsindən əvvəl aşqarın konsentrasiyasının artmasına likvidus temperaturunun aşağı düşməsi səbəb olur. Bu halda  $\Delta T$  konsentrasion soyuma sahəsi yaranır (şək 12.10), belə ki, bu qatın tərkibinin 1 dəyişməsi ilə 2 kristallaşma temperaturu da dəyişir. Kristallaşmanın toplanmış temperatur şərtlərindən asılı olan ərintinin 3 faktiki temperaturu tarazlıq temperaturundan 2 aşağı ola bilər ki, bu da 4 soyumasına səbəb olur və kristallaşma imkanını təmin edir.

Konsentrasion sıxlaşma  $\delta$  sahəsinin uzunluğu maye fazadakı kristallaşmanın sürətindən və diffuziya proseslərinin gedişinin intensivliyindən asılıdır:

$$\delta = D_m / v_b \quad (12.18)$$

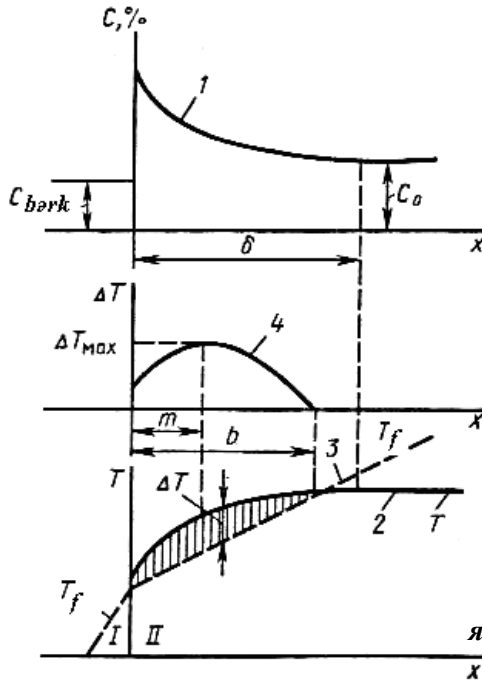
burada  $D_m$  – mayədə aşqarın diffuziya əmsalı;

$v_k$  - kristallaşma sürətidir.

Konsentrasion ifrat soyuma 4b zonasının uzunluğu ilə  $\Delta T_{\max}$  maksimal qiymətilə və kristallaşma cəbhəsindən maksimal ifrat soyutma sahəsində  $m$  məsafə ilə xarakterizə olunur və  $\text{grad } T_f = \partial T_f / \partial x$  faktiki temperatur qradientinin aşağı düşməsilə, həmçinin, kristallaşma cəbhəsindən əvvəl qatışığın konsentrasiyasının artması ilə yüksəlir. Qatışığın konsentrasiyası kristallaşma sürətinin artması ilə böyüyür. Beləliklə, qaynaqlama halında tikiş metalının konsentrasion ifrat soyuması qaynaq rejimi, (qaynaqlama sürətindən asılı temperatur qradienti və kristallaşma sürəti), qaynaq vannasından istiliyin kənarlaşdırılması şərtlərilə, ərintinin tərkibi və onun istilik – fiziki xassələ-

rilə müəyyən olunur. Temperaturlar qradientinin və kristallaşma sürətinin konsenrasion soyumaya təsiri konsentrasion ifrat soyuma meyarını ümümləşdirir:

$$\Phi = q \text{grad} T_f \sqrt{v_b} \quad (12.19)$$



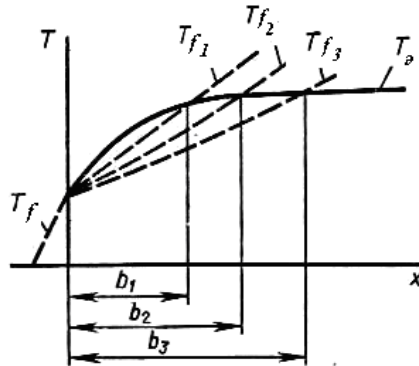
**Şəkil 12.10. Konsentrasion soyuma parametrləri  
(I – bərk faza, II – ərinti)**

İlkin struktur dedikdə (substruktur) ilkin kristallaşma, prosesində əmələ gələn metalın strukturu, yəni maye haldan bərk hala keçidikdə yaranan metalın strukturu başa düşülür.

İkinci struktur, bərk halda fiziki – kimyəvi proseslərin və struktur çevrilişlərinin nəticəsində yaranır.

Ərintinin ilkin mikrostrukturunun tipi, kristallaşma cəbhəsinin növü ilə təyin olunan kristalların böyümə formasından və bu cəbhədən əvvəlki konsentrasion ifrat soyumanın xarakterindən asılıdır.

$T_{f1}$ ,  $T_{f2}$ ,  $T_{f3}$  ( $f_1$ ,  $f_2$ ,  $f_3$  uyğun olaraq konsentrasion ifrat soyutma meyarları) maye fazada temperaturun müxtəlif paylanmasıdan yaranan (şək 12.11)  $b_1$ ,  $b_2$ ,  $b_3$  müxtəlif uzunluqlu konsentrasion ifrat soyuma zonalarında ərintinin üç mümkün kristallaşma halına baxaq. Kristalın böyümə xarakterini və ilkin strukturun formalaşmasını müəyyən edən şərt, göstərilən iki parametrlərin nisbəti olacaqdır:  $F$  və  $AC_0/k$  ( $A$  – istilik – fiziki xassələrdən asılı, verilən  $C_0$  üçün təcrübi müəyyən olunan sabit;  $K$  – paylanma əmsalı).



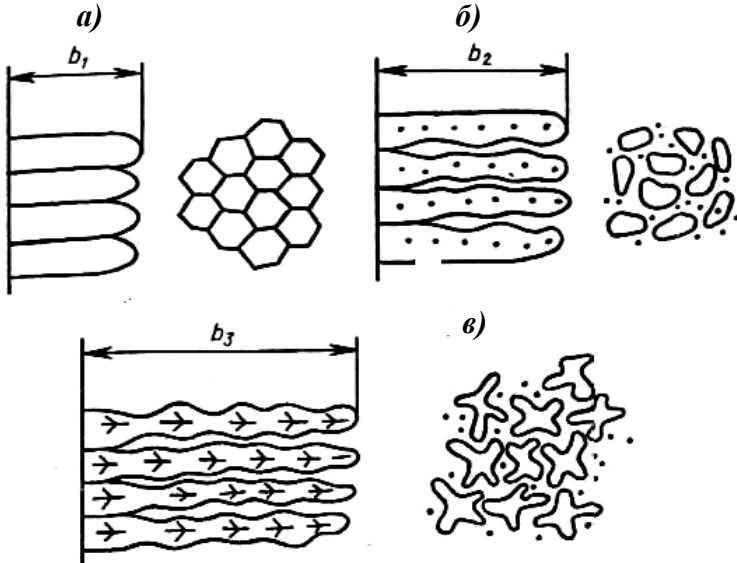
**Şəkil 12.11. Temperatur gradientinin kristallaşma cəbhəsindən əvvəl konsentrasion ifrat soyumaya təsiri.**

Konsentrasiya ifrat soyuma zonasının  $b_1$  kiçik uzunluğunda  $F_1 > AC_0/k$  - dir. Bu halda yuvacılıq ilkin struktur (şək. 12.12,a) yaranacaqdır. Bu struktur bir sıra çubuq formasına malik və kristallaşma istiqamətində müəyyən olmuş paralel elementlərdən təşkil olunub. Eninə kəsikdə çubuqlar altıbucaqlı formaya malikdirlər. Belə struktura malik kristalların üst sərbəst səthi dalğalıdır.

$b_2$  konsentrasiya ifrat soyuma zonasının orta uzunluğunda  $F_2 \approx AC_0/k$  olduqda yuvacılıq – dendritli ilkin struktur yaranır (şək. 12.12,b). Öz qonşularından qabaqda olan ayrıca yuvacılıq daha tez böyüməyə və inkişaf etməyə başlayır. Bu prosesin inkişafından asılı olaraq, çıxıntı iynədə budaqlar yaranır, bu budaqlar isə öz növbəsində növbəti budaqlar üçün əsas kimi xidmət edirlər. Budaqlı dendrit strukturu yaranır.

Əgər konsentrasiya ifrat soyuma zonasının  $b_3$  uzunluğu kifayət qədər böyükdürsə və soyuma müəyyən ifrat kəmiyyətdən böyükdürsə, bu zaman hələ yuvacılıq struktur baş verirsə, onda bütün yuvacılıq budaqlar yaranmağa başlayırlar və onlar dendritlərə çevilirlər.

Dendrit ilkin strukturun yaranma şərti (şək. 12.12,v)  $F_3 < AC_0/k$  olacaqdır. Ərintilərin dendritləri yuvacılıq oxşar substruktura malikdirlər. Tərkibində qatışıqlar olan ərintidə böyüyən belə strukturun dendritlərdə yaranması onunla əlaqədardır ki, dendritin artan budağı qatışıqın atomlarını kristallaşmanın yastı cəbhəsi kimi itələyir. Qatışıqların toplanması və konsentrasiya ifrat soyuma dendritlərin budaqlarında yuvacılıqların yaranmasına səbəb olurlar. Soyumanın artması ilə dendritlərin ölçüləri və onların budaqlanması böyüyür.



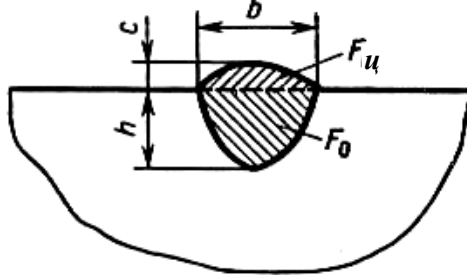
Şəkil 12.12. İlkin strukturun tipləri

Beləliklə, budaqlanmış dentrit strukturunun yaranma ehtimalı kristallaşma cəbhəsindən əvvəl mayədə grad  $T_f$  temperatur gradientinin azalması ilə, kristallaşma  $v_b$  sürətinin və  $C_0$  aşqarın miqdarının artması ilə, həmçinin,  $k$  aşqarın paylanma əmsalının azalması ilə yüksəlir.

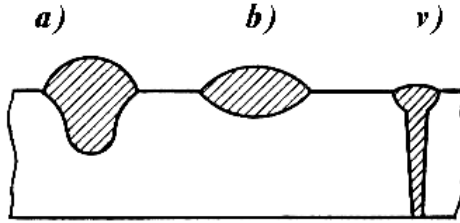
#### 4.2. Tikiş metalının ilkin strukturunun kristallaşmasının və formalaşmasının xüsusiyyətləri

Qaynaq istilik mənbəyinin təsiri nəticəsində qaynaqlanan metal əriyir. İzotermiki səthdə  $T=T_0$  məhdudlaşan metal qaynaq vannasını yaradır.

Qaynaq vannası istilik mənbəyilə birgə qaynaqlanan məmulat üzrə yerini dəyişir. Qaynaq vannasının əridilmiş metalının bərkiməsindən sonra tikiş yaranır. Yenidən əridilmiş metalın eninə kəsiyini şərti olaraq, üstəritmə sahəsinə  $F_u$  və metalın əridilmə sahəsinə  $T_0$  (şək 12.13) bölürlər. Əsas metalın ərimə sahəsinin əhatəsi ərimə forması əmsalı ilə  $\psi_r = b/h$  və ya ərimənin nisbi dərinliyi ilə  $h/b$ , həmçinin, əridilmənin tamlığı əmsalı ilə  $\mu_r = F_0/(bh)$  xarakterizə olunur. Üst əritmə zonasının əhatəsi valcığın forma əmsalı ilə  $\psi_v = b/c$  və valcığın tamlığı  $\mu_v = F_u/(bc)$  ilə xarakterizə olunur. Ərimənin dərinliyi və forması qaynaq üsulu və qaynaq cərəyanının qüvvəsi ilə müəyyən olunan istilik mənbəyinin bir yerə cəmlənməsindən asılıdır. Qaynaq vannalarının dərinləşməsi elektron – şüa və lazer qaynağında, həmçinin, böyük sıxlıqlı cərəyandan istifadə etməklə yüngül metalların qövs qaynağında özünü biruzə verir. Şək. 12.14 – də qaynaqlamanın müxtəlif üsullarında tikişlərin eninə kəsiklərinin formaları göstərilmişdir.



**Şəkil 12.13. Tikişin eninə kəsiyinin sxemi.**



**Şəkil 12.14. Böyük cərəyanlarda (a), kiçik cərəyanlarda (b) qövs qaynağında və elektronşüa qaynağında tikişlərin kəsikləri (v)**

Qaynaq vannasının əridilmiş metalının kristallaşmasına aşağıdakı şərtlər təsir göstərir:

1. Vannada ərimə sərhəddində əsas metalın dənələri şəklində kristallaşma mərkəzlərinin olması (kristallaşmanın heterogen xarakteri).

2. Hərəkətdə olan qaynaq enerji mənbəyilə qaynaq vannasına istiliyin kristallaşma ilə eyni zamanda daxil edilməsi, onun hərəkət sürəti kristallaşma cəbhəsinin yerdəyişmə sürətini müəyyən edir.

3. Əridilmiş vannanın kiçik həcmdə və qısa müddətdə mövcud olması, kristalların böyümə sürətinin böyük orta sürəti.

4. Vannada əhəmiyyətli dərəcədə temperatur qradienti, tikişin mərkəzində metalın çox qızması.

5. Vannada metalın intensiv qarışdırılması.

6. Kristallaşan metala qaynaqlamanın termodəformasiya tsiklinin təsiri.

Tikiş metalının kristallaşması prosesində forması, ölçüləri, kristallitlərin qarşılıqlı yerləşməsi, dendrit yaranmalarının və faza ayrılımlarının xarakteri ilə formalaşır.

Tikişin kristallitlərinin forma və ölçüləri sanki ilkin strukturun makroelementindən ibarətdir və onları makrostruktur adlandırırılar.

Qaynaq tikişinin kristallaşma prosesinin təhlili, onun makrostruktur tikişdə kristallitlərin böyümə istiqamətini, qapanmanın forma və xarakterini müəyyən etməyə imkan verir. Tikişin müxtəlif zonalarında konsentrasion ifratsoyuma parametrlərinin, temperatur qradientlərinin paylanması və kristallaşma sürətinin qiymətləndirilməsi yaranan ilkin strukturun tipini müəyyən etməyə imkan verir.

Kristallaşma prosesində kristallaşma cəbhəsinin fazalarası səthi yastı (çubuqların uc –uca qaynağında kristallaşmanın xətti prosesi), silindrik (lövhələrin uc –uca tam əridilməklə qaynağında yastı proses), və fəza (massiv məmulatın üstərlməsində və ya qaynaqlanmasında həcmi proses) şəklində ola bilər.

Təcrübədə rast gəlinən qaynaq vannalarının geniş sinifli fəza kristallaşma cəbhəsini  $l$ ,  $p$  və  $h$  yarım oxları ilə elipsoidin tənliyi ilə təsvir etmək olar:

$$x^2 / l^2 + y^2 / p^2 + z^2 / h^2 = 1. \quad (12.20)$$

$l$ ,  $p$  və  $h$  – in qiymətləri kristallaşma cəbhəsinin uzunluğuna, yarım eninə və dərinliyinə uyğun gəlir.

Kristallitlərin böyümə istiqaməti kristallaşma cəbhəsinə normaldır. Ona görə də xətti kristallaşma prosesində kristallitlərin oxları düz, kristallaşmanın yastı cəbhəsinə perpendikulyar istiqamətlənmişlər. Belə makrostruktur xətti adlanır.

Kristallaşmanın yastı prosesində kristallitlərin oxları kristallaşma cəbhəsinin silindrik səthinə perpendikulyar müstəvidə

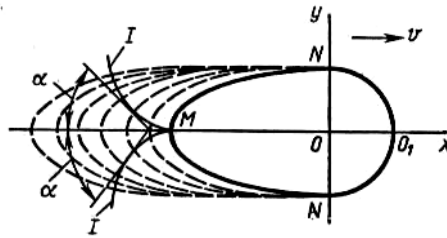


yerləşirlər. Bu tipli makrostruktur yastı adlanır.

Kristallaşmanın həcmi prosesində kristallitlərin oxları fəza ayrılılarından ibarətdirlər. Belə tipli makrostruktur həcmi adlanır. Qaynaqlanmanın böyük sürətində həcmi makrostruktur yastıya, yastı isə xəttiyyə yaxınlaşır.

Mikroskopik miqyasda kristallaşma prosesi həmişə həcmidir, belə ki, kristalın ayrı – ayrı üzünün böyüməsi istiqamətləri vaxtın hər bir anında məkanda müxtəlif cür istiqamətlənirlər.

Kristallaşmanın yastı prosesinə baxaq. Qaynaq vannası hədlərində qaynaqlamada (şək 12.15) eyni zamanda iki proses həyata keçirilir: ərimə ( $NO_1N$  – ərimə cəbhəsi) və kristallaşma ( $NMN$  – kristallaşma cəbhəsi). Qaynaq vannası və onunla əlaqədar kristallaşma izotermi tikişin oxu boyu qaynaqlama sürətilə yerdəyişmə edirlər.



**Şəkil 12.15. Qaynaq vannasının sxemi (I – kristallitin oxu)**

Kristallaşma sxemi altında kristallitlərin oxlarının forması və oxlara toxunanlar arasındakı  $2\alpha$  bucağının qiymətini başa düşürlər. Kristallitin oxu I – kristallitlərin sərhədlərinin forma və istiqamətini müəyyən edən təsəvvür edilmiş xətdir. Kristallitlərin forması, istiqamətlənməsi və ölçüləri qaynaqlanma texnologiya-

sından asılı olaraq geniş hədlərdə dəyişə və tikiş metalının deformasiya qabiliyyətinə əhəmiyyətli dərəcədə təsir göstərə bilərlər.

Kristallitin böyümə istiqaməti maksimal istiliyin kənar olunması istiqamətində, yəni kristallaşma izoterminə normalla üst – üstə düşür. Nəticədə, onun sərhədlərinin forma və istiqamətini müəyyən edən kristallitin oxu ərimə izotermləri ailəsinin ortoqonal trayektoriyasını ifadə edir (şəkilə bax).

Mühəndis hesablamaları üçün kifayət qədər dəqiqliklə NMN əyrisini ellips tənliyi ilə ifadə etmək olar:

$$x^2/(OM)^2 + y^2/(ON)^2 = 1 \quad (12.21)$$

Ox oxu boyu tərpətilmiş ellipslər ailəsinin tənliyini aşağıdakı şəkildə təsəvvür etmək olar:

$$F(x, y, c) = (x + c)^2/(OM)^2 + y^2/(ON)^2 - 1 = 0, \quad (12.22)$$

burada  $c$ –ailənin parametridir ( $Ox$  oxu boyu qövsü ellipslər arasında məsafədir).

Ellipslər ailəsinin ortoqonal trayektoriyasının differensial tənliyini (12.22) aşağıdakı şəkildə yazmaq olar:

$$\frac{dy}{dx} = \frac{\partial F / \partial y}{\partial F / \partial x} = \frac{(OM)^2}{(ON)^2} \frac{y}{x + c}. \quad (12.23)$$

İzotermlər ailəsinin ortoqonal trayektoriyası kimi kristallitin oxunun differensial tənliyi bərabərliklər sistemindən  $c$  parametrinin ixtisarı ilə alınır:

$$\left. \begin{aligned} (x + c)^2/(OM)^2 + y^2/(ON)^2 - 1 &= 0; \\ dy/dx &= \left[ (OM)^2/(ON)^2 \right] y/(x + c). \end{aligned} \right\} \quad (12.24)$$

Nəticədə, kristallitin oxu üzrə tənliyi aşağıdakı şəkildə alırıq

$$x = \frac{ON}{OM} \left[ \sqrt{(ON)^2 - y^2} - ON \ln \frac{ON + \sqrt{(ON)^2 - y^2}}{y} \right]. \quad (12.25)$$

$y$  koordinatına  $ON$  yarımoxunun paylarında baxsaq, yəni,  $y = k_y ON$ , (12.25) tənliyi aşağıdakı şəkil alır:

$$x = \frac{(ON)^2}{OM} \left[ \sqrt{1 - k_y^2} - \ln \frac{1 + \sqrt{1 - k_y^2}}{k_y} \right] \quad (12.26)$$

$$\psi = \sqrt{1 - k_y^2} - \ln \frac{1 + \sqrt{1 - k_y^2}}{k_y} \quad \text{işarəsi daxil edək.}$$

Kristallitin oxu üzrə tənliyi

$$x = \frac{(ON)^2}{OM} \psi, \quad (12.27)$$

şəklini alacaqdır.

$x+c$  – nin qiymətini (12.22) tənliyindən ifadə edərək və onu (12.23) tənliyində yerinə qoyaraq  $Ox$  oxu ilə kristallitin oxuna toxunan yaranmış  $\alpha$  bucağının tangensini müəyyən etmək üçün aşağıdakı ifadəni alırıq

$$tg \alpha = \frac{dy}{dx} = \frac{OM}{ON} \frac{k_y}{\sqrt{1 - k_y^2}}. \quad (12.28)$$

$$\xi = \frac{k_y}{\sqrt{1 - k_y^2}} \quad \text{işarəsini daxil edək.}$$

Beləliklə,

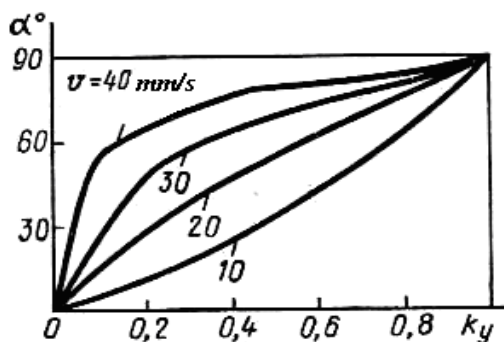
$$x = \arctg \left[ \left( \frac{OM}{ON} \right) \xi \right] \quad (12.29)$$

$\Psi$  və  $\xi$  əmsallarının müxtəlif  $k_y$  üçün qiymətləri cədvəl 12.1 – də göstərilmişdir.

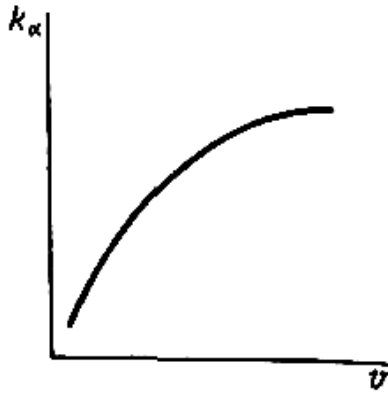
**Cədvəl 12.1.**

**$\Psi$  və  $\xi$  əmsallarının qiymətləri**

$k_y$	$\Psi$	$\xi$	$k_y$	$\Psi$	$\xi$
0,02	3,60	0,0200	0,25	1,10	0,2582
0,04	2,91	0,0400	0,30	0,92	0,3145
0,06	2,51	0,0601	0,35	0,77	0,3736
0,08	2,22	0,0803	0,40	0,65	0,4364
0,10	2,00	0,1005	0,50	0,45	0,5773
0,12	1,82	0,1209	0,60	0,30	0,7500
0,14	1,66	0,1414	0,70	0,18	0,9802
0,16	1,53	0,1621	0,80	0,09	1,3333
0,18	1,41	0,1830	0,90	0,03	2,0647
0,20	1,31	0,2042	1,00	0	$\infty$



**Şəkil 12.16** *Tikişin eni üzrə  $\alpha$  bucağının dəyişməsi*



Şəkil 12.17  $K_\alpha$  parametrinin qaynaqlama sürətindən asılılığı

Kristallaşma sxemini ümumi qiymətləndirmək üçün  $K_\alpha$  meyarından istifadə olunur, o qaynaqlanmanın verilən recimində kristallitlərin oxlarının üstün istiqaməti haqda mülahizə yürütməyə imkan verir:

$$K_\alpha = \int_0^1 \alpha dk_y, \quad (12.30)$$

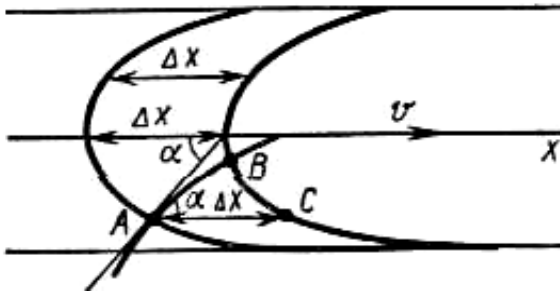
burada  $dk_y$  – tikişin eninin sonsuz kiçik elementidir.

Beləliklə, kristallaşma sxemi kristallitlər sahələri  $Ox$  oxuna meyllənən bucaqların birləşməsi ilə qiymətləndirilir. Şəkil 12.16 – da  $q/v=const$  və qaynaqlamanın müxtəlif sürətlərində tikişin oxundan ( $k_y=0$ ) ərimə xəttindən ( $k_y=1$ ) tikişin oxu üzrə  $\alpha$  bucağının paylanması göstərilmişdir.  $K_\alpha$  parametrinin qaynaqlama sürətindən asılılığı şək. 12.17–də göstərilmişdir. Qaynağın paqon enerjisinin böyüməsilə  $k_\alpha$ -nin qiyməti artır.

(12.28) ifadəsindən istifadə edərək, kristallaşma sürətini, yəni qaynaqlamada kristallitlərin uzunluğunun müxtəlif sahələrində

onların böyümə sürətini müəyyən etmək üçün tənlik almaq olar. Kristallaşma sürəti dedikdə, burada, bərkimə sürəti, yəni makromiqyasda fazalararası səthin yerdəyişmə sürəti başa düşülür.

Kristallaşma sürətinin vektoru kristallaşma izoterminə normal üzrə istiqamətlənmişdir. Kristallaşma sürəti  $v_b = AB / \Delta t$ . burada AB – kristallaşan sahənin uzunluğu (şəkil 12.18);  $\Delta t$  - kristallaşma vaxtıdır.



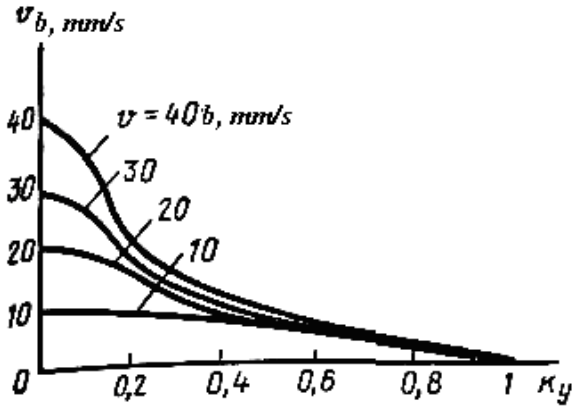
**Şəkil 12.18. Kristallaşma sürətinin hesablanma sxemi.**

ABC fiquruna baxaq. Belə ki, ölçülər sonsuz kiçikdir, onu düzbucaqlı üçbucaq hesab etmək olar və  $AC = \Delta x$  qəbul etmək olar. Onda  $AB = AC \cos \alpha = \Delta x \cos \alpha$  və  $k_b = (\Delta x / \Delta t) \cos \alpha$ ; belə ki,  $v = \Delta x / \Delta t$  - qaynaq sürətidir, onda

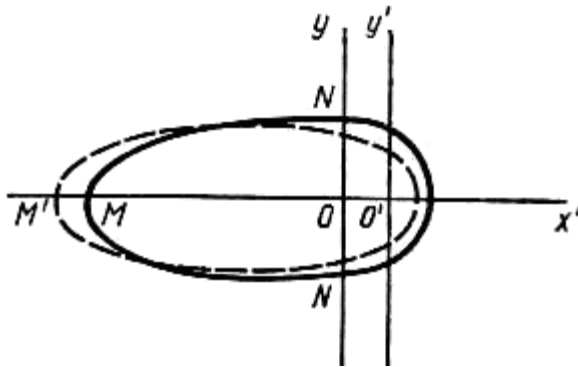
$$v_b = v \cos \alpha; \quad (12,31)$$

$\cos \alpha$  - ni  $\operatorname{tg} \alpha$  ilə ifadə edərək (12.28) – dən istifadə edərək, taparıq:

$$v_b = \frac{v}{\sqrt{1 + (OM / ON)^2 \xi^2}}, \quad (12.32)$$



Şəkil 12.19.  $q/v = \text{const}$  olduqda tikişin uzunluğu üzrə kristallaşma sürətinin dəyişməsi



Şəkil 12.20. Ərimənin hesabı (bütöv) və təcrübi (ştrixli xətt) izotermləri

Şək. 12.19 – da qaynaqlamanın müxtəlif sürətlərində tikişin eni üzrə kristallaşma sürətinin paylanması göstərilmişlər.

Qaynaqlanma sürətinin artması ilə izotermlər dartılırlar, kristallaşma sürəti və  $\alpha$  bucağı artırlar. Tikişin oxunda  $v_b = v$ , ərimə xəttində  $v_b = 0$ .

(12.27), (12.29), (12.32) düsturlarından istifadə etmək üçün OM və ON kəsiklərinin ölçülərini bilmək vacibdir. Əgər ərimə izoterminin əhatəsi məlumdursa, onları müəyyən etmək olar, belə ki,  $M$  və  $N$  – bu izotermin xarakterik nöqtələridirlər.

Yarımsonsuz cismin səthində tez hərəkət edən güclü nöqtəvi mənbənin temperatur sahəsinə baxaq (6.42). Temperatur sahəsinə  $x'y'$  koordinat sistemində baxaq, belə ki, istilik mənbəyi  $O'$  nöqtəsindədir, bu halda  $z=0$ .

$t = -x'/v$  işarəsini daxil edərək, (6.42) ifadəsini yazaq:

$$T = -\frac{q}{2\pi\lambda x'} e^{-vy^2/(4ax')} \quad (12.33)$$

Ərimə izotermində  $T=T_0$

OM-in qiymətini müəyyən edək.  $OM = |O'M| - |OO'|$ ;  $O'M = x'$

$y=0$  olduqda, burada  $O'M = \frac{q}{2\pi\lambda T_0}$

$$O'M = -\frac{q}{2\pi\lambda T_0} \quad (12.34)$$

(12.33) ifadəsini  $T=T_0$  nəzərə almaqla aşağıdakı şəkildə yazaq:

$$1 = -\frac{q}{2\pi\lambda x' T_0} e^{\frac{vy^2}{4ax'}} \quad (12.35)$$

(12.35) ifadəsinin sol və sağ hissələrini loqarifmləyərək



təpəriq:

$$y = \sqrt{\frac{4ax'}{v} \ln\left(\frac{q}{2\pi\lambda x' T_{\text{я}}}\right)}; \quad (12.36)$$

$y=y_{\text{max}}$  olduqda  $OO' = x'_0$ , yəni  $\partial y / \partial x' = 0$  olduqda,

$x'$  üzrə (12.36) ifadəsini differensiallayırıq, nəticəni sıfıra bərabərləşdiririk və  $x'_0$  qiymətini tapırıq:

$$x' = OO' = \frac{q}{2\pi\lambda T_{\text{я}} e}. \quad (12.37)$$

Buradan  $Ox'$  oxunun istiqamətini nəzərə almaqla

$$OM = -\frac{q}{2\pi\lambda T_{\text{я}}} \left(\frac{e-1}{e}\right). \quad (12.38)$$

(12.36) düsturuna (12.37) düsturu üzrə  $x'_0$ - in qiymətini yerinə qoymaqla  $ON$  – in qiymətini tapaq  $x' = x'_0$  olduqda  $ON=y_{\text{max}}$ .

$$ON = \sqrt{\frac{2aq}{\pi e \lambda v T_{\text{я}}}}. \quad (12.39)$$

Kristallitin oxu (12.27) tənliyi, (12.38) və (12.39) ifadələrinin nəzərə alınması ilə aşağıdakı şəkil alır:

$$x = 2,328(a/v)\psi \quad (12.40)$$

Hesabı vanna forma və ölçülərinə görə realdan bir qədər fərqlənir, onun forma və ölçülərini təcrübi üsulla müəyyən etməişlər (şəkl. 12.20). Təcrübi yolla müəyyən olunmuş  $m_0$  və  $n_0$

düzəliş əmsallarını nəzərə almaqla aşağıdakını alırıq:

$$x = 2,328(m_0/n_0^2)(a/v)\Psi. \quad (12.41)$$

Cm.3 poladı üçün  $m_0 = 1,67 \cdot 10^{-3}q/v$ ;  $n_0 = 1,2 \times 10^{-3}q/v + 0,2$ , burada  $q/v$ , kC/m – lədir.

Analoji yenidən yaranmaları (6.45) düsturü ilə təsvir olunan, lövhədə güclü tez hərəkət edən xətti mənbənin hesabı sxemi üçün yerinə yetirmək olar. Bu halda, kristallitin oxu üzrə tənlik aşağıdakı şəkilə malik olur:

$$x = 1,164(m_0/n_0^2)(a/v)\Psi. \quad (12.42)$$

Tikiş metalının kristallaşma prosesinin təhlili üçün temperatur qradientinin sahəsinin hesabı müəyyən olunması praktiki maraq təşkil edir.

Kristallaşma cəbhəsinə doğru n-n normalı istiqamətində temperatur qradienti bərabər olacaqdır:

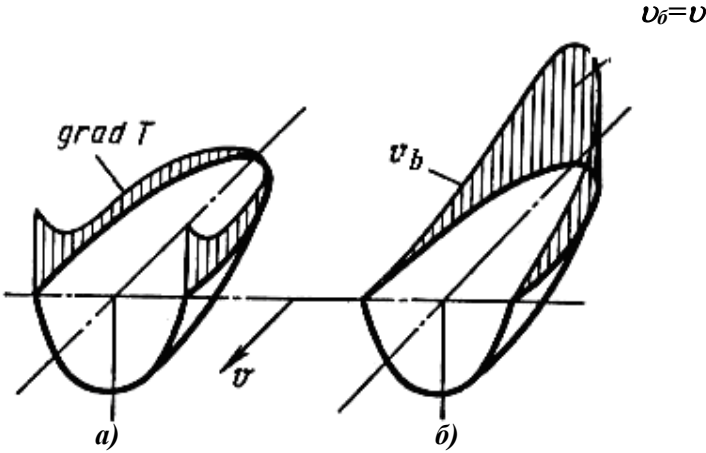
$$\frac{\partial T}{\partial n} = \sqrt{\left(\frac{\partial T}{\partial x'}\right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial y}\right)^2} \quad (12.43)$$

Yarımsonsuz cismin səthində güclü tez hərəkət edən mənbə halı üçün (6.42) temperatur asılılığı ilə təsvir olunan ərimə izotermələri qaynaq vannaları üçün:

$$\frac{\partial T}{\partial n} = \frac{Tv}{2ax'} \sqrt{\left(\frac{2am_0}{v} + \frac{y^2 n_0^2}{2x'}\right)^2 + y^2 n_0^4}. \quad (12.44)$$

Lövhədə güclü tez hərəkət edən xətti mənbə halı üçün:

$$\frac{\partial T}{\partial n} = \frac{T}{2x^1} \sqrt{\left(\frac{y^2 v n^2 n_o}{2ax^1 m_o} - 1\right)^2 + \frac{y^2 v^2 n_o^4}{m_o^2 a^2}} \quad (12.45)$$



**Şəkil 12.21. Temperatur qradientinin (a) və kristallaşma sürətinin (b) kristallaşma cəbhəsi boyu paylanması**

(12.44) və (12.45) düsturlarında  $T$  – temperatur qradienti hesablanan nöqtənin temperaturudur. Temperatur qradienti və kristallaşma sürətinin kristallaşma cəbhəsi boyu paylanması şəkil 12.21–də göstərilmişdir.

12.2 bəndində şərh olunmuş kristallaşma nəzəriyyəsinin müddəaları və ilkin strukturun formalaşmasının əsas qanunauyğunluqları qaynaq tikişinin ilkin strukturunun formalaşma prosesləri üçün də yararlıdır.

Qaynaq vannasının əridilmiş metalının bərkiməsində kris-

tallaşmanın heterogen prosesi üstünlük təşkil edir və yalnız vannanın mərkəzi hissəsində, çox nadir hallarda, homogen kristallaşma mümkündür.

Tikiş metalının konkret istilik və kinetik şərtlərinin, ərintinin kimyəvi tərkibinin, temperaturlar qradientinin, tikişin müxtəlif zonalarında qaynaqlama sürəti və kristallaşma sürətinin təsiri altında müxtəlif ilkin strukturların sütunvari, poliedrik – yaranması mümkündür. Sütunvari və poliedrik struktur, öz növbəsində, yuvacıqlı – dendritli, dendritli ola bilərlər. Tikişdə bütün bu strukturları təkcə almaq yox, həm də bu konsentrasion ifrat soyuma nəzəriyyəsiindən görüldüyü kimi, onların inkişafını böyümə şəraitini dəyişməklə idarə etmək olar. Yaranan struktura daha əhəmiyyətli təsir göstərən kristallaşma sürəti  $v_b$  və maye fazada temperaturlar qradienti qrad  $T_f$  kimi kristalın böyümə parametrlərini qaynaqlamada səmərəli seçmək və dəyişmək olar. Mayədə temperatur qradienti gərginliyin və ya cərəyan gücünün yüksəldilməsi ilə qövsün istilik gücünün artması sayəsində yüksəldilə və ya əvvəlcədən qızdırmaqla aşağı salına bilər. Qaynaqlama sürətini dəyişməklə kristallaşma sürətini tənzimləmək olar.

Tikişin strukturunun tipinə konsentrasion ifrat soyuma böyük təsir göstərir. Bu təsiri soyuma zonasının uzunluğuna  $b$ , maksimal soyumaya  $\Delta T_{max}$  və kristallaşma cəbhəsindən maksimal soyuma zonasından  $m$  məsafəsinə (bax şəx. 12.10) baxaraq, həmçinin, qatışıqların konsentrasiyasını  $C_0$  və temperaturlar qradientini qrad  $T_f$  nəzərə almaqla qiymətləndirmək olar.  $b$  – nin kiçik qiymətlərində,  $m=0$  və  $C_0 \rightarrow 0$ , yəni demək olar

ki, təmiz metalların kristallaşmasında konsentrasion ifrat soyuma olmadıqda yastı kristallaşma baş verir. Qaynaq vannasında fazalar arası sərhədlərin əyrixətli əhatəsi hamarlanır, belə ki, çixıntılı zonalar daha yüksək temperaturlar sahəsinə düşürlər və onların kristallaşma sürəti azalır. Struktur sütunvari alınır. Strukturun belə tipi ərimə zonasının yaxınlığında mövcud olur, belə ki, burada konsentrasion soyuma sifira bərabərdir.

Böyük konsentrasiya soyumasında (kiçik  $C_o$ ,  $m$ ,  $b$ ) və böyük  $T_f$  – də yuvacıqlı struktur alınır.

Nəzərə çarpacaq qədər konsentrasion ifrat soyuma halında ( $C_o$ ,  $m$ ,  $b$ - nin böyük qiymətlərində) vannada kristallaşma cəbhəsinin çixıntılarının böyüməsi üçün əlverişli şəraitlər yaranırlar.

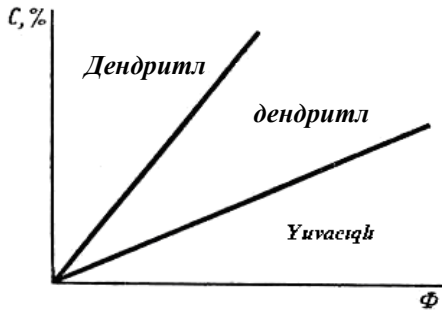
Kristallarda dentrit quruluşuna məxsus ikinci sıralı budaqlar yaranırlar. Ərintinin sonuncu cərələri o qədər konsentrasion ifrat soyudulmuş ola bilərlər ki, bu zaman onlarda yeni kristallar yaranırlar, onlar sütunvari kristalların böyüməsinə mane olaraq tikişin mərkəzində taraz strukturlu zona yadırlar.

Poliedrik struktur  $b$  – nin böyük uzunluğunda,  $m$  – in çox böyük qiymətlərində və kiçik qrad  $T_f$  – də yaranır. Bu şəraitdə kristallaşma cəbhəsinin qarşısındakı maksimal soyuma zonasında kristallaşma mərkəzlərinin müstəqil doğulması, kristalların yaranması, onların inkişafı və hərəkətdə olan kristallaşma cəbhəsinin böyüyən kristallitlərin istiqamətində qarşılıqlı böyüməsi mümkündür.

Strukturun tipinin aşqarın miqdarından  $C$  və konsentrasion ifrat soyuma  $F$  meyarının qiymətindən ümümləşdirilmiş

asıllıq şəkl 12.22 – də göstərilmişdir.

Şəkildən görünür ki, tikişdə  $F$  – in böyük qiymətləri halında aşqarların kiçik miqdarı ilə metalların kristallaşmasında yuvacılıq struktur yaranır. Ərintilərin qaynaqlanmasında ərimə zonasında struktur, həmçinin, yuvacılıqdır, tikişin mərkəzində isə dendrit strukturunun yaranması mümkündür. Yuvacılıq – dendrit strukturu qatışıqların əhəmiyyətli miqdarında və maksimal konsentrasion ifrat soyuma zonasının kristallaşma cəbhəsindən nəzərə çarpacaq qədər kənarlaşmasında yaranır.



**Şəkil 12.22. Strukturun tipinin qatışıqın miqdarından və konsentrasion soyuma meyarından asıllığı.**

Qaynaqlama üsulu və recimi ilkin strukturun tipinə təsir göstərilir, belə ki, poladın kimyəvi tərkibindən, onun qaynaqlama üsulundan və recimindən asılı olaraq, kristallaşmanın yuxarıda baxılan xüsusiyyətləri, konsentrasion ifrat soyuma effekti müxtəlif ola bilərlər.

Poladın qaynaq birləşmələrinin tikişlərinin mərkəzi zonalarında ilkin mikrostrukturun tipi qaynaqlanmanın tərkibindən və sürətindən asılıdır. Qaynaqlama sürətini 1,4 – dən 14mm/s –

dək dəyişdikdə 0,1...0,25% C- lu az legirli poladlarda ilkin struktur dayanıqsız yuvacıqlıdan yuvacıqlı - dendritliyədək, 0,3% və daha artıq C-lu orta legirli poladlardan qaynağında isə yuvacıqlı – dendritdən inkişaf etmiş bərabəroxlu dendritədək dəyişir.

Tikiş metalının ilkin strukturunu müxtəlif metallurci və texnoloji üsullardan istifadə edərək tənzimləmək olar.

Tikişlərdə bərabəroxlu kristallar almaq məqsədilə sütunvari strukturun aradan qaldırılması həyata keçirilir:

a) 1 – ci növ modifikatorların – elementlərin – (*Ti, V, Nb, Zr* və s) daxil edilməsilə:

b) 2- ci növ modifikatorların – səthi – aktiv aşqarların daxil edilməsilə;

v) bərk məhlullarla doymuş fazalar yaradan ( $\alpha$  - faza, ilkin karbidlər və s) elementlərin daxil edilməsilə;

q) qaynaq vannasına ultrasəs titrəyişlərinin, mexaniki vibrasiyaların təsiri ilə və ya vanna metalının elektromaqnit qarışdırılması ilə;

d) bərabəroxlu struktur almaq üçün qaynaq tikişlərinin yayılması, termiki və termomexaniki emalla.

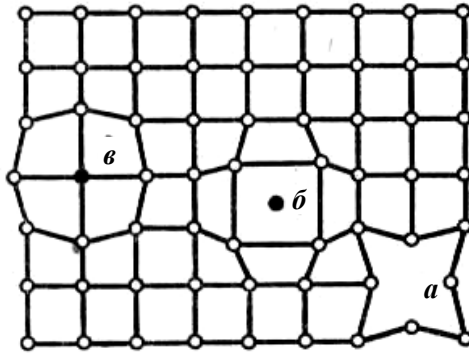
### **4.3. Qaynaqlama zamanı metalda kristal qəfəsin qüsurları**

Kristallaşma prosesində bərk metalda kristallik quruluş qüsurları üzə çıxırlar. Kristallik qəfəsin quruluşunun qanunauyğunluğu qeyri – mükəmməlliyyənin olması ilə pozulur. Kristallik

quruluşun qeyri – mükəmməllikləri daxili enerjinin böyük fluktuasialarına səbəb olurlar, möhkəmliliyə, plastikliyə, metalların deformasiya qabiliyyətinə, onların korroziyaya davamlılığına, kövrək dağılmalara meyilliliyinə, qaynaqlamada texnoloji möhkəmliyə təsir edirlər.

Qeyri – mükəmməlliklərin dörd əsas növünü ayırmaq olar: nöqtəvi (sıfır ölçülü), xətti (bir ölçülü), səthi (iki ölçülü) və həcmi (üç ölçülü).

Qüsurları termodinamiki dayanıqlı və dayanıqsız kimi təsnif etmək olar. Termodinamiki dayanıqlı qüsurlar o hallarda baş verirlər ki, qəfəsin təhrifinə əks təsirdən yaranan entropiyanın artması, bu təhriflə şərtlənmiş daxili enerjinin artımına bərabərləşir və ya, hətta, üstünlük təşkil edir.



**Şəkil 12.34. Kristallik qəfəsin nöqtəvi qüsurları :**  
*a – dolmamış diyyün (vakansiya); b – daxil olan atom;*  
*v – əvəz olunan atom*



Belə qüsulların taraz miqdarı, temperatur yüksəldikcə artır, özü də daxili enerjinin fluktuasiyasından faktiki miqdar tarazla üst – üstə düşməyə bilər.

Termodinamiki qeyri – mükəmməlliklər elə qüsurlara deyirlər ki, onlar kristalların sərbəst enerjisini artırır. Onlar yalnız, məsələn, qaynaq birləşməsinin metalında qaynaq prosesi ilə yaranmış qeyri – taraz şəraitlərdə mövcud ola bilərlər.

Nöqtəvi qeyri – mükəmməlliklər (şək. 12.34) - bu, ayrı – ayrı atomların qəfəsdə boşluqlarıdır (dolmamış düyünlər – vakansiyalar), düyünlər arasında atomların tətbiqi, verilən elementin atomlarının ayrı elementin atomları ilə əvəz olunmasıdır.

Nöqtəvi qüsurların yaranarkən nəzərə çarpacaq əvəz olunmaya yalnız o atomlar uğrayırlar ki, onlar vakant düyünə, əvəz olunmuş atoma və ya tətbiq atomu ilə tutulmuş düyünlərə yaxın yerləşmişlər. Həyəcan mərkəzindən uzaqlaşdıqca qəfəsin təhrifləri daha tez azalırlar.

Nöqtəvi qüsurların yaranmasına kristallik qəfəsin düyünlərində titrəyişlər icra edən atomlar, enerjinin fluktuasiyası nəticəsində və ya xarici energetik təsir nəticəsində əlavə enerji ehtiyatı alırlar və daha böyük potensial enerjili hala keçirlər.

Adətən, qəfəsin qüsuru kristalın daxili enerjisini və entropiyasını artırır.

Nöqtəvi qeyri – mükəmməllik ətrafında qəfəsdəki yerli həndəsi və energetik qeyri – bərabərlik ona gətirib çıxarır ki, xarici energetik təsirlər olduqda (qızdırma, deformasiya, şüalanma və s.) qüsurlar tutduqları yerlərdən çıxırlar və sistemin daxili enerji ehtiyatını azaldaraq yerdəyişmə etməyə başlayırlar.

Nöqtəvi qüsurlar bir – biri ilə qarşılıqlı təsirdə ola bilərlər. Əgər vakansiya və tətbiq atomu birləşsə, onda hər iki qüsurun anniqilyasiyası baş verir və əvəllər düyünlərarasında olan atom, qəfəsdə normal vəziyyət tutur. İki vakansiya daha sadə qüsurlar kompleksində – divakansiya şəklində ola bilər. Vakansiyaların birləşmə prosesi böyük olmayan mikroməsəmə yarananadək davam edə bilər.

Düyünlərarası atomlar, həmçinin, birləşə və komplekslər yarada bilərlər.

Vakansiyalar və düyünlərarası atomlar, onların miqrasiyası diffuziya prosesində həlledici rol oynayırlar.

Nöqtəvi qüsurların miqrasiyasının aşağıdakı səbəbləri məlumdurlar:

tətbiq olunmuş atomun qəfəsin atomları arasında hərəkəti (kiçik ölçülü tətbiq atomları üçün, məsələn, hidrogen üçün); qatışıq atomunun bir düyüнден digərinə qəfəsin atomunu əvəz etməklə keçməsi;

Vakansiyaların nümunəsində nöqtəvi qüsurların taraz konsentrasiyasını hesablayaq.

Vakansiyaların taraz konsentrasiyasını sistemin sərbəst enerjisinin minimumu şərtindən müəyyən edəcəyik.

Vakansiyalarının yaranmasından əmələ gələn sistemin sərbəst enerjisinin artımı aşağıdakı düsturla hesablanır:

$$\Delta F = \Delta E - T\Delta s, \quad (12.54)$$

burada  $\Delta E$  - kristalın daxili enerjisinin artması;  $\Delta s$  - entropiyanın artımıdır.

Sistem, əgər  $T\Delta s \geq \Delta E$  olarsa, taraz vəziyyətə can atacaqdır. İşarələr daxil edək:  $T$  – kristalın temperaturu,  $N$  – kristalda atomların sayı;  $n$  – vakansiyaların taraz sayı;  $U$  - bir vakansiya ilə bağlı daxili enerji, yəni atomun onun düyünündən kristalın səthinə yerdəyişməsi üçün lazım olan işdir.

Vakansiyaların olması ilə əlaqədar daxili enerjinin ümumi artımı bərabər olacaqdır:  $\Delta E = nU$ .

$N$  atomların və  $n$  vakansiyaların  $N+n$  düyünlü kristaldakı entropiya aşağıdakı tənliklə müəyyən olunur:

$$s = k_B \ln \left[ \frac{(N+n)!}{n!N!} \right]. \quad (12.55)$$

$n$  qüsurlarla  $F$  kristalının sərbəst enerjisini hesablamaq üçün Stirlinq yaxınlaşmasından istifadə edərək alırıq:

$$F = nU - k_B T [(N+n) \ln(N+n) - n \ln n - N \ln N]. \quad (12.56)$$

$n$  taraz qiyməti  $F=F_{\min}$  olduqda, yəni  $\partial F / \partial n = 0$  şərtindən müəyyən olunur.

(12.56) ifadəsini differensiallayırıq və alırıq:

$$U - k_B T [\ln(N+n) + 1 - \ln n - 1] = 0.$$

Yeni şəklə saldıqdan sonra alırıq

$$\frac{n}{N+n} = \exp[-U / (k_B T)].$$

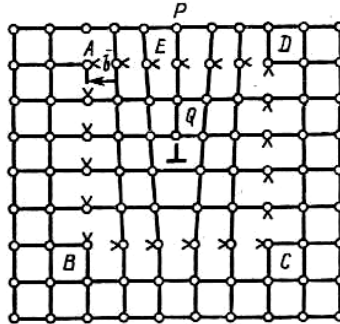
Belə ki,  $N \gg n$ , onda vakansiyaların taraz konsentrasiyası üçün ifadəni bu şəkildə yazmaq olar:

$$n = N \exp[-U / (k_B T)]. \quad (12.57)$$

Xətti qeyri – mükəmməlliklərə vakansiyaları və tətbiq atomları zəncirlərini, həmçinin, dislokasiyaları aid etmək olar.

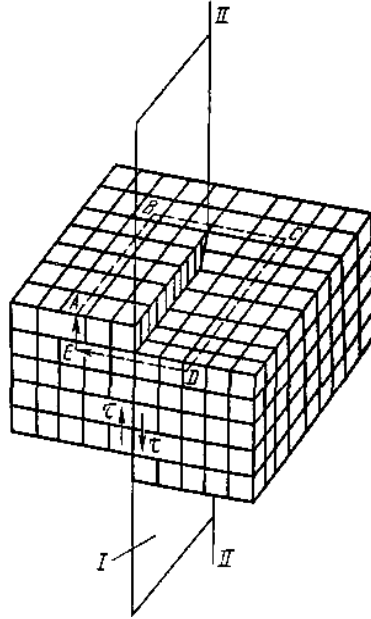
Dislokasiyalar qəfəsin sabitindən əhəmiyyətli dərəcədə böyük məsafələrdə atomların düzgün yerləşməsinin pozulmasına səbəb olan kristallıq quruluşlu qüsurlardan ibarətdirlər. Onlar, təsadüfən kristallar böyüyəndə yaranırlar və termodinamiki qeyri – tarazdırlar. Dislokasiyaların yaranma səbəbləri, həmçinin, vakansiyaların kondensasiyası, qatışıqların toplanması, yüksək gərginliklərin təsiridir. Nöqtəvi qüsurlar yığınının xətti-yə keçmə prosesi kristalın sərbəst enerjisinin azalması ilə gedir.

Dislokasiyalar kristalda müstəvilərin bir hissəsinin digərinə nəzərən qismən yerdəyişməsinə görə əlavə atom müstəvisinin üzə çıxması nəticəsində (ekstra müstəvilər) yaranırlar. Şəkilə kənar və ya xətti dislokasiya göstərilib. Dislokasiya xətti tətbiq olunmuş ekstra müstəvinin proyeksiyasından ibarətdir və əgər ekstramüstəvi yuxarıdan «qoyulubsa» (müstəvi dislokasiya)  $\perp$  işarəsilə, əgər ekstramüstəvi aşağıdan «qoyulubsa»



**Şək. 12.35. Kənar dislokasiyanın sxemi;**

$PQ$  – ekstra müstəvi;  $EA$  ( $\bar{b}$ ) – Bürgers vektoru.



**Şəkil 12.36. Buruq (vintvari) dislokasiyanın sxemi:**

*I – ekstra müstəvi; II – II – dislokasiya xətti;*

*EA( $\bar{b}$ ) – Bürgers vektoru.*

(mənfi dislokasiya) işarəsilə işarə olunur. Kristallik qəfəsin təhrif olunma dərəcəsi (dislokasiyanın qeyri – stabil enerji-nin göstəricisi)  $b$  Burgers vektoru ilə müəyyən olunur, onun modulu kəsiyin uzunluğuna bərabərdir, onun üzərində disloka-siyanın ətrafında qapanmış ABCD dördbucaqlısının tərəflərindən biri qarşı tərəfdəkindən uzundur (şək. 12.35).

Kristalın atom sıralarının bir hissəsinin digərinə nəzərən kristaldakı  $\tau$  tərpənmə gərginliklərinin təsiri altında yerdəyişməsi nəticəsində yerdəyişmənin zirvəsində vintvari dislokasiya yaranır (şək. 12.36).

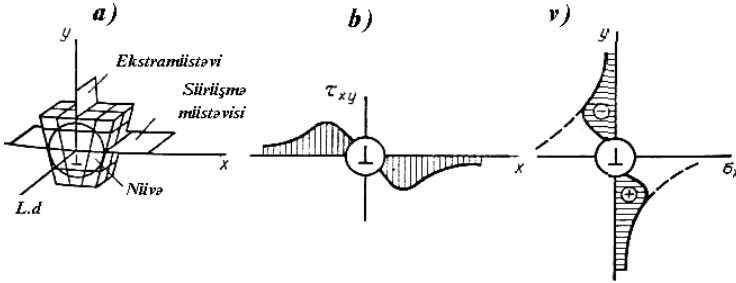
Real kristalda, həmçinin, qarışıq dislokasiyanın (əyrixətli) – kənar və vintvari dislokasiyaların cütləşməsi mümkündür.

Kristalda ən böyük həndəsi və energetik həyəcanlanma dislokasiya xətti yaxınlığında cəmlənmişdir.

Birbaşa dislokasiyaya bitişik kristalın sahəsi dislokasiyanın nüvəsi adlanır. Bu sahədə atomların və metalda dislokasiyaların olması nəticəsində yaranan gərginliklərin yerdəyişmələri Huk qanununa tabe olurlar. Şək. 12.37 də kənar dislokasiyanın ətrafında gərginliklərin paylanması göstərilmişdir. Nüvədən kənarında dislokasiyadan gərginliklər sahəsi hiperbolik xarakterə malikdir, o, nüvəyə yaxınlaşdıqca dəyişir. Nüvədən uzaq zonada gərginlikləri aşağıdakı düsturlar üzrə hesablamaq mümkündür:

$$\sigma_x = \frac{Gb}{2\pi(1-\mu)} \frac{y(3x^2 + y^2)}{x^2 + y^2}; \quad (12.58)$$

$$\sigma_y = \frac{Gb}{2\pi(1-\mu)} \frac{y(x^2 - y^2)}{x^2 + y^2}; \quad (12.59)$$



**Şəkil 12.37. Kənar dislokasiyanın (a) ətrafında normal (v) və toxunan (b) gərginliklərin paylanması.**

$$\tau_{xy} = \frac{Gb}{2\pi(1-\mu)} \frac{x(x^2 - y^2)}{x^2 + y^2}, \quad (12.60)$$

burada  $G$  – tərpənmə modulu;  $\mu$  - Puasson əmsalındır. (12.58)...(12.60) düsturları beş atomlar arası məsafədən az olmamaqla dislokasiyadan uzaq sahə üçün ədalətliidlirlər.

Dislokasiyalar bir – biri ilə qarşılıqlı təsirdə ola bilərlər. Eyni işarəli dislokasiyalar bir-birini itələyir, müxtəlif işarəli dislokasiyalar isə cəzb olunurlar. Dislokasiyaların qarşılıqlı təsir qüvvəsi

$$f = \pm \frac{Gb^2}{2\pi h}, \quad (12.61)$$

ifadəsilə müəyyən olunur, burada  $h$  – dislokasiyalar arasındakı məsafədir.

Dislokasiyaların qarşılıqlı təsiri onların gərginliklərinin sahələrinin qarşılıqlı təsirində (cəmlənməklə) ifadə olunub, bu halda sistemin potensial enerjisinin cəmi səviyyəsi dəyişir. Dis-

lokasiyaların anniqilyasiyasına səbəb olan əks işarəli eyni dislokasiyaların qarşılıqlı təsiri energetik əlverişli olacaqdır.

Kristalda dislokasiyaların olmasından yaranan hər hansı prosesin hərəkətverici qüvvəsi – dislokasiyanın potensial enerjisidir və o, Burgers vektorunun kvadratına mütənəsbdir.

Kənar dislokasiya üçün

$$U_{kr} = \frac{Gb^2}{2(1-\mu)}; \quad (12.62)$$

vintvari dislokasiya üçün

$$U_v = \frac{Gb^2}{2}; \quad (12.63)$$

(12.54) Helmhols bərbərliyinə tabe olan dislokasiyanın sərbəst enerjisi potensial enerji ilə tam müəyyən olunur. Bu iki halda törəyə bilər.

Dislokasiyanın nüvəsi sahəsində atomların yerdəyişməsi nəzərə çarpacaqdır, bu entropiyanın  $S$  böyük dəyişməsinə gətirib çıxarır, lakin nüvənin həcmi kiçikdir və sistemin  $Ts$ -lə bağlı enerjinin ümumi böyüməsi cüzi olacaqdır.

Elastiki sahə nüvədən kənarlaşdırılmışdır, ona görə də dislokasiyaların olması ilə yaranmış bu sahənin atomlarının titrəyişlərinin dəyişməsi cüzidir və entropiyanın və bağlı enerjinin  $Ts$  cüzi dəyişməsinə səbəb olur.

Dislokasiya, yüksək sərbəst enerjili energetik qeyri – taraz atom kompleksindən ibarətdir. Xarici qüvvənin təsiri (energetik) altında o, ən kiçik sərbəst enerjili (stabil hala) vəziyyətdə hərəkətə başlayır. Dislokasiyaların yaranma və hərəkət proseslərində, o cümlədən plastiki deformasiyada onlar səthə doğru



yerlərini dəyişirlər, bunlarda yüksək sərbəst enerjisi, yüksək aktivlikli sahələrin sıxlığını artırırlar ki, bu da bərk halda metalların təzyiqlə qaynaqlanmasında böyük əhəmiyyət kəsb edir.

Dislokasiyaların hərəkətinin iki əsas tipi mövcuddur. Sürüşmədə və ya dislokasiyanın konservativ hərəkətində dislokasiya xətti və Bürgers vektoru ilə müəyyən olunan müstəvidə hərəkət edirlər. Sürünə–sürünə keçmədə və ya qeyri – konservativ hərəkətdə dislokasiya tərpənmə müstəvisindən çıxır.

Diffuziyanın çətinləşdiyi aşağı temperaturda şəraitində və nöqtəvi qüsurların artıq (doymuş) konsentrasiyası iştirak etmədikdə dislokasiyanın hərəkəti, demək olar ki, tamamilə sürüşmə yolu ilə həyata keçirilir. Bundan başqa, kristalın plastiki deformasiyası sürüşmə müstəviləri üzrə atomların bir müstəvisinin digərinə nəzərən (sürüşmə) hərəkəti nəticəsində baş verir. Bu halda dislokasiyaya kristalın tərpədilmiş və tərpədilməmiş hissələri arasındakı sərhəd kimi baxmaq olar. Beləliklə, plastiki deformasiyada dislokasiyaların hərəkəti sürüşmə yolu ilə baş verir.

Dislokasiyaların sürünə – sürünə keçməsi diffuziondur, termiki aktivləşdirilmiş prosesdir. Hamısından tez – tez sürünə – sürünə keçmə yüksək temperaturlarda vakansiyaların dislokasiyaya və ondan da bakastyaya diffuziyası nəticəsində baş verir.

Kristallik quruluşun səthi qeyri – mükəmməlliklərinə metalın səthində kristallik qəfəsin, dənələrin sərhədlərinin, blokların, sturuktur təşkilədicilərin təhrifləri aiddirlər.

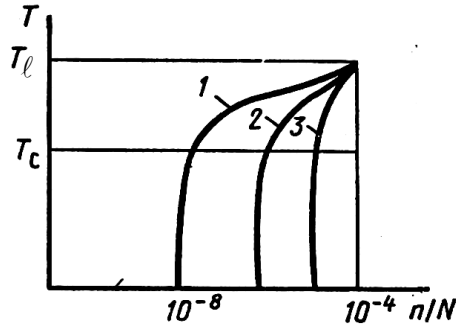
Kristalların həcmi qeyri – mükəmməllikləri mikroskopik məsələlərlə, çatlarla, yabançı qarışıqlarla yaradıla bilirlər.

Qaynaqlanma prosesi metala intensiv termodəformasiyanın təsiri ilə müşayiət olunur. Qızdırmanın yüksək temperaturları, tikişin kristallaşmasının qeyri – taraz şərtləri, yüksək və aşağı temperaturlu plastiki deformasiya, tikiş metalının nəzərə çarpancaq dərəcədə kimyəvi qeyri – bircinsliliyi tikişdə və termiki təsir zonasında kristallik quruluşun qüsurlarının yaranmasına və yenidən paylanmasına böyük təsir göstərilir. Qaynaqlanan metallarda vakansiyaların əsas mənbəyi istiliklə oyatmadır. Elastiki plastiki qaynaq deformasiyaları tikişyeni zonada vakansiyaların generasiyasına və yenidən paylanmasına müəyyən təsir göstərə bilirlər.

Ərimə temperaturunadək qızdırmada metallarda taraz vakansiyalar konsentrasiyası  $10^{-5}$  - ə yaxındır.

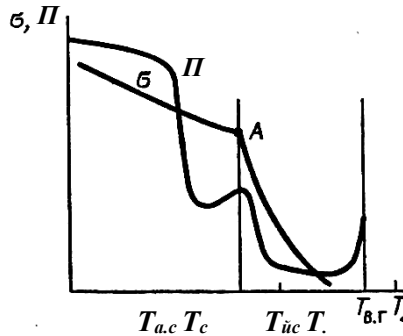
Şək 12.38 – də normaldan  $T_\ell$  likvidus temperaturunadək diapazonda qaynaqlama və tablamada vakansiyaların konsentrasiyaları göstərilmişlər. Hər iki texnoloji proseslər taraz konsentrasiya ilə müqayisədə vakansiyalar konsentrasiyasının əhəmiyyətli dərəcədə yüksəlməsinə səbəb olurlar.

Qaynaq birləşməsində vakansiyaların taraz konsentrasiyası əriyərək birləşmə zonasından nöqtənin kənarlaşmasında kəskin aşağı düşür. Bu, qaynaqlama prosesində və ondan sonra vakansiyaların ayrılmasının intensivliyinin aşağı düşməsinə gətirib çıxarır.



Şəkil 12.38. Vakansiyalar konsentrasiyasının qaynaqlamada və tablada temperaturdan asılılığı:

1- taraz konsentrasiya; 2- qaynaq; 3- tablama.



Şəkil 12.39.  $T_l$  – dək qızdırmada metallar və ərintilərin möhkəmliliyinin  $\sigma$  və plastikliyinin  $P$  dəyişmə xarakteri.

Poladda dislokosiyaların sıxlığı (vahid səthi ötür keçən dislokosiyaların sayı) bişirilərk soyulduqdan sonra yumşaltmada  $10^4 \text{mm}^{-2}$ , intensiv plastiki deformasiyadan sonra  $5 \cdot 10^9 \text{mm}^{-2}$  və tablanmadan sonra  $10^{10} \text{mm}^{-2}$  təşkil edir. Qaynaq

birləşməsi belə termiki və termomexaniki təsirə məruz qalmış zonalardan ibarətdir, ona görə də qaynaq birləşməsinin müxtəlif zonalarında dislokasiyaların sıxlığı göstərilən qiymətlərə çata bilər. Qaynaq birləşməsində dislokasiyaların sıxlığının paylanma xarakteri tamamilə geniş hədlərdə dəyişə bilər. O, qaynaqlanan metalın kimyəvi tərkibindən və onun əvvəlcədən termiki emalından, qaynaq üsulundan və recimindən, məmulatın soyudulma şəraitindən asılıdır. Məsələn, 0X18H10T poladının qaynaq birləşməsində dislokasiyaların maksimal sıxlığı, qaynaqlamada maksimal qızma temperaturu 770...870K təşkil edən zonada müşahidə olunur.

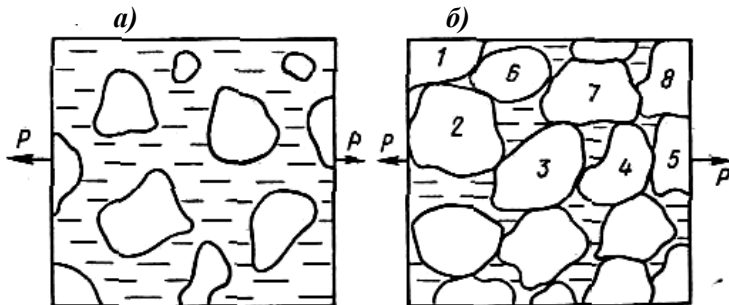
#### **4.4. Qaynaqda yüksək temperaturlar sahəsində metal və ərintilərin plastikliyinin və möhkəmliyinin dəyişmə xarakteri**

Qaynaq birləşməsinin mexaniki xarakteristikaları – möhkəmlik və plastiklik – onun formalaşma dövründə möhkəmlik və istismar xarakteristikası kimi – konstruksiyanın işinin etibarlılıq dərəcəsi – eyni dərəcədə qüsursuz birləşmə almaq ehtimalını müəyyən edirlər.

Adətən, ərimə temperaturuna çatan yüksək temperaturlar sahəsində metalın mexaniki xarakteristikalarını qaynağın temperatur tsiklini imitasiya edən, qeyd edici cihazlarla təchiz olunmuş mexaniki hissədən ibarət xüsusi qurğularda müəyyən edirlər. Sınağa uğradılacaq nümunəni onun xassələrinin müəyyən olunmasının zəruri olduğu temperaturadək qızdırırlar və yükləyirlər,  $\Pi = f(P)$  əyrilərini yazırlar.

Şək. 12.39 –da yüksək temperaturlarda ərintilərin möhkəmlik və plastikliyinin dəyişməsinə xarakterizə edən tipik əyrlilər göstərilmişdir. Taraz solidus ( $T_s$ ) temperaturuna yaxın temperaturadək qızdırma sahəsində ərintilərin möhkəmlik və plastiklik temperaturlarının müəyyən intervalında tam aşağı səviyyədə qalır, sonra yenidən yüksəlir. Xassələrin belə bir mənalı olmayan dəyişikliyinə maye haldan metalın kristallaşma prosesinə baxaraq izah etmək olar.

Tədbiq olunan metal əriyənədək qızdırılır, soyudulur və  $T_l$  temperaturundan başlayaraq onda bərk faza yaranır. Bərk fazanın sayının böyük olmadığı vaxtdək metal, mayebərk halda olur (bərkimənin bu mərhələsini akad. A.A.Boçvar belə müəyyən edir), ərintinin plastikliyi, praktiki olaraq, mayenin plastikliyindən fərqlənmir, belə ki, bərk fazanın kristalları metalda sərbəst yerlərini dəyişirlər və onun axaraq hər hansı formanı alma qabiliyyətini məhdudlaşdırmır (şək. 12.40,a).



**Şəkil 12.40. Ərintinin maye- bərk (a) və bərk – maye (b) halında deformasiya olunma mexanizmini əks edərən sxem**

Belə mayebərk aqreqatın möhkəmliyi sifıra yaxındır, yəni de-  
formasiya olunmaya müqaviməti praktiki olaraq yoxdur. Köv-  
rəklik intervalının üst sərhəddinin temperaturu  $T_{ü.s}$  adlanan bir  
temperaturdan başlayaraq metal bərk fazanın sayının belə art-  
masını xarakterizə edən bərk maye halı mərhələsinə keçir, bu  
halda mayenin bərkimiş dənələr arasında axma imkanı kəskin  
azalır. Deformasiya etmədə dənələrin pərçimlənməsi baş verir  
və sonrakı proses, yalnız, dənələrin özlərinin plastiki deforma-  
siyasında, ya da onların bir – birinə nəzərən yerdəyişməsi ha-  
lında mümkün olur. Adətən, bu hər iki proseslər eyni zamanda  
gedirlər. Belə iki fazalı aqreqatın  $P$  qüvvəsinin təsiri istiqamə-  
tində bütövlüüyün saxlanması şərtində deformasiya, yalnız,  
dənələrin ayrı – ayrı kontakt nöqtələrinin əridilməsində (şək.  
12.40, b, 1-2, 3-7 və s.), birləşən dənələrin dönməsi və onların  
deformasiyasında mümkündür. Belə deformasiyanın əvvəlki  
mərhələsində mayenin dənələrarası fəzada bir qədər axması im-  
kanı istisna olunmur. Əgər dənələr arasında mayenin sirkulya-  
siyası pozulursa, onda onlar arasında mövcud olan maye qatla-  
rının özünün dartıcı gərginlikləri qəbul etmələri zəruridir. Bərkimənin bu mərhələsində belə hadisənin ehtimalı böyükdür, be-  
lə ki, kiçik qapalı mayenin həcmələrinin dağılmaya müqaviməti  
tamamilə əhəmiyyətli ola bilər. O, səthi gərilmədən, mayenin  
temperatur və özlülüyündən asılıdır. Lakin bu dövrdə bərkliyən  
bərk fazanın möhkəmliyi həddən artıqdır, və ona görə də əgər  
dağılma başlayırsa, o, dənələrin sərhəddi üzrə baş verir, yəni  
kristallar arası xarakterə malikdir. Bərkimənin bu mərhələsində  
olan metalın plastikliyi çox kiçikdir – faizin hissələri qədərdir.

Eyni zamanda maye fazanın dənələrinin pərçimlənməsi və sirkulyasiyasının məhdudlaşması hadisələrinin yaranması ilə plastiki deformasiyalara müqavimət artmağa başlayır. Əgər metalda belə vəziyyətdə olan deformasiyanın qiyməti onun deformasiya olunma qabiliyyətindən üstünürsə, maye qatlar üzrə kövrək dağılma baş verəcəkdir.

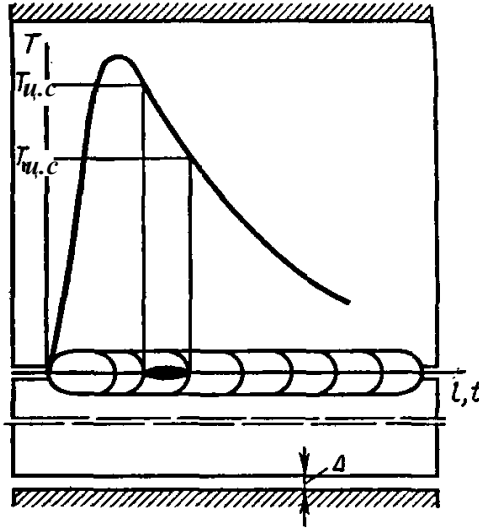
Temperaturun sonradan aşağı düşməsi ilə mayenin həcmi möhkəmliyi və dənələr arasında kontaktların sayı artır. Bununla eyni zamanda dənələrin sərhədlərinin özünün möhkəmliyi də yüksəlir. Müəyyən temperaturda sərhədlər o qədər möhkəmlənirlər ki, dağılma onlar üzrə deyil, dənələrin özünün cismi üzrə keçməyə başlayır. (A nöqtəsi). Belə temperatur ekvikoheziv adlandırılmışdır. Bu halda materialın plastiki xassələri artır, belə ki, deformasiya artıq dənələr arasındakı kiçik qatlar üzrə konsentrasiyalaşmış, bütövlükdə aqreqatla kifayət dərəcədə bərabər qəbul olunur. Plastiki xassələrin kəskin artması temperaturu, taraz solidus temperaturundan aşağıda yerləşir və kövrəkliyin aşağı sərhəddi ( $T_{a.s.}$ ) adını daşıyır. Metalın üst və alt kövrək halının temperatur sərhədlərindən ibarət temperatur intervalı, kövrəkliyin temperatur intervalı və ya qısa k.t.i. adlanır.

Plastiklik əyrisi daha aşağı temperatur sahəsində yerləşmiş daha bir minimuma malik ola bilər, o cümlədən, qaynaq tsiklinin yüksək temperaturlarında dənənin cismindən onun sərhədlərinə doğru qatışıqların əhəmiyyətli dərəcədə yenidən paylanması baş verdiyi halda evtektik xarakterli yeni fazalar yaranırlar. Bir fazalı ərintilərdə möhkəmlik və plastiklik xassələrinin aşağı düşməsinə səbəb olan daha yüksək fiziki və ya kim-

yəvi mikroqeyri -bircinslilikli dənələrin yeni sərhədləri yarana bilirlər. Bəzən aşağı plastiki xassəli birinci və ikinci temperatur intervalları elə yaxın yerləşirlər ki, bir k.t.i. yaradaraq bir – biri ilə qarışa bilirlər.

Sınaq olunan nümunələrin sobada və keçən cərəyanla qızdırılması k.t.i. – nin müəyyən olunması üçün heç də tam ölçüdə qaynaq spesifikasiyasını yaratmır. Müəyyən olunmuşdur ki, qaynaq tikişlərinin plastiliyinə təkcə kimyəvi tərkib deyil, həm də kristallaşmanın sxemi və xarakteri, əridilmə dərinliyi və tikişin forması, diffuziya və likvasiya prosesləri və s. əhəmiyyətli dərəcədə təsir göstərirlər. Tədqiq olunan recimlərdə qaynaqlamaqla alınmış tikişə məxsus bütün bu amillərin təsirinin kompleks qiymətləndirilməsi üçün qaynaqlanan nümunələrdə birbaşa k.t.i.,  $T_{a.s.}$  və  $T_{ü.s.}$  – nin qiymətlərinin və plastikliyinin müəyyən olunma metodikası tədqiq olunur. Bunun üçün tətbiq olunacaq nümunələri sınaq maşınının sıxıcı tərtibatında elə tərzdə yığırlar ki, onlardan sağdakı tərpənməz bərkidilir, soldakı isə qaynağın lazım olan anında əvvəlcədən tapşırılmış  $\Delta$  kəmiyyəti qəddər yerdəyişmə ola bilər. (şək. 12.41)





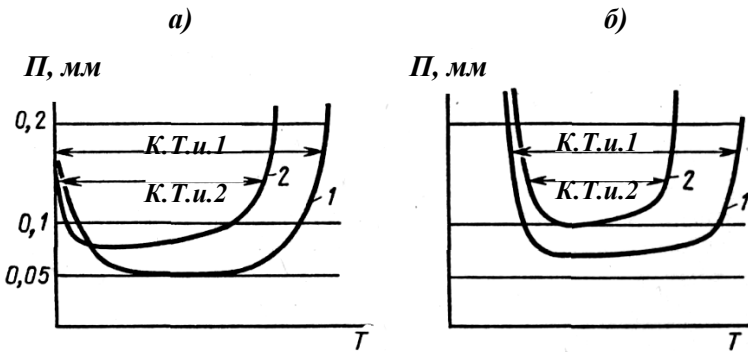
**Şəkil 12.41. Qaynaqlamada K.t.i. – də minimal plastikliyin üst və alt sərhədlərinin müəyyən olunma sxemi.**

Qaynaqlanma zamanı qoşulmuş maşının deformasiyaedici mexanizmi qaynaq tikişini dartır. Nümunədən nümunəyə  $\Delta$  -nin qiymətini dəyişərək elə  $\Delta$  tapmaq olar ki, bu halda çat yaranar. Çatların yaranmasına səbəb olmayan  $\Delta$ , mm maksimal deformasiya həddi adlanır və verilən şəraitlərdə qaynaqlanmada II tikişinin plastikliyinə uyğun gəlir.

Şəkil 12.41–də sınaq anında tikişin oxu üzrə temperaturların paylanması təsvir olunmuşdur. Soyuma əyrisinə proyeksiya olunmuş çatın alınan uzunluğu K.T.İ. –nin qiymətini, onun üst və alt sərhədlərini müəyyən etmək imkanını verir. Qaynaq

cərəyanının gücünü, qaynaqlama sürətini, aşqar metalının tərkibini və ya qaynaqlama üsulunun özünü dəyişməklə, kompleks şəkildə hər bir amilin K.T.İ. –də plastikliyin dəyişməsinə və intervalın eninə təsirini müəyyən etmək olar.

Şək. 12.42 – də qaynaqlanmada iki ərinti üçün plastikliyin və K.T.İ. –nin qiymətlərinin dəyişmə ayrılırları göstərilmişdir.



**Şəkil 12.42. 0X18H9BA (1) və 0X18H9TL (2) ərintiləri üçün argonda (a) və lazer (b) qaynağı üçün K.T.İ. –də plastikliyin dəyişmə ayrılırları**

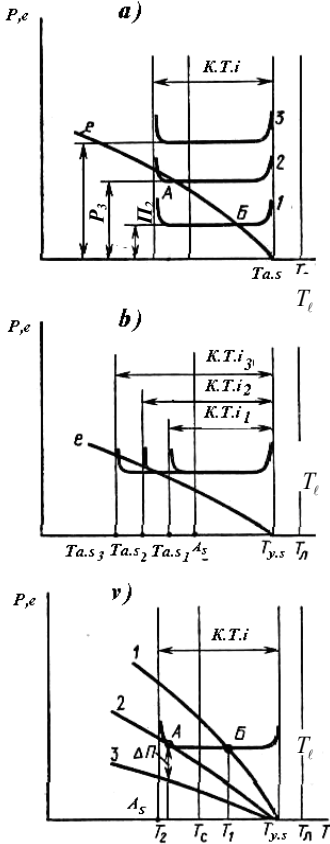
Qaynaq tsiklinin termodeformasiya təsiri nəticəsində kövrəkliyin temperatur intervalı sahəsində yaranan qaynaq tikişinin və ya tikişyanı zonanın kövrət kristallitlər arasına dağılmasını isti çatlar adlandırırlar. İsti çatlar hər şeydən əvvəl – rikristallik quruluşa malik, aşan əriyən fazaların yüksək lokal konsentrasiyalı ərintilərində yaranırlar. Ümumi qəbul olunmuş təsəvvürlərə əsasən, onlar o halda yaranırlar ki, əgər soyuma dövründə qaynaq

birləşməsinin metalında deformasiyaların böyümə intensivliyi verilən temperatur şərtlərində onun plastikliyindən daha böyük deformasiyalara gətirib çıxarsın. aynağın termodeformasiya təsirindən yaranan qaynaq birləşməsinin deformasiyaları dağılmadan qəbul etmə qabiliyyəti qaynağın termoforasiya tsiklindən onun texnoloji möhkəmlik səviyyəsini müəyyən edir.

N.E.Bauman adına MATM–də N.N.Proxorov tərəfindən qaynaq-lanmada metalların texnoloji möhkəmliyi nəzəriyyəsi işlənmişdir, ona əsasən, isti çatların yaranmasına qaynaq birləşmələrinin müqaviməti üç əsas amillə müəyyən olunur:

kövrəkliyin temperatur intervalında metalın plastikliylə, bu intervalın qiymətilə və soyumada deformasiyanın artma xarakterilə (qaynaq birləşməsinin deformasiya tempi ilə).

Bu təsəvvürlər əyani şəkildə şəkl. 12.43 – də göstərilən qrafiklərlə əks oluna bilərlər. Plastikliyin əyriləri  $P$  k.t.i.- də qaynaq birləşməsinin plastikliyinin dəyişməsinə,  $e$  əyriləri isə – soyuma prosesində qaynaq birləşməsində deformasiyaların böyümə intensivliyi və ya  $\partial e/\partial T$  deformasiya tempini xarakterizə edirlər.



Şək. 12.43,a – da isti çatların yaranmasına qaynaq birləşməsinin müqavimətinə k.t.i. – də minimal plastiklik kəmiyyətinin təsiri göstərilmişdir. Bu halda qəbul olunmuşdur ki, k.t.i. – də ərintinin deformasiya olunma qabiliyyəti onun plastikliyi ilə müəyyən olunur. Belə ki,  $T_s$  sahəsindəki temperaturlarda elastiki deformasiyanı cüzi olduğu üçün nəzərə almaq olar. K.t.i. – nin həmin qiymətində və  $\partial e / \partial T$  olduqda deformasiyada  $P_3$  – daha böyük plastikliyə malik ərinti çat verməyəcəkdir, belə ki, yaranan deformasiya tempi (e əyrisi) onun plastikliyini tükəndirmək üçün kifayət deyildir.

2 əyrilə plastikliyi xarakterizə olunan ərintidə A nöqtəsilə müəyyən olunan anda plastikliyin və yaranan deformasiyanın qiyməti bərabərdirlər – əyrilər toxunurlar. Bu böhran haldır. K.t.i – də plastikliyə malik ərintidə 1 əyrilə xarakterizə olunan, eyni deformasiya tempində e və B nöqtəsinə uy-

ğün gələn temperaturda, plastiki xassələrin tükənməsi baş verəcəkdir və çat əmələ gələcəkdir. Beləliklə, k.t.i. – də ərintinin plastikliyi nə qədər böyük olarsa, bir o qədər digər bərabər şəraitlərdə isti çatların yaranma ehtimalı kiçikdir.

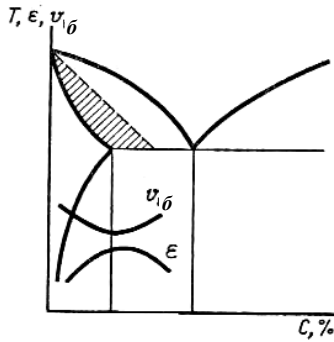
P plastikliyiinin qiyməti və onun k.t.i. – də dəyişmə xarakteri ərintinin kimyəvi tərkibindən, qaynaq tikişinin kristallaşma sxemindən, kimyəvi və fiziki qeyri – bircinsliliklərinin inkişafından, qiyməti və təsir dərəcəsi isə əhəmiyyətli dərəcədə qaynaqlama üsullarından, tətbiq recimləri və s digər amillərdən asılıdır.

Şək. 12.43,b – də ərintilərin eyni minimal plastikliyində kövrəkliyin temperatur intervalının uzunluğu ilə fərqlənmə halı göstərilmişdir. Bu halda qəbul olunub ki, k.t.i. də plastikliyin dəyişmə xarakteri bu hal baxılan hər üç ərintidə eynidir və plastiklik, praktiki olaraq, bütün k.t.i. boyu dəyişməz qalır.

Bu halda kövrək temperatur intervalı nə qədər böyük olarsa, bir o qədər çatın yaranma ehtimalı böyükdür. K.t.i. – nin qiyməti bir çox amillərdən asılıdır, ki, onlar da minimal plastikliyin qiymətinə tabe olurlar, onlardan başlıcaları – qaynaqlanan materialların kimyəvi tərkibi və tətbiq olunan aşqar məftillərinin, elektrod örtüklərinin kimyəvi tərkibləri, qaynaqlama recimi, tikişin formasını müəyyən edən kristallaşma sxemi və tikişdə və tikişyanı zonada struktur əmələ gətirmə prosesləri, dənənin ölçüsü, likvasiya və seqreqasiya proseslərinin getmə xarakteri və intensivliyi, və s.-dir

Şək. 12.43, v – də deformasiya tempinin  $de/dT$  P və k.t.i. – nin eyni qiymətlərində təsirinə baxılmışdır.  $T_1$  tempera-

turunda 1 əyrisi ilə xarakterizə olunan  $e$  dəformasiya tempi kristallaşmada qaynaq tikişində yaranır, belə ki, bu anda deformasiyanın qiyməti k.t.i –də birləşmənin plastikliyindən üstün olacaqdır. Deformasiya tempi 2 əyrisi ilə işarələnən birləşmə üçün  $T_2$  temperaturunda toxunma nöqtəsi kritik olacaqdır.



**Şəkil 12.44. Kristallaşmanın effektiv intervalının qiymətinin və isti çatların yaranmasına müqavimətin qarşılıqlı əlaqəsi**

3 əyrisi ilə xarakterizə olunan ərinti çatlar yaratmır; bundan əlavə, o, hələ müəyyən  $\Delta P$  plastiklik ehtiyatına da malikdir. Beləliklə, k.t.i. – də deformasiya tempi nə qədər kiçik olarsa, bir o qədər isti çatların yaranma ehtimalı kiçikdir.  $e$  əyrisi temperatur oxuna meyilliyini və əyrinin özünün əyriliyi ilə xarakterizə olunan deformasiya tempi, ərintinin oturmasından və tikiş yarı zonada inkişaf edən deformasiyalardan asılıdır. Nəzərə almaq lazımdır ki, soyudulmada kristallaşma və struktur prosesləri ilə şərtləndirilmiş qaynaq tikişindəki deformasiya kəskin

üzrə tamamilə qeyri – bərabər paylanır: daha yüksək temperaturu hissələrdə bunun nəticəsində möhkəmliliyi daha az olanlar əriyərək birləşmə zonasına yaxın və daha intensiv soyudulan hissələrdən çox deformasiyaya uğrayırlar. Qaynaq tikişində və k.t.i.–də deformasiyaların belə qeyri–bərabər paylanmasını bəzən, deformasiyaların konsentrasiyası adlandırırlar.

Kristallaşmanın bərabər ölçülü şərtləri üçün akad. A.A. Boçvar, isti çatların yaranma ehtimalını, ərinti daxilində kristallik karkasın yaranma temperaturu ilə solidus temperaturu arasında olan temperaturlar intervalı kimi müəyyən olunan  $T_{ef}$  kristallaşmanın effektiv intervalı ilə əlaqələndirir. Şək.12.44 – də binar hal diaqramının bir hissəsi təsvir olunmuşdur. Şaquli ox üzrə ərintinin texnoloji möhkəmlik səviyyəsini müəyyən edən  $T$  temperaturu, ərintinin xətti oturma  $\varepsilon$  və kritik sürəti  $v_{kr}$  toplanmışdırlar.

Ştrixli xətlə kristallik karkasın yaranma temperaturları çəkilmişdir. Ştrixlənmiş sahə  $T_{ef}$  kristallaşmanın effektiv intervalının qiymətlərinə uyğun gəlir. Göstərilən əyriyədən görünür ki,  $T_{ef}$  böyüdükcə, xətti oturma  $\varepsilon$  artır, texnoloji möhkəmlik səviyyəsi isə ( $v_{kr}$ ) düşür.

### **İsti çatların növləri**

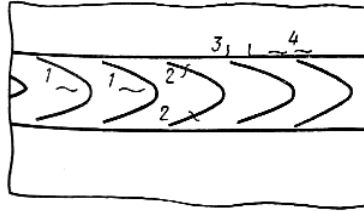
Yaranma temperaturuna görə isti çatları kristallizasion, solidus və solidusaltı temperaturu sahəsində yarananlara bölürlər, onların yaranma temperaturu bərkimə prosesinin sonunun temperaturundan aşağıdır.

Qaynaq birləşməsində yerləşməsinə görə isti çatları tikişdə, əriyərək bitişmə zonasında, tikişyani zonada həmçinin qaynaqlanma istiqamətinə nəzərən onların istiqamətlənməsindən asılı olaraq – uzununa və eninə fərqləndirirlər. Bütün hallarda çatların yaranma ehtimalı k.t.i. – də birləşmənin plastiki xassələrinin və deformasiyalar tempinin nisbəti ilə müəyyən olunur. Lakin hər bir növ üçün ayrı – ayrı texnoloji və metallurci amillərin təsir dərəcəsi, qaynaq birləşməsinin müxtəlif zonalarında kimyəvi və fiziki qeyri – bircinsliliyin eyni olmayan formalaşma şərtlərilə əlaqədar olaraq əhəmiyyətli dərəcədə müxtəlif ola bilər. Xüsusilə, növbəti qatların qaynaqlanmasından termodeformasiya təsiri nəticəsində çoxqatlı qaynaqlanmada əvvəllər qoyulmuş valciqlərdə yaranan təkrar qızdırma çatlarını ayırmaq lazımdır.

Kristallizasiya çatları, bir qayda olaraq, qaynaq tikişində və nadir hallarda yarım əridilmiş dənələr zonasında yaranırlar. Solidusaltı çatlar solidus temperaturundan aşağıda yerləşmiş plastikliyin ikinci minimumunun temperatur intervalında yaranırlar. Qaynaq tikişi, qeri – taraz kristallaşma prosesi nəticəsində kristallik qəfəsin qüsurları ilə, o cümlədən vakansiyalarla da doymuşdur, onlar dartılmada təsir edən qüvvələrə perpendikulyar yerləşmiş sərhədlərə doğru yerdəyişmə edirlər. Vakansiyaların belə toplanması sərhədləri güclü zəiflədir və dağılma dənələrinin yaranması üçün zəmin yaradırlar. Dağılmanın baş verməsi üçün zəruri şərtlər – qaynaqlamanın termodeformasiya tsiklinin təsiri nəticəsi kimi yaranan dənələr arası deformasiya və ya sürüşmədir. Belə növ deformasiyanın olması qaynaq tikişlərinin səthində kristallizasiya qatlarının sıxışdırıl-

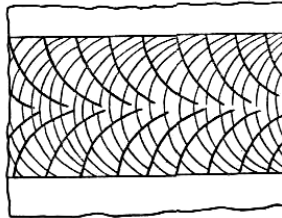


malarına dəlalət edir (şək. 12.46). Sıxışdırmalar tez – tez sərhəd sahələrdə əhəmiyyətli dərəcədə plastiki deformasiya ilə müşayiət olunurlar. Əgər dənələrin sərhədləri üzrə vakansiyaların, mikroməsafələrin, aşqarların, xüsusilə tətbiq olma aşqarlarının toplanması mövcuddursa, onda çatların yaranması üçün lazım olan səthi enerji dənələr arası sürüşmə nəticəsində azalır. Bu halda, əgər sərhəd diffuziyası enerjili keçirsə, onda dənələrin sərhədləri üzrə yaranan boşluqlar tez dolurlar və dənələr arası dağılmalar baş veyir.



**Şəkil 12.45. İsti çatların xarakterik yerləşmə yerləri:**

1-tikişin mərkəzi üzrə uzununa; 2- kristallitlərin sərhədləri üzrə; 3-əriyərək birləşmə zonasında eninə; 4-əriyərək birləşmə zonasında uzununa



**Şəkil 12.46. Deformasiyalar nəticəsində kristallizasiya qatların sıxışdırılması**

Solidusaltı çatların üstünlünlük təşkil etdiyi yerlər aşqarlarla və quruluşunun qeyri – mükəmməlliyi ilə zəiflədilmiş kristallitlərin sərhədləri, harada ki, dənələr arası sürüşmələr daha çox görünür, hesab edilir; hamısından əvvəl bu, əriyərək birləşmə zonasına bitişik və tikişin mərkəzində dənələrin eninə sərhədləridir. Dənənin ölçülərinin böyüdülməsilə sürüşmə də artır, nəticədə çatların yaranma ehtimalı da artır. Metalda verilən əlavə elementlər, bir qayda olaraq, dənələrin sərhədlərinə doğru vakansiyalar və dislokasiyaların hərəkətinə müqavimətini artırır və belə cinsli çatların yaranma ehtimalını aşağı salırlar.

Qaynaq konstruksiyalarının hazırlanma prosesində isti çatların yaranma halları, tətbiq olunan qaynaq materiallarının onların yaranmasına müqavimətinin qiymətləndirilməsinin çoxlu üsullarının meydana çıxmasına səbəb olmuşdur. Onları aşağıdakı əsas qruplara bölmək olar:

1. Tətbiq olunan qaynaq materiallarının müqayisəli sayca qiymətləndirilməsinə imkan verən üsullar. Bir qayda olaraq, bu üsullar, qaynaq birləşmələrinin verilən proqram üzrə formalaşma prosesində məcburi deformasiya olunmanı nəzərə alırlar.

2. Müxtəlif sərtlikli texnoloji nümunələr. Bu halda, k.t.i. – də tikişin deformasiya kəmiyyətinə sınaq qaynaqlanan konstruksiyanın tipi ilə, onun ölçülərilə, tikişlərin yerinə yetrilməsi ardıcılığı ilə və s. verilir.

3. Qaynaq termiki tsiklini imitasiya edən verilən proqram üzrə nümunələrin qızdırılması və ya soyudulmasında aparılan mexaniki sınaqların nəticələri üzrə texnoloji möhkəmliyin qiymətləndirilməsinin dolayısı üsulları.

Texnoloji möhkəmliyinin sayca qiymətləndirilməsi üsulundan ən çox yayılması yuxarıda baxılan nəzəriyyəyə əsaslanmış N.E.Bauman adına MATM usuludur. Onun prinsipial mahiyyəti, plastikliyin tam tükənməsində verilən deformasiya tempi ilə k.t.i. – də yerləşən sınaq olunan qaynaq tikişinin deformasiya olunmasından ibarətdir. İsti çatların yaranmasına müqavimətin göstəricisi kimi çatın əmələ gəlmədiyi maksimal deformasiya sürəti xidmət edir.

Ehtimal edək ki, müəyyən olunmuş rejimdə tədqiq olunan materialların qaynağında şəkl.12.47 – də təsvir olunmuş termiki tsikl təmin olunur.  $T_{ü.s}$  və  $T_{a.s}$  –lə məhdudlaşmış k.t.i – də qaynaq tikişinin plastikliyi  $P$  əyrisi ilə göstərilmişdir. Nümunənin sərbəst oturması  $\Delta e_q$  və formadəyişməsilə  $\Delta e_f$  deformasiyası onun minimal plastikliyini üstələmir, yəni

$$P_{min} > \Delta e_q - \Delta e_f . \quad (12.64)$$

Bu halda qaynaq tikişi kimi təyin olunan müəyyən plastik xassələr ehtiyatına malik olacaqdır.

$$\Delta_e = P_{min} = (\Delta e_q - \Delta e_f) = P_{min} - \Delta_d \quad (12.65)$$

Görünür ki, bu plastiklik ehtiyatı qaynaqlamada isti çatların yaranmasında qaynaq birləşmələrinin etibarlılıq dərəcəsini müəyyən edir.

$$\left. \begin{aligned} \Delta e_q &= \alpha_q \Delta T; \\ \Delta e_f &= \alpha_f \Delta T; \\ \Delta_d &= \alpha_r \Delta T; \\ P_{min} &= \alpha_{11} \Delta T. \end{aligned} \right\} \quad (12.66)$$

işarə edək.

(12.65) ifadəsini dəyişməklə alarıq

$$\alpha_e = \alpha_p - (\alpha_q - \alpha_f) = \alpha_p - \alpha_d. \quad (12.67)$$

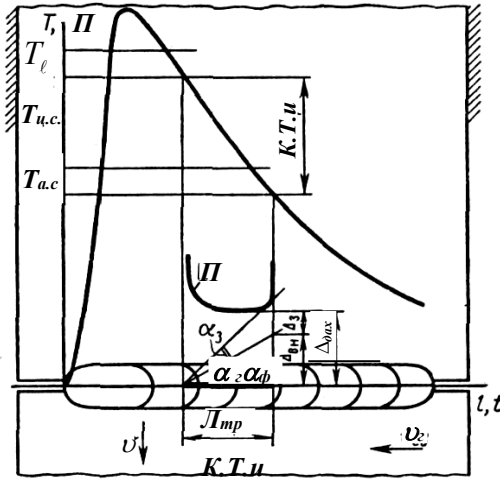
Bu ifadələrdə  $\alpha_q = \partial e_q / \partial T$ ;  $\alpha_f = \partial e_f / \partial T$ ,  $\alpha_q$  və  $\alpha_f$  - oturtma və formadəyişmə ilə şərtlənmiş deformasiya tempidir;  $\alpha_p$  - k.t.i. – də sistemlərin plastikliyini xarakterizə edən son hədd deformasiya tempidir.  $\alpha_p$  - nin qiyməti tikişin kristallaşma sxemindən, onun kimyəvi tərkibindən, onun və kimyəvi qeyri – bircinslilik dərəcəsiindən, tikişin formasından, əhəmiyyətli dərəcədə qaynaqlama üsulunun dərəcəsi və rejimi ilə müəyyən olunan baş gərginliklərin sxemindən asılıdır.  $\alpha_q$  - in qiyməti, əsasən, metalın fiziki parametrlərilə müəyyən olunur;  $\alpha_f$  həm metalın fiziki xassələrindən, eləcə də konstruksiyanın sərtliyindən, qaynaq recimindən asılıdır.

K.t.i. – də qaynaq tikişinin plastiklik ehtiyatını müəyyən etmək üçün bu temperatur intervalında yerləşən qaynaq birləşməsinə plastiklik ehtiyatının tam tükənməsinə və çatların yaranmasınadək, yəni  $\alpha_e$ , bir qədər əlavə deformasiya tempi vermək lazımdır.

MATM – nin üsuluna əsasən, bu əlavə deformasiya tempi xüsusi maşınla  $\partial e / \partial t$  deformasiya sürəti şəklində verilir.

Sınaq aşağıdakı tərzdə aparılır: sınaq olunan materiallardan nümunələri qaynaqlamaq üçün maşınının sıxaclarında elə yığırlar ki, onlardan biri tərpnəmz bərkidilsin, ikinci isə əvvəlcədən verilmiş V sürətlə daxil edici hərəkətdə olsun . Bütün nümunələr seriyasının sınaq prosesində sabit saxlanacaq veri-

lən rejimdə nümunələrin qaynağı prosesində müəyyən olunmuş temperatur sahəsini əldə etdikdən sonra dartılma mexanizmi avtomatik sönür. Ehtimal edək ki, tikişin mərkəzində dartılma başlayan anda şək. 12.47 –də təsvir olunmuş temperaturların paylanması mövcud olmuşdur.



**Şəkil 12.47. MATM metodikası üzrə sınaq prinsiplərini əks etdirən sxem.**

Üfiqi oxa (vaxt oxuna) k.t.i. – nin üst və alt sərhədlərin nöqtələrini proyeksiyalayaraq tədqiq olunan qaynaq tikişin kövrək halda (k.t.i.) hissəsinin qalma müddətini alırıq.

Ehtimal edək ki, tikişin bu hissəsinin plastikliyi P əyrisilə xarakterizə olunur.  $\alpha_q - \alpha_f$  -sərbəst oturma və forma dəyişmə deformasiyaları prosesləri nəticəsində yaranan deformasiya tempi son həddə olduğundan kiçikdir və nəticədə, tapılması la-

zım olan plastiki xassələrin müəyyən ehtiyatı mövcuddur. Maşın deformasiyasına əlavə  $\upsilon$  tempi verməklə, plastikliyin ehtiyatının tükənməsinə səbəb olan son həddi tapırlar ki, bu da texnoloji möhkəmlık ehtiyatının meyarı olacaqdır.

$\upsilon_b$  tapmaq üçün bir neçə sınaq birləşmələrini hər dəfə müxtəlif sürətlə sınaqaraq qaynaqlamaq lazımdır. Belə ki, sınaq şərtlərinə əsasən qaynaq recimi bütün seriyanın müqayisəli sınağında sabit olmalıdır, onda  $\alpha_q$  və  $\alpha_f - \partial e_q / \partial T$  və  $\partial e_f / \partial T$ -nin qiymətləri sabit qalırlar. Bu halda  $\partial e_m / \partial t$  vaxtı üzrə verilən əlavə deformasiya tempi k.t.i. – də qaynaq birləşməsinin deformasion qabiliyyətinin ehtiyatını qiymətləndirmək üçün obyektiv olacaqdır.

Bu metodika üzrə sınaqların aparılması üçün İMET – də TSNİİçermet- lə birgə və digər təşkilatlarda, N.E.Bauman adına MATM –də texnoloji möhkəmlık laboratoriyasında işlənmiş LTP tipli xüsusi maşınlardan istifadə edirlər. Sınaqları qaynağın müxtəlif üsullarından və qaynaq materiallarından – dənə ilə verilən elektrodlardan, qaynaq məhfillərindən və flüslərdən, mühafizə edici qazlardan və s. istifadə etməklə aparırlar.

Maşınlar, həm müxtəlif tipli qaynaq birləşmələrinin uc – uca, tavr, üst – üstə, eləcə də müxtəlif istiqamətlərdə – qaynaqlanmanın istiqaməti boyu və eninə qaynaq birləşmələrinin sınağına imkan verən fərqi sıxaclarla təchiz olunmuşlar.

Bu sınaq metodunun çatışmayan cəhəti – çox cüzi seriyalarla buraxılan kifayət qədər mürəkkəb və bahalı maşınların tətbiqi zərurəti, həmçinin, lazım olduqda sınağın mürəkkəbliyinin əhəmiyyətli dərəcədə artırılması zərurətidir, məsələn, isti çatların yaranmasına müqavimətə qaynaq rejiminin və ya qaynaq

üsulunun təsirini müəyyən etmək. Bu vəziyyət onunla izah olunur ki, əlavə deformasiya tempi  $\partial e_m / \partial t$  vaxta görə maşınla xətti verilir, və nəticədə, k.t.i.– də toplanmış deformasiyanın qiyməti, bu halda, bu temperatur intervalında qaynaq tikişinin qalması vaxtından asılı olacaqdır. Ona görə də MATM – nin metodikası üzrə sınaqda texnoloji möhkəmliyə recimin təsirini aydınlaşdırmaq üçün sınıyılan recimlərdən hər biri üçün qaynağın termiki tsklini müəyyən etmək vacibdir və maşın deformasiyasının vaxt asılılığından  $\partial e_m / \partial t$  temperatur  $\partial e_t / \partial t$  asılılığına uyğun yenidən hesablama aparmaq lazımdır.

Qaynaq materiallarının çatların yaranmasına müqaviməti müxtəlif sərtlilikli qaynaq birləşmələrini imitasiya edən, seçilmiş xüsusi texnoloji nümunələri və ya konstruksiyaları qaynaqlayaraq qiymətləndirirlər. Bu halda fərz olunur ki, nümunə, real qaynaq konstruksiyasının qaynaqlanmasında olduğundan daha çox və ya eyni sərtlilikli qaynaq birləşməsində kristallizasiya və deformasiya şərtlərini təmin etməlidir.

Texnoloji nümunələri, metalların texnoloji möhkəmliyinin miqdarca və keyfiyyətcə qiymətini almağa imkan verən nümunələrə bölmək olar. Birinci tipə deformasiya tempi konstruktiv parametrlərin dəyişdirilməsilə tənzimlənən nümunələr aiddirlər. Qaydaya görə, belə tipli nümunələri çox hallarda laborator tədqiqatlarda istifadə edirlər.

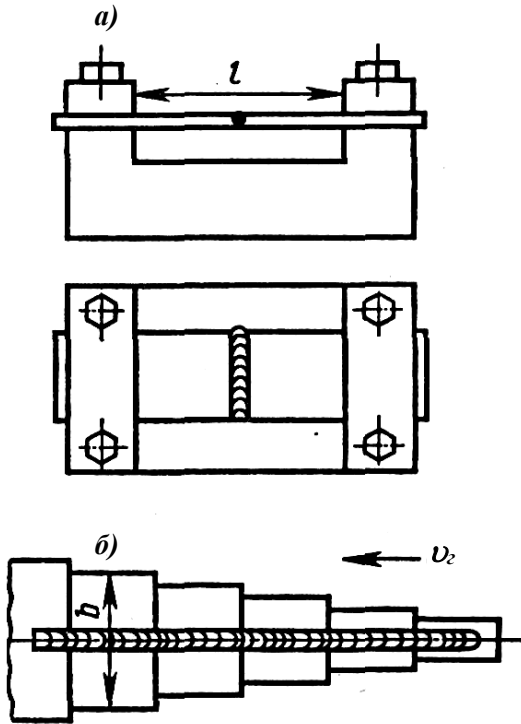
Ən çox tətbiq olunanlara sıra-sıra sərt tərtibatda bərkidilmiş lövhələrin uc–uca qaynağından ibarət Bolenrat nümunəsini aid etmək olar (şək. 12.48, a).

Kristatallaşma prosesində tikişlə qəbul olunan deformasiyaların qiyməti  $\Delta = \Delta e_q - \Delta e_f$  fərqi ilə müəyyən olunur. Sıxac- lar arasında  $\ell$  məsafəsi nə qədər böyük olarsa, bir o qədər nü- munə az sərt olacaq və çatın yaranma ehtimalı kiçikdir.

Nazik vərəq material üçün MATM –in nümunəsi bəndlər- lə yığılmış müxtəlif enli lövhələrdən təşkil olunmuş nümunə- dir (şək. 12.48,b). Formadəyişmə deformasiyaları, başlıcası, en üzrə qeyri–bərabər qızdırma nəticəsində nümunələrin əyilmə- sindən yaranırlar. Lövhələrin kiçik enində qızdırma daha

bərabərdir və deformasiyanın əyilmə təşkil edicisi nisbə- tən böyük deyildir. Lövhənin  $b$  enini artırıdığca, qızmanın qeyri – bərabərlik dərəcəsi nəticəsində isə lövhələrin əyilməsi də ar- tır, ümumi sərtliyi artırıdığda isə onlar yenidən azalırlar.  $b$  –nin qiymətlər diapazonu çatların yaranmasına müqavimətin göstə- ricisidir ki, bu halda da çatlar yaranırlar. O, nə qədər kiçik olarsa, bir o qədər onların yaranmasına müqavimət yüksəkdir.





**Şəkil 12.48. Nazik vərəq materialı üçün (b) MATM və Bolenrat (a) nümunəsi**

Təcrübədə bir neçə sərt nümunə tətbiqini tapmışdır, onlarda qiymətləndirmə meyarı kimi nümunədən nümunəyə dəyişən qaynaq recimi qəbil olunmuşdur. Bu nümunələrdə məlum şəraitdən asılı olaraq, qaynaq sürətinin yüksədilməsi ilə tikişin isti çatların yaranmasına müqavimətinin aşağı düşməsi baş verir., belə ki, k.t.i. – də kristallaşmanın çox əlverişsiz sxeminə görə plastiklik azalır.

Təmiz keyfiyyətli qiymət almağa imkan verən nümunələrdə sınaqlar, sınaq natur və ya maket nümunələrinin qaynağından və qaynaqlamadan sonra çətin olub olmaması faktının olmasının müəyyən olunmasından ibarətdir. Belə tipli nümunələr, onların qaynaqlanmasında yaranan deformasiya tempi böyükdürsə, bir o qədər mükəmməl nəticələr, bunlar real konstruksiyada mövcud olana uyğun gəlir.

Bütün sərt nümunələrin daha çox çatışmayan cəhəti odur ki, onlar plastiki xassələr ehtiyatı haqqında və ya onun nə qədər tükəndiyi haqqında təsəvvürlər vermirlər. Lakin belə sınaqların aparılması xüsusi maşınlar tələb etmir, bundan başqa, nisbətən sadə və böyük dərəcədə mükəmməlliklə qaynaq recimi və üsulunun təsirini aydınlaşdırmaq imkanı verir, xüsusilə, əgər kifayət qədər konstruksiyanın real düyününü imitasiya edən nümunəni seçmək mümkündürsə sınaq aparmaq olur.

Artıq göstəridiyi kimi k.t.i. – də deformasiya tempi təkcə metalın kimyəvi tərkibindən və qaynaq rejimindən asılı deyildir. Əhəmiyyətli dərəcədə, o, məmulatın özünün konstruktiv xüsusiyyətlərilə, qaynaq birləşməsində yaranan istilik sahəsi və ya gərginliklərin təsiri altında deformasiya olunma qabiliyyətilə müəyyən olunur. Düyünün özünün konstruktiv amillərinin qaynaq birləşməsinin texnoloji möhkəmliyinə təsirini qiymətləndirmək üçün bəzən etalon sıra metodu adlanan usuldan istifadə edirlər. Bunun üçün konstruksiyanı texnoloji möhkəmlik ehtiyatı əvvəlcədən müəyyən olunan elektrodların və ya qaynaq məftilinin və flüslərinin tətbiqi ilə qaynaqlayırlar. Belə materialların müxtəlif v göstəricilərinin azalma və ya artma dərəcəsi

üzrə yığılmasını etalon sıra adlandırırlar. Çatların yaranmasını istisna edən etalon sıra seriyasından qaynaq materiallarını seçərək verilən tip konstruksiyaların qüsursuz qaynağı üçün lazım olan texnoloji möhkəmlik ehtiyatı üzrə tələbləri müəyyən etmək olar.

Yüksək texnoloji möhkəmliyə malik yeni qaynaq materiallarının işlənməsində çox hallarda təkcə qaynaqlamada isti çatların yaranmasına onların müqavimətinin inteqral qiymətini deyil, həm də onların yaranma ehtimalını müəyyən edən, xarakteristikalardan hər birini ayrı – ayrı bilmək vacibdir. Bu xarakteristikalardan başlıcası kövrəkliyin temperatur intervalının qiyməti, bu intervalda minimal plastiklik və  $\alpha_q = \partial e / \partial T$  deformatsiyanın artma tempidir.

K.t.i – nin  $\delta_{\min}$  birbaşa qaynaq tikişində müəyyən olunma usullarından biri 12.6. bəndində baxılmışdır.

Tikişyani zona üçün bu göstəriciləri termiki təsir zonasında qızmanı imitasiya edən əvvəlcədən tapşırılmış tsikl üzrə keçən cərəyanla yastı və ya silindrik nümunələrin qızdırılmasını nəzərə alan xüsusi maşınlarda müəyyən edirlər.

İsti çatların yaramasına qaynaq birləşmələrinin müqavimətini yüksəltmək üçün istehsal prosesində onların k.t.i. – də xassələrinin elə ahənginə, texnoloji üsullarının, düyünlərin elə konstruktiv formalaşmasına çalışmaq lazımdır ki, onlar forma dəyişmə deformatsiyanının minimal qiymətində  $\alpha_p - \alpha_q$  göstəricisinin maksimal səviyyəsini təmin etsinlər. Bunun üçün kövrəklik intervalının azalmasına, k.t.i. – də tikiş metalının plastik-

liyinin artırılmasına və deformasiya tempinin aşağı düşürülməsinə çalışmaq vacibdir.

Texnoloji möhkəmliyin bütün məlum yüksəldilmə üsulları son yekunda aşağıdakı əsas üsullara bölünürlər:

- 1)kimyəvi tərkibin dəyişdirilməsinə;
- 2)optimal qaynaq reciminin seçilməsinə;
- 3)konstruksiyanın və qaynaq tikişlərinin qoyulma qaydasına.

Tikiş metalının və əsas metalın kimyəvi tərkibi – k.t.i.-nin,  $\delta_{\min}$  qiymətləri və məlum ölçüdə oturtma deformasiyasının inkişaf intensivliyini müəyyən edən başlıca amillərdən biridir. Əritməklə qaynaqlama tikiş metalının və bəzi hissədə isə əriyən birləşmə zonasının tərkibinin tənzimlənməsinin böyük imkanlarından ibarətdir.

Aşqar materialından istifadə etməklə qaynaqlamada – əl ilə, flüs altında qaynaqlamada, arqonda və s. – tikiş metalının kimyəvi tərkibi və onun kristallaşma xüsusiyyətləri həm bərkimə şəraitindən, kimyəvi tərkibdən, eləcə də üzərində tikişin kristallaşdığı altlıq kimi xidmət edən əsas metalın strukturundan asılı əsas və aşqar metalının iştirak payı və kristallaşma sxemi ilə müəyyən olunur.

Sözsüz, texnoloji möhkəmliyin yüksəldilməsinin effektiv vasitəsi – qaynaq tikişlərində zərərli qatışıqların aşağı salınması (polad, kükürd, fosfor üçün, imkan daxilində karbon üçün), həmçinin, kükürd və fosforun çətinəriyən birləşmələrə əlaqələndirməyə səbəb olan əlavə legirləmədir.

Kristallaşmada yaranan strukturun xarakteri böyük təsir göstərir. Məsələn, dendrid bərabəroxlu struktur əlverişli hesab

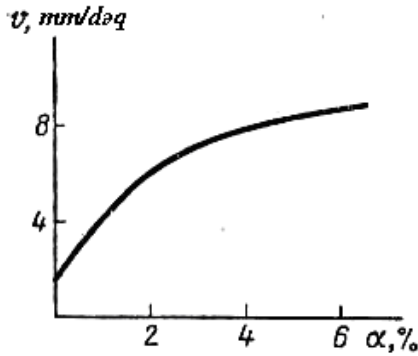
olunur. Onun alınması üçün qaynaq tikişlərinin nadir torpaq, çətinəriyən və ya səthi – aktiv elementlərlə modifisirlənməyə əl atırlar. Həmçinin bəzi hallarda kristallaşan tikiş metalına xarici təsirin müxtəlif üsullarını elektromaqnit və ultrasəsle qarışdırma, kristallaşma prosesində vannanın mexaniki titrəyişi və s. tətbiq edirlər. Yastı kristallaşma sxemindən həcmiyə keçidə səbəb olan şəraitləri yaratmaq üçün bəzən qaynaq vannasına əlavə və məftil şəklində və ya qaynaqlanan metalda olan eyni tərkibli metallik iri dənələr daxil edilməsinə əl atırlar. Soyuducu aşqarın daxil edilməsi vannada termiki ifrat soyudulmuş zona yaradır və kristallaşma və kristallaşmanın həcmi sxeminin alınmasına səbəb olur.

Adətən, yüksək möhkəmlikli, yüksək legirlənmiş poladlar və ərintilər, adi konstruksiya poladlarından daha çox isti çatların yaranmasına uğrayırlar. Bunu tikişdə kristallit strukturunun daha da istiqamətlənmiş olması, artırılmış oturma, dənələrin sərhədləri üzrə evtektik təşkiledicilərinin yaranmasına səbəb olan çox komponentli legirləmə ilə izah etmək olar. Belə ərintilərin texnoloji möhkəmliyinin yüksədilməsi üçün zərərli aşqarların miqdarının çox sərt məhdudlaşdırılmasından başqa (kükürd və fosfor), tez –tez molibdenlə, manqanla volframla əlavə legirləməyə, həmçinin tikişdə strukturun xırdalanmasına səbəb olan müəyyən miqdarda modifikatorların daxil edilməsinə əl atırlar.

Ayrı – ayrı hallarda texnoloji möhkəmliyi tikiş metalının faza tərkibini dəyişməklə yüksəltmək olar. Müəyyən olunur ki, tikişdə iki fazalı strukturun yaranması (austenit və ilkin ferrit

və ya karbidlər, austenit və evtektik fazalar) transkristallit ilkin strukturun aradan qaldırılmasına səbəb olur, onu xırdalayır. Şək. 12.49-da 0X18H10T poladında qaynaq tikişlərində ferrit fazasının sayından asılı olaraq texnoloji möhkəmlik  $v$ , mm/dəq göstəricilərinin dəyişməsi verilmişdir.

Aşağıdakı səbəblər ucbatından qaynaq rejiminin isti çatların yaranmasına müqavimətə təsiri çox vacibdir: o, tikişin formasını, kristallaşmanın xarakter və sxemini müəyyən edən başlıca amildir, bundan başqa, yüksək temperaturda sahəsinə, tikiş metalı və tikişyanı zona metalının qalma müddətini əhəmiyyətli ölçüdə müəyyən edir, bu halda təkcə strukturun formalaşması baş vermir, həm də fiziki və kimyəvi qeyri – bir-cinsliliyin üzə çıxmasına səbəb olan proseslər gedirlər.



**Şəkil 12.49. İsti çatların yaranmasına müqavimətin yüksəldilməsinə austenit tikişlərində  $\alpha$ -faza payının təsiri**

Yumşaq recimlər taraz kristallaşmanın getməsinə təsir göstərir, kristallaşma cəbhələrinin bir – birinə əks yerləşmiş birləşmə zonası zəif ifadə olunmuşdur, deformasiyalar konsentrasiyası azalır. Eyni zamanda, daha taraz kristallaşma şəraitləri tikişyanı zona və tikişdə diffuziya proseslərinin getməsinə təmin edirlər, dənələr arası və zonal likvasiyanın inkişafına yaxşı təsir göstərilir. Bütövlükdə yaranan deformasiyalar daha bərabər kristallaşan tikişlə qəbul olunurlar.

Real şəraitlərdə çatların yaranma ehtimalını aşağı salmaq üçün çox hallarda kiçik sürətləri və böyük cərəyanı ilə fərqlənən rejimlər tətbiq edirlər, bəzən, hətta, əvvəlcədən qızdırmanı tövsiyə edirlər, lakin nəticələr bu halda heç də həmişə müsbət olmur, belə ki, konstruksiyanın nəzərə çarpmayacaq qədər şərtiliyində böyük istilik ayrılması əlavə forma- dəyişmə deformasiyasına səbəb ola bilər. Recimin bütün parametrlərindən, xüsusilə nəzərə çarpacaq təsiri qaynaqlama sürəti göstərir. Onun artırılması ilə qaynaq vannasının uzunluğu böyüyür, kristallaşma cəbhəsi yastı xarakter alır, tikişin oxu üzərində kristallitlərin birləşmə zonası yaranır. Belə tikiş k.t.i. – də az plastiklik və bunun nəticəsi olaraq, ox zonasında uzununa çatların yaranmasına meyillidir.

Texnoloji möhkəmliliyin yüksədməsi imkanlarından yuxarıda baxılmış ikisindən başqa – tikiş metalının tərkibinin və qaynaq rejiminin dəyişdirilməsi – qaynaq düyünlərinin düzgün quraşdırılması və tikişlərin qoyulmasının savadlı təyin olunmuş qaydası az vacib deyildir. Bütün bu amillər k.t.i. – də deformasiyanın qiymətini müəyyən edirlər, bunun nəticəsində çatların

yananmasına müqavimətə təsir edirlər. Təcrübi olaraq, düyünlərin özünün dəyişiksiz forma dəyişmə deformasiyasına konstruksiyanın təsirini tamamilə istisna etmək mümkün deyildir, lakin bu deformasiyaların azaldılmasının praktikada geniş tətbiq olunan usulları, məsələn, çatların yaranma ehtimalını azaldan yığma üsulları yaxşı məlumdur. Onlara tikişlərin başlanğıc və sonunda qaynaqlanmış texnoloji tikişlər, məmulatın qaynaqlanma zamanı onun əyilməsini azaltmaq məqsədilə sərt bərkidilməsi, kənara doğru istiqamətdə tikişlərin uc hissələrinin qaynaqlanması, və texnoloji tikişlərin kraterin çıxarılması, müşayiət edən və ya əvvəlcədən qızdırma, çox gedişli qaynaqlanma və digər üsullar aiddirlər .

Xüsusilə qeyd etmək lazımdır ki, bütün bu göstərilən amillər sıx qarşılıqlı əlaqədədirlər və necə ki, strukturun formalaşmasına, onun makro və mikroqeyri-bircinsliyinə, eləcə də qaynaqlamada termodeformasiya proseslərinin inkişafına kompleks təsir göstərirlər.



## V. FƏSİL

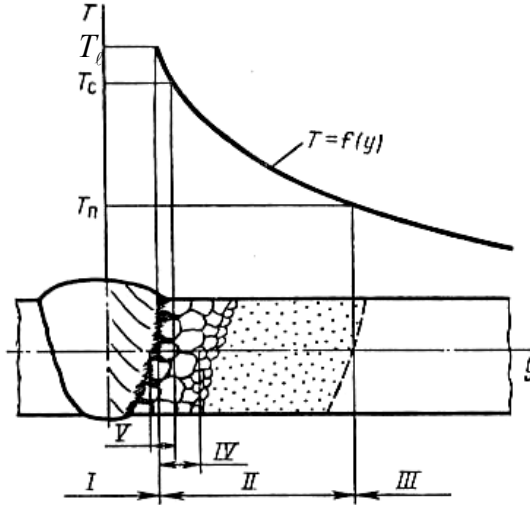
### QAYNAQDA METALLARDA FAZA VƏ STRUKTUR ÇEVİRİLMƏLƏRİ

Əritməklə qaynaqla yerinə yetirilmiş qaynaq birləşmələrini kimyəvi tərkibi, makro - və mikrostrukturu və digər əlamətləri ilə fərqlənən bir neçə zonaya bölmək olar: qaynaq tikişi, əriyərək birləşmə zonası, termiki təsir zonası və əsas metal (şək.13.11). Qaynaq tikişi metalın tokülmüş makrostrukturu ilə xarakterizə olunur. Ona tikişin kristallaşma şəraitlərindən asılı tipli kristallaşmanın ilkin mikrostrukturu məxsusdur.

Termiki təsir zonası (ttz) – qaynaq tikişinə bitişik əsas metal hissəsidir. Qızmanın qaynaq mənbəyinin istilik təsiri nəticəsində bu hədlərdə faza və struktur çevrilişləri gedir. Bu, çox hallarda ona gətirib çıxarır ki, ttz əsas metaldan fərqlənən ikinci mikrostruktura və dənənin iriliyinə malikdir. Ttz – da tikişyanı zonanı (tyz) ayırırlar. O, birbaşa qaynaq tikişinə bitişik yerləşir və bir neçə iri dənələr sırasından, eyni zamanda, əridilmiş dənələrdən təşkil olunubdur. Əriyərək birləşmə səthi tökmə strukturuna malik tikiş metalını, yayıq makrostrukturuna və ya tökülmüş və ya döyülmüş pəstahın rekrystallizasiya olunmuş makrostrukturuna malik əsas metaldakı ttz – dan ayırır. Qaynaq birləşməsindən kəsilmiş və aşılana uğradılmış şliflərin səthində o, böyük olmayan böyütmələrdə əriyərək birləşmə ( $\partial x$ ) xətti və ya sərhəddi kimi müşahidə olunur. Əriyərək birləşmə (tyz) – bu üst-əridilmiş və əsas metalın əriyərək birləşməsi baş

verən qaynaq birləşməsi zonasıdır. Ona əriyərək birləşmə xətti yaxınlığında birbaşa yerləşmiş qaynaq tikişinin ensiz hissəsinə, həmçinin, əridilmiş tikişyanı zona daxildir. Birinci hissə qaynaq vannasının mərkəzi hissəsində əridilmiş əsas metal kifayət qədər effektiv köçürülməsi nəticəsində yaranır. Müxtəlif cinsli üstəridilmiş və metalın tətbiq olunması halında bu sahə keçid qatı şəklində aydın müşahidə olunur. Sonuncu tikiş metalından və ttz metalından əhəmiyyətli dərəcədə fərqlənən kimyəvi tərkibə, ikinci mikrostruktura və mexaniki xassələrə malikdir. Tikişyanı zonanın əridilmiş hissəsində üstəridilmiş və əsas metalların qarışdırılması nəticəsində qatışıq tərkibə malik dənələr arasında maye layın yaranması mümkündür. Əriyərək birləşmə zonasının eni üzrə elementlərin paylanması mürəkkəb xarakterə malikdir, o, üstəridilmiş və əsas metalın qarışdırılması proseslərilə, bərk və maye fazalar arasında və soyutma mərhələsində bərk fazada elementlərin diffuzion yenidən paylanması ilə müəyyən olunur.

Qaynaqlamada dəyişikliklərə uğramayan əsas metal, metalın ilkin emal üsulu ilə (yayma, tökmə, döymə, soyuq halda deformasiya olunma) və sonrakı termiki emalla (tabalma, normallaşdırma, tabəksiltmə ilə tablanma, köhnəlmə ilə tablanma və s.) müəyyən olunan makro - və mikrostrukturundan asılı olaraq TTZ – də çevrilişlərə təsir göstərə bilər.



**Şəkil 13.1. Qaynaq termiki tsiklinin təsir dərəcəsinə əks etdirən qaynaq birləşmələrinin xarakterik zonaları:**

$T_l$  və  $T_s$  = likvidus və solidus temperaturları;

$T_c$  – faza və struktur çevrilişlərinin başlanğıc temperaturu;

I- tikiş; II- TTZ; III- əsas metal; IV- TYZ; V- ƏZ.

Qaynaqlamada TTZ – da qızdırma və soyutma prosesində həmçinin, tikişdə soyumada bütöv bir sıra faza və struktur çevrilişləri inkişaf edirlər. Faza çevrilişləri dedikdə (I cinsli keçidlərlə) ilkin atom kristallik quruluşla, çox hallarda tərkiblə, xassələrlə və onlarla sərhəddə ayırma səthləri ilə (fazalararası sərhədlərlə) fərqlənən yeni fazaların yaranması ilə gedən çevrilişlər başa düşülür. Yeni fazanın yaranmasında onun həcmində sərbəst enerji, sıçrayışla entropiya, istilik saxlama dəyişir və çevriliş anında istilik tutumu sonsuzluğa can atır. Bununla əla-

qədar olaraq, faza çevrilişi istiliyin ayrılması və ya udulması ilə müşayiət olunur. Struktur çevrilişlərində (II cinsli keçidlərdə) kristallik qəfəsin qüsurlarının yenidən paylanması, legirlərləyi-ci elementlərin və qatışıqların paylanması və mövcud fazaların substrukturunun dəyişməsi baş verir. Struktur çevrilişləri sərbəst enerjinin, entropiya və istilik saxlamasının səlis, istilik tutumunun sıçrayışlı dəyişməsilə müşayiət olunurlar və istiliyin ayrılması ilə müşayiət olunmur.

Termiki emalla müqayisədə, qaynaqlamada faza və struktur çevrilişlərinin xüsusiyyəti ondan ibarətdir ki, onlar qaynaq termodeformasiya tsiklinin (QTDT) qeyri – taraz şərtlərində, yəni tez qızdırma və soyutma və qaynaq deformasiyaları və gərginliklərinin eyni zamanda inkişaf şəraitində gedirlər. Çevrilişlərin xarakteri ərintinin tərkibindən, qızmanın maksimal temperaturlarından asılıdır, onların bitkinliyi isə qaynaq tsiklinin sürət və deformasiya parametirlərindən asılıdır.

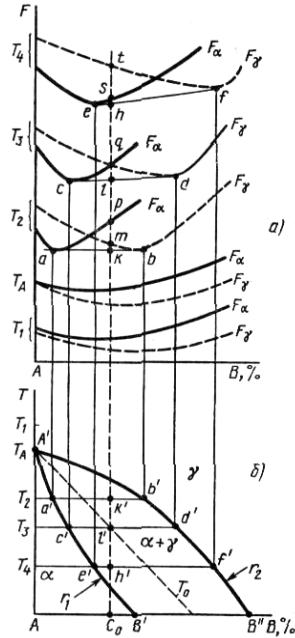
Metallarda və ərintilərdə bərk halda faza çevrilişləri komponentlərin qarşılıqlı həll olmasının dəyişməsilə əlaqədar bərk məhlullardan fazaların həll olması və ya ayrılması ilə polimorf çevrilişlərlə yaranırlar. Çevrilişlərin hərəkətverici qüvvəsi kimi ilkin və yaranan fazaların sərbəst enerjiləri fərgi (əgər çevrilmədə yüksək daxili təzyiqlər yaranırlarsa, bu haldakı termodinamiki potensiallar) xidmət edir. Bu halda öz mexanizmi ilə fərqlənən iki tipli çevrilişlər baş verə bilərlər: diffuzion və difuziyasız (martensit).

**Polimorf çevrilişin termodinamikası.** Termodinamik analiz temperatur və tərkibindən asılı olaraq sərbəst enerjinin dəyişikliklərinin getməsinə əsaslanmışdır (şək 13.2). Soyutmada  $C_0$  ərintisində polimorf çevriliş  $T_2 - T_1$  temperatur intervalında baş verir. A(B) bərk məhlullar sistemində  $\alpha$  və  $\gamma$  (uyğun olaraq  $F_\alpha$  və  $F_\gamma$ ) fazaların sərbəst enerjisi tərkibdən asılıdır və minimumlu əyri təsvir olunur. Temperatur aşağı salındıqda  $F_\alpha$  və  $F_\gamma$  yüksəlirlər, onların minimumları isə B konsentrasiyaları oxu üzrə sıxışdırılırlar.  $T_A$  temperaturlarında

və aşağıda  $F_\alpha$  və  $F_\gamma$  bir – biri ilə kəsişirlər.  $F_\alpha$  və  $F_\gamma$  əyrilərinə – ümumi toxunanları fazalar konsentrasiyasını müəyyən edirlər, bu zaman onlar tarazlıqda olacaqlar ( $\alpha$  – faza üçün  $A^1 B^1$  xətti;  $\gamma$  -faza üçün  $A^1 B^{11}$  xətti).

Toxunanlar üzərindəki nöqtələr  $C_0$  ( $k, l$  və  $n$ ) uyğun gəlir və  $F_{\alpha+\gamma}$  taraz fazalar qarışığının sərbəst enerjisini müəyyən edirlər.

Yüksək və ya bərabər temperaturda  $T_0 F_\alpha \geq F_\gamma$ -dir ( $p$  və  $q$  nöqtələri), ona görə də taraz fazalının qarışığının yaranması ilə polimorf çevrilmə, yalnız  $A' B''$  və  $A' B''$  əyrilərinə uyğun gələn



konsentrasiyalardək ilkin  $\gamma$  - fazada  $B$  – nin diffuzion yenidən paylanması nəticəsində baş verə bilər.  $C_0$  tərkibli ərintidə  $\alpha$  – faza yarana bilməz, belə ki, çevriliş  $F$ – in yüksəldilməsi ilə baş verməlidir. Belə çevriliş diffuzion tipli çevrilişlərə aiddir və tədrici soyutma şəraitində baş verir.

Tez soyudulmada  $\gamma$  faza  $T_0$  – dan aşağı temperaturadək soyudula bilər. Bu halda  $C_0$  eyni bir tərkibli ərintinin (uyğun  $s$  və  $t$  nöqtələri)  $\alpha$  - və  $\gamma$ - fazaları üçün  $F_\alpha < F_\gamma$ - dir. Nəticədə, müvazinətli tərkibin iki fazasının qatışıqına  $\gamma$  - fazanın diffuziyalı bölünməsi olmadan  $\alpha$  - fazanın yaranması mümkün olur,  $\alpha$  - faza həcm üzrə  $B$  – nin bərabər paylanması ilə  $C_0$  tərkibinə malikdir. Belə polimorf çevriliş diffuziyasızdır (martensit).

Qeyd etmək lazımdır ki, matensit müvazinətli fazalar qarışığından daha az dayanıqlıdır, belə ki, onun sərbəst enerjisi qarışığın enerjisindən yüksəkdir ( $s$  və  $n$  nöqtələri). Ona görə də o, müvazinətli fazalar qarışığına parçalanacaqdır.

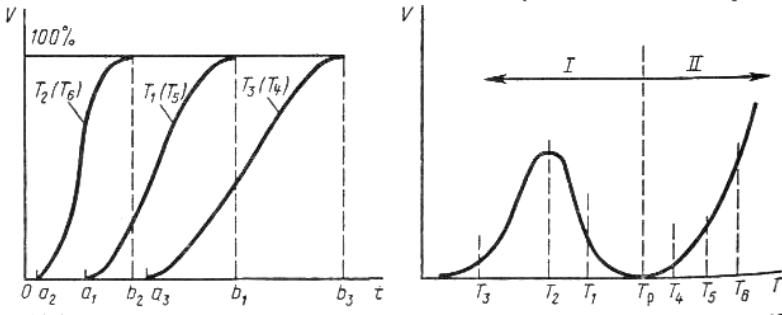
**Diffuzion çevrilişinin kinetikasi.** Diffuzion çevriliş «dənənin yaranması və yeni fazanın böyüməsi» mexanizmi üzrə baş verir. Çevrilmənin bu tipi mayenin kristallaşma proseslərinin ümumi qanunauyğunluqlarına tabe olur. İlkin və yaranan fazaların bərk halı ilə əlaqəli çevrilişlərin nisbətən aşağı temperaturu ilə bağlı bəzi xüsusiyyətlər mövcuddurlar. Böhran ölçülü dənələrin yaranması dənələrin şərti enerjisinin  $1/3$  –n ə bərabər (qalan  $2/3$  həcmi sərbəst enerjinin azaldılması ilə kompensasiya olunurlar) sistemin sərbəst enerjisinin artması ilə müşayiət olunur. Dənələrin yaranması atomların ayrı – ayrı qruplarında enerjinin fluktuasion yüksəldilməsi nəticəsində təmin olunur.

Ərintilərdə baş verən çevrilişlər zamanı ilkin tərkib üzrə fərqlənən fazalar yaranırlar, ona görə də dənənin yaradılması və həmçinin, konsertrasiyanın fluktuasiyasının olması vacibdir. Sonuncu yeni fazanın dənələrinin yaranmasına, xüsusilə, əgər onun tərkibi ilkin tərkibdən güclü fərqlənirsə, çətinləşdirir. Yeni fazanın dənəsinin yaranmasını çətinləşdirən digər amil fazaların elastiki deformasiyası ilə bağlıdır, o, ilkin və yaranan fazaların xüsusi həcmələrinin fərqi ilə şərtləndirilmişdir. Elastiki deformasiyanın enerjisi sərbəst enerjini artırır, və səthi enerjiyə oxşar enerji balansını müsbət zənginləşdirir. Dənələrin böhran ölçüsü və onların yaranması işi taraz  $T_i^*$  temperaturuna nəzərən soyutma (və ya qızdırma) dərəcəsini artırırdıqda və dənənin səthi enerjisini azaltdıqda azalırlar.

### **5.1.Qaynaq birləşmələrinin xarakterik zonaları**

Temperaturun aşağı salınması ilə atomların hərəkətliliyi azalır, bu da böhran ölçülü dənələrin yaranma prosesində atomların bir – birinə birləşməsini çətinləşdirir. Beləliklə, dənələrin yaranma sürətinin soyuma dərəcəsindən asılılığı maksimuma malik olacaqdır.  $T_t$  – dən yüksək qızdırılmada temperaturu yüksəlməklə atomların hərəkətliliyi artacaqdır, bu qızma dərəcəsini artırmaqla dənələrin sürətinin monoton artmasını şərtləndirir. Yeni fazanın böyüməsi ilkin faza hesabına nisbətən tədricən fazalararası sərhədlərin miqrasiyası yolu ilə atomların bu sərhədlərdən ardıcıl keçidi nəticəsində baş verir. Fazanın

böyüməsində enerji təşkiledicilərinin dənələrin yaranmasında onun dəyişmələrinə analoji olan dəyişməsi həmçinin, xətti böyümənin sürətinin maksimuma malik yenidən soyutma dərəcə-sindən asılılığını şərtləndirir. Bu halda xətti böyümənin sürəti-nin maksimumu dənələrin yaranma sürətinin maksimumu ilə müqayisədə kiçik ifrat soyutmalar tərəfə itələnmişdir. Verilən sabit temperaturda proses izotermiki gedir və yaranacaq yeni fazanın nisbi həcmi  $V$  müəyyən vaxtdan sonra artır. Faza çevri-lişinin ümumi sürətini yaranma sürətlərinin cəmi və yeni faza-nın böyüməsi müəyyən edir (şək. 13.3).

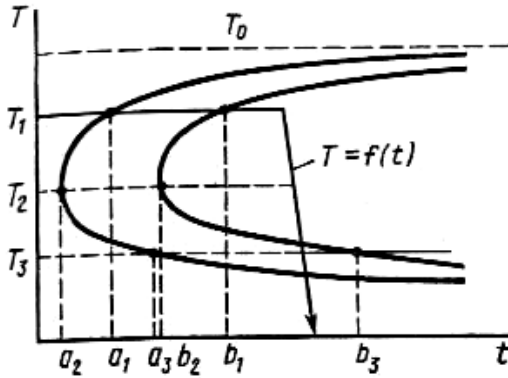


**Şəkil 13.3.** *Yenidən soyutma dərəcə-sindən asılılığın diffuzion tipli izotermiki faza çevrilişinin kinetikasi (soldan) və sürəti (sağdan).  $T_i$ - çevriliş temperaturu,  $Q_{ai}$ - inkubasiya dövrü;  $a_i b_i$ - çevriliş vaxtı; I- yenidən soyutma; II- haddən artıq qızma*

İfrat soyumanın müxtəlif dərəcələrində faza çevrilişlərinin kinetikasi,  $C$  – şəkilli çevrilmə diaqramı adlanan çevrilmənin izotermiki diaqramı ilə təsvir olunur. (şək.13.4). Fasiləsiz soyutma və ya qızdırma şəraitlərində faza çevrilişi əsas izotermiki çevrilişlərin qanunauyğunluqlarına tabe olur. Temperatu-



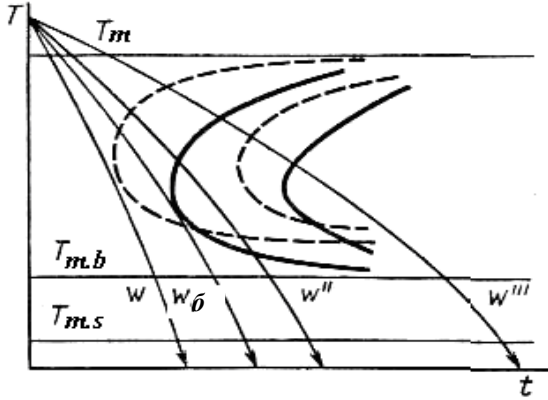
run fasiləsiz dəyişməsində çevrilişə şərti olaraq ardıcıl dəyişən temperaturlarda çox saylı izotermiki çevrilişlər seriyası kimi baxmaq olar. Temperatur nə qədər tez dəyişərsə, hər bir ifrat soyutma dərəcəsinə yeni fazanın yaranması bir qədər gecikir. Nəticədə, çevriliş, izotermiki çevrilişdən daha böyük ifrat və ya ifrat qızdırma dərəcəsinə fasiləsiz dəyişən temperaturlar diapazonunda gedir. Bu halda faza çevrilişinin kinetikası çevrilişin anizotermiki diaqramı ilə təsvir olunur (şək. 13.5). Soyutmanın yüksək temperaturlarında ( $\omega'$ ) ilkin faza yalnız diffuzion tipli qismən faza çevrilişinə uğraya bilər. Böhrandan üstün ( $\omega' > \omega_b$ ) çox yüksək sürətlərdə diffuzion tipli faza çevrilişi başlamağa imkan tapmır və ərinti diffuzion proseslərin fəvqəladə aşağı sürətindən inkişaf edə bilmədiyi temperatur sahəsinə soyuyur.



Şəkil 13.4. İzotermik faza çevrilişinin C – şəkili diaqramı (işarələr üçün şək .13.3 – ə bax).

**Matensit çevrilməsinin kinetikası.** Matensit çevrilməsi bir çox atomların birgə (kooperativ) yerdəyişməsi yolu ilə baş verir. Yer dəyişmə nəticədə ona gətirir ki, ilkin fazanın elementar yuvacıqlar sırası sanki bir cinsli deformasiya olunurlar və yeni fazanın elementar yuvacıqlar sırasına keçirlər. Martensit çevrilməsini diffuziyasız və tərpənmə çevrilməsi adlandırırlar.

Çevriliş, müəyyən qeyd olunan  $T_{m.b}$  və  $T_{m.s}$  temperaturlarına çatdıqda başlayır və qurtarır. Matensit çevrilişində diffuziyondan fərqli olaraq,  $T_{m.b}$  və  $T_{m.s}$  soyuma sürətindən asılı deyillər, ona görə də onlar faza çevrilişləri diaqramında üfüqi düz xəttlərlə ifadə olunurlar (şək. 13.5.). Bu halda çevriliş  $T_{m.b}$ -yə çatdıqdan sonra dərhal, inkubasiya dövrü olmadan başlayır.



**Şəkil 13.5. Anizotermiki faza çevrilişinin diaqramı:**

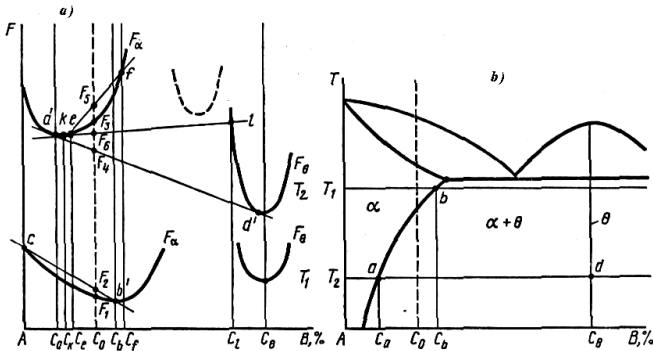
$\omega$ -fasilasız soyutma sürətləri;  $\omega_b$ -soyutmanın böhran sürəti;  $T_{m.b}$  və  $T_{m.s}$  –martensit çevrilişinin başlanğıc və son temperaturu; ştrixli xətlər izotermiki çevrilişlər əyriyəridir.

Matensit çevrilişindən sonra həmişə  $T_{m.s}$  – dən aşağı soyutmaya baxmayaraq ilkin fazanın müəyyən miqdarı qalır  $T_{m.b}$  -  $T_{m.s}$  intervalında sabit temperaturda ilkin fazanın müəyyən payının tez çevrilişi baş verir, bundan sonra çevrilmə dayanır. Temperaturun aşağı salınmasında əvvəllər yaranmış matensit fazası sahələri, adətən, böyümlər, onun yeni hissələri yaranırlar. Çevriliş birdən gözlənilmədən başlayır və çox böyük sürətlə baş verir, o, praktiki olaraq temperaturdan asılı deyildir və verilən temperaturda qalma vaxtından asılıdır. Çevrilmə dərəcəsi temperaturdan asılıdır.

Martensit – metastabil fazadır, burada kristallik qəfəsin qüsurlarının, xüsusilə dislokasiyaların yüksək sıxlığı səciyyəvidir. Təcrübi olaraq, dərhal yarandıqdan sonra matensit daha müvazinətli hal əldə etmə istiqamətində çevrilməyə uğramağa başlayır. Bu proses tabəksiltmə adlanır. Tabəksiltmə, faza və struktur çevrilişlərinin cəmindən ibarətdir, o, həll olunmuş komponentlərin yenidən paylanması, metastabil və stabil fazaların ayrılması ilə parçalanma və kristallik qəfəsin qüsurlarının yenidən qruplaşdırılmasından ibarətdir. Həll olunmuş komponentin atomlarının diffuzion hərəkətliliyindən asılı olaraq tabəksiltmə otaq temperaturunda gedə bilər və qızdırılmada xüsusilə sürətlənir. Tabəksiltmə, həmçinin, soyutma sürətində soyudulan halda soyutmanın sona çatma dövründə mümkündür. Bu proses öz – özünə tabəksiltmə adlanır.

**Bərk məhlulların parçalanmasında fazaların ayrılmasının termodinamikası.** Məhdud və temperaturla dəyişən həllolma qabiliyyətli bərk məhlullar üçün parçalanma xarakterik-

dir. Parçalanma bərk məhlulların müəyyən temperaturlarla, müəyyən diapazonda həddən artıq doymuş olduqda baş verir. Bu halda ayrı tipli və tərkibli və ya aralıq fazalı bərk məhlul fazalarının ayrılması mümkündür. Texniki ərintilər üçün ən çox təsadüf olunan hal tipi ilə bərk məhlulun ilkin kristal qəfəsinin fərqlənən aralıq fazaların ayrılması ilə (karbidlər, nitridlər, hidridlər, intermetallidlər) parçalanmadır. Bərk məhlul və aralıq fazanın sərbəst enerjisinin tərkib və temperaturdan asılılığı şəkl. 13.6-da göstərilmişdir.  $T_1$  temperaturunda  $C_0$  tərkibli ərintisinə doymuş  $\alpha$  bərk məhlul uyğun gəlir. Onun sərbəst enerjisi  $F_1$  minimum sərbəst enerjinin,  $T_1$  temperaturunda  $A$  təmiz komponentin mümkün qatışıqında və  $C_b$  konsentrasiyasının bərk məhlulun sərbəst  $F_2$  enerjisi daha kiçikdir.  $A$ - $C_b$  tərkibli ərintilərdə qatışıqın sərbəst enerjisi  $C$ - $b'$  düz kəsiyi ilə müəyyən olunur, ona görə də  $\alpha$  bərk məhlul  $T_1$  temperaturunda dayanıqlıdır.



**Şəkil. 13.6. Qatışıqın həllolma həddinin bərk məhlullar sisteminə aralıq fazaların ayrılmasında sərbəst enerjinin dəyişməsi (a) və ərintilərin hal diaqramı (b)--- $F_\theta$**

$T_2$  temperaturunadək soyutduqda  $C_0$  ərintisinin bərk məhlulu  $C_0-C_a$  qədər doymuş olur. Onun sərbəst enerjisi  $F_3$   $C_a$  tərkibli  $\alpha$  bərk məhlul qatışıqının və  $\theta$  aralıq fazasının  $F_4$  sərbəst enerjisindən yüksəkdir.  $C_a$ -dan  $C_0$ -dək bütün tərkiblərin ərintiləri üçün qatışıqın sərbəst enerjisi  $F\alpha$  və  $F_\theta(a'-d')$  qatışıqının təşkilçilərinin sərbəst enerjisinin ayrılması toxunanla müəyyən olunur. Bu səbəbdən  $\alpha$  bərk məhlulu qərarlaşmamış və  $\theta$  aralıq fazanın ayrılması ilə parçalanmaya meyilli olur.  $\alpha$  parçalanma prosesini inkişaf etdirmək üçün vacibdir ki, sərbəst enerji  $F_3$ -lə müqayisə azalsın. Bu şərtin reallaşdırılması sistemin ayrı-ayrı kiçik zonalarında  $C$  elementinin konsentrasiyalarının əhəmiyyətli dərəcədə fluktuasiyasının olmasında mümkündür. Belə ki,  $C_e-C_f$  kiçik fluktuasiyalar sərbəst enerjinin yüksəlməsinə gətirib çıxarırlar ( $F_5 > F_3$ ), bunun nəticəsində, onların zonalarında parçalanma prosesinin inkişafı mümkün deyildir.  $C_k - C_l$  - əhəmiyyətli dərəcədə böyük fluktuasiyalar sərbəst enerjinin aşağı düşməsinə ( $F_6 < F_3$ ) və parçalanma prosesinin başlanğıcı ilə şərtləndirmək olar. Bu, müəyyən potensial maneəni aşıb keçməyə bərabərdir, yəni sərbəst enerjinin öz-özünə ixtiyari aşağı salınması ( $F_6 \dots F_4$ ) yalnız o  $F_5$  -dən yuxarı qalxdıqda mümkün olur.

**Bərk məhlulların parçalanmasında fazaların ayrılma kinetikası.** Fazanın ayrılması ilə parçalanma dənələrin yaranma və böyümə mexanizmi üzrə gedir və bu mexanizmin ümumi qanunauyğunluqlarına əsasən tabe olur.

Səthi enerjinin artımına və elastiki deformasiyaların enerjilərinin kompensasiyasına sərf olunan ayrılmış həcmi sərbəst enerjiden başqa, dənələrin yaranması, həm də konsentrasiyanın

böyük fluktuasiyalarının zəruriliyi ilə ləngiyir. Ona görə də parçalanmanın başlanğıcı üçün böyük ifrat soyuma (doydurma) dərəcəsi və uyğun temperaturlarda uzun müddətli saxlama tələb olunur. Eyni zamanda verilən temperaturlarda həll olmuş komponentlərin diffuziya prosesləri nəzərə çarpacaq qədər inkişaf etməlidirlər. İfrat soyutma dərəcəsindən asılı olaraq yeni fazanın yaranmasının ümumi sürəti maksimumlu əyri ilə təsvir olunur. İfrat soyutma dərəcəsi nə qədər böyük olarsa, böyüməyə qabil dayanıqlı dənələr kiçik ölçülərə malikdirlər. Temperatur-vaxt koordinatlarında proses  $C$  – şəkilli əyri ilə təsvir olunur. Kristallik quruluşda real metallarda dənələr daha asanlıqla yaranırlar. Dənələr, adətən, dənələrin və subdənələrin sərhədlərində, dislokasiyalar yığılığında, ünsürlərdə, məsələrdə yaranırlar, bu da səthi enerjinin artımına sərfiyyatının azaldılması ilə bağlıdır. Parçalanma, həmçinin, dislokasiyaların sıxlığını yüksəldən deformasiyadan sonra intensivləşdirilir. Yavaş soyumada və kiçik dərəcədə ifrat soyumada müvazinətliyə yaxın qeyri-koherent sərhədlərlə bölgü ilə stabil fazalar yaranırlar. Onlar üçün dənələrin yüksək bucaqlı sərhədlərdə və vakansiyaların yığınlarında (klasterlərdə) heterogen doğuşla səciyyəvidir. Nəticədə, dənələrin sərhədləri üzrə ayrılmış fazanın torunun yaranması mümkündür.

Sürətləndirilmiş soyutmada və ifrat soyumanın böyük dərəcələrində stabil  $\theta$  faza əvəzinə adətən, stabildə olduğundan daha az həll olmuş komponent olan metastabil  $\theta'$  fazası çox hallarda yaranır. (şək. 13.6).  $\theta'$  faza üstün olaraq blokların az bucaqlı sərhədlərində dənələrin daxilində, vakansiyaların və

ayrı – ayrı dislokasiyaların yığınlığında heterogen yaranırlar. Onlar bölmənin tam və ya qismən koherent sərhədlərinə malikdirlər. Məstabil fazaların meydana çıxması stabillərdə olduğundan onların yaranmasında energetik maneənin daha kiçik əhəmiyyətliyi ilə şərtlənmişdir. Bundan başqa, metastabil fazanın yaranması üçün daha kiçik konsentrasiyon fluktuasiyalar tələb olunurlar. Uzun müddətli saxlamada  $\theta'$  - in  $\theta$ - ya keçidi baş verə bilər, bunun nəticəsində minimal sərbəst enerjili ərintinin taraz vəziyyəti əldə olunacaqdır.

Yüksək (tablandırma) soyutma sürətlərində və ifrat soyutma dərəcələrində əvəz olunma bərk məhlullar şəklində bəzi ərintilərdə (alüminium, mis, nikel və s.) legirleyici elementin yüksək konsentrasiyası ilə lokal zonalardan ibarət xüsusi növ metastabil fazalar yaranırlar. Metal – həlledici və legirleyici elementin atom diametridəki fərqə görə, sonuncunun yığını müstəvilərə məsafələrin yerli dəyişməsinə səbəb olur. Bu zonaları Ginye-Preston (GP) zonaları adlandırırlar. Nəzərə alsaq ki, qəfəsin tipi dəyişmişdir, onda GP zonalarını «əvvəlcədən ayrılmışlar» zonası adlandırırlar. Onlar, nazik lövhələr və ya dövrələr formasına və  $10^{-3} \dots 10^{-2}$  mkm kimi ölçülərə malikdirlər. Onların ayırma sərhədləri tam koherentdirlər, ona görə də zonaların səthi enerjisi nəzərə alınmayacaq qədər kiçikdir. Kiçik ölçülü zonaların yanında qəfəsin elastiki təhriflər enerjisi də azdır, ona görə də onların yaranması üçün energetik maneə heç də böyük deyildir. GP zonaları konsentrasiyon fluktuasiyalarda homogen yaranırlar. GP zonalarının yaranma xüsusiyyəti – hətta, otaq və mənfi temperaturalarda onların yaranmasının tezliyi

və inkubasiyasızlığıdır. Bu legirləyici elementlərin yüksək difuzion hərəkətliliyi ilə şərtləndirilmişdir və tablanmada ərintinin vakansiyalarla doydurulması ilə əlaqələndirilir.

GP zonalarının, metastabil və stabil zonaların ayrılması prosesləri temperatur – vaxt koordinatlarında özlərinin  $C$  – şəkilli əyriləri ilə xarakterizə olunurlar (şək. 13.7). Fazanın hər bir növünə özünün solidus adlanan temperaturu uyğun gəlir, ondan aşağıda onların ayrılması baş verir ( $T_{GP} < T_{\theta'} < T_{\theta}$ ).  $T < T_{GP}$  – olduqda, ayrılma  $GP, \theta'$  və  $\theta$  növbəliliyində baş verir. Bu halda fazaların qeyri – asılı yaranması, həmçinin, əvvəlcə yaranmış fazada yaranma ( $\theta' GP$ - ya,  $\theta\theta'$ -ə) və ya daha az stabil ayrılma-  
ların daha stabillərə birbaşa çevrilməsi mümkündür. İfrat soyutma dərəcələrində bərk məhlulun parçalanması uzun müddət, bəzən aylarla və hətta, illərlə davam edə bilər. Güclü, ifrat soyudulmuş bərk məhlullarda xırda dispers doymuş fazaların ( $GP$  və  $\theta'$  zonaları) ayrılma prosesi köhnəlmə və ya dispers möhkəmlətmə adlanır. Bu proseslər, ayrılan dislokasiyaların ləngidilməsi nəticəsində ərintinin əhəmiyyətli dərəcədə möhkəmləndirilməsilə müşayiət olunurlar.

Köhnəlmənin davam etmə müddətinin artırılması ilə ərintinin möhkəmlik və bərkliyi, qaydaya görə əvvəlcə böyüyürlər, maksimuma çatırlar, sonra isə aşağı düşürlər (şəkil. 13.8). Köhnəlmə temperaturu nə qədər yüksək olarsa, minimum bir o qədər tez əldə olunur. Möhkəmlik xassələrinin sonradan aşağı düşməsi həddindən artıq köhnəlmə ilə əlaqədardır. Sonuncu, yaranan ayrılma-  
maların koaqulyasiyasına səbəb olmuşdur, o, fazaların zərrəciklərin iriləşməsinə və vahid həcmdə onların sayının azalmasına gətir-

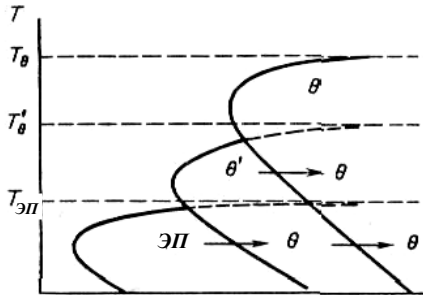


rib çıxarır. Həddindən artıq köhnəlmədə digər proses – metastabil fazaların stabillərə keçidi və koherent ayrılma sərhədlərinin qeyri koherentlərlə əvəz olunmasından ibarətdir. Bu halda möhkəmlətmə fasiləsiz vaxta görə sönmə ilə inkişaf edir. Köhnəlmə prosesində möhkəmlənmədə plastiki xassələr ərintinin kövrəkləşməsinə gətirib çıxarırlar. Həddindən artıq köhnəlmədə onlar bərpa olunurlar, lakin zəif aşağı düşməkdə davam edirlər.

Termiki emalı tablanma və deformasiya köhnəlməsinə bölürlər. Öz növbəsində, tablanmış ərintilərin köhnəlməsini normal temperaturda baş verən təbii köhnəlmə və müəyyən temperaturadək qızdırılma tələb edən süni köhnəlməyə bölürlər. Maksimal möhkəmlik və bərkliyi almaq üçün təxmini köhnəlmə temperaturu  $T_{köhnəlmə}$  təşkil edir,

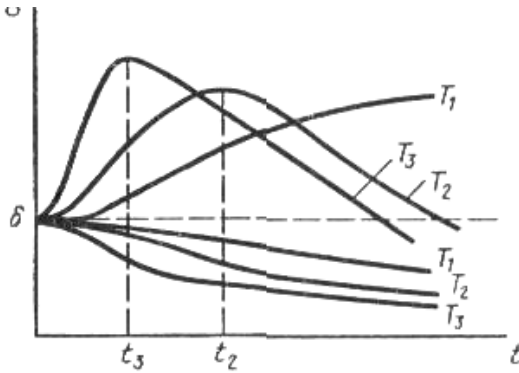
$$T_q \approx (0.5 \dots 0.6) T_n,$$

burada  $T_n$  – əritmə temperaturudur.



**Şəkil 13.7. Köhnəlmə ərintilərdə həddən artıq doymuş bərk məhlulların parçalanmasının C – şəkilli ayrılari:**

$T_\theta, T_{\theta'}, T_{GP}$  -  $\theta, \theta'$  və  $GP$  fazalarının yaranmasına mümkün olduğu temperaturlardır;  $t$  – köhnəlmə vaxtıdır.



**Şəkil 13.8. Müxtəlif temperaturalarda ( $T_1 < T_2 < T_3$ ) ərintilərin möhkəmlik  $\sigma$  və plastikliyin  $\delta$  köhnəlmənin davam etmə müddətindən asılılığı:**

$t$  – köhnəlmə müddəti;  $t < t_3(t_2)$  – köhnəlmə ;  $t > t_3(t_2)$  – həddən artıq köhnəlmə; ştrixli xətt tablamağa uyğun gəlir.

Təbii köhnəlmə aşağı  $T_0$  – li ərintilərdə, məsələn, alüminiumda inkişaf edir. Digər metalların əksər ərintilərində əsasən, süni köhnəlmə mümkündür.

Deformasiya köhnəlməsi soyuq deformasiyadan sonra normal temperaturda sonrakı saxlamada və xüsusilə, nisbətən böyük olmayan temperaturalarda qızdırmada (məsələn 470K – dək texniki dəmir üçün) inkişaf edir. Deformasiya köhnəlmənin mexanizmi tablanma köhnəlməsindən fərqlidir. Deformasiya köhnəlmə hər hansı fazanın ayrılması ilə deyil, deformasiya prosesində yaranan dislokasiyalarda həll olunmuş elementin seqreqasiyası ilə əlaqədardır. Onların üzərində Kottrell bulud-

ları yaranırlar. Dislokasiyaların hərəkəti üçün sonrakı plastiki deformasiyada onların Kottrell buludlarından qoparılması vacibdir. Sonuncu deformasiya etmək üçün qüvvələrin yüksəldilməsini tələb edir ki, bu da ərintinin möhkəmləndirilməsinə səbəb olur.

Əvvəlcədən plastiki deformasiyadan yaranan köhnəlmə statiki deformasiya köhnəlməsi adlanır. Plastiki deformasiya prosesində, inkişaf edən köhnəlmə dinamik köhnəlmə adlanır. Dinamik köhnəlmənin şərti – deformasiya və həll olunmuş atomların diffuzion yerdəyişməsi arasındakı müəyyən nisbətdir. Göstərilən vəziyyətdə dislokasiyaların həll olunmuş atomlarla əhatəsi baş verir, onların deformasiyada hərəkəti hər hansı bir səbəbə görə yavaşlayır. Onların hərəkətinin sürətləndirilməsində Kottrell buludlarından dislokasiyaların qoparılması möhkəmlənməyə səbəb olur. Yuxarıda göstərilən nisbət, müəyyən temperaturlarda, az karbonlu polad üçün 520...670K diapazonunda gedir. Bu temperaturlarda poladın qismən kövrəkləşməsi «göy sınıma» adlanır.

Bərk məhlulun parçalanması sona çatdıqda, o cümlədən, kövrəkləmə də ilkin bərk məhlulun tərkibi müvazinətliyə yaxınlaşır, ərintinin strukturu isə qeyri - stabil qalır. Bu onunla şərtləndirilir ki, böyümənin müxtəlif lokal şərtlərinə görə faza ayrılımları sərbəst enerjinin minimumuna uyğun gəlməyən müxtəlif ölçülər və formaya malikdirlər. Ona görə də ayrılımlar koaqulyasiyaya (iriləşməyə) və sferikləşməyə (sferikə yaxın müvazimətli formaya qeyri – müvazinətli lövhəvari və iynəvari ayrılımların çevrilməsinə) meyillidirlər.

Fazaların qatışığı şəklində stabil müvazinətlik halında otaq temperaturlarında olan ərintilərin qızdırılmasında doymuş fazanın həll olmasından ibarət faza çevrilişi baş verir. Yüksək temperaturlarda doymamış bərk məhlullar yaranan, dəyişən məhdud həll olma qabiliyyətli ərintilər bu çevrilişlərə uğradılmışlar. Həll olmanın temperaturuna və intensivliyinə doymuş fazanın zərrəciklərinin ölçüləri və forması təsir göstərilir. Zərrəciklər nə qədər dispers olarlarsa, bir o qədər tez həll olurlar. Yastı iynəşəkilli zərrəciklər sferiklərdən daha tez həll olurlar. Məsələn qaynaqlamada sürətləndirilmiş qızdırma şəraitində həll olmanın başlanğıc və qurtarma temperaturları əhəmiyyətli dərəcədə yüksəlirlər.

Qızdırma və soyutmada metallarda aşağıdakı əsas struktur çevrilişləri baş verir: 1) dənələrin sərhədlərinin yaranması; 2) dənələrin sərhədlərinin bərabərləşdirilməsi və onların böyüməsi; 3) kimyəvi elementlərin yenidən paylanması; 4) fazaların koaqulyasiyası və sferikləşməsi; 5) sıxlığın dəyişməsi və kristallik qəfəsin qüsurlarının yenidən paylanması.

Dənələrin sərhədlərinin yaranması - maye ərintidən metalın kristallaşmasının sona çatması dövründə tökülmüş metala (qaynaq tikişinə, töküyə) məxsus struktur çevrilişidir. Sərhədlər, birbaşa ilkin kristallitlərin böyüyərək bitişməsində yaranırlar. Bir halda ki, kristallitlərin kristallik qəfəsləri ixtiyarı səmtləndirilmişdir, onda kristallitlərin böyüməsində onların toxunması qəfəslərin əhəmiyyətli təsiri ilə müşayiət olunur. Elə bu təhriflər üz səthinin yaranmasına gətirib çıxarırlar. Həmçinin, belə fikir mövcuddur ki, sərhədlər, poliqonlaşma prosesi nəticəsində bir

üz səthi bərkimədən sonra metalda qaydasız yerləşmiş dislokasiyaların toplanması yolu ilə yaranırlar, lakin sərhədlərin yaranmasının birinci mexanizmi daha da əsaslandırılmışdır. Sərhədlərin quruluşu haqqında müasir təsəvvürlər ona istiqamətləndirilir ki, sərhədlərdə qonşu dənələrin kristallik qəfəslərinin pis və yaxşı uyğunlaşmış sahələri növbələşirlər. Bu «adalı» adlanan dənələr sərhəddinin modelidir. Pis uzunluqlu sahələrin quruluşu və uzunluğu qonşu kristallitlərin (bitişik) qəfəslərinin yönəlməsinin pozulma bucağından asılıdır. Onlar az bucaqlı ( $15^\circ$  - dək bucaq) və böyük bucaqlı ( $15^\circ$  - dən böyük) sərhədlərə bölünürlər. Az bucaqlı sərhədləri ayrı – ayrı dislokasiyaların sırası kimi təsvir edirlər (şək. 13.9,a). Onlar arasında  $D$  məsafəsi

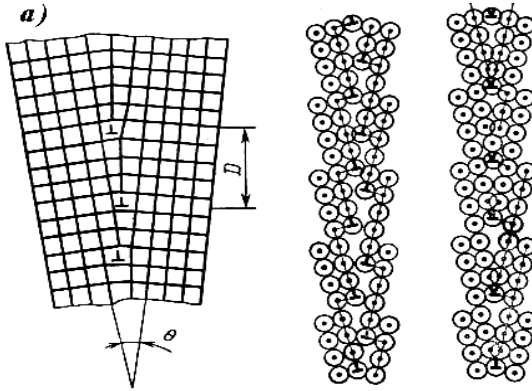
$$D=b/\theta,$$

nisbəti ilə müəyyən olunur, burada  $b$  – qəfəsin parametri (Bürgers vektorunun modulu);  $\theta$  - yönəlmənin pozulduğu bucaqdır.

Dislokasiyalar arası qəfəsin düyünlərinin qoşalaşması, onun deformasiyası ilə müşayiət olunur. Qəfəslər sırasında toplanmış deformasiya, dislokasiyalar şəklində kristallik quruluşun pozuntularının yaranması ilə kompensasiya olunur.

Böyük bucaqlı sərhədlər, dislokasiyalar yığını sahəsi kimi baxılır, düyünlərin boşalması isə qəfəsin lokal təhriflərinin nəticəsində əldə olunur. Yönəltmə bucağının ixtiyarı dağılmasında əvəzetmə düyünlərinin yerləşməsində və qəfəsin təhrifində hər hansı dövrülük yoxdur, və bu nisbətən böyük enli sərhəd zonaya (təxminən qəfəsin 100 parametridək) yayılır.

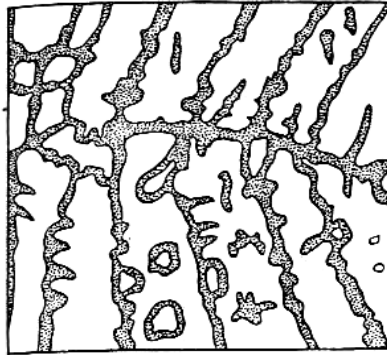
Hər tip qəfəs üçün xarakterik bir neçə müəyyən yönəlmənin pozulma bucaqlarında belə adlanan xüsusi sərhədlər yaranırlar. Onlar, əvəz olunmuş düyünlərin müəyyən dövrülüyünə və praktiki olaraq qəfəslərin ideal qoşalaşmasına malikdirlər (şək. 13.9,v). Bu halda təhrif olunmuş qəfəslə sərhəd qatın qalınlığı cəmi qəfəsin 2...3 parametrini təşkil edir. Sərhəddə və sərhədyanı zonalarda qəfəsin təhrifləri, metalın bu hissəsində potensial enerjinin yüksəldilməsinə gətirib çıxarırlar. Bu enerji  $1,0...10 \text{ C/m}^2$  bərabərdir və qonşu dənələrin tərkibindən və yönəlmənin pozulmasından güclü asılıdır.



**Şəkil 13.9. Dənələrin sərhədlərinin dislokasiya modelləri:**  
*a- az bucaqlı; b- böyük bucaqlı; v – xüsusi.*

Yaranma anında dənələrin sərhədləri ilkin kristallitlərin hesabına böyüyərək birləşmə zonasında yerləşirlər və formaya görə onların budaqlanmış konturları ilə üst – üstə düşürlər. Böyüyərək

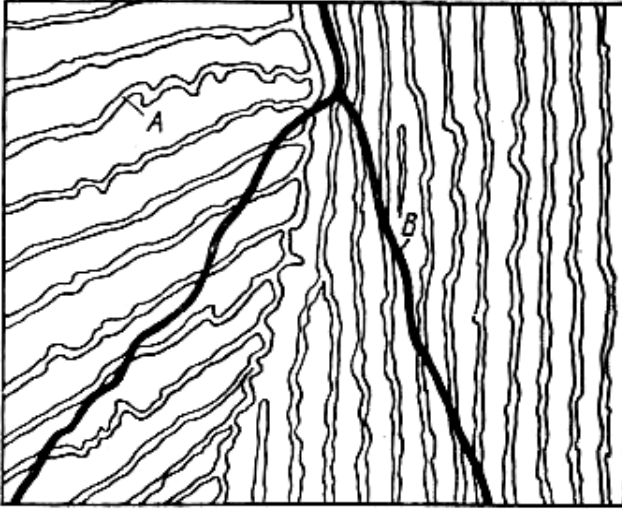
birləşmə zonaları, kristallitlərin mərkəzi hissələrindən fərqli reaktivlərlə aşılma dərəcəsinə malik aşqarlarla zənginləşmiş likvasiya sahələri kimi üzə çıxarırlar. Aşılmanın intensivliyi zonanın eni üzrə bir neçə vahid və ya onlarla mikrometr rəvan dəyişir (şək. 13.10). Aşılmada dənələrin sərhəddi  $10^{-1}$  mkm yaxın enində dəqiq nazik xətt şəklində, yəni birləşmə zonalarının



***Şəkil. 13.10. Kristallitlərin böyüyərək birləşmə zonaları***

enindən iki sıra kiçik aşqarlanır (şək. 13.11). Sərhədlərin aşılma effekti, təhrif alınmış sərhədyanı zonalarda aşqarların seqreqasiya prosesi nəticəsində onların toplanması ilə əlaqədardır. Metalda aşqarların az miqdarda olması və tez soyutma halında seqreqasiyanın diffuziya prosesi baş verməyə imkan tapmır, aşılma effekti zəifləyir və ya tamamilə yox olur. Dənələrin sərhəddinin oksidlərdən təmiz səthləri termiki aşılma arxcıqları şəklində üzə çıxarırlar. Arxcıqlar, sərhəd qüvvələrinin və səthi gərilmənin tarazlaşmasından yaranan yerli plastiki deformasiya nəticəsində yaranırlar. Termiki aşılma aşqarların seqreqasiyası

ilə əlaqəli deyildir, ona görə də az legirli ərintilərdə və təmiz metallarda, həmçinin, böyük soyutma sürətləri halında tökülmüş metalın bərkiməsindən sonra sərhədlər üzə çıxırlar.



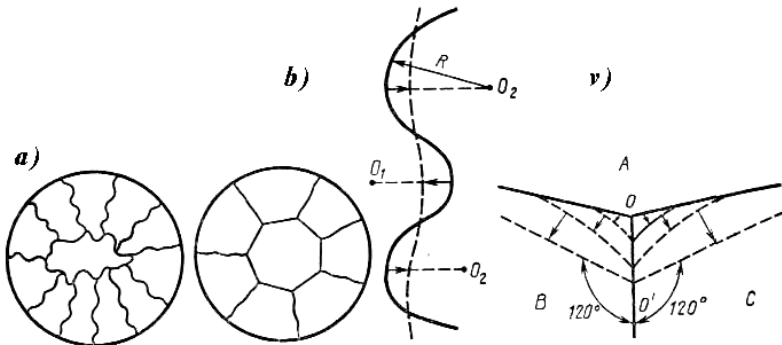
***Şəkil. 13.11. İlk kristallitlərin elementlərinin böyüyərək birləşmə zonaları (A) və dənələrin sərhədləri (B) arasındakı nisbət.***

Soyutma prosesində dənələrin sərhədlərinin yerləşməsi, qayda kimi, onların miqراسiyası prosesi nəticəsində dəyişir. Soyutma başa çatdıqdan sonra, əksər hallarda, sərhədlər ilkin kristallların böyüyərək birləşmə zonaları ilə üst – üstə düşürlər (şək. 13.11).

Sərhədlərin bərabərləşdirilməsi və dənələrin böyüməsi sistemin daha müvazinətli kiçik sərbəst enerjili hala can atması



ilə əlaqədardır. Buna uyğun olaraq, tökülmüş metalda kristallaşma sona yetdikdən sonra və tablanmış metalda qızdırmada onların səthi enerjisinin aşağı düşməsinə gətirən dənələrin sərhədlərinin vəziyyətində dəyişikliklər baş verirlər. Sonuncu, dənələrin cəmi səthlərinin kiçilməsi nəticəsində əldə olunur. O, sərhədlərdə dalğalı hissələrin bərabərləşdirilməsi və dənələrin sayının azaldılması, yəni onların ölçülərinin böyüdülməsi nəticəsində azalır (şək. 13.12,a). Bu proses toplayıcı və ya ikinci rekristallaşma prosesi adlanır. Rekristallaşma dənələrin sərhədlərinin əvəz olunması və ya miqrasiyası nəticəsində realizə olunur.



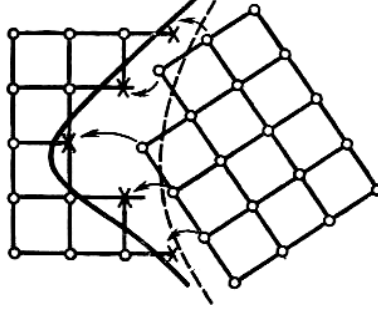
**Şəkil 13.12. Dənələrin forma və ölçülərinin dəyişmələri (a), dənələrin sərhədlərini bərabərləşdirmə sxemi (b), sərhədlərin birləşmə yerlərinin yerdəyişməsi (v).**

Dənələrin sərhədlərinin miqrasiyası dərəcəsi miqrasiyanın hərəkətverici qüvvələrilə sərhədlərin, hərəkətliliyi və metalın atomlarının yüksək diffuzion hərəkətliliyinin temperatur sahəsində qalma vaxtı ilə müəyyən olunur. Miqrasiyanın hərəkətverici qüvvəsi verilən qeyri – müvazinətli (miqrasiyanın tam

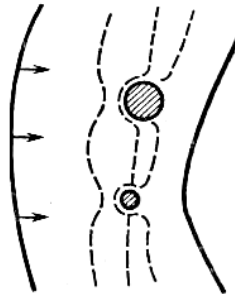
sona çatmasından sonra) hallarda sərhədlərin sərbəst enerjilərinin fərqi ilə müəyyən olunur. Digər bərabər şəraitlərdə hərəkət verici qüvvə, başlıcası, makro və mikroskopik planda yüksək ayrılıqlı sahələrin sayı ilə xarakterizə olunan üzlərin səthlərinin konfigurasiyasından asılıdır. Hərəkət verici qüvvə sərhəddin ayrı – ayrı hissələrində  $1/R_1 + 1/R_2$  ayrılığının cəminə mütənəsbidir, burada  $R_1$  və  $R_2$  iki qarşılıqlı perpendikulyar istiqamətlərdə ayrılığın radiuslarıdır. Miqrasiya edən sərhəd, adətən, maksimal ayrılığın mərkəzinə doğru hərəkət edir (şək. 13.12,b). Dənədə üzlərin sayı nə qədər az olarsa, verilən ölçüdə onların ayrılığı bir o qədər böyük olar və sərhədlərin miqrasiyası bir o qədər intensiv gedər. Dənənin sərhədlərinin birləşmə yerlərində (üç dənənin iki ölçülü sistemi üçün) miqrasiyanın hərəkətverici qüvvəsi birləşmiş bucaqların tarazdan nisbətinin sapmasına mütənəsbidir. Sonuncuya,  $120^\circ$  təşkil edən üç sərhədlər arasındakı bucaqların bərabərliyi uyğun gəlir (şək. 13.12,v). Bu halda sərhədlərin birləşmə sahələrində səthi gərilmə qüvvələri tarazlaşır ki, bu da sərbəst enerjinin ən kiçik qiymətinə uyğun gəlir. O sərhəd birləşmə yerinin  $O$  vəziyyətinə yerdəyişməsi sərhədlərin əyilməsinə səbəb olacaqdır. Bu, sərhədlərin onların ayrılığının düzlənməyədək mərkəzinə doğru istiqamətdə yerdəyişməsinə səbəb olacaqdır, yəni  $A$  dənəsi  $B$  və  $C$  dənələri hesabına böyüyəcəkdir.

Sərhədlərin hərəkətliliyi onların struktur funksiyasını, həmçinin, onlar üzərində aşqarların konsentrasiyasını əks etdirir. Müasir təsəvvürlərə görə sərhədlərin miqrasiyası sərhəddən tək-tək atomların gətirilməsinin elementar aktları nəticəsində

baş verir. Sərhədlərin miqrasiyası termiki aktivləşdirilmiş prosesdir. Bir dənədən digərinə keçid üçün atom bir qədər enerji artıqlığına, yəni aktivasiya enerjisinə malik olmalıdır. Bu halda atomların keçid tezliyi və aydındır ki, miqrasiya sürəti də temperaturun yüksədilməsilə artırlar.



*Şəkil 13.13. Atom və vakansiyaların (dairələr – atomlar, xaç-lar vakansiyalar) yerlərini dəyişmələri nəticəsində dənələrin sərhədlərinin düzlənməsi*



*Şəkil 13.14. İkinci fazanın zərrəciklərilə hərəkətdə olan sərhəddin ləngidilmə sxemi*

Miqrasiyanın aktivasiya enerjisinin öz-özünə diffuziya proseslərinin aktivasiya enerjisinə yaxınlığı onu göstərir ki, sərhədlərin miqrasiyasına vakansiyaların istiqamətlənmiş yerdəyişməsi ilə nəzarət olunur. Başqa sözlə, sərhəddin hərəkəti atom və vakansiyaların yerlərini dəyişmə prosesidir. (şək. 13.13). Öz atom mexanizmi və aktivasiya enerjisinə görə miqrasiya dənələrin sərhədləri və həcmi üzrə öz – özünə diffuziya arasında bir qədər aralıq vəziyyət tutur. Kiçik bucaqlı və böyük bucaqlı sərhədlər halında atom və vakansiyaların yerlərinin dəyişməsi az təhrif olunmuş sərhədyani zonalarda baş verir, ona görə də sərhədlərin miqrasiyasının aktivasiya enerjisi qəfəsdə öz – özünə həcmi diffuziyanın aktivasiya enerjisinə yaxın olur. Sərhəddin yönünün dağılması ölçüsü üzrə və sərhədyani zonalarda qəfəslərin təhrif dərəcəsinin artması, vakansiyaların yaranması və yerdəyişməsi ilə əlaqədar olaraq aktivasiya enerjisinin payı azalacaqdır. Miqrasiyanın ümumi aktivasiyanın enerjisi sərhədlər üzrə öz – özünə aktivasiya enerjisinə yaxınlaşacaqdır. Buna uyğun olaraq böyük bucaqlı sərhədlər az bucaqlı və xüsusilərdən daha hərəkətlidirlər. Temperaturun qeyri – bərabər paylanması şəraitində, məsələn, qaynaqlamada, qeyd edirlər ki, sərhədlərin ən çox intensiv miqrasiyası istilik axınları istiqamətində baş verir. Ehtimal olunur ki, bu, metalın daha çox qızdırılmış hissəsindən daha az qızdırılmış hissəsinə vakansiyaların istiqamətlənmiş axını ilə əlaqədardır.

Sərhədlərin hərəkətliliyinə aşqarların təsiri fəvqaladə mürəkkəbdir. Bir sıra hallarda aşqarlar sərhədlərdə toplaşaraq əhəmiyyətli dərəcədə onların hərəkətliliyini aşağı salırlar. Bərk

məhlullar tipli ərintilərdə sərhədlərin miqrasiya sürəti, praktiki olaraq, təmiz metallarda olduğundan həmişə bir neçə sıra kiçikdir. Təmiz metallardan zəif məhlullara keçiddə (qatışıqların miqdarı 0,001% -dən az) miqrasiya sürəti kəskin azalır. Kifayət qədər böyük konsentrasiyalarda aşqarların olması sərhədlərin hərəkət sürətinin sonrakı azadılmasına əhəmiyyətli təsirini kəsir.

Hərəkətdə olan sərhədlərin əhəmiyyətli dərəcədə ləngiməsi həll olmayan aşqarların, ikinci fazanın zərrəciklərinin və ya qeyri – metallik üsürlərin olması ilə baş verir. Sərhəddin zərrəciklərə yaxınlaşmasında onlar arasında cazibə qüvvələri yaranırlar və bunun nəticəsində də sərhəddin uyğun sahəsinin ayrılıq radiusunun istiqaməti dəyişir. (şək. 13.14). Bu, sərhəddin ümumi hərəkət verici qüvvəsini azaldır ki, nəticədə bütövlükdə onun miqrasiya sürəti aşağı düşür. Sərhəddin zərrəciklə görüşündə cazibə qüvvələri maksimuma çatırlar. Onlar, sərhəd – zərrəcik bölgüsünün və zərrəciyin radiusu səthindəki səthi gərilmədən asılıdırlar. Əgər sərhəddin hərəkət verici qüvvəsi onun cazibə qüvvəsindən böyükdürsə, onda sərhəd üsürlərdən qopacaqdır, əks halda o, üsürlərlə dayandırılacaqdır. K.Ziner tərəfindən çıxarılmış sərhədlərin dayandırılması şərti aşağıdakı nisbətlə ifadə olunur:

$$R/r \geq 1/f,$$

burada  $R$  və  $r$  – uyğun olaraq sərhədlər və dispers zərrəciklərin ayrılıq radiusları;  $f$  – zərrəciyə düşən həcmə payıdır.

Bu nisbətdən görünür ki, sərhədləri ləngidən ən çox effektiv xırda zərrəciklərdir. Eyni zamanda sərhədlərin dayandırılma-

sı ehtimalı dənələrin ölçüsünün böyüməsilə artır. Yüksək temperaturlarda metalın uzun müddət qalması şərtində sərhədlərin miqrasiyası müvazimətli vəziyyət yarananaqədək davam edir.

İzotermik şərtlər üçün dənənin son radiusu  $r_d$  normal böyümə nəticəsində təxminən aşağıdakı düsturla hesablanı bilər:

$$r_d = \left[ r_{d.o}^2 + 2A \exp\left(-\frac{Q_r}{kT}\right)t \right]^{1/2}, \quad (13.1)$$

burada  $r_{d.o}$  – dənənin başlağıc radiusu;  $Q_r$ -yığıcı rekrıstallızasiyanın aktivasiya enerjisi;  $T, t$  – temperatur və onda qalma vaxtıdır.

$r_{d.o}$ ,  $A$  və  $Q_r$  – in qiymətlərini eksperimental müəyyən edirlər. Qaynaq halı üçün  $T$  əvəzinə verilmiş istilik mənbəyi və qaynaqlanan cismin sxemi üçün temperatur sahəsini müəyyən edən ifadəni qoyurlar:

$$r_d = \left[ r_{d.o}^2 + 2A \int_{t_s}^t \exp\left(-\frac{Q_r}{kT}\right) dt \right]^{1/2} \quad (13.2)$$

(13.2) tənliyi kompüterin köməkliliyi ilə (trapeslər və ya simpton üsulu ilə) təxmini inteqrallama üsulu ilə həll olunur.

Legirlənmiş sakit polad üçün hesablamalarda  $r_{d.o}$ ,  $sm$ ,  $A$ ,  $sm^2/s$  və  $Q_r$ ,  $C$ -la qiymətləri reqressiya asılılıqları ilə müəyyən olunı bilər:

$$\begin{aligned} r_{d.o} &= (0,07156 + 3,0411C) \cdot 10^{-3}; \\ A &= 2,24 \cdot 10^{16} \exp\left[-2,54 \cdot 10^2(S/C)\right]; \\ Q_r &= [1,088 - 4,98(S/C)]10^{-18}, \end{aligned}$$

burada  $S$  və  $C$  – poladda kükürd və karbonun miqdarı, % - lədir.

Soyuq deformasiya olunmuş metalda qızdırmada dənələrin sərhədlərinin miqrasiyası və onların ölçü və formalarının dəyişməsi özünün spesifik xüsusiyyətlərinə malikdirlər. Bu halda emalın rekristallizasiyası və ya ilkin rekristallizasiya prosesi inkişaf alır. Prosesin hərəkətverici qüvvəsi kimi yüksək sıxlığa malik ( $10^{11} \dots 10^{12} \text{sm}^{-2}$  – dək) dislokasiyaların yaranması ilə, əsasən, əlaqəli plastiki deformasiyada toplanmış enerji xidmət edir. Emalın rekristallizasiyası yenilənmiş kristallik qəfəslə yeni bərabəroxlu dənələrin yaranmasına səbəb olur. Bu halda rekristallaşmış metalın sərbəst enerjisi dislokasiyaların sıxlığının azalması nəticəsində  $10^6 \dots 10^8 \text{sm}^{-2}$  – dək deformasiya olunmuşdan az olur. Proses, yeni dənələrin nüvələrinin yaranmasından və onların böyüməsindən təşkil olunmuşdur. Diffuzion tipli faza çevrilişlərlə müəyyən analogiya vardır. Dənələrin həcmində toplanmış deformasiyanın enerjisi təxminən 100 dəfə onların sərhədlərinin səthi enerjisindən yüksəkdir, ona görə də rekristallizasiya birinci mərhələlərdə xırda dənələrin yaranmasına və onların sayının artmasına gətirib çıxara bilər (deformasiya olunmuş metalla müqayisədə).

Rekristallizasiya  $0,4 T_0$  təşkil edən  $T_{rek}$  rekristallizasiya temperaturundan yuxarı qızdırıldıqda, yəni öz – özünə diffuziyanın sürəti nəzərə çarpacaq olduqda baş verir. Proses termiki aktivləşdirilmişdir, yəni dənələrin nüvələrinin yaranması və onların böyüməsi üçün müəyyən aktivasiya enerjisi tələb olunur, ona görə də o, müəyyən böhran plastiki deformasiyaya (5...10% yaxın) uğramış, başqa sözlə, metalda enerjinin müəy-

yən minimumunun toplanmasından sonra inkişaf edir. Deformasiyanın dərəcəsinin artırılması ilə rekristallizasiyanın aktivasiya enerjisi və  $T_{rek}$  bir qədər aşağı düşür. Bu isə rekristallizasiya sürətinin artırılmasına səbəb olur.

Ərintilərdə qatışıqların və legirləyici elementlərin yəndən paylanması, bu elementlərin nəzərə çarpacaq qədər diffuziya hərəkətliliyi mövcud olduqda, onların temperatur sahələrində qalma dövründə baş verir. Bu halda iki əks proses mümkündür: həcm üzrə elementlərin konsentrasiyasının bərabərləşdirilməsi – homogenləşdirmə, və ya onların ayrı – ayrı struktur təşkilədicilərində, dənələrin sərhədlərində və kristallik qəfəsin qüsurlarının yığılmasında toplanması – seqreqasiya.

Homogenləşdirmə, ərintinin ilkin kristallaşmasında dendrit likvasiyası nəticəsində yaranan mikrokimyəvi qeyri-bircinsliyin aradan qaldırılması səbəb olur. Sonuncu tokülmüş metalda və qaynaq tikişində bərkitmə sona çatdıqdan sonra daha parlaq ifadə olunub, lakin əhəmiyyətli dərəcədə deformasiya olunmuş metalda, hətta, birdəfəlik olmayan termiki emaldan sonra saxlanılır. Homogenləşdirmə doymuş fazaların həll olması və həcm üzrə elementlərin bərabərləşdirici diffuziyası nəticəsində baş verir.

İki komponentli ərintilər üçün bərabərləşdirici diffuziyanın hərəkət verici qüvvəsi – konsentrasiyanın qradiyentidir, onun sürəti isə həll olunmuş elementin diffuziya əmsalına mütənasibdir. Tökülmüş ərintilərdə konsentrasiyanın qradiyenti ərintinin tərkibindən və ilkin kristallaşmanın elementlərinin ölçüsündən (yuvacıqların, dentritlərin budaqlarının) asılıdır. On-



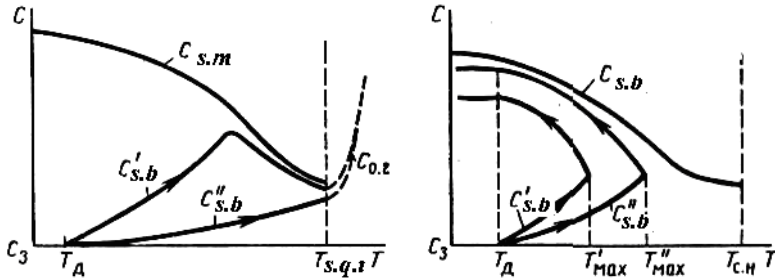
lar nə qədər xırdadırlarsa, bir o qədər konsentrasiyanın qradienti yüksəkdir. Bu halda, həm də, doymuş fazalırın zərrəcikləri daha nazıkdırlər. Bu iki amıl, homogenləşdirmənin ümumi sürətinin sürətləndirilməsinə xidmət edirlər. Homogenləşdirmə nəzərə çarpacaq inkişafı  $0,8 T\theta$  – dən temperatur sahəsində necə ki, qızdırma prosesində, həm də soyutmada alır. Homogenləşdirilmənin inkişafı üzrə onun sürəti tədricən sönür, çünki konsentrasiyanın qradienti azalır.

Müasir texniki ərintilərin, çox komponentli sistemlərdə elementlərinin diffuzion yenidən paylanmasının hərəkətverici qüvvəsi kimi onların konsentrasiyalarının qradientləri deyil elementlərin kimyəvi potensiallarının qradientləri xidmət edirlər. Sonuncu bərk məhlulun lokal həcmnin sərbəst enerjisinin və ya bir mol diffuziyaedici elementin əlavə olunmasında verilən tərkibli fazanın dəyişmələrini müəyyən edir. Öz növbəsində, kimyəvi potensial, məhlulda olan elementin konsentrasiyası və digər elementlərlə qarşılıqlı təsirlə müəyyən olunan elementin termodinamik aktivliyindən asılı olacaqdır. Onlardan bəziləri yüksəldə, digərləri isə diffuziya edici elementin aktivliyini aşağı sala bilərlər. Elementin diffuziyası onun aktivliyi yüksək olan zonadan onun aşağı olduğu zonayadək gedir. Bu halda doğulan diffuziya adlanan diffuziya mümkündür, bu zaman element axını konsentrasiyalar qradientinə qarşı, yəni elementin konsentrasiyasının artması tərəfə istiqamətlənmişdir. Bu halda yüksək temperaturalarda ərintinin qalmasını birinci mərhələsində bəzi elementlərin mikrokimyəvi qeyri - bircinsliliyinin güclənməsi, sonra isə digər elementlərin yenidən paylanmasını

dan sonra – həcm üzrə onların konsentrasiyalarının bərabərləşdirilməsi mümkündür.

Dənələrin həcmi və onların sərhədləri arasında elementlərin yenidən paylanması mürəkkəb xarakterə malikdir və temperaturdan asılıdır. Prosesin son həddədək inkişafı – dənələrin sərhədlərində elementlərin müvazinətli seqreqasiyasının yaranmasıdır, o, sərhəddə  $C_{s,m}$  və dənənin həcmində  $C_d$  elementlərin müvazinətli konsentrasiyalarının münasibətilə qiymətləndirilir. Nəzəri təsəvvürlərə əsasən, temperaturun aşağı düşməsilə  $C_{s,m}$  artır (şək. 13.15). Qızdırma və ya soyutmanın real şəraitlərində həqiqi və qeyri-bərabər seqreqasiya sahələrində  $C_{s,b}$  həll olmuş elementin nəzərə çarpacaq diffuziya hərəkətliliyinin  $T_d$  temperaturundan yüksək temperaturalarda inkişaf etməyə başlayır.  $C_{s,b}$  temperaturunun artması üzrə  $C_{s,m}$  çatanadək artacaqdır.  $C_{s,b}$  dəyişmələrinin intensivliyi və onun  $C_{s,m}$  –ə yaxınlaşma dərəcəsi həll olmuş elementin diffuziya əmsalı nə qədər böyük və qızdırma və soyutma sürəti nə qədər kiçik olarsa, bir o qədər böyük olacaqdır.  $C_{s,b}$  temperaturun sonrakı yüksəlməsində  $C_{s,m}$  – in temperaturdan asılılığı ilə müvafiq aşağı düşəcəkdir (şək. 13.15,a). Bu zaman sərhədlərdə seqreqatın «sorulması» prosesi başlayır, yəni dənələrin həcmələrindən başqa, homogenləşmə sərhədyani sahələrə yayılır. Soyutmada proses  $C_{s,m}$  – əldə olunanadək  $C_{s,b}$  – nin yüksəldilməsi tərəfə inkişaf edir (şək. 13.15,b).  $T_{s,b}$  qeyri müvazinət solidus temperaturundan yuxarı qızdırmada dənələrin sərhədyani sahələrinin əridilməsi baş verir. Bu halda dənələrin sərhədləri ayrılma səthi kimi yox olurlar. Maye metalda legirləyici elementlərin və aşqarların daha

yüksək həll olması, onlarla əridilmiş sahələrin  $C_{\partial.s}$  konsentrasiyasınadək bərkdən maye fazaya istiqamətlənmiş diffuziyası nəticəsində doydurulmasını şərtləndirir. Mikrokimyəvi qeyri – bircinslilik dərəcəsi verilən halda tökülmüş metaldakı mikrokimyəvi qeyri – bircinsliliqlə ölçülür. Qatışıqların yenidən paylanmasının baxılan halı,  $T_{s.b}$  – dən yuxarı qızdırılmış qaynaq birləşmələrinin tikişyanı zona sahəsinin əyriyərək birləşmə xəttinə birbaşa birləşən hissəsi üçün xarakterikdir.



**Şəkil 13.15. Qızdırma prosesində (soldan) və qızdırma və soyutma prosesində (sağdan) temperaturu dəyişdikdə dənələrin sərhədlərində həll olunmuş elementin qeyri – mütənasib seqresiyasının inkişaf sxemi:**

$C_d$  və  $C_{s.m}$  – dənədə və sərhəddə taraz konsertrasiya;  $C'_{s.b}$ ,  $C_{s.b}''$ ,  $C_{\partial.s}$  – sərhəddə müxtəlif diffuziya əmsallarında  $D^I$  və  $D^{II}$  ( $\omega_b^I$  və  $\omega^I$  qızdırma sürətlərində ) və onun əridilməsində qeyri-taraz konsentrasiyalar;  $T_{maks}$  – qızdırmanın maksimal temperaturu;  $T_{s.q.t}$  – qeyri – taraz solidus temperaturudur.

Sıxlığın dəyişməsi və kristallik qəfəsin qüsurlarının yenidən paylanması – soyuq plastiki deformasiyadan və ya yüksək

temperaturalardan tez soyudulmadan (tablanma) sonra metalda gedən qeyri mütənasib halda olan proseslərdir. Soyuq deformasiya dislokasiyaların sıxlığının artmasına səbəb olur. Tabılanmış polikristallik metalın dislokasiyaları sıxlığı  $10^6 \dots 10^8 \text{sm}^{-2}$  nəzərə çarpacaq deformasiyadan sonra isə  $10^{11} \dots 10^{12} \text{sm}^{-2}$ -dir, Dislokasiyalar qapalı hörgülər yaradırlar, onlar metalı ayrı – ayrı bir mikrometr ölçülü yuvacıqlara bölürlər. Yuvacıqların daxilində dislokasiyaların sıxlığı müqayisədə böyük deyildir.

Plastiki deformasiyada, həmçinin, nöqtəvi qüsurların konsentrasiyası, yəni vakansiyalar və düyünlərə atomların və qəfəsin qablaşdırılmasının qüsurları artır. Yaranmış vakansiyaların qeyri-taraz konsentrasiyası  $C_{vqt}$  təxminən aşağıdakı nisbət üzrə qiymətləndirilə bilər:

$$C_{vqt} \approx (10^{-4} \dots 10^{-5}) \varepsilon,$$

burada  $\varepsilon$ - deformasiyanın dərəcəsidir.

Soyuq plastiki deformasiya pərçimlə (möhkəmlik xassələrinin, yüksəlməsi və plastiki xassələrin aşağı salınması), həmçinin bəzi fiziki xassələrin dəyişməsilə, məsələn, elektromüqavimətin artırılması ilə müşayiət olunur.

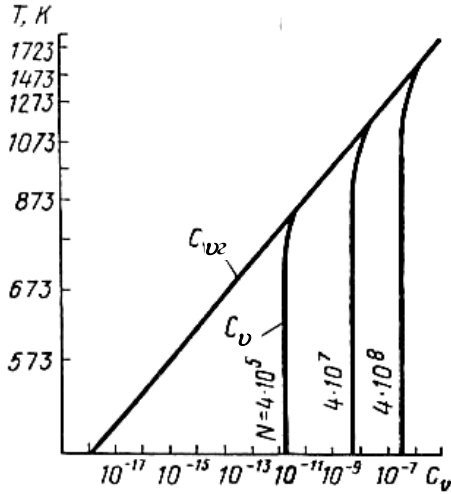
Metalda tablamada tez soyutmada və ya qaynaq prosesində, həmçinin, vakansiyaların qeyri – taraz konsentrasiyası qeyd olunur.

Vakansiyaların taraz konsentrasiyası  $C_{vt}$  metalın cinsindən asılıdır və temperaturla artır. Soyutmada  $C_{vt}$  novlardakı vakansiyaların anniqilyasiyası nəticəsində azalır, onlara xarici səthlər, dənələrin sərhədləri (subdənələrin) və dislokasiyalar

xidmət edirlər. Sürətləndirilmiş soyutmada  $C_{vt}$  qərarlaşmağa imkan tapmır, ona görə də metalda daha yüksək temperaturlara uyğun gələn vakansiyaların bir hissəsi qeyd olunur. Şəkil 13.16 – da dəmirdə  $C_{vqt}$  vakansiyaların qaynaqlamada sürətli soyutma şəraiti üçün (hesab olunur ki, novlar kimi təkə dislokasiyalara xidmət edir) qeyri–taraz konsentrasiyasının hesabi qiymətləri göstərilmişdir.

Kristallik qəfəsin qüsurlarının qeyri–taraz konsentrasiyası ilə metalın  $T_{qayıdış} \approx 0,2 T_R$  temperaturundan yuxarı qızdırılmasında onda qayıdış prosesi inkişaf edir. Onun birinci mərhələsi, dənələrin daxili strukturu dəyişikliksiz gedir və dincəlmə adlanır, az bucaqlı sərhədlərin formalaşması və miqrasiyası ilə bağlı ikinci mərhələ – poliqonlaşdırma adlanır.

Dincəlmədə ən çox vacib proses – vakansiyaların doymuş konsentrasiyasının azaldılmasıdır ( $C_{vtq}$  – dən  $C_{vt}$  –dək). Vakansiyalar dislokasiyalara, dənələrin sərhədlərinə və xarici səthlərə miqrasiya və orada anniqilyasiya edirlər. Düyünlər arası atomlar kənar dislokasiyalarda və vakansiyalarla görüşdükdə anniqilyasiya edirlər. Dincəlmənin sürəti öz – özünə diffuziyanın aktivasiya enerjisindən və temperaturdan asılıdır.  $T_0$  –  $y_0$  nisbətən eyni temperaturlarda (hemoloji adlanan)



**Şəkil 13.16. Qaynaqlamanın termiki tskli şəraitlərində dəmirə taraz  $C_{vt}$  və  $C_{vtq}$  qeyri – taraz vakansiyalar konsentrasiyalarının nisbətləri**

müxtəlif metallarda dincəlmə sürəti təxminən eynidir. Bu halda mütləq temperaturlar güclü fərqlənirlər. Normal temperaturda artıq vakansiyalar pərçimlənmiş alüminiumda tamamilə, misdə – qismən yox olurlar. Vakansiyaların hərəkətinin başlanğıcı üçün nikeldə qızdırma 370K – dək, dəmirdə isə 420...470K – dək tələb olunur. Bundan başqa, dincəlmədə dislokasiyaların qismən yenidən qruplaşması və müxtəlif işarəli dislokasiyaların anniqilyasiya baş verir. Dincəlmənin nəticəsi – elektromüqavimət, həmçinin, daxili mikrogərginliklərin zirvələrinin yumşal-

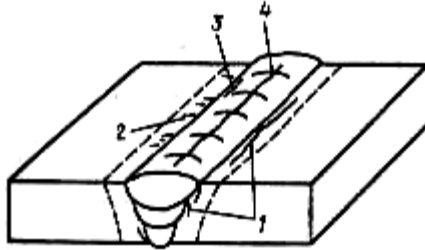
dılması kimi fiziki xassələrin bərpasıdır.

Poliqonlaşdırma – ayrılmış az bucaqlı sərhədlərlə subdənələrin yaranma prosesidir. Poliqonlaşdırma, plastiki deforma-siyada yaranan yuvacıqlı strukturun inkişafından ibarətdir. Yuvalar ətrafında dislokasiyaların yuyulmuş, həcmi kələflər daha ensiz və yastı olurlar və subsərhədlərə çevrilirlər. Proses, din-cəlmə temperaturundan daha yüksək temperaturlarda inkişaf edir. Subsərhədlər, eninə sürüşmə və tikib quraşdırma istiqamətində dislokasiyaların sürünə – sürünə keçməsi və ya ekstra-müstəvilərin qısaldılması nəticəsində yaranırlar. Subdənələrin bədəni, praktiki olaraq, dislokasiyalardan təmizlənir. Qonşu subdənələrin qəfəsləri böyük olmayan istiqamətlənmənin pozulmasının qarşısını alırlar. (bir neçə dərəcəyədək). Poliqonlaşdırma sürəti, dislokasiyaların nisbətən yavaş sürətlə sürünə – sürünə keçməsilə nəzarət olunur, o, vakansiyaların yerdəyişmə sürətilə müəyyən olunur. Dislokasiyalarda Kottrell buludları yaradan qatışıqlar, poliqonlaşmanı ləngidirlər. Subdənələr, uzun müddətli saxlamalarda və temperaturun yüksəldilməsində koalesensiyaya, yəni iriləşməyə meyillidirlər. Hərəkət verici qüvvə kimi, bu halda, koalesensiyadan əvvəl və sonra subdənələrin enerjiləri fərqi xidmət edir. Temperaturun sonrakı yüksəldilməsində ilkin rekrystallizasiya prosesi inkişaf edir.

## **5.2. Qaynaq birləşmələrində soyuq çatlar.**

Soyuq çatlar (SÇ) – qaynaq birləşmələrinin metalının kristallararası lokal kövrək dağılması – əgər qaynaqlamada on-lar qismən və ya tam tablanmaya uğrayırlarsa, karbonlu və le-

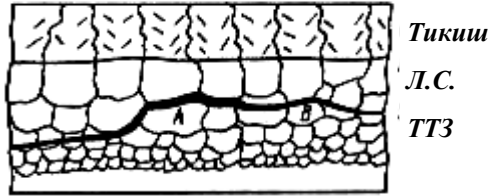
girli poladların birləşmələrində çoxlu qaynaq qüsurları olmasından ibarətdir. Çatlar, qaynaqlama prosesi qurtardıqdan sonra 420...370°C – dən aşağı temperaturadək soyutma prosesində və ya sonrakı günlər ərzində yaranırlar. Onlar, qaynaq birləşməsinin bütün zonalarında üzə çıxır və tikişin oxuna parallel və ya perpendikulyar yerləşə bilirlər (şək. 13.25). Çatların yaranma yeri və istiqaməti tikişin və əsas metalının tərkibindən, qaynaq gərginliklərinin komponentlərinin nisbətindən və bəzi digər şəraitlərdən asılıdır. TTZ –da uzununa SÇ daha çox olur. SÇ – ın yaranması əriyərək birləşmə xəttinə birləşən TTZ sahəsində austenit dənələrinin sərhədlərində onların ocaqlarının yaranması ilə başlayır (şək. 13.26). Çatların ocaqlarının uzunluğu austenit dənələrinin iki – üç diametrindən çox təşkil etmir. Bu halda dağılma nəzərə çarpacaq qədər plastiki deformasiya ilə müşayiət olunmur və praktiki olaraq kövrək kimi müşahidə olunur.



**Şək. 13.25. Legirli poladların qaynaq birləşmələrində soyuq çatların növləri:**

*1 – «ayrılma»; 2- «çəpər»; 3- əriyərək birləşmə zonası üzrə «kəsik» ; 4 – tikişdə uzununa çatlar.*



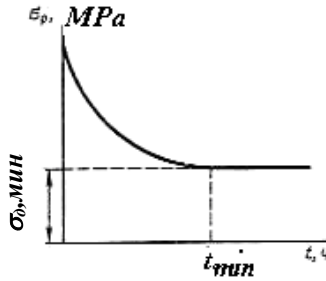


**Şəkil 13.26. Soyuq çatlar (A) ocağı sahəsində kristallararası dağılmanın xarakteri və onun TTZ – da (B) qarışıq sahədə inkişafı**

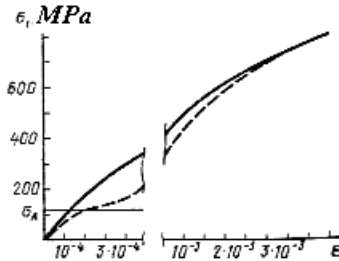
Ocağın sonrakı makro- və mikroçatlara inkişafı qarışıq xarakter daşıya bilər, yəni həm sərhədlər üzrə, eləcə də dənələrin cismi üzrə keçə bilər. Çatların, xüsusilə dənələrin cismi üzrə inkişafı nəzərə çarpacaq plastiki deformasiya ilə müşayiət olunur. SÇ – ın sınığı oksidləşmə izləri olmadan işıqlıdır: ocaq zonasında iri kristallik parlaq və çatın inkişaf zonasında xırda dənəli, tutqundur.

Soyuq çatlar – «təzəcə tablanmış» poladın tədricən dağılma hallarından biridir. Tədricən dağılmanın qanunauyğunluqları aşağıdakılardır: 1) dağılma kristallar arası xarakter daşıyır; 2) kiçik sürətlərlə ( $E < 10^{-4} s^{-1}$ ) və ya sabit qüvvə təsiri ilə deformasiya şəraitində yük qoyulduqdan sonra bir qədər inkubasiya dövründə baş verir; 3) tədricən dağılmaya müqavimət qısa müddətli möhkəmlikdən əhəmiyyətli dərəcədə kiçikdir və yükün təsir vaxtından asılıdır (şək. 13.27); 4) tədricən dağılmaya müqavimət, termiki təsir zona çatdıqdan sonra 10...20s vaxt müddətinə və minimal dağıdıcı yükün qoyulmasına uyğun gələn bir qədər minimal qiymətə ( $\sigma_{d.min}$ ) can artır; sonra dağılmaya müqavimət 1 sutkadan 10 sutkayadək müddətində «dincəlmə» prose-

si nəticəsində artır; 5) tədricən dağılmaya meyl sonrakı normal temperaturadək qızdırılmada bərpa olunaraq  $200^{\circ}\text{C}$  – dək aşağı soyutmada tamamilə aradan qaldırılır,  $370\dots420^{\circ}\text{C}$  – dək qızdırmada nəzərə çarpacaq qədər zəifləyir və  $470\dots570^{\circ}\text{C}$  – dək qızdırmada tamamilə yox olur.



**Şəkil 13.27.** Tədricən dağılmaya müqavimətin  $\sigma_0$  yükün təsir vaxtından  $t$  asılılığı.



**Şəkil 13.28.** Təzə tablanmış poladın deformasiya olunma xarakteri (ştrixli xətt birbaşa tablanmadan sonranı, bütöv xətt tablanma və «dincəlmədən»sonranı göstərir).

Təzəcə tablanmış poladın tədricən dağılma ocağının yaranmasını dənələrin sərhədyanı zonalarında mikroplastiki deformasiyalarla (MPD) bağlayırlar. Belə poladın strukturunda bərkidilməmiş, müqayisəli dərəcədə yüksək olmayan gərginliklərin təsirində sürüşməsinə qabil dislokasiyaların olması MPD-ni sürətləndirir. Təzəcə tablanmış martensitdə dislokasiyaların sıxlığı xüsusilə yüksəkdir. MPD - nin qiyməti  $10^{-6} \dots 10^{-4}$  diapazonundadır və qeyri – elastiklik həddindən yuxarı gərginliklərdə və ya mikroskopik axıcılıq həddində  $\sigma_{ax}$  (şək. 13.28) özünü göstərir. MPD prosesi – termiki aktivləşdiriləndir, yəni onun sürəti tətbiq olunan gərginliklərin temperaturu və qiymətindən asılıdır. «Dincəlmədən» sonra tablanmış poladın MPD qabiliyyəti yox olur. Tablanmış poladın yekun yüksək bərkliyi və axıcılıq həddi köhnəlmənin nəticəsidir, bu halda dislokasiyaların karbon atomları ilə bərkidilməsi baş verir. MPD – nin inkişaf xüsusiyyətləri yuxarıda göstərilən tədrici dağılmanın qanuna uyğunluqlarını yaxşı izah edir.

Tədricən dağılma ocaqlarının yaranmasında kristallararası dağılmanın mexanizmi onunla izah oluna bilər ki, maksimal dislokasiyalar sıxlığı və MPD – nin sıxlığı dənələrin sərhədyanı zonalarına düşürlər. Bu, onunla şərlənmişdir ki, martensit çerişi dənələrinin mərkəzi hissələrində çevrilişin temperatur intervalının yuxarı hissəsində başlayır, bu intervalın aşağı hissəsində sərhədyanı zonalarda qurtarır. Bundan başqa, lövhəvari martensitin yaranmasında onun iynələri dənələrin sərhədlərinə çıxışda onlara bitişik zonalarda dislokasiyaların yüksək sıxlığını və mikroqərginliklər səviyyəsinin yaranmasına səbəb olurlar.

Uzun müddətli yükləmədə dənələrin sərhədləri üzrə lokal MPD inkişaf edir, bunun nəticəsində dənələrin sərhədləri üzrə nisbətən sürüşmə və dönüşünü ehtimal edən Ziner – Stro sxemi üzrə kristallararası dağılma reallaşır (şək. 13.29).



***Şəkil 13.29. Dənələrin sərhədləri üzrə sürüşmədə çatların yaranması sxemi***

Soyuq çatların yaranmasını şərtləndirən əsas amillər aşağıdakılardır:

1) Martensit və beynit tipli təşkil edicilərin olması və həqiqi austenit dənəsinin də ölçüsü ilə xarakterizə olunan qaynaq birləşməsinin metalının struktur vəziyyəti,  $S_d$ ;

2) Çatların yaranma zonasında diffuzion hidrogen konsentrasiyası  $H_d$ ;

3) I növ dartıcı qaynaq gərginliklərinin səviyyəsi  $\sigma_{qaynaq}$ .

Soyuq çatların yaranmasını şərtləndirən TTZ-da böhran – struktur hidrogen və gərgin vəziyyət aşağıda göstərilən nisbətlərlə təsvir olunur. Onlar, kompyuterin tətbiqi sayəsində reqres-

siya analizi proqramının köməkliyi ilə T.T.Z – da struktur – hidrogen vəziyyətdə əsas metalın nümunələrində tədricən dağılmaya sınaqların nəticələrinin statistik emalı ilə alınmışlar. Rəy (cavab) funksiyası kimi çatəmələ gəlmə amillərinin böhran qiymətləri seçilmişdir: strukturun miqdarca tərkibi ( $S_{kr}$ ), diffuzion hidrogenin konsentrasiyası  $H_{d.kr}$ . və orta dağıdıcı gərginliklərin səviyyəsi  $\sigma'_{kr}$  aşağıdakı tənliklərlə hesablanır:

$$\begin{aligned}
 S_{kr} = & 714,754 + 37,467H_d\sigma^1 - \\
 & 31,006C + 37,093d_d\sigma^{1++} + 14,943H_d^2 + 1900,24Cd - \\
 & 54,444H_{dd} + 27,941(\sigma^1)^2 - 313,425C\sigma^1 - 197,069H_d - 324,147\sigma^1 - \\
 & 1161,793d_d - 527,92C^2 - 42,65CH_d + 299,65d_d^2; \\
 R = & 0,997; S_s = 4,4.
 \end{aligned} \tag{13.8}$$

$$\begin{aligned}
 H_{d.kr} = & 6,017 + 2,545d_d\sigma^1 + 0,002S_d\sigma^1 - 0,581C(\sigma^1)^2 + 0,191 - \\
 & 14,099d_d + 3,53d_d^2 - 0,014S_d - 2,61\sigma^1 - \\
 & 7,164C + 20,889Cd_d + 0,023S_{dd} + 0,009CS_d + 1,822C^2; \\
 R = & 0,999; S_H = 0,034;
 \end{aligned} \tag{13.9}$$

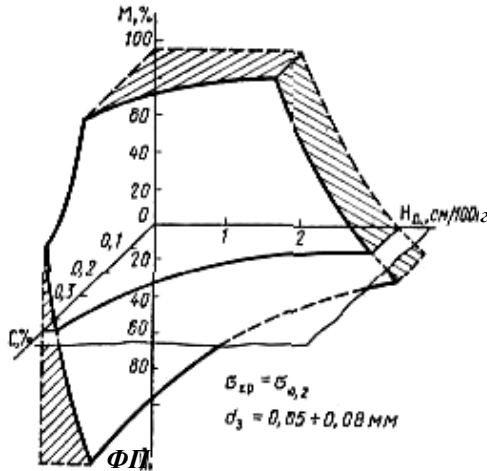
$$\begin{aligned}
 \sigma^1_{kr} = & 2,753 - 0,51H_{dd} + 0,307CH_d + 0,017H_d^2 - 4,186C - 0,005S_d - \\
 & 4,457d_d + 10,213Cd_d - 0,54H_d + 0,005CS_d + 0,005S_{dd} + 1,021C^2 + \\
 & 0,058d_d^2; \\
 R = & 0,998; S_\sigma = 0,024,
 \end{aligned} \tag{13.10}$$

burada C – karbonun miqdarı, %;  $S_d$ - struktur təşkiledicilərin həqiqi miqdarı, % (+ $S_d$  – martensit, qalanı beynit, -  $S_d$  – ferrit-perlit, qalanı beynit);  $d_d$  – həqiqi austenit dənəsinin diametri, mm;  $H_d$ - diffuzion hidrogenin həqiqi konsentrasiyası,  $sm^3/100q$

(xromotoqrafik usulla müəyyən olunub);  $\sigma^l$  – analiz olunan qatda normal qaynaq gərginliklərinin nisbi səviyyəsi ( $\sigma^l = \sigma_{qaynaq} / \sigma_{0,2TYZ}$ );  $R$ - korrelyasiya əmsalı;  $S$  – standart səhvlər.

Regressiya tənlikləri kimyəi tərkibləri aşağıdakı hədlərdə dəyişən poladlar üçündür:  $0,08...0,45\%C$ ,  $0,30...1,40\% Si$ ,  $0,30...2,0\%$  - dək  $Mn$ ;  $2,00\%$ -dək  $Cr$ ;  $4,00\%$ - dək  $Ni$ ,  $0,60\%$  - dək  $Mo$ ,  $0,20\%$  -dək  $V$ ,  $C_{ekv} \geq 0,45$ .  $S_{kr}$ ,  $H_{d.kr}$  və  $\sigma^l_{kr}$  tənlikləri  $\sigma_{qaynaq} / \sigma_{0,2TYZ}$  və  $d_d$  – nin sabit qiymətlərində  $S$ ,  $H_d$ ,  $C$  koordinatorlarında səthlərin ailəsindən ibarətdir. Müəyyən ehtimallı bu səthlərdən aşağı fazada soyuq çatların qaynaq birləşməsinin TYZ – da onların yaranmasından yuxarıda olmamasına uyğun gəlir.

TTZ – da SÇ – ın yaranmasına qarşı qaynaq birləşmələrinin dayanıqlığını qiymətləndirmək üçün həqiqi strukturu (ya da diffuzion hidrogenin maksimal konsentrasiyasını və ya qaynaq gərginliklərinin normal komponentinin maksimal qiyməti) böhranla müqayisə etmək vacibdir [(13.8) düsturu)]. Bu halda göstərilən analiz üçün SÇ – ın yaranmasını şərtləndirən bütün əsas amillərin miqdarca nəticələrinə malik olmaq zəruridir. Məsələn, strukturların müqayisəsində diffuzion hidrogenin konsentrasiyası və qaynaq gərginliklərinin qiymətlərini nəzərə almaq tələb olunur. TTZ – nin strukturunun miqdarca (sayca) qiymətləndirilməsi təcrübi yolla və ya təxmini hesablaşma ilə (13.3)...(13.4) düsturları ilə alınə bilər. TTZ – da  $H_d$  konsertrasiyasının müəyyən olunması – mürəkkəb məsələdir, onu, hal hazırda yalnız TYZ – nin eni üzrə hidrogenin paylanmasının böyük qradientlərilə əlaqədar hesablaşma yolu ilə həll etmək olar.



**Şkil 13.30. Qaynaqlamada soyuq çatların yaranmasına poladların potensial meyilliyini şərtləndirən amillərin böhran uyğunlaşmaları**

Metalda vəziyyətindən, halından və hərəkətliliyindən asılı olaraq, hidrogeni aşağıdakı mövcudluq formalarına bölürlər:

1) atomlar (ya ionlaşdırılmış) – həll olunma həddinədək (taraz) kristallik qəfəsdə həll olunmuş, həll olma həddindən yuxarı (qeyri – taraz) həll olmuş, qəfəsin qüsurları ilə rabitələnmiş (submikroskopik «tələlərdə» toplanmış):

2) molekulyar – mikro - və makroməsələrdə toplanmış (kolektorlarda);

3) diffuzion – hərəkətli ( $H_d$  – müxtəlif cinsli metallar halında konsentrasiyalar, temperatur, gərginliklər, həll olma qradientlərinin yaranmasında qəfəsdə həll olunmuş atomar hidrogen aiddir;

4) bərkidilmiş – verilən şəraitlərdə metalda diffuziyaya qabil olmayan; bu formaya tələlərdəki atomar hidrogen və kollektorlarda molekulyar hidrogen aid ola bilər.

Hidrogenin bütün formaları temperaturdan asılı termodinamiki tarazlıqlardır. Temperaturu müəyyən səviyyədən yuxarı yüksəltəndə onun bir formasının digərlərinə nəzərə çarpacaq keçdi başlayır: həll olunan qeyri – taraz – taraza, tələlərdə rəbitələnmiş – həll olunana, molekulyar – atomara.

Bir halda ki, həmişə məhdud cismin səthində hidrogen konsentrasiyasının qradienti mövcuddur,  $H_d$  – nin atmosfərə fasiləsiz çıxışı baş verir. Müəyyən vaxtdan sonra praktiki olaraq, hidrogenin mövcudluğunun bir formasından digərinə keçidini nəzərə alaraq, bütün hidrogen metaldan desorbsiya olunmalıdır. Normal temperaturda  $H_d$  – nin əsas hissəsi metaldan nisbətən tez desorbsiya olunur. Xüsusilə bərkidilmiş hidrogenin  $H_d$  – yə keçidi fəvqəladə yavaş inkişaf edir, yəni bərkidilmiş hidrogen praktiki olaraq, metalda qeyri – məhdud vaxtda qalır. Bərkidilmiş hidrogenin konsentrasiyasının cəmində və verilən anda ayrılmağa çatdırmayan  $H_d$  qalıcı hidrogen  $H_o$  konsentrasiyasını təşkil edirlər.

$H_d$  – nin qaynaq birləşməsinin həcmi üzrə və onun konsentrasiyasının hər hansı tapşırılan nöqtədə paylanmasını təcrübi–hesabi üsulla müəyyən edirlər. Üsul, tikiş metalında  $H_{t(o)}$  ilkin diffuzion hidrogen konsentrasiyanın təcrübi yollarla müəyyən olunmasından, hidrogenin diffuziya əmsalının  $D_H$  tikiş, TTZ və əsas metal üçün temperaturdan və əsas metalda  $H_o$  qalıq hidrogenin (metallurji) keçid parametrlərindən və qaynaq



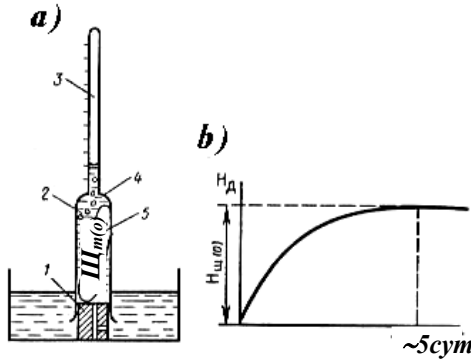
üçün qızdırmada və soyutmada əksinə asılılıqlarının müəyyən olunmasından ibarətdir. Hesabat hissəsi, verilən qaynaq birləşməsinin tipi, qaynaq recimi və diffuziya məsələsinin həlli üçün istilik məsələlərinin həllindən ibarətdir. Sonuncu bir cinsli materialların qaynağı üçün koordinatların iki ölçülü sistemində termodiffuzion axınları nəzərə alınmaqla hidrogenin qeyri – izotermiki diffuziyasını təsvir edən Fikin ikinci qanununun differensial tənliyinin ədədi differensial həllindən ibarətdir.

$$\begin{aligned} \frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial y} \left( D_H \frac{\partial C}{\partial y} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left( D_H \chi \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \\ + \frac{\partial}{\partial z} \left( D_H \frac{\partial C}{\partial z} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left( D_H \chi \frac{\partial T}{\partial z} \right) \end{aligned} \quad (13.11)$$

burada  $C - H_d$  konsentrasiyası,  $\text{sm}^3/100\text{q}$ ;  $t$ - vaxt, s;  $D_H$  – temperaturdan asılı olan hidrogenin diffuziyasının effektiv əmsalı,  $\text{sm}^2/\text{s}$ ;  $\chi$  – termoqradient əmsalı,  $\text{sm}^2/(100\text{q}\cdot\text{K})$ ;  $y, z$  – koordinatlardır, sm.

(13.11) həll etmək üçün əsas başlanğıc şərtlərdən biri –  $H_{t(0)}$ -nin dürüst qiymətinin nəzərə alınmasıdır.  $H_{t(0)}$  müəyyən etmək üçün qaynaq təcrübəsində bir sıra üsulları tətbiq edirlər: «karan-daş» spirtli və ya qliserinli nümunələr, vakuum ( $T_{\text{pi}}$  və Mİ-SiS üsulları) və xromatoqrafik (EQİ üsulu). Ən sadə «karan-daş» nümunəsi  $8 \times 12 \times 70$  mm ölçülü nümunənin su ilə soyudulan mis qəlibə üstəridilməsindən, suda təcili tablanması və onun spirtlə (və ya qliserinlə  $310 \dots 340\text{K}$  – dək qızdırılmış) xüsusi sınaq şüşəsində (evdiometr) yerləşdirilməsindən ibarətdir (şəkl 13.31). Evdiometrə ayrılan bütün  $H_d$  – ni  $H_{t(0)}$  kimi qəbul edirlər.  $H_d$  – nin tam ayrılma vaxtı 5 sutka təşkil edir. Ən

çox dəqiq xromatoqrafik üsul, lövhəvari  $8 \times 7,5 \times 25$  mm nümunənin səthinə valcıqla üstəritməni, onun təcili tablanmasını və hermetik kameraya yerləşdirilməsini nəzərdə tutur. Kameradan hidrogenin ayrılması üzrə dövrü olaraq qaz daşıyıcı buraxırlar (arqon), onun hidrogenlə qatışığını xromatoqrafla analiz edirlər. Kameranı  $420\text{K}$  temperaturu sobaya quraşdırırlar, bu halda əhəmiyyətli dərəcədə  $H_d$  – nin çıxımı sürətlənir, lakin hələ qalıcı hidrogenin  $H_d$  – yə keçidi baş vermir. Nümunənin qızdırılması nəticəsində sınaq vaxtı 5 sutkadan 2 saatadək qısalır. Xromatoqrafik üsulla alınmış  $H_{t(0)}$ –nun qiyməti təxminən 2 dəfə karandaş spirtli nümunə ilə alınmışdan üstündür.  $H_d$  diffuzion yənidən paylanmanın hesabını bu və ya digər üsulla müəyyən olunmuş,  $H_{t(0)}$ –ya (qəbul olunmuş) nəzərən yerinə yetirirlər.



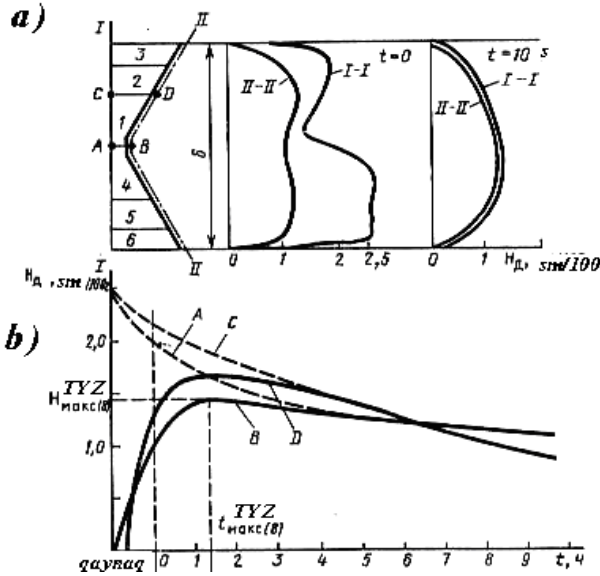
**Şəkil 13.31.**  $H_{t(0)}$  – nu qiymətləndirmək üçün (a) karandaş nümunə və nümunədən  $H_d$  – nin ayrılma kinetikası.  
1 – tıxac, 2 – spirt, 3 – ayrılan hidrogen, 4 – evdiometr, 5 – nümunə

İstilik və diffuziya məsələlərinin həllin kompyuterin köməklili ilə ədədi üsulla yerinə yetirirlər. Şək 13.32 –də X şəkilli kənarlı uc – uca çoxqatlı birləşmə üçün  $H_d$  – nin paylanması hesabının nəticələri göstərilmişdir. Qaynaq birləşmələrinin hidrogenlə doyurulmasının əsas asılılıqları aşağıdakılardır:

1) birləşmənin müxtəlif zonalarının hidrogenlə doyurulmasını iki parametrlə səciyyələndirmək olar –  $H_{d,max}$  maksimal qiyməti ilə və bu və ya verilən konsentrasiyanın əldə olunma vaxtı  $t_{max}$  ilə;

2) verilən tikişin və əsas metalın tərkibləri, metalın qalınlığı və kənarın hazırlanma tipi üçün  $H_{d,max}$  – in növünün parametrləri əsasən  $H_{t(0)}$  ilə müəyyən olunur,  $t_{max}$  – in parametrləri isə – qaynağın istilik rejimi ilə müəyyən olunurlar.  $H_{s,max}^{TYZ} = (0,3...0,6) H_{t(0)}$ ;  $t_{max}^{TYZ}$  qaynaqlamadan sonra sıfırdan bir neçə on saatadək hədlərdə dəyişir.

Qaynaq gərginlikləri təcrübi və ya hesablama yolu ilə müəyyən oluna bilər. Təcrübi üsul, müqayisəli dərəcədə böyük bazada tikişdə və TYZ – da gərginliklərin orta qiymətlərini qiymətləndirməyə imkan verir. Lakin gərginliklərin paylanmasını, harada ki, dəyişmə qradienti tamamilə böyük olan TYZ – da onların təcrübi yolla tapmaq olmaz. Prinsipcə belə paylanma hesablama yolu ilə tapıla bilər, lakin qaynaq gərginliklərinin hesablanması çox mürəkkəbdir və praktiki olaraq, yalnız bir sıra fərdi hallar üçün mümkündür.



**Şəkil 13.32. X-şəkilli (a) çoxqatlı uc – uca birləşmənin müxtəlif kəsikləri üzrə və vaxtın müxtəlif anlarında (b) (1-6 nömrəli qatlar)  $H_d$  – nin paylanması.**

Ucları üzrə sərt bağlanmış elementlərin qaynaq halı üçün tikişin oturmasından yaranan eninə qaynaq gərginlikləri təxminən vərəqin qalınlığı üzrə (oz oxu üzrə) TYZ – da onların paylanmasını təsvir edən aşağıda göstərilən ifadəyə əsasən müəyyən olunmuşdur.

$$\sigma_y^{(z)} = \frac{E}{2b_0} \frac{1}{(1+4ez/\delta^2)} \frac{\delta}{\delta_t} \left( A \frac{\alpha}{c\gamma} \frac{q}{\nu\delta} - \varepsilon_1 b_t - \varepsilon_2 2b_{tz} \right) \times \quad (13.12)$$

$$\times \left\{ \frac{1}{1+m[E/(2b_d \cdot 10^2)]^n} \right\},$$

burada  $E$  – elastiklik modulu, MPa;  $b_b$ - bağlanma yerinədək tikişin mərkəzindən qaynaqlanan elementlərin uzunluğu, sm;  $e$  – eksentrisitet (tikişin kəsiyinin ağırlıq mərkəzindən qaynaqlanan vərəqin ortasınadək öz şaquli oxu üzrə məsafə), sm;  $z$  – hesabı nöqtədən öz şaquli oxu üzrə vərəqin ortasınadək məsafə, sm (vərəqin ortasından yuxarı  $z$  və  $u$  sıfırdan azdır, aşağı isə sıfırdan yüksəkdir);  $\delta$  - vərəqin qalınlığı, sm;  $\delta_t$  – tikişin hündürlüyü, sm;  $q$  – istilik mənbəyinin effektiv gücü, C/s;  $\nu$  – qaynaqlama sürəti, sm/s;  $\alpha$  -termiki əmsal, 1/K;  $c\gamma$  - həcmi istilik tutumu, c/(sm<sup>3</sup>.K);  $\varepsilon_{f1}$  və  $\varepsilon_{a2}$  – tikiş və TTZ – nin faza deformasiyası%,  $b_t$  və  $b_{ttz}$ - tikişin və TTZ-nin faza deformasiyası, %  $b_t$  və  $b_{TTZ}$  – tikişin və TTZ – Nin faza deformasiyası,%;  $b_t$  və  $b_{TTZ}$  – tikişin və TTZ-nin eni sm;  $A$ ,  $m$  və  $n$  – eksperimental əmsallar (uyğun olaraq, 1,0; 0,086; 0,37 bərabər qəbul olunmuşlar).

Çatlara meylliliyin qiymətləndirilmə usullarını aşağıdakılara bölürlər:

1) dolaylı və birbaşa (qiymətləndirmə əhəmiyyətinin xarakterinə görə);

2) keyfiyyət və miqdarca (qiymətləndirmə meyarının xarakterinə görə).

3) Müqayisəli və mütləq (qiymətləndirmə meyarlarının istifadəsi xarakterinə görə).

Dolaylı üsullar, qaynaq birləşmələrinin sınaqsız kimyəvi tərkibinə görə hesablama yolu ilə çatlara meylliyini qiymətləndirməyə imkan verirlər. Belə üsullardan biri –  $C_{ekv}$  karbonun ekvivalentinin qiymətinə görə poladın potensial meylliyinin qiymətləndirilməsidir (13.5).  $C_{ekv}$  qiyməti poladın tablandırma

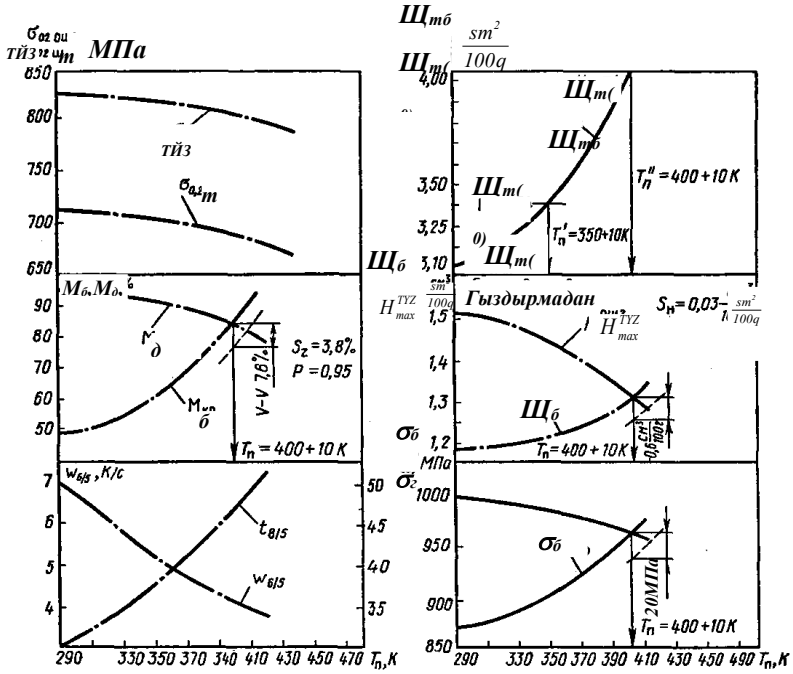
dərinliyini səciyyələndirir, yəni,  $\omega_{m2}$  və  $\omega_{m1}$  tablanmalarını şərtləndirən, onun böhran soyutma sürətlərinə mütənəsibdir. Verilən termiki tsikldə  $C_{ekv}$  nə qədər böyükdürsə, TTZ – da strukturda tablanma təşkil edicilərinin miqdarı bir o qədər böyükdür. Lakin  $C_{ekv}$  onların xassələrini, məsələn, karbonun miqdarı ilə müəyyən olunan martensitin tetraqonallığını və bərkliyini nəzərə almır. Aydındır ki, nəticəsini (13.5) nəzərə alaraq C – nin və  $H_d$  – nin konsentrasiyasının miqdarının poladlarda bərabər olması şərtində çatların yaranmasına müxtəlif markalı poladların potensial meyilliyinin müqayisəli sayca (miqdarca) göstəricisi kimi  $C_{ekv}$  istifadə etmək olar. Praktik nəticələrə görə poladlar  $C_{eks} > 0,45\%$  olduqda, əksər hallarda çatların yaranmasına potensial meyilli olurlar.

Böhranla həqiqi struktur – hidrogen və gərgin halın müqayisəsinə əsaslanmış SÇ – in yaranmasına qarşı qaynaq birləşmələrinin dayanıqlığının hesablanması daha mükəmməldir. İstilik məsələsinin, strukturun hesablanmasından, diffuzion hidrogenin paylanmasından, qaynaq gərginliklərinin həllindən ibarət kompyuterdə proqram üzrə belə hesabat (13.2)...(13.4), (13.11), (13.12) asılıqlarına uyğun yerinə yetirilir. Proqram seçilmiş materialları, qaynaq düyünlərinin hazırlanmasının konstruktiv və texnoloji variantlarını qiymətləndirməyə imkan verir. Proqramın köməyi ilə QT qızdırmasının temperaturundan asılı olaraq çatların yaranmasına məsul fiziki proseslərin inkişafını əyani əks etdirən qaynaqlanma qabiliyyətinin texnoloji xəritəsi tərtib oluna bilər. Xəritələr, qızdırma üçün lazım olan temperaturu və çatları aradan qaldıran tikişdəki buraxıla bilən hidroje-

nin miqdarını müəyyən etməyə imkan verirlər (şək. 13.33).

Proqramın tərtib olunmasında qaynaq gərginliklərinin hesablanması çox çətinidir. Mövcud proqramlar (məsələn, «MU-TU – LТр2 – çatadözümlülük») (13.12). – dən istifadə olunmaqla, (aşağıda baxılmışdır) *СЭВ – 19ХТ* standart tipli texnoloji nümunəsi sərt bərkidilmiş elementlərdən uc – uca qaynaq birləşmələrinə tətbiqən işlənmişlər.

Poladların SÇ–a meyilliini qiymətləndirmənin birbaşa üsulları qaynaq texnoloji nümunələrindən və qaynaq birləşmələrinin xüsusiləşdirilmiş mexaniki sınaqlarından ibarətdir. Nümunələr, çatların yaranmasını şərtləndirən bir və ya bir neçə əsas amilin intensiv inkişafına qaynağın konstruksiyası və texnologiyasının səbəb olduğu qaynaq nümunələridir. Təyinatına görə nümunələri laborator və müəyyən tətbiq sahələrinə görə bölürlər. Laborator nümunələr, hər hansı növ qaynaq konstruksiyalarının hazırlanması üçün onların tətbiqinə aid olmadan materialların müqayisəli qiymətini verirlər. Tətbiq sahəsinə görə nümunələr, müəyyən növ qaynaq konstruksiyalarının hazırlanmasının konstruktiv, texnoloji və iqlim şəraitinə maksimal yaxın şəraitlərdə materialları qiymətləndirirlər. Onların köməyi ilə konstruksiyaların hazırlanmasında çatların olmamasını təmin edən material və texnologiyayı yekun olaraq seçirlər.

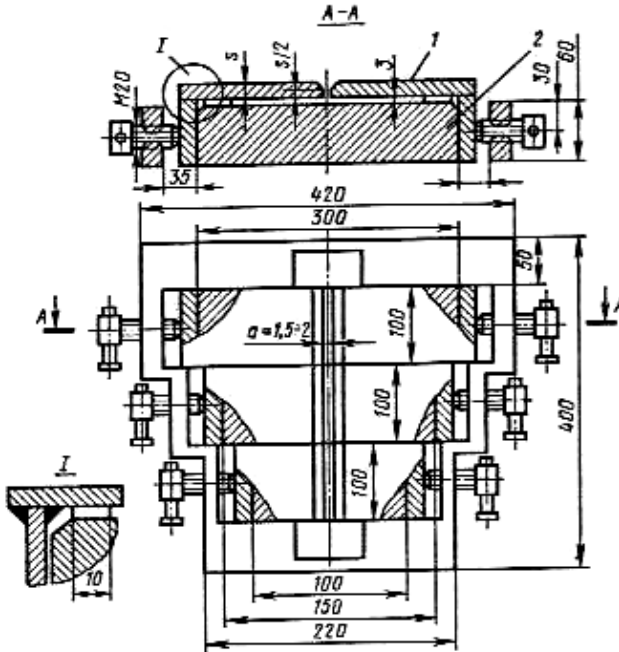


**Şəkil 13.33.** *C3B-19XT ( $B_d=50\text{mm}$ ) nümunəsinə tətbiq olunmaqla 40 mm qalınlıqlı 18X2H4MA ( $C=0,11\%$ ) qaynaqlanma qabiliyyətinin texnoloji xəritəsi. Flüs altında avtomatik qaynaq  $q/v=45818\text{c/sm}$ , tikiş Cb – 03XQH3MD,  $H_{(0)}=4; 3,4$  və  $3,05\text{sm}^3/100q$*

Laborator nümunələrin ən çox effektivlərindən biri - C3B-19XT DÜİST 26388-84 üzrə standart nümunəsidir (şək 13.34). Qaynaqlanan elementlərin uzunluğu ilə fərqlənən üç yastı düzbucaqlı uc - uca 1 nümunələrindən dəsti sınığa uğra-



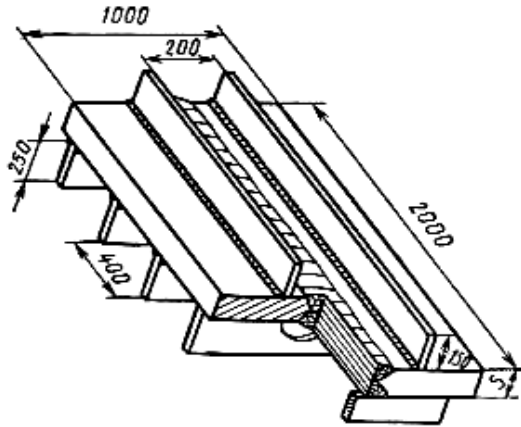
dırlar  $2b_1=100$ ,  $2b_2=150$ ,  $2b_3=300$ mm). Qaynaqlamadan qabaq nümunələri 2 sərt sıxıcı tərtibatda bərkidirlər. Bütün nümunələr dəstini eyni zamanda bir gedişdə hər bir qaynaq üsulu və poladın qalınlığı üçün qaynaqlayırlar. Qaynaqlamadan sonra nümunələri 20saat ərzində bərkidilmiş halda saxlayırlar. Qaynaq tikişinin oturması nəticəsində birləşmələrdə nümunələrin uzunluğuna əks mütənəsb eninə qaynaq gərginlikləri inkişaf edirlər. Təxminən onların qiymətləri (13.12) düsturu üzrə müəyyən oluna bilər.



**Şəkil 13.34. CƏB – 19XT texnoloji qaynaq nümunəsi**

Bu gərginliklərin uzun müddətli təsirindən TYZ metalının tədricən dağılması mümkündür, o, SÇ – ın yaranması şəklində özünü göstərir. Çatları gözlə baxmaqla, həmçinin, tikişin səthini və kökünü, həmçinin, ona bitişik TTZ – nın azot turşusunun 5% -li sulu məhlulu ilə aşılamaqla aydınlaşdırırlar. Qurutduqdan sonra nümunələri dağıdırılar. Sınığı lupanın köməyi ilə üç dəfə böyütməklə gözlə baxışla aydınlaşdırılan aşıllanmış hissələrin sınağında yaranan SÇ kimi qəbul edirlər. SÇ – ın yaranmasına qaynaq birləşmələrinin metalının meyilliyinin göstəricisi kimi çatların yarandığı ( $2b_{kr}$ ) qaynaqlanan elementlərin maksimal uzunluğu, əlavə sayca göstəricisi kimi isə – çatın cəmi uzunluğunun  $l_c$  tikişin uzunluğuna  $l_t$  faizlə nisbəti ( $l_c/l_t \cdot 100\%$ ) və ya SÇ – ın artıq yaranmadığı minimal qızdırma temperaturu  $T_{q\ min}$  qəbul edirlər.

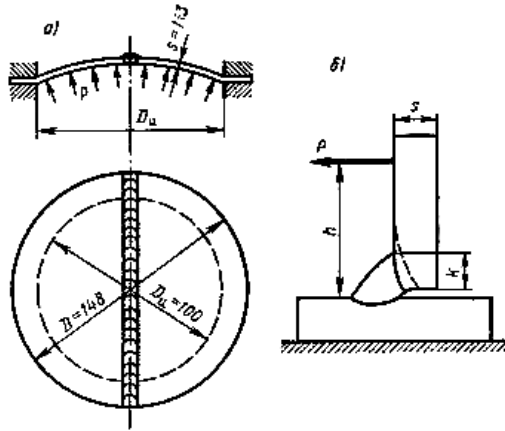
Tətbiq sahəsinə görə təyinatlı nümunələrdən biri VNIİTS nümunəsidir. Nümunə, gəmi gövdə konstruksiyalarının çox qatlı uc – uca birləşməsini imitasiya edən natur nümunədir (şək. 13.35). Nümunənin qaynağını oxşar cinsli konstruksiyaların istehsalında qəbul olunmuş texnologiya üzrə yerinə yetirirlər. Nümunənin başlanğıc temperaturu 250... 500K təşkil edir. 1 sutkadan artıq nümunəni saxladıqdan sonra anod – mexaniki kəsmənin köməkliyi ilə eninə və uzununa templetlərə kəsirlər, onlardan metalloqrafik şliflər hazırlayırlar. Çatları, üçqat böyütmə lupasını tətbiq etməklə şlifləri vizual baxışı ilə aydınlaşdırırlar. Çatlara qarşı qaynaq birləşmələrinin dayanıqlığının göstəricisi kimi çatların yaranmadığı başlanğıc temperatur xidmət edir.



**Şəkil 13.35. Texnoloji qaynaq nümunəsi VNİİTS**

Xüsusiləşdirilmiş mexaniki sınaqlar üsulu xarici sabit uzun müddətli təsir edən yüklərlə qaynaq nümunələrinin tədricən dağılmasına əsaslanmışdır. Nümunələr seriyasını təyinatına görə müxtəlif yüklərlə dərhal qaynaq qurtardıqdan sonra yükləyirlər və 20- 24 saat ərzində yük altında onları saxlayırlar. SÇ – ın yaranmasına qaynaq birləşmələrinin müqavimətinin metalının miqdarca müqayisəli göstəricisi kimi çatlarnın yaranmağa başladığı xarici yükləmədən yaranan minimal dartıcı gərginliyi  $\sigma_d$  min qəbul edirlər.(şək. 13.27). Göstərilən usulda SÇ tədricən dağılma xarakterinə malikdirlər və qaynaqlamadan sonrakı dövrdə yaranırlar, lakin onun nəzərdə tutduğu yükləmə recimi işə təyinatına görə müxtəlif qalıcı qaynaq gərginliklərinin təsirini əks etdirir. Bu üsulun müxtəlif növləri nümunələrin forma və ölçürələrilə, onların qaynaqlanma texnologiyası ilə, çatlarnın aydınlaşdırılma proseduru və tətbiq olunan sınaq avadanlığı ilə fərqlənirlər.

LTP2 usulu üzrə poladın qalınlığından asılı olaraq bir neçə tip nümunələri sınaırlar (şək. 13.36) (DÜİST26338-84). Nümunələri, tənzimləməyə və tələb olunan QTT verməyə imkan yaranan su ilə soyudulan mis sıxıcı tərtibatlarda qaynaqlayırlar. Nümunələr 420...320K – dək soyudulduqda həmin anda onları yükləyirlər: 1...3mm qalınlıqlı yastı dairəvi nümunələri, lövhənin konturu üzrə paylanmış P yükü ilə sərt bağlanmış əyilmə sxemi üzrə, 10...20mm qalınlıqlı polad tavrda nümunələri –  $M_0 = Ph$  əyici momentlə sınaqların nəticəsində elastiklik nəzəriyyəsi üzrə dağıdıcı gərginliklərin təxmini qiymətlərini müəyyən edirlər:



**Şəkil 13.36. LTP2 üsulu ilə qaynaq nümunələrinin forması, ölçüləri və yükləmə sxemi: a-1...3 mm qalınlıqlı; b-8...20mm qalınlıqlı**

yastı nümunə üçün

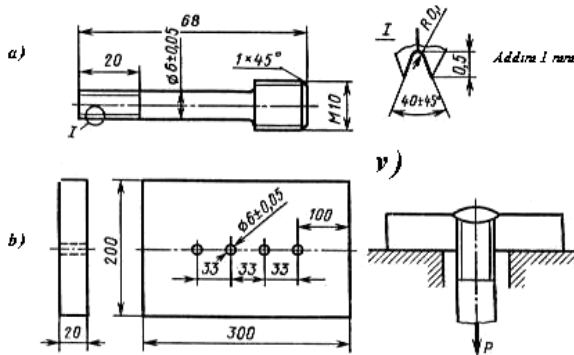
$$\sigma_x = \sigma_y = 0,12(D_u / s)_p^2 + 4,4 \cdot 10^{-4} (1 / E)(D_p / s)^6 p^2;$$

tavr nümunə üçün

$$\sigma_y = 6M_{\text{я}} (b\bar{R}^2),$$

burada  $b$  – nümunənin eni;  $\bar{R}$  – nümunənin şaquli divarında ti-kişin orta katetidir.

Fransız tədqiqatçıları tərəfindən təklif olunmuş «implant» üsulu vintvari kəsiklə silindrik nümunə – calağın (implantın) sınağı-nı nəzərdə tutur (şək. 13.37) (DÜİST 26388-84). Nümunəni lövhənin deşiyinə sürüşdürərək oturdaraq quraşdırırlar, onun üzərinə qaynaq valcığını üstəridirlər və eyni zamanda nümunə-nin üst hissəsini qaynaqlayırlar; QTT – ni  $q/v$  – ni dəyişməklə tənzimləyirlər. Standart qtt kimi 10s bərabər  $t_{8/5}$  – li tsikl qə-bul olunmuşdur. 420...370K diapazonunda soyutma prosesində nümunələri sabit dartıcı qüvvə ilə yükləyirlər. Dağıdıcı gərgin-likləri, gərginliklər konsentrasiyasını nəzərə almadan kəsikdə nümunənin eninə kəsiyinə nəzərən hesablayırlar.

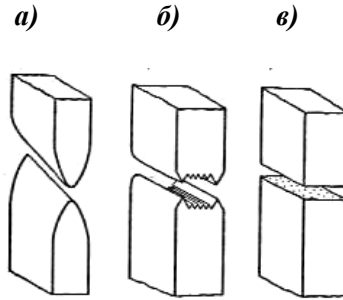


Şəkil 13.37. Nümunə – calağ (a), qaynaqlanacaq lövhə (b) və «implant» üsulu üzrə nümunənin yüklənmə sxemi(v).

Mexaniki sınaqların köməkliyiylə alınmış çatlara müqavimətəin göstəricilərini QTDТ şəraitində metalın yalnız texnoloji möhkəmlyini qiymətləndirirlər, ona görə də onlar çatlara qarşı qaynaq birləşmələrinin və konstruksiyaların dayanıqlılığını qiymətləndirmək üçün birbaşa tətbiq oluna bilməzlər. Belə ki, soyuq çatların yaranması, həm də, qaynaq konstruksiyalarında qaynaq gərginliklərinin qiymətindən asılıdır. Prinsipə, belə qiymətləndirmə, qaynaq birləşməsinin eyni bir zonasında çatlara müqavimət göstəricisi və qaynaq gərginliklərinin müqayisəsi yolu ilə yerinə yetrilə bilər.

### **5.3. Qaynaq birləşmələrinin metalının kövrək dağılması və təkrar qızdırmanın çatları.**

Metalların plastiki (özlü) və kövrək dağılmasını fərqləndirirlər. Plastiki dağılmanın xarakterik xüsusiyyəti – eninə daralma və ya uzanmaya nəzərən onlarla və ya hətta yüzlərlə faiz təşkil edən böyük öncə gedən plastiki deformasiyadır. Yüksək plastikli materiallar maksimal toxunan gərginliklərin təsiri altında kəsmə yolu ilə (sürüşmə) dağılırlar (şək. 13.38,a). Bir qədər az plastiklilər «konus – piyalə» tipli dağılma alırlar (şək. 13.38,b). Sınıq tutqun rəngə və lifli xarakterə malikdir. Plastiki dağılma böyük miqdarda enerji sərfi tələb edir, ona görə də konstruksiyaların istismarında nisbətən nadir hallarda baş verir.



**Şəkil 13.38. Plastik (özlü) (a,b) və kövrək (v) dağılmanın görünüşü**

Kövrək dağılma nəzərə çarpacaq plastiki makrodeformasiya ilə müşayiət olunmur və axıcılıq həddindən yüksək olmayan orta gərginliklərin təsirində baş verir. Dağılmanın trayektoriyası düzxətliyə yaxındır, sınıq səthə normaldır və kristallik xarakterə malikdir (şək. 13.38,v). Kövrək dağılma, qaydaya görə, kristaldaxilidir. Dağılma, normal gərginliklərin təsiri altında baş verir və qopma müstəvisi adlanan ən kiçik qablaşdırılmış kristalloqrafik müstəvi boyu yayılır. Bəzi şəraitlərdə kövrək dağılma kristallitlər arası (məsələn, hidrogen kövrəkliyində) olur. Kövrək dağılma, çox hallarda gözlənilmədən birdən baş verir və az enerji sərfi ilə böyük sürətlə yayılır. Bir sıra hallarda o, istismar prosesində qaynaq konstruksiyalarının fəlakətli dağılmasına səbəb olur.

HMK qəfəsli metallar və ərintilər istismar şəraitindən asılı olaraq plastiki və kövrək dağıla bilirlər: temperaturdan, yükün qoyulma sürətindən gərgin vəziyyətin növündən, iti kəsimlərin olmasından və digər amillərdən asılı olaraq baş verə

bilər. Kövrək dağılmaya meyillik ərintilərin tərkibindən və strukturundan asılıdır. Dislokasiyaların hərəkətliliyini blokada edən qatışıq və legirleyici elementlər kövrək dağılmaya meyilliyi yüksəldirlər. Plastikdən kövrək dağılmaya keçid, temperaturu aşağı saldıqda, deformasiya etmə sürətini yüksəltəndə və verilən ərinti üçün xarakterik müəyyən hədlərədək kəsiyin siviliklərinin artırılmasında baş verə bilər.

Kövrək dağılma prosesi üç mərhələdən ibarət ola bilər: çatın yaranması, tədricən (stabil) onun inkişafı və dağılmanın (sel) tərzində (qeyri – stabil) yayılması. Materialdan, məmulatın həndəsəsindən və yükləmə şərtlərindən asılı olaraq tədrici dağılma mərhələsinin davamiyyəti müxtəlif ola bilər: ya tamamilə olmaya bilər, ya da uzun müddətli ola bilər. Sonuncu halda ayrı – ayrı konstruksiyaları istismara çatla, ya da onların tədricən inkişafına nəzarət və seçəkili dağılmanın öz vaxtında qarşısını almaq şərtilə çata oxşar qüsurlarla buraxırlar. Bünun üçün tədricən inkişaf sürətini və çatın qeyri – stabil yayılmasının onun böhran ölçüsündən yuxarıda başlamasını bilmək zəruridir.

Kövrək dağılmanın yaranması və yayılmasına metalın olan müvafiqətinə meyilliyini qiymətləndirmək üçün usullar mövcuddurlar. Kövrək dağılmaya meylin qiymətləndirmə usullarından ən çox yayılmışları müxtəlif temperaturalarda zərblə əyilməyə  $V$  – şəkilli kəsikli Şarpi nümunələri seriyasının sınağıdır. Qiymətləndirmə meyarı- özlükdən kövrək dağılmaya keçidin böhran temperaturu  $T_b$  və ya soyuqşınma həddidir (şək. 13.39), o  $200\text{kC/m}^2$  bərabər minimal zərbə özlüyünün əldə olduğu temperatura uyğun gəlir.  $T_b$  nə qədər yüksək olarsa,



kövrək dağılmaya metalın meyilliliyi bir o qədər böyükdür.  $T_b$  qiymətini, tərkibi və strukturu ilə fərqlənən materialların müqayisəli qiymətləndirilməsi üçün istifadə edirlər.

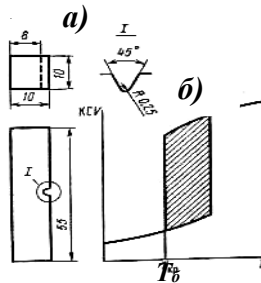
Metalın kövrək çətin qeyri–stabil yayılmasına müqavimətini qiymətləndirmək üçün qarşılıqlı əlaqədə olan iki meyardan birini tətbiq edirlər: gərginliklərin intensivliyinin kritik əmsalı  $K_{Ic} (H/m^{3/2})$  və ya dağılmanın özlülüyü  $G_{Ic} (c/m^2)$ .

Gərginliklərin intensivlik əmsalı  $K_I$ , aparıcı kövrək çətin kənarında lokal zonada dartıcı gərginliklərin nisbətən yüksəldilməsini səciyyələndirilir:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi l},$$

burada  $\sigma$ - xarici yükdən orta gərginlik;  $l$  – məmulatın həndəsəsindən və çətin vəziyyətindən asılı, çətin uzunluğuna ekvivalent kəmiyyətdir.

$K_{Ic}$  – nın qiyməti – materialın xassələrini xarakterizə edən konstantadır.  $K_I \geq K_{Ic}$  olduqda, kövrək çətin qeyri – stabil yayılması başlayır.



**Şəkil 13.39. Zərbə sınaqları üçün Şarpi nümunəsi (a) və sınaqların nəticələrinin diaqramı (b)**

Dağılmanın özlülüyü  $G_{lc}$ , qeyri – stabil inkişafda vahid uzunluqda çatın artmasına enerji sərfindən və materialın xassələrini səciyyələndirən konstantadan ibarətdir:

$$G_{lc} = \frac{K_{lc}^2}{E} (1 - \nu^2),$$

burada  $\nu$  – Puasson əmsalı;  $E$  – Yunq moduludur.

$K_{lc}$  - nin qiymətini, süni yaradılmış çatla onların statiki əyilmə və ya dartılma yolu ilə nümunələrin özlülüyə sınaqlarının köməkliyi ilə müəyyən edirlər. Nümunənin ölçülərinin nisbətini (çatın qalınlığı, eni və uzunluğu) elə seçirlər ki, çatın zirvəsindəki zonada yastı deformasiya halı yaransın. Çatın qeyri – stabil böyüməsinin başlanğıcına uyğun gələn yükü (onun uzunluğunun 2% qədər sıçrayışlarla artması) böhran hesab edirlər və ona görə  $K_{lc}$  – ni hesablayırlar.

$K_{lc}$  və  $G_{lc}$  konstantalarını materialların müqayisəli qiymətləndirilməsi üçün və çatlar və ya çata oxşar texnoloji, qüsurlar olduqda istifadə edirlər (məsələn, qaynaq birləşmələrində qaynaqlanmamalar, əriyərək birləşmə, makroçatlar).  $K_{lc}$  – ni bilərək, xarici yükdən buraxıla bilən orta gərginliyi və ya çatın böhran ölçüsünü hesablamaq olar, onlar əldə olunanadək konstruksiya çatla istismar oluna bilər.

Polad konstruksiyaların qaynaq birləşmələri, bir sıra hallarda, mənfi temperaturlarda iş şəraitində və dinamiki yükləmə şəraitlərində kövrək dağılmaya meyillidirlər. Buna  $t_{tz}$  – da metalın  $Q_{tDT}$  – nin təsiri nəticəsində kövrəkləşməsi, həmçinin, gərginliklərin həndəsi konsentratörünün və qalıq qaynaq gərginliklərinin olması səbəb olur. Az karbonlu poladların birləş-

mələrində 470...770°C – dək qızdırılmış ttz sahələri kövrək dağılmaya meyillidirlər. Onların kövrəkləşməsi, poladın deformatsiya köhnəlməsi ilə əlaqədardır.

Legirli poladların birləşmələrində kövrəkliyin ən böyük dərəcəsini, austenit çevrilişi nəticəsində bərk və az plastiklikli struktur təşkilədicilərinin yaranması və dənələrin böyüməsi nəticəsində əriyərək birləşmə xəttindən 0,1mm – ə yaxın məsafədə tyz sahələri alırlar («transformasiya» kövrəkliyi adlanan). Kövrəkləşmənin səbəblərindən biri kristallitlərarası (dənələrarası) kövrək dağılmanı yaradan, dənələrin sərhədlərindəki aşqarların seqreqasiyası ola bilər. Bu səbəb, tabəksiltmə kövrəkliyinə uğradılmış bəzi legirlənmiş poladların çoxqatlı qaynaq birləşmələri üçün səciyyəvidir. Qaynaq birləşməsinin müxtəlif zonalarının kövrəkləşmə dərəcəsi, əsas metala nəzərən Tb artırılması ilə qiymətləndirilə bilər. Çatların yayılmasına zonaların müqaviməti, həm də, onların uyğun K<sub>Ic</sub> və G<sub>Ic</sub> qiymətlərilə qiymətləndirilir.

Qaynaq birləşmələrinin metalının kövrəkləşmə dərəcəsinin aşağı salınması və ya tapşırılmış Tb, K<sub>Ic</sub> və G<sub>Ic</sub> –nin təmin olunması texnoloji və metallurji üsullarla əldə olunur. Az karbonlu üçün – q/v – nin məhdudlaşdırılması və ya qaynaq birləşmələrinin yüksək tabəksildilməsidir. Legirli poladlar üçün texnoloji tədbirlər soyuq çatların aradan qaldırılması üçün tətbiq olunan üsullara analogidirlər. Məsələn, metallurci üsullar tamamilə effektivdirlər. Poladların MO, Ni – lə legirlənməsi, zərərli aşqarların miqdarının aşağı salınmasına səbəb olur (S, P, O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> və H<sub>2</sub>) və onların kövrək dağılmalara meyilliyini azal-

dır. EPT və VQT poladları və onların qaynaq birləşmələrinin metalı kifayət qədər Tb – in aşağı qiymətlərinə malikdirlər.

#### **5.4. Soyuq çatlara qaynaq birləşmələrinin metalının meyilliyinin qiymətləndirmə üsulları**

Çatlara meyilliliyin qiymətləndirilmə usullarını aşağıdakılara bölürlər:

4) dolayı və birbaşa (qiymətləndirmə əhəmiyyətinin xarakterinə görə);

5) keyfiyyət və miqdarca (qiymətləndirmə meyarının xarakterinə görə).

6) Müqayəsəli və mütləq (qiymətləndirmə meyarlarının istifadəsi xarakterinə görə).

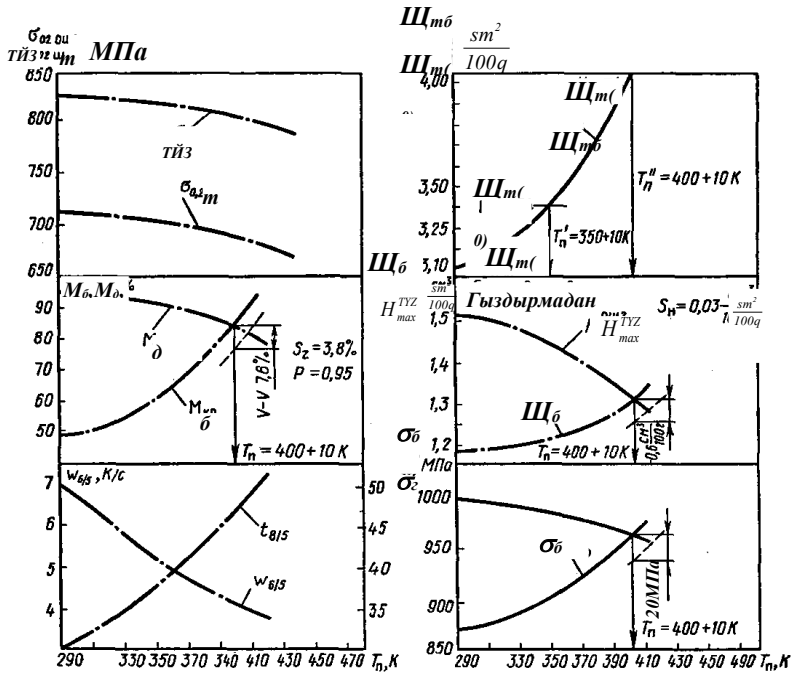
Dolayı üsullar, qaynaq birləşmələrinin sınaqsız kimyəvi tərkibinə görə hesablama yolu ilə çatlara meyilliyini qiymətləndirməyə imkan verirlər. Belə üsullardan biri –  $C_{ekv}$  karbonun ekvivalentinin qiymətinə görə poladın potensial meyilliyinin qiymətləndirilməsidir (13.5).  $C_{ekv}$  qiyməti poladın tablandırma dərinliyini səciyyələndirir, yəni,  $\omega_{m2}$  və  $\omega_{m1}$  tablanmalarını şərtləndirən, onun böhran soyutma sürətlərinə mütənasibdir. Verilən termiki tsikldə  $C_{ekv}$  nə qədər böyükdürsə, TTZ – da strukturdə tablanma təşkil edicilərinin miqdarı bir o qədər böyükdür. Lakin  $C_{ekv}$  onların xassələrini, məsələn, karbonun miqdarı ilə müəyyən olunan martensitin tetraqonallığını və bərkliyini nəzərə almır. Aydınır ki, nəticəsini (13.5) nəzərə alaraq C – nin və  $H_d$  – nin konsentrasiyasının miqdarının poladlarda bərabər olması şərtində çatların yaranmasına müxtəlif markalı poladların

potensial meyliyinin müqayisəli sayca (miqdarca) göstəricisi kimi  $C_{ekv}$  istifadə etmək olar. Praktiki nəticələrə görə poladlar  $C_{eks} > 0,45\%$  olduqda, əksər hallarda çatlardan yaranmasına potensial meyli olurlar.

Böhranla həqiqi struktur – hidrogen və gərgin halın müqayisəsinə əsaslanmış SÇ – in yaranmasına qarşı qaynaq birləşmələrinin dayanıqlığının hesablanması daha mükəmməldir. İstilik məsələsinin, strukturun hesablanmasından, diffuzion hidrogenin paylanmasından, qaynaq gərginliklərinin həllindən ibarət kompyuterdə proqram üzrə belə hesabat (13.2)...(13.4), (13.11), (13.12) asılılıqlarına uyğun yerinə yetirilir. Proqram seçilmiş materialları, qaynaq düyünlərinin hazırlanmasının konstruktiv və texnoloji variantlarını qiymətləndirməyə imkan verir. Proqramın köməyi ilə QT qızdırmasının temperaturundan asılı olaraq çatlardan yaranmasına məsul fiziki proseslərin inkişafını əyani əks etdirən qaynaqlanma qabiliyyətinin texnoloji xəritəsi tərtib oluna bilər. Xəritələr, qızdırma üçün lazım olan temperaturu və çatlardan aradan qaldırma tikişdəki buraxıla bilən hidrogenin miqdarını müəyyən etməyə imkan verirlər (şək. 13.33).

Proqramın tərtib olunmasında qaynaq gərginliklərinin hesablanması çox çətinidir. Mövcud proqramlar (məsələn, «MU-TU – LTp2 – çatadözümlülük») (13.12). – də istifadə olunmaqla, (aşağıda baxılmışdır) CƏB – 19XT standart tipli texnoloji nümunəsi sərt bərkidilmiş elementlərdən uc – uca qaynaq birləşmələrinə tətbiqən işlənmişlər.

Poladların SÇ–a meyliyini qiymətləndirmənin birbaşa üsulları qaynaq texnoloji nümunələrindən və qaynaq birləşmələrinin xüsusiləşdirilmiş mexaniki sınaqlarından ibarətdir. Nümunələr, çatların yaranmasını şərtləndirən bir və ya bir neçə əsas amilin intensiv inkişafına qaynağın konstruksiyası və texnologiyasının səbəb olduğu qaynaq nümunələridir. Təyinatına görə nümunələri laborator və müəyyən tətbiq sahələrinə görə bölürlər. Laborator nümunələr, hər hansı növ qaynaq konstruksiyalarının hazırlanması üçün onların tətbiqinə aid olmadan materialların müqayisəli qiymətini verirlər. Tətbiq sahəsinə görə nümunələr, müəyyən növ qaynaq konstruksiyalarının hazırlanmasının konstruktiv, texnoloji və iqlim şəraitinə maksimal yaxın şəraitlərdə materialları qiymətləndirirlər. Onların köməyi ilə konstruksiyaların hazırlanmasında çatların olmamasını təmin edən material və texnologiyamı yekun olaraq seçirlər.

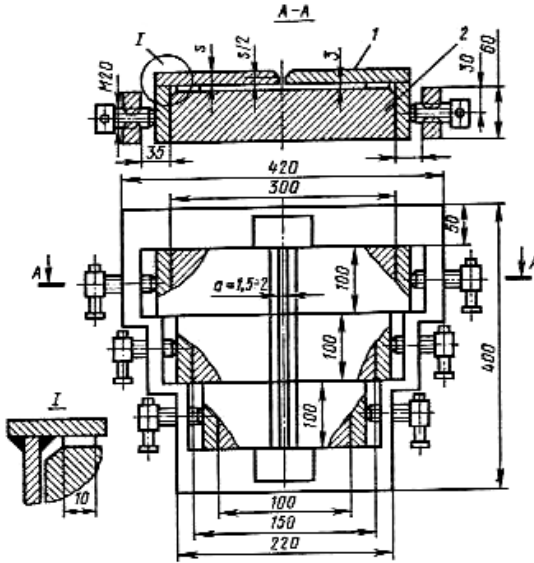


Şəkil 13.33. CEB-19XT ( $B_d=50\text{mm}$ ) nümunəsinə tətbiq

olunmaqla 40 mm qalınlıqlı 18X2H4MA ( $C=0,11\%$ ) qaynaqlanma qabiliyyətinin texnoloji xəritəsi. Flüs altında avtomatik qaynaq  $q/v=45818\text{c/sm}$ , tikiş Cb – 03XQH3MD,  $H_{t(0)}=4; 3,4$  və  $3,05\text{sm}^3/100q$

Laborator nümunələrin ən çox effektivlərindən biri - CEB-19XT DÜİST 26388-84 üzrə standart nümunəsidir (şək 13.34). Qaynaqlanan elementlərin uzunluğu ilə fərqlənən üç yastı düzbucaqlı uc – uca 1 nümunələrindən dəsti sınığa uğradırlar ( $2b_1=100, 2b_2=150, 2b_3=300\text{mm}$ ). Qaynaqlamadan qabaq

nümunələri 2 sərt sıxıcı tərtibatda bərkidirlər. Bütün nümunələr dəstini eyni zamanda bir gedişdə hər bir qaynaq üsulu və poladın qalınlığı üçün qaynaqlayırlar. Qaynaqlamadan sonra nümunələri 20saat ərzində bərkidilmiş halda saxlayırlar. Qaynaq tikişinin oturması nəticəsində birləşmələrdə nümunələrin uzunluğuna əks mütənəsb eninə qaynaq gərginlikləri inkişaf edirlər. Təxminən onların qiymətləri (13.12) düsturu üzrə müəyyən oluna bilər.



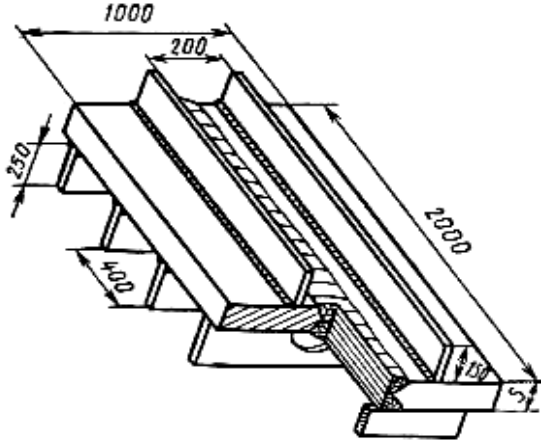
**Şəkil 13.34. CƏB – 19XT texnoloji qaynaq nümunəsi**

Bu gərginliklərin uzun müddətli təsirindən TYZ metalının tədricən dağılması mümkündür, o, ŞÇ – ın yaranması şəklində özünü göstərir. Çatları gözlə baxmaqla, həmçinin, tikişin



səthini və kökünü, həmçinin, ona bitişik TTZ – nın azot turşusunun 5% -li sulu məhlulu ilə aşılamaqla aydınlaşdırırlar. Qurutduqdan sonra nümunələri dağıdırılar. Sınığı lupanın köməyi ilə üç dəfə böyütməklə gözlə baxışla aydınlaşdırılan aşıllanmış hissələrin sınağında yaranan SÇ kimi qəbul edirlər. SÇ – ın yaranmasına qaynaq birləşmələrinin metalının meyilliyinin göstəricisi kimi çatların yarandığı ( $2b_{kr}$ ) qaynaqlanan elementlərin maksimal uzunluğu, əlavə sayca göstəricisi kimi isə – çatın cəmi uzunluğunun  $l_c$  tikişin uzunluğuna  $l_t$  faizlə nisbəti ( $l_c/l_t \cdot 100\%$ ) və ya SÇ – ın artıq yaranmadığı minimal qızdırma temperaturu  $T_{q\ min}$  qəbul edirlər.

Tətbiq sahəsinə görə təyinatlı nümunələrdən biri VNIİTS nümunəsidir. Nümunə, gəmi gövdə konstruksiyalarının çox qatlı uc – uca birləşməsini imitasiya edən natur nümunədir (şək. 13.35). Nümunənin qaynağını oxşar cinsli konstruksiyaların istehsalında qəbul olunmuş texnologiya üzrə yerinə yetirirlər. Nümunənin başlanğıc temperaturu 250... 500°C təşkil edir. 1 sutkadan artıq nümunəni saxladıqdan sonra anod – mexaniki kəsmənin köməkliyi ilə eninə və uzununa templetlərə kəsirlər, onlardan metalloqrafik şliflər hazırlayırlar. Çatları, üçqat böyütmə lupasını tətbiq etməklə şlifləri vizual baxışı ilə aydınlaşdırırlar. Çatlara qarşı qaynaq birləşmələrinin dayanıqlığının göstəricisi kimi çatların yaranmadığı başlanğıc temperatur xidmət edir.

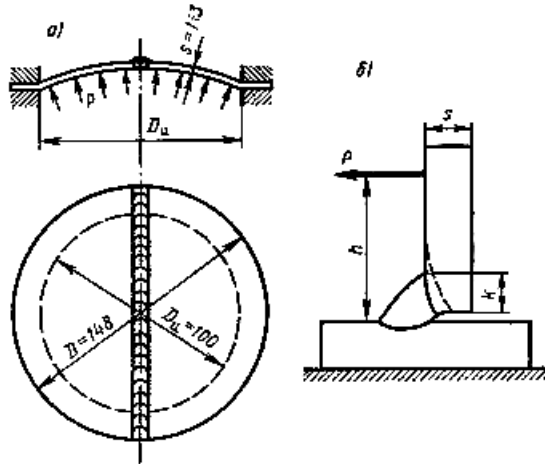


**Şəkil 13.35. Texnoloji qaynaq nümunəsi VNİİTS**

Xüsusiləşdirilmiş mexaniki sınaqlar üsulu xarici sabit uzun müddətli təsir edən yüklərlə qaynaq nümunələrinin tədricən dağılmasına əsaslanmışdır. Nümunələr seriyasını təyinatına görə müxtəlif yüklərlə dərhal qaynaq qurtardıqdan sonra yükləyirlər və 20- 24 saat ərzində yük altında onları saxlayırlar. SÇ – in yaranmasına qaynaq birləşmələrinin müqavimətinin metalının miqdarca müqayisəli göstəricisi kimi çatların yaranmağa başladığı xarici yükləmədən yaranan minimal dartıcı gərginliyi  $\sigma_{d \min}$  qəbul edirlər.(şək. 13.27). Göstərilən usulda SÇ tədricən dağılma xarakterinə malikdirlər və qaynaqlamadan sonrakı dövrdə yaranırlar, lakin onun nəzərdə tutduğu yükləmə recimi isə təyinatına görə müxtəlif qalıcı qaynaq gərginliklərinin təsiri əks etdirir. Bu üsulun müxtəlif növləri nümunələrin forma və ölçülərilə, onların qaynaqlanma texnologiyası ilə, çatların

aydınlaşdırılma proseduru və tətbiq olunan sınaq avadanlığı ilə fərqlənirlər.

LTP2 usulu üzrə poladın qalınlığından asılı olaraq bir neçə tip nümunələri sınayırlar (şək. 13.36) (DÜİST26338-84). Nümunələri, tənzimləməyə və tələb olunan QTT verməyə imkan yaran su ilə soyudulan mis sıxıcı tərtibatlarda qaynaqlayırlar. Nümunələr  $420...320^{\circ}\text{C}$  – dək soyudulduqda həmin anda onları yükləyirlər: 1...3mm qalınlıqlı yastı dairəvi nümunələri, lövhənin konturu üzrə paylanmış  $P$  yükü ilə sərt bağlanmış əyilmə sxemi üzrə, 10...20mm qalınlıqlı polad tavrda nümunələri –  $M_0 = Ph$  əyici momentlə sınaqların nəticəsində elastiklik nəzəriyyəsi üzrə dağıdıcı gərginliklərin təxmini qiymətlərini müəyyən edirlər:



**Şəkil 13.36. LTP2 üsulu ilə qaynaq nümunələrinin forması, ölçüləri və yükləmə sxemi: a-1...3 mm qalınlıqlı; b-8...20mm qalınlıqlı.**

yastı nümunə üçün

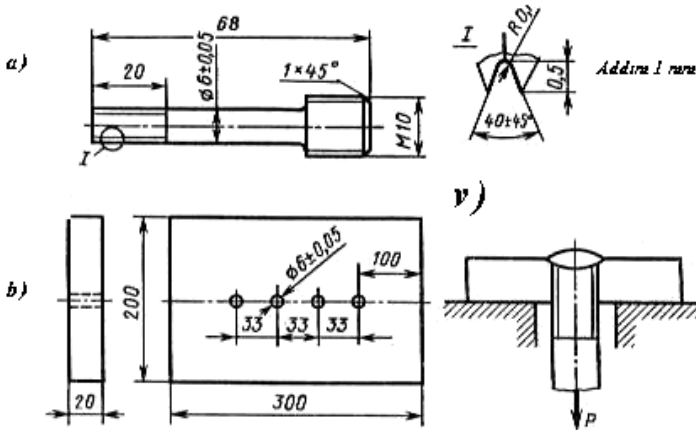
$$\sigma_x = \sigma_y = 0,12(D_u / S)_p^2 + 4,4 \cdot 10^{-4}(1 / E)(D_p / s)^6 p^2;$$

tavr nümunə üçün

$$\sigma_y = 6M_{\pi} (b\bar{R}^2),$$

burada  $b$  – nümunənin eni;  $\bar{R}$  – nümunənin şaquli divarında tikişin orta katetidir.

Fransız tədqiqatçıları tərəfindən təklif olunmuş «implant» üsulu vintvari kəsiklə silindrik nümunə – calağın (implantın) sınağını nəzərdə tutur (şək. 13.37) (DÜİST 26388-84). Nümunəni lövhənin deşiyinə sürüşdürərək oturdaraq quraşdırırlar, onun üzərinə qaynaq valcığını üstəridirlər və eyni zamanda nümunənin üst hissəsini qaynaqlayırlar; QTT – ni  $q/v$  – ni dəyişməklə tənzimləyirlər. Standart qtt kimi  $10s$  bərabər  $t_{8/5}$  – li tsikl qəbul olunmuşdur. 420...370K diapazonunda soyutma prosesində nümunələri sabit dartıcı qüvvə ilə yükləyirlər. Dağıdıcı gərginlikləri, gərginliklər konsentrasiyasını nəzərə almadan kəsikdə nümunənin eninə kəsiyinə nəzərən hesablayırlar.



**Şəkil 13.37. Nümunə – calaq (a), qaynaqlanacaq lövhə (b) və «implant» üsulu üzrə nümunənin yüklənmə sxemi (v).**

Mexaniki sınaqların köməkliliklə alınmış çatlara müqavimətin göstəricilərini QTDT şəraitində metalın yalnız texnoloji möhkəmliyini qiymətləndirirlər, ona görə də onlar çatlara qarşı qaynaq birləşmələrinin və konstruksiyaların dayanıqlığını qiymətləndirmək üçün birbaşa tətbiq oluna bilməzlər. Belə ki, soyuq çatlara yaranması, həm də, qaynaq konstruksiyalarında qaynaq gərginliklərinin qiymətindən asılıdır. Prinsipə, belə qiymətləndirmə, qaynaq birləşməsinin eyni bir zonasında çatlara müqavimət göstəricisi və qaynaq gərginliklərinin müqayisəsi yolu ilə yerinə yetirilə bilər.

### **5.5. Legirlənmiş poladların soyuq çatlara qarşı müqavimətini yüksəltmə üsulları**

Qaynaq birləşmələrində soyuq çatların aradan qaldırılması üsulları; 1) qaynaq birləşmələrinin metalının strukturunu tənzimləmə; 2) tikişdə diffuzion hidrogen konsentrasiyasının aşağı salınması; 3) qaynaq gərginliklərinin səviyyəsini azaltmaq yolu ilə onların yaranmasını şərtlənirən əsas amillərin mənfi təsirinin azaldılmasına və ya aradan qaldırılmasına yönəldilmişdir. Strukturun tənzimlənməsi üsullarına 13.3 bəndində baxılmışdır. Soyuq çatların qarşısını almaq üçün ən çox əksər hallarda əvvəlcədən və ya sonra qaynaq birləşmələrinin qızdırılmasını tətbiq edirlər. Tərkibində aktiv karbidəmələgətiricilər olmayan karbonlu və az legirli poladların qaynağında qızdırma tikiş və TYZ – da tablanmış strukturu aradan çıxara bilər. Bundan başqa, qızdırma  $H_d$  – nin birləşmədən intensiv kənarlaşdırılmasına kömək edir. Qızdırma mümkün olmadıqda və ya tətbiqi məqsədə uyğun olmadıqda, qaynaqlamadan dərhal sonra qaynaq düyunlərinin aşağı və ya yüksək təbəksilməsini aparırlar. SÇ – 1 aradan qaldırmaq üçün bir sıra hallarda (böyük olmayan qalınlıqlı martensit poladlar) UTC induktorunun köməklili ilə və ya konsentrasiya olunmuş istilik mənbələrini 2...3 dəq müddətində 100K-dək qızdırmaqla yerli qısa müddətli təbəksilmə kifayətdir.

Tikiş metalının tərkibi TYZ – nin müqavimətinə əhəmiyyətli təsir göstərir, lakin tikişin TYZ – ya təsir mexanizmi hələ kifayət qədər öyrənilməyib. Kristallaşmanın, austenitin çevrilmə temperaturunun əsas metaldakından daha aşağı temperatürə malik qaynaq materiallarının, həmçinin hidrogenin yüksək

həll olmasına və onun aşağı diffuziya əmsalına malik qaynaq materiallarının tətbiqi effektivdir. Bu effektlərlə ferritperlit əvəzinə austenit qaynaq materiallarının tətbiqində TYZ – nin çatlara müqavimətinin əhəmiyyətli dərəcədə yüksəlməsini izah etmək olar. Ferrit-perlit qaynaq materialları barədə məlumatlar vardır ki, tikişdə austenitin parçalanma temperaturunun TYZ – da austenitin parçalanma temperaturu üzərində 80...100°C qədər yüksəlməsi optimaldır.

Qaynaq tikişinin metalında hidrogenin konsentrasiyasının aşağı salınması üsulları, əsasən, qövsün atmosferini hidrogenlə təchiz edən mənbələrin kənarlaşdırılmasına əsaslandırılmışlar. Bu, flüor – kalsiumlu örtüklü elektrodların 720...770°C – də, az silisiumlu flüslərin 870°C – də və flüor – kalsiumlu flüslərin 1170°C – də 3...5 saat ərzində közərdilməsidir; mühafizə edici qazların şəhlik nöqtəsi 218°C – dən yuxarı olmayan səviyyədə qalması üçün onların selikogellə qurudulması, qaynaqlanacaq kənarların və qaynaq məftilinin pasdan, yağdan və digər çirkərdən təmizlənməsidir.

Bir sıra hallarda birləşmənin maye dəmirində həll olmayan qövsün atmosferində hidrogenin rabitələndirilməsini nəzərdə tuturlar. Bu baxımdan elektrodların əsası örtükləri və mümkün maksimal  $CaF_2$  miqdarlı flüslər, həmçinin, tərkibində yayma  $FeO$  yanığı olan flüslər effektivdirlər. Analoji effekt  $CO_2+O_2$  (20%) qatışığı  $CO_2$ + xladon 12 (5%) qatışığı atmosferində qaynaqlamada əldə olunur.

Qaynaq gərginliklərinin səviyyəsinin aşağı salınması üzrə tədbirlər, həmşə soyuq çatlara qarşı qaynaq birləşmələrinin da-

yanıqlığının yüksəldilməsinə səbəb olurlar. Gərginliklərin tən-  
zımlənmə üsullarına yuxarıda baxılmışdır (fəsil 11-ə bax)

### **5.6. Təkrar qızdırma çatları**

Təkrar qızdırma çatları , qaynaq gərginliklərini çıxarmaq məqsədilə qaynaq birləşmələrinin yüksək tabəksildilməsi prosesində yaranırlar. Onlar, az legirli və legirli poladlar üçün, xüsusilə Cr – Mo – V perlit oda möhkəm poladlar üçün xarakterikdirlər. Çatlar, TTZ – nin iri dənəli hissəsində kristallitlərarası dağılmasından ibarətdirlər. Çatlamamanın böhran temperaturları intervalı 770...970°C – dir.

Təkrar qızdırma çatlarına meyillilik poladın tərkibindən, TTZ- nin mikrostrukturundan və qalıcı qaynaq gərginliklərinin qiymətlərindən asılıdır. Poladın tərkibində Cr, Mo, V, həmçinin, Cu, Nb, Ti ə aşqarların (P, As, Sb və s.) olması, çatlamaya meylin yaranmasına səbəb olur. Təxminən çatların yaranmasına potensial meyilliyi aşağıdakı ifadəyə görə qiymətləndirmək olar:

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 8,1V - 2,$$

buna əsasən,  $\Delta G > 0$  olduqda, poladlar təkrar qızdırma çatlarının yaranmasına potensial meyillidirlər. C-nun miqdarının yüksəldilməsi çatların yaranmasına meyilliyi artırır, Mn və Ni – lə legirlənmə onu aşağı salır.

Çatların yaranmasını, qaynaq gərginliklərinin relaksasiyasını (götürülməsini) şərtləndirən sürüngəcliyin lokal plastiki deformasiyası ilə əlaqələndirilirlər. Böhran temperaturları intervalında qızdırma və saxlamaqla, dənələrin cismində xırda dis-



pers karbid zərrəciklərinin ayrılmasına gətirib çıxarırlar. Sonuncuların möhkəmləndirilməsi, dənələrin sərhədyanı sahəsində üstünlüklə plastiki deformasiyanın inkişafına səbəb olur. Dənələrin nisbətən yerdəyişməsi nəticəsində birləşmə yerlərində mikrogərginliklərin zirvələri yaranırlar, onlar mikroçatların ocaqlarının yaranmasına səbəb olurlar. Mikroçatların yaranması, dənələrin koqezion möhkəmliyini (ilişmə möhkəmliyini) aşağı salan onların sərhəddində aşqarların seqreqasiyası ilə yüngülləşir.

Təkrar qızdırma çatlarının yaranmasına poladların meyliyinin keyfiyyətli qiymətləndirilməsini sərt qaynaq nümunələrinin sınağı yolu ilə alırlar. Onları qaynaqlamadan sonra 5...15 saat ərzində yüksək tabəksiltməyə uğradırlar. Sınaqların nəticəsinə görə poladları çatlamaya meyli və meyilli olmayanlara ayırırlar. Müqayisəli sayca qiyməti LTP2 və ya «implant» üsulu vasitəsilə qaynaq nümunələrinin mexaniki sınağı yolu ilə alırlar. Bunu, yüksək tabəksiltmə temperaturunda uzun müddətli yükləmə şəraitlərində yerinə yetirirlər. Çatlamamanın başladığı xarici yükədən minimal gərginlikləri təkrar qızdırma çatlarının yaranmasına müqavimətin göstəricisi kimi qəbul edirlər.

Təkrar qızdırma çatlarının aradan qaldırılması tədbirləri poladın səmərəli legirlənməsinin seçilməsini, xüsusilə *Mo* və *V* miqdarının mümkün minimumadək azaldılmasını, qaynaq düyünlərində qalıcı gərginliklər səviyyəsinin aşağı salınmasını və tabəksiltmə temperaturunu 970K – dən yuxarı yüksəldilməsini nəzərə alır.

**ÜÇÜNCÜ BÖLMƏ**  
**ELEKTROLİTLƏR HAQQINDA**  
**VI. FƏSİL**  
**ELEKTROKİMYANIN ELEMENTLƏRİ**

Elektrik sahəsində yerdəyişmə etməyə qabil, müsbət və mənfi ionlara malik sistem elektrolit adlanır.

Elektrolitlər aşağıdakı proseslərdə yaranırlar:

1. İonlara dissosiasiya etməyə qabil polyar həlledicilərdə digər polyar molekulların həll olması zamanı (zəif elektrolitlər);

2. İon kristallarının və ya kovalent polyar əlaqəli kristalların əridilməsi zamanı (güclü elektrolitlər);

3. İon kristallarının və ya kovalent polyar əlaqəli kristalların əridilməsi zamanı onlarda ərimə temperaturlarından yüksək temperaturlarda ionlar yarada bilərlər (ion məhlulları-M.C. Temkin tərəfindən təklif olunmuşdur). Qazların ionlaşdırılması elektrolitlərin yaranmasına gətirib çıxarmır, əsas elektrik cərəyanını keçirən zərrəcik elektron olacaqdır.

Qaynaq metallurğiyasında xüsusi rol ion məhsulları tipli elektrolitlərə məxsusdur, onlar flüslərin, elektrod örtüklərinin və ovuntu məftillərinin əridilməsi zamanı yaranırlar və metallarla aktiv qarşılıqlı təsirdə olurlar. Elektrolitlərin qalan növləri aşılamaq üçün qaynağa metalların hazırlanması zamanı istifadə olunurlar və ya qaynaq birləşmələrinin elektrokimyəvi korroziyası proseslərində iştirak etmək üçün istifadə edilirlər.

Zəif elektrolitlərin başlıca xarakteristikası- həll olma zamanı götürülmüş molekulların sayına parçalanan molekulların sayının nisbəti ilə müəyyən olunan  $\alpha$  dissosiasiya dərəcəsidir. O ionların sayını və məhlulda qalmış molekulların sayını  $i$  dissosiasiya əmsalında müəyyən edir:

$$\left. \begin{aligned} K_x A_{\check{y}} &\rightleftharpoons xK^{\check{y}+} + \check{y}A^{x-}; \\ u &= 1 - \alpha + x\alpha + \check{y}\alpha = 1 + \alpha(x + \check{y} - 1) \end{aligned} \right\} \quad (8.76)$$

Əgər təyinatə görə  $\alpha < 1$ , onda  $i > 1$  və  $\alpha = 0$  olduqda, vahidə istiqamətlənir, bununla dissosiasiyanın olmadığı göstərilir. Elektrolitlərin məhlulda zərrəciklərinin sayının yüksəlməsi ona gətirib çıxarır ki, Raul qanunu məhlulların konstant nöqtələrinin dəyişməsi və onlar üzərindəki buxarın təzyiqi üçün düzəlişlər tələb edirlər:

$$\frac{\Delta p}{p} = \frac{n}{H} u;$$

$$\Delta T_{\text{krist}} = K_{\text{krist}} \frac{M \cdot 1000}{M\check{e}} u; \quad (8.77)$$

$$\Delta T_{\text{gəyname}} = K_{\text{gəyname}} \frac{M \cdot 1000}{M\check{e}} u$$

P. Debay tərəfindən inkişaf etdirilmiş güclü elektrolitlər nəzəriyyəsi daha mürəkkəbdir, belə ki, ion kristallarının həll olması zamanı ionlar hidratlaşaraq məhlula keçirlər və onlar orada molekullar yaratmırlar.

### **6.1. Elektrolıtlər və onların yaranması**

Əks yüklənmiş hidratlaşdırılmış ionlar arasında qarşılıqlı təsir qüvvələri, onların aktivliyini həm istilik hərəkətlərində, həm də elektrik sahəsində yerdəyişmədə azaldırlar:

$$a = \gamma c, \quad (8.78)$$

burada  $a$  - ionların aktiv konsentrasiyası;  $\gamma$ - aktivlik əmsalı;  $c$  - məhlulun konsentrasiyasıdır.

Aktivlik əmsalı  $\gamma$ , həmçinin, zəif elektrolıtlərin  $\alpha$  dissosiasiya dərəcəsi temperatur və konsentrasiyalar funksiyasından ibarətdir, temperaturun yüksəlməsilə artır və məhlulun konsentrasiyası artdıqda aşağı düşür, əlbəttə, molekulların düzülüşündən və onların dayanıqlılığından asılıdırlar.

Son kristalların və ya kovalent polyar əlaqəli kristalların əridilməsi zamanı yaranan ion məhlulları, nəhəng konsentrasiyaya malikdirlər, belə ki, bərk cisimlərin əridilməsi zamanı ərintinin həcmi yalnız 6-8% artır. Ərintidə ionlar arasındakı məsafə kristalda onlar arasındakı məsafəyə yaxın olacaqdır, nəticədə, onlar arasındakı qarşılıqlı təsir enerjisi, onların kristallik qəfəsdəki enerjisinə yaxınlaşacaqdır.

İon məhlullarında aktivlik əmsalı tamamilə böyük olmayacaqdır, lakin məhlulda ionların böyük konsentrasiyası  $a$  yaradılacaqdır [bax. (8.78) düsturu].

## 6.2. Elektrolitlərin elektrik keçiriciliyi

Elektrolitlərin elektrik keçiriciliyi- onların başlıca fiziki xassəsidir. O yük daşıyıcılarının- ionların sayına görə, onların yüklənməsi və elektrik sahəsinin qüvvə xətlərinin istiqamətində dreyfin sürətilə müəyyən olunur:

$$\mathcal{K} = H_K + z_K + U_{K^+} + H_a - z_a - U_{a^-}, \quad (8.79)$$

burada  $c$ - cərəyanın sıxlığı;  $H_{K^+}$ ,  $H_{a^-}$  - vahid həcmdə müxtəlif işarəli ionların sayı;  $z_{K^+}$  və  $z_{a^-}$  - ionların yükləri;  $U_{K^+}$  və  $U_{a^-}$  - ionların dreyfinin sürətidir.

İonların dreyflərinin sürəti potensialın düşməsindən asılı olacaqdır:

$$U = \omega \Delta E \Delta, \quad (8.80)$$

burada  $\omega$ - ionun hərəkətliliyi və ya hərəkətin mütləq sürəti;  $\Delta E/\ell$  - potesial düşgüsü;  $v$  - ionun yerdəyişmə sürətidir.

İonların hərəkətinin mütləq sürətlərinin qiymətini (8.79) tənliyində yerinə qoyuruq:

$$\mathcal{K} = (H_K + z_K + \omega_{K^+} + H_a - z_a - \omega_{a^-}) \Delta E / \ell \quad (8.81)$$

və xüsusi elektrik keçiriciliyinə keçirik:

$$\sigma = \mathcal{K} / \Delta \Delta = H_K + z_K + \omega_{K^+} + H_a - z_a - \omega_{a^-}. \quad (8.82)$$

(8.82) tənliyi iki iona parçalanan binar elektrolit üçün yazılmışdır. Ümumi halda, o, mürəkkəb olacaqdır. İonların sayını

elektrolitin sulu məhlulları üçün  $1 \text{ cm}^3$ -da konsentrasiya və dissosiasiya dərəcəsini nəzərə almaqla hesablamaq olar:  $n = CaN/1000$ , ionun yükü isə  $e = \Phi/H$  olacaqdır, burada  $\Phi$  - Faradey ədədi;  $H$  - Ayaqadro ədədidir. (8.82) tənliyini yenidən yazırıq və elektrolitlərin sulu məhlulları üçün aşağıdakı ifadəni alırıq:

$$\sigma = (z\alpha/100) (\omega_{k^+} + \omega_{a^-}) \Phi \quad (8.83)$$

Elektrodlar sistemin elektrik keçiriciliyinə bərabər, öz aralarında 1 mol həll olmuş və ya ərimiş maddəni təşkil edən, birbirindən 1 sm məsafədə yerləşmiş elektrodlar sisteminin elektrik keçiriciliyinə bərabər olan molekulyar elektrik keçiriciliyi (vahid yüklü ionlar üçün) anlayışını daxil edirik. Xüsusi və molekulyar elektrik keçiriciləri arasındakı nisbət aşağıdakı kimidir:

$$\text{Məhlullar üçün } \lambda = 1000\sigma\alpha = \alpha (\omega_{k^+} + \omega_{a^-}) \Phi;$$

$$\text{Ərintilər üçün } \lambda = M\sigma\alpha' = (M/\rho) (\omega_{k^+} + \omega_{a^-}) \Phi \quad (8.84)$$

İon məhlulları öz aralarında qarşılıqlı təsirdə olan yalnız müsbət və mənfi ionlardan ibarətdir. Lakin müxtəlif ionlar energetik olaraq, bərabər qiymətli deyillər, belə ki, onların elektrik sahələrinin gərginliyini xarakterizə edən ümumiləşdirilmiş potensialları öz aralarında fərqlənirlər.

Ümumiləşdirilmiş potensial ionun radiusuna bölünmüş ionun yükünə bərabərdir:

$$B_o = He/\rho = 1,44 H/\rho, \quad (8.85)$$

burada  $B_o$  - ionun ümumiləşdirilmiş potensialı;  $n$  - ionun valentliyi;  $r$  - Q.Holdşmidt və ya Q.B. Bokiye görə ionun radiusu;  $e$  - elektronun yüküdür.

İonların bəzi xassələri cədvəl 8.6-da göstərilmişdir.

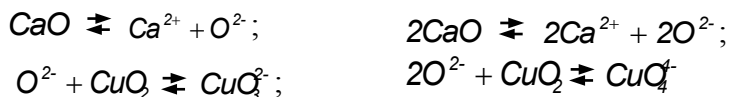
İonların ümumiləşdirilmiş potensialları və radiusları

Atom	İon	Radius, nm	Potensial, V	Atom	İon	Radius, nm	Potensial, V
<i>H</i>	<i>H<sup>+</sup></i>	0,154	9,36	<i>Li</i>	<i>Li<sup>+</sup></i>	0,068	21,17
<i>F</i>	<i>F<sup>-</sup></i>	0,138	10,83	<i>Na</i>	<i>Na<sup>+</sup></i>	0,098	14,70
<i>Cl</i>	<i>Cl<sup>-</sup></i>	0,181	7,96	<i>Be</i>	<i>Be<sup>2+</sup></i>	0,030	96,00
<i>Br</i>	<i>Br<sup>-</sup></i>	0,196	7,35	<i>Mg</i>	<i>Mg<sup>2+</sup></i>	0,065	44,30
<i>I</i>	<i>I<sup>-</sup></i>	0,219	6,58	<i>Ca</i>	<i>Ca<sup>2+</sup></i>	0,094	30,60
<i>O</i>	<i>O<sup>2-</sup></i>	1,450	19,80	<i>Al</i>	<i>Al<sup>3+</sup></i>	0,045	96,00
<i>S</i>	<i>S<sup>2-</sup></i>	1,900	15,50	<i>Si</i>	<i>Si<sup>4+</sup></i>	0,038	171,60

Kovalent-polyar birləşmələrin kristallarının əridilməsi də (məsələn,  $CuO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $TuO$  və s.) ion məhlullarının yaranmasına gətirib çıxara bilər. Kifayət qədər yüksək temperaturlarda, bu birləşmələrin ionlara dissosiasiyası prosesini bu tənliklərlə ifadə etmək olar:



Yüksək ümumiləşdirilmiş potensiallı ionlar ( $Cu^+$  ;  $Al^{3+}$ ) dayanıqsızdırlar və öz kompleks anionlarını yaradaraq,  $O^{2-}$  ionlarını tutacaqlar. Kompleks birləşmələrin yaradılmasını  $CaO$  və  $CuO_2$ -nin birgə ion məhlulu nümunəsində göstərmək olar:



Bu kalsium metasilikatın  $CaSiO_3$  yaranmasıdır

Bu isə kalsium ortosilikatın  $Ca_2SiO_4$  yaranmasıdır.

$Al_2O_3$  özünü anloci aparır və  $CaO - Al_2O_3 - CuO_2$  üç komponentdən ibarət adi posa məhlulunda müxtəlif ikili və üçlü duzlara malikdir. Onların yaranmasını ərimə diaqramları yzrə müəyyən edirlər. İon məhlulları üçün iki nəzəriyyə mövcuddur: MİM və  $M_uIM$ .

Mükəmməl ion məhlulları ( $M_uIM$ ) ehtimal olunur ki, kationlarla qarşılıqlı təsirdə anionlar bərabər qiymətlidirlər, bütün kationlar isə anionlarla qarşılıqlı təsir zamanı öz aralarında bərabər qiymətlidirlər.

Bu sxem, həddindən artıq ion məhlulunun vəziyyətini ideallaşdırır, belə ki, ionların energetik qeyri-bərabər qiymətli olmasını və kompleks ionların yaranma imkanını nəzərə almır, ona görə də bu nəzəriyyəyə birinci yaxınlaşma kimi baxırlar. Xüsusilə, onu güclü əsasi posalar üçün istifadə etmək olar,  $CuO_2$ -nin kütlə payı onlarda 10%-dən artıq olmur.

Müntəzəm ion məhlulları (MİM) ionların energetik qeyri-bərabər qiymətliliyini və  $CuO_v^{3-}$  kompleks ionların yaranmasını nəzərə alırlar, onlar öz quruluşunu  $O^{2-}$  ionlarının öz növbəsində posanın «əsasiliyini» müəyyən edən konsentrasiyasından asılı olaraq dəyişirlər ki, bu da poladların flüs altında qaynağında vacibdir.

Lakin ionların yerdəyişmə istiliyinin və kompleks ionların yaranma entropiyalarının nəzərə alınması çox mürəkkəb hesablamalara gətirib çıxarır. Onlar üçün hələlilik təcrübədə verilənlər kifayət qədər deyildir. Bu suallarla 9 v10-cu fəsilərdə metalın posa ilə metallurci proseslərdə qarşılıqlı təsirinə baxı-



larkən yenidən rastlaşacağıq.

İon məhlullarında elektrik keçiriciliyi temperatur artırıldıqda kəskin yüksəlir, eyni zamanda ion məhlullarının özlülüyü kəskin aşağı düşür. Təmiz maddələr üçün (duzlar) empirik tənlik mövcuddur:

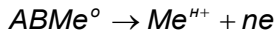
$$\sigma \sim \eta = \text{const}, \quad (8.86)$$

burada  $\sigma$  - xüsusi elektrik keçiriciliyi;  $n$ - verilən duz üçün sabit əmsal;  $\eta$  -özlülükdür.

Bu cür asılılıqlar daha mürəkkəb sistemlərə də şamil olunur (məsələn, metallurji posalar üçün).

### **6.3. Metalların elektrolitlərlə qarşılıqlı təsiri**

Metal-elektrolitin ayrılma sərhəddində metalın atomlarının elektrolitə keçidi üçün şəraitlər yaradılırlar, belə ki, bu halda metalın ionu daha dayanıqlı elektron konfigurasiyasını alır və bundan başqa, nizamlanmış (kristall) sistem əvəzinə nizamlanmamış (məhlul) sistem yarandıqda entropiya kəskin olaraq artır. Bu, metal-elektrolit sərhəddində potensialın müəyyən sıçrayışını yaradır:



Əgər öz aralarında qapanmış iki metal ümumi elektrolitlə kontakta malikdirsə, onda oksidləşmə - bərpa reaksiyası nəticəsində qalvanik element işləməyə başlayır:



Taraz şəraitlərdə (daxili potensiallar fərqinin xaricdən qoyulmuş potensiallar fərqi ilə kompensasiyası) cərəyan bu qalvanik elementdə sıfıra bərabər olacaq, potensiallar fərqi isə maksimal qiymətini alacaq- e.h.q. və ya  $\Delta E^{\circ}$ . Elementin elektrik hərəkət qüvvəsini termodinamiki hesablamaq olar:

$$\Delta \mathcal{E}^{\circ} = \Delta H - T\Delta S = -\Delta E^{\circ} nF ,$$

buradan

$$\Delta E^{\circ} = -\Delta G^{\circ} / (nF) = -(\Delta H - T\Delta S) / (nF) \quad (8.87)$$

Burada  $\Delta E^{\circ}$  - elektrik hərəkət qüvvəsi;  $\Delta \mathcal{E}^{\circ}$  - Hibs enerjisinin standart dəyişməsi;  $n$ - məhlula keçən və ya ondan ayrılan ionun valentliyi;  $F$ - Faradey ədədi;  $\Delta \mathcal{H}$  və  $\Delta S$  -termodinamik funksiyalardır.

Qalvanik elementin elektrik hərəkət qüvvəsi, həm də, məhlulda ionların konsentrasiyasından asılıdır.

$$\Delta \mathcal{E}^{\circ} = \Delta \mathcal{H} - T\Delta S = -RT \ln K_{\phi}; K_{\phi} = C_{A^+} / C_{B^+} \quad (8.88)$$

Hər hansı dəqiqliklə ölçülən potensiallar fərqi, hələ elektrolitə daxil edilmiş ayrı-ayrı metalların potensiallarını müəyyən etmək imkanı vermir. Verilən metalın həll olma potensialını müəyyən etmək, onun potensialının hər hansı elektrodun sıfıra bərabər qəbul olunmuş potensialı ilə müqayisə edilməsi yolu ilə mümkündür. Sulu məhlullarda metalların həll olma potensialını müəyyən etmək üçün kimya kursundan məlum olduğu kimi, standart hidrogen elektrodunu tətbiq edirlər, ərinti ilə sərhəddə metalların elektrod potensialını müəyyən etmək üçün

isə, adətən, şüşə natriumlu elektrolitlər və ya şüşə-qalay-natriumlu elektrolitlər götürürlər.

Təbii ki, məhlul və ərintilərdə eyni metalların elektrod potensiallarının qiymətləri kəskin fərqlənirlər (müqayisənin müxtəlif elektrodları), lakin bir sıra gərginliklərin ümumi xarakteri təxminən sabit qalır (cədvəl 8.7).

Elektrolit potensialları elektrolitdə ionun temperaturundan və konsentrasiyasından asılıdırlar ki, bu da Nernst tənliyi ilə ifadə olunur:

$$E = E^{\circ} + \frac{PT}{H\Phi} \ln c \quad (8.89)$$

burada  $E$  - metalın həll olma potensialı;  $E^{\circ}$  - vahidə bərabər, aktiv konsentrasiya mühitində metalın həll olmasının standart potensialı;  $c$  - ionun aktiv konsentrasiyasıdır.

Metalın həll olma potensialı qalıcı və elastik mexaniki gərginliklərdən asılıdır, belə ki, bu, onun akkumulyasiya etdiyi  $\Delta \Phi$  enerjisini xarakterizə edir:

$$\Delta \Theta = \Delta \Theta^{\circ} \pm \Delta \Phi \quad (8.90)$$

Burada  $\Delta \Theta$  - gərgin metal üçün Hibs enerjisinin qiyməti;  $\Delta \Theta^{\circ}$  - Hibs enerjisinin standart dəyişməsi;  $\Delta \Phi$  - xarici və ya daxili qüvvələrin akkumulyasiya etdiyi işdir.

**Cədvəl 8.7**

**Xloridlərin məhlul və ərintilərində metalların elektrod potensialları**

Metal	Elektrod reaksiyası	E <sup>o</sup> , B <sup>*</sup>	
		Məhlul	ərinti
Li	$Li^o \rightleftharpoons Li^+ + e$	-3,02	-0,28
K	$K^o \rightleftharpoons K^+ + e$	-2,92	-0,15
Ba	$Ba^o \rightleftharpoons Ba^{2+} + 2e$	-2,92	-0,19
Ca	$Ca^o \rightleftharpoons Ca^{2+} + 2e$	-2,84	-0,03
Na	$Na^o \rightleftharpoons Na^+ + e$	-271	-0,00
Mg	$Mg^o \rightleftharpoons Mg^{2+} + 2e$	-2,38	+0,66
Al	$Al^o \rightleftharpoons Al^{3+} + 3e$	-1,66	+1,36
Mn	$Mn^o \rightleftharpoons Mn^{2+} + 2e$	-1,05	+1,33
Zn	$Zn^o \rightleftharpoons Zn^{2+} + 2e$	-0,76	+1,62
Fe	$Fe^o \rightleftharpoons Fe^{2+} + 2e$	-0,44	–
H	$H^o \rightleftharpoons H^+ + e$	0,00	–
Cu	$Cu^o \rightleftharpoons Cu^{2+}$	+0,34	+2,28

\* Məhlullar üçün hidrogen elektrod, ərintilər üçün isə şüşə natriumlu elektrod qəbul olunmuşdur.

Metallın aktivliyini artırən dartılma gərginlikləri xüsusilə təhlükəlidir. Metallarda qalıcı və ya xarici gərginliklərin qiyməti enerjini akkumulyasiya edən metalların həcmindən asılı olacaqdır:

$$\sigma = \Delta F / \nu \quad (8.91)$$

Əgər qaynaq birləşməsinin metalında termodinamiki qaynaq tsikli nəticəsində müxtəlif səviyyəli daxili və ya xarici gərginlik sahələri yaranırsa, onda onlar elektrolitlə kontaktda qalvanik korroziya elementi yarada bilər və yerli dağıntılara səbəb ola bilər.

Qalvanik elementin işi- dənən prosesdir və qalvanik elementin e.h.q.-dən böyük xarici gərginlikdə əks proses- elektroliz başlayacaqdır. Beləliklə, verilən birləşmənin elektrolizi, yalnız, parçalanma potensialı adı daşıyan müəyyən potensiallar fərqiində başlayır:

$$\Delta E_{\text{parça}} = \Delta G^0 / (nF), \quad (8.92)$$

burada  $\Delta G^0$  - verilən birləşmənin yaranmasında Hibs enerjisinin standart dəyişməsidir.

Elektroliz proseslərinin kinetikasi tamamilə mürəkkəbdir, baxmayaraq ki, oturtma sürəti və ya elektrod üzərində metalın həll olması sürətini M.Faradeyin birinci qanunundan tapmaq olar:

$$M = k\eta \cdot \frac{\partial M}{\partial t} = k\eta \cdot i, \quad (8.93)$$

burada  $m$ - vahid səthdəki maddənin miqdarı (ayrılan və ya həll olan);  $k$ - elektrokimyəvi ekvivalent;  $\eta$  - cərəyan üzrə çıxış əmsalı;  $i$ -cərəyan sıxlığıdır.

Gərəyan sıxlığı metal-elektrolit sərhəddində potensiallar fərqiindən asılıdır, artan cərəyan sıxlığı isə polyarizasiya hadisələrin yaranmasına səbəb olacaqdır ki, onlarda cərəyan çıxış əmsalını aşağı salacaqdır.

Qaynaq vannasının metalının elektrolitlə qarşılıqlı təsiri, əridilmiş posadan ibarətdir, bu xüsusilə, flüs qatı altında qaynaqda, elektroposa prosesində və örtüklü elektrodlarla qaynaqda üzə çıxır.

Adətən, qaynaq üçün tətbiq olunan dəyişən cərəyanda elektrokimyəvi proseslər, çox mürəkkəb gedir, belə ki, elektrodlarda qütblərin dəyişdirilməsi fasiləsiz olaraq anod prosesini katod prosesinə dəyişəcəkdir və nəticədə, bu proseslərin sürəti yavaşdır.

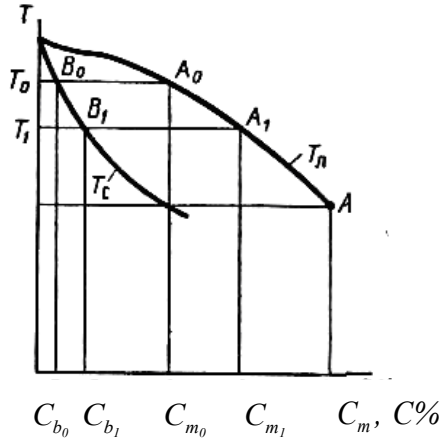
Buna baxmayaraq, bu suallara 9 və 10-cu fəsillərin uyğun bölmələrində baxılacaqdır.

## VII FƏSİL

### QAYNAQ BİRLƏŞMƏLƏRİNİN KİMYƏVİ QEYRİ-BİRCİNSLİYİ

Əritmə ilə qaynaqlanmada qaynaq birləşməsinin formalaşması maye və bərk fazalarda mürəkkəb diffuziya prosesləri ilə müşayiət olunur, onlar, müxtəlif, qatışıqların və legirleyici elementlərin ayrılmasına və ya yenidən paylanmasına gətirib çıxarırlar. Konsentrasiya ifrat soyuma halına baxılarkən, müəyyən olunmuşdur ki, kristallaşan bərk fazanın tərkibi ilkin ərintinin tərkibindən fərqlənir. Bunun nəticəsində bərkliyin metalın miqdarının artması üzrə qalan ərintinin tərkibi yaranan bərk fazanın tərkibi kimi sabit dəyişəcəkdir. Ona görə də qaynaq vannasının kristallaşma həcmində aşqarların ümumi miqdarının dəyişməsilə tikişin müxtəlif sahələrində onların miqdarı eyni deyildir, bu da möhkəmlik xarakteristikalarının dəyişməsinə, eləcə də qaynaqlanma qabiliyyətinin göstəricilərinin aşağı düşməsinə gətirib çıxara bilər.

Nümunə kimi orta miqdarlı  $Cm_0$  aşqarlı ərintinin kristallaşma prosesinə baxaq. Proses, maye və bərk fazalar tarazlıqda olan  $\Delta T$  kristallaşma intervalında gedir.



**Şəkil 12.23. Fasiləsiz bərk məhlullar sırası yaranan ərintinin hal diaqramı**

Şəkil 12.23 – də fasiləsiz bərk məhlullar sırası yaranan, tərkibində  $C$  qatışığı olan ərintinin hal diaqramının bir hissəsi göstərilmişdir.  $T_0$  temperaturunda (diaqramda  $A_0$  nöqtəsi) bərkimənin başlanğıc anında yaranan bərk faza solidus xəttində  $B_0$  nöqtəsinə uyğun gələn tərkibə malikdir, yəni tərkibdə bərk məhlula daxil olan  $C_{b_0}$  aşqarlara malikdir.

Bir halda ki, bu miqdar, ərintinin ilkin tərkibində olan orta miqdardan kiçikdir, o  $C$  komponenti ilə  $C_{m_1}$  miqdarına qədər zənginləşir. Bu konsentrasiyanın ərintisinin kristallaşma temperaturu aşağı olacaqdır və  $T_1$  – ə uyğun gəlir, ondan yaranan bərk fazanın isə solidus əyrisində uyğun  $B_1$  nöqtəsində müəyyən olunan tərkibi  $C_{b_1}$  aşqarı tərkibinə malik olacaqdır və s. Beləliklə, yaranan bərk fazanın ərintidəki orta konsentrasiyasından daha az miqdarda aşqara malik olmasına görə, maye və



bərk fazaların ayrılma səthində aşqarla zənginləşmiş – konsentrasion sıxlaşma sahəsi - maye qatı olacaqdır.

Diffuziya nəticəsində bərkimə prosesinin tədricən getməsi şəraitində, həmçinin, konvektiv qarışdırılma nəticəsində həll olunmuş aşqar qismən ayrılma səthindən kənarlaşdırılır. Nəticədə, bərk fazanın böyüməsini təmin edən müəyyən sərhəd konsentrasiyası müəyyən olunur. Kristallaşmanın kiçik sürətində fazalar arası düzləndirici diffuziya tam keçir və maye və bərk fazaların tərkibi identik olur.

### **7.1. Kimyəvi qeyri-bircinslilik**

Qaynaq tikişlərinin kristallaşmasının real şəraitlərində, hətta «yumşaq» recimlərdə qaynaq halında bərk fazaya diffuziya cüzidir və ona görə də konsentrasiyalarının tam düzlənməsi (bərabərləşməsi) baş vermir. Konsentrasion sıxlaşma zonasından maye fazaya qatışıqın kənarlaşdırılması prosesi böyük əhəmiyyətə malikdir. Bu prosesin getmə sürəti ərintinin temperaturundan, qatışıq və maye fazanın xassələrindən, həmçinin, xarici təsirlərdən – konvektiv, elektromaqnit və ya mexaniki qarışdırma təsirlərindən asılıdır.

Xarici təsirlər olmadıqda diffuziya proseslərinin və konvektiv qarışdırmanın intensivliyi, hər şeydən əvvəl mayədə konsentrasiyanın tam bərabərləşməsi üçün kifayət olmur. Bunun da nəticəsində, konsentrasion sıxlaşma sahəsinin uzunluğu və sonuncunun dərəcəsi, bərk fazanın, həmçinin, artması üzrə böyüyür.

Kristallaşan ərintinin sonuncu cərələrində aşqarın konsentrasiyası  $C_m - y_0$ , bu zaman yaranan bərk fazada isə  $C_{m_0} - a$  yaxınlaşacaqdır, bu isə ərintidəki ilkin orta konsentrasiyaya uyğun gəlir. Mayenin sonuncu cərələri aşqarla o qədər zənginləşə bilər ki, onun ərintidəki konsentrasiyası evtektikaya çata bilər. Böyüyük kristallitlərin üzvlərlə sıxışdırılaraq o dənələr arası qatlar yaradaraq, sonuncu bərkidir.

Kristallaşma proseslərinin xüsusiyyətləri nəticəsində töküklərdə və ya qaynaq tikişlərində müşahidə olunan kimyəvi tərkib üzrə qeyri – bircinslilik – likvasiya adlanır, qatışıqların miqdarının nəzərə çarpacaq artımı ilə metalın kristallaşmış sahələri isə - likvasiya zonaları və ya sadəcə likvasiyalar adlanırlar.

Qatışıqların artırılmış konsentrasiyası ilə zonaların olması qeyri - taraz solidusun temperaturu kimi müəyyən olunan, ərintinin bərkiməsinin sonunun temperaturunun əhəmiyyətli dərəcədə aşağı düşməsinə gətirib çıxarır.

Kristallaşmanın sabit sürətində qatışığın və ya legirleyici elementin paylanması paylanma əmsalından  $k$  – bərk və maye fazalarda elementin konsentrasiyalarının nisbətilə  $C_b / C_m$  ifadə etmək qəbul olunmuşdur. Ərintilərin əksəriyyəti üçün  $k < 1$ , yəni elementin bərk fazada həll olması maye fazadan kiçikdir.

## **7.2. Qaynaq tikişlərinin kimyəvi qeyri-bircinsliliyinin növləri**

Qaynaq tikişlərində kimyəvi qeyri– bircinsliliyin aşağıdakı növlərini fərqləndirirlər: kristallitlərin daxilində, kristallitlərara-

sı, ərimə zonasında qeyri – bircinslilik, dənə üzlərində və dənələr daxilində. Sonuncu iki növ deformasiyaya uğradılmış və rekristallizasiya olunmuş metalda, əsasən, tikişyani zona metalına aiddirlər. Ərintinin kristallaşmasında kimyəvi qeyri - bircinsliliyin yaranma təbiəti haqqında əvvəllər şərh olunmuş anlayışa əsaslanaraq onun müxtəlif növlərinin yaranma prosesinə baxaq (şək. 12.4). Kristallitlər daxili kimyəvi qeyri – bircinslilik, kristallitlərdaxili qeyri – bircinslilik (1,2,3,4) ardıcıl kristallaşan kristallit nöqtələrində aşqarın müxtəlif miqdarı kimi özünü göstərir. Belə növün qeyri – bircinsliliyinin dərəcəsi müxtəlif ola bilər və qaynaq tikişinin kristallaşma şərtlərilə müəyyən olunur:

a) kristallaşma bərk fazaya məhdud kristallaşmada ərintinin tam qarışdırılması şəraitində gedir.

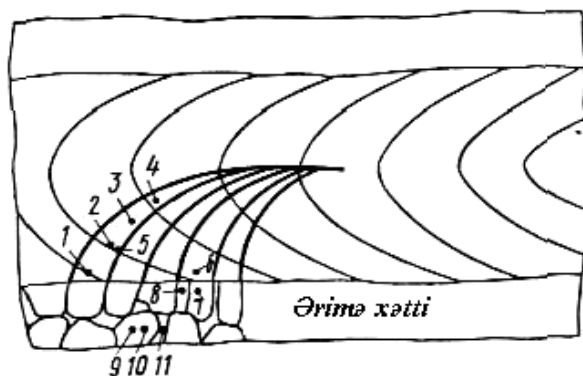
Bu şəraitdə konsentrasion sıxlaşma praktiki olaraq, yoxdur, kristallaşma isə ərintidə qatışıqın konsentrasiyasının sabit artması ilə gedir (şək.12.25,a). Bu şərtlər üçün bərk fazada qatışıqın miqdarı aşağıdakı kimi hesablanma bilər

$$C_b = k_o C_{om} (1 - g)^{k_o - 1} \quad (12.46)$$

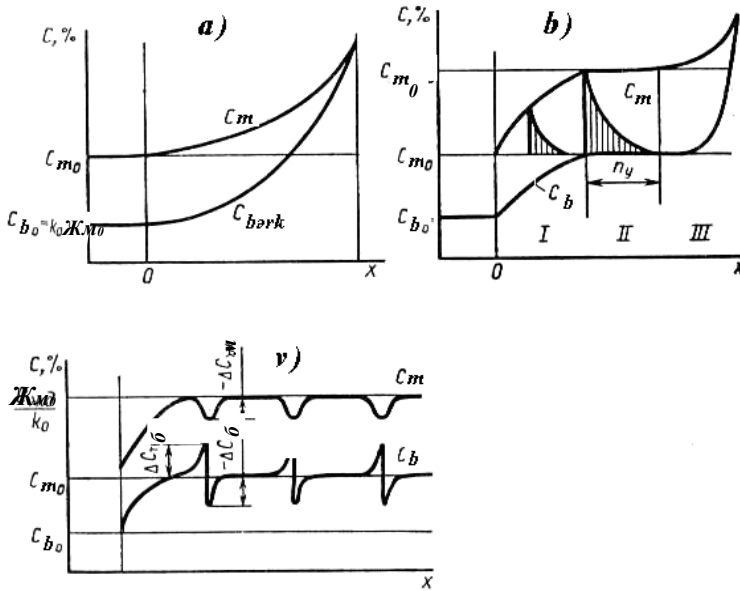
burada  $g$  – ümumi həcmdə bərkimiş metal payı;  $k_o$  – paylanma əmsalıdır.

b) ərintidə konvektiv axınlar azdırlar, kristallaşma sürəti isə kifayət qədər böyükdür, və mayədə diffuziya prosesləri qatışıqın bərabər paylanmasını təmin etmirlər. Bu halda konsentrasion sıxlaşma baş verir, onun uzunluğu və kəmiyyəti, yalnız prosesin sonuna doğru kəskin dəyişərək, praktiki olaraq, sabit qalırlar (şək. 12.25,b).

I sahəsində bərk fazada qatışıqın konsentrasiyası  $k$  paylanma əmsalından asılıdır və  $x$  məsafəsinin kristallaşmanın başlanma nöqtəsindən funksiyasında tənliyi üzrə hesablanı bilər.



**Şəkil 12.24. Qaynaq tikişinin kimyəvi qeyri –bircinsliliyinin növləri**



**Şəkil 12.25. Kristallaşma şərtlərindən asılı olaraq kimyəvi qeyri – bircinsliliyin paylanma xarakteri**

$$C_b = C_o [1 - (1 - k_o) \exp(-xv_b / D_m)], \quad (12.47)$$

burada  $C_b$  – qatışıqın bərk fazada miqdarı;  $C_o$  – ilkin orta konsentrasiya;  $k_o$  – paylanma əmsalı;  $v_b$  – kristallaşma sürəti;  $D_m$  – mayədə qatışıqın diiffuziya əmsalıdır.

II prosesinin qərarlaşmış mərhələsində qatışıqın konsentrasiyası, praktiki olaraq, dəyişməz qalır, yalnız bərkimənin III yekun mərhələsində kəskin artır:

v) konsentrasiyon sıxlaşmanın olması, kristallaşmanın gizli istiliyinin ayrılması, həmçinin, qaynaq reciminin parametrləri-

nin qeyri – sabit olması nəticəsində kristallaşma fasiləli gədir.

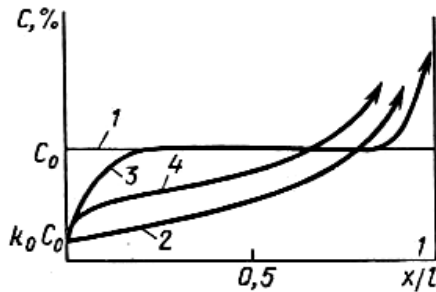
Əvvəllər baxılmış iki halda diffuziyanın kimyəvi – qeyri–bircinslilik dərəcəsinə təsiri nəzərə alınmamışdır. Qərarlaşmış fasiləsiz kristallaşma proseslərində aşqarların cüzi diffuzion yenedən paylanması, konsentrasiyaların bir qədər bərabərləşməsinə səbəb olur, lakin keyfiyyətcə onların paylanma şəklini dəyişmir. Fasiləli kristallaşma prosesi üçün kristallitin uzunluğu üzrə qatışıq elementlərinin paylanmasında müəyyən dövrülüyün yaranması xarakterikdir. Yavaşdılma anında, sonra isə həm də prosesin dayandırılması maye və bərk fazalara qatışıqın diffuziyası həm bircinsli fazaların daxilində, eləcə də bərk və maye fazalar arasında tərkiblərin bərabərləşməsində əhəmiyyətli rol oynamağa başlayır. Şək. 12.25, v – dən görünür ki, bərkimə prosesinin dayanması anında bərk fazaya yaxın maye qatları aşqarlardan ( $-\Delta C_m$ ) kasıblaşır, bərkimiş metal isə onunla zənginləşir. Maye fazanın kasıblaşmış tərkibindən kristallaşma prosesinin təzələnməsi, yəni yaranan ( $-\Delta C_b$ ) kristallitlərdə aşqarların miqdarının aşağı düşməsinə səbəb olur. Dövrü təkrar olunaraq, bu proses, qatlarla qeyri – bircinslilik adlanan qeyri – bircinsliliyin yaranmasına gətirib çıxarır. Ərimə sərhəddində maye və bərk fazalarda legirləyici elementlərin miqdarı aşağıdakı asılılıqlarda müəyyən olunur:

$$C_m(x) = C_{m_0} \left[ \frac{1 - k_0}{k_0} \exp(-xv_b / D_m) + 1 \right]; \quad (12.48)$$

$$\Delta C_b = C_{m_0} \frac{1 - k_0}{k_0} D_m \left( \frac{1}{v_1} - \frac{1}{v_2} \right); \quad (12.49)$$

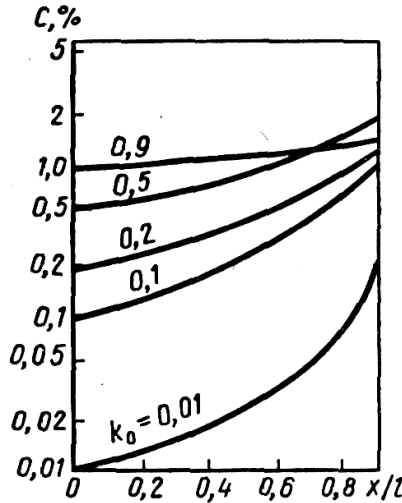
burada  $D_m$  – ərintidə qatışıqın diffuziya əmsalı;  $\nu$  – fazalararası (kristalın böyüməsi) sərhəddin hərəkət sürəti;  $k_o$  – paylanma əmsalı;  $x$  – fazalararası sərhəddən məsafədir.

Ümumi halda bərkimənin konkret şəraitlərindən asılı olaraq kristallitlərin uzunluğu üzrə aşqarın paylanması şəkl. 12.26 – da göstərilmişdir. Maye fazada qarışdırmaya səbəb olan hər hansı proses konsentrasion sıxlaşma zonasının uzunluğunu azaldır. Bu şərtlər üçün hesablamaların aparılmasında  $k_o$  paylanmasının taraz əmsalına yox, aşağıdakı tərzdə hesablanan effektiv  $K_{ef}$  – in tətbiq olunması qəbul olunmuşdur.



**Şəkil 12.26. Kristallitin  $l$  uzunluğu üzrə aşqarın paylanması:**

- 1- taraz kristallaşma; 2- ərintinin tam qarışdırılması;  
3- qarışdırılma olmayanda; 4- qismən qarışdırma olduqda.



Şəkil 12.27.  $K_0$ -ın müxtəlif qiymətində bərk fazada aşqarların paylanma əyriləri

$$k_{ef} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-\nu \delta / D_m)}, \quad (12.50)$$

burada  $\delta$  - kristallaşma səthinə bitişik ərinti qatının aşqarlarla zənginləşmiş dərinliyi, real qaynaq prosesləri üçün  $\delta = 10^{-2} \dots 10^{-3}$  sm-dir.

Təcrübə üçün ən böyük marağı, kristallaşmanın son mərhələsində aşqarların paylanması təşkil edir, belə ki, məhz bu qeyri – taraz solidusun temperaturunu və kövrəkliyini temperatur intervalı və kristallaşma prosesində tikiş metalının plastikliyi kimi vacib texnoloji xarakteristikalar müəyyən edir. Şək.12.27 – də göstərilən aşqarların kristallitin  $\ell$  uzunluğu üz-



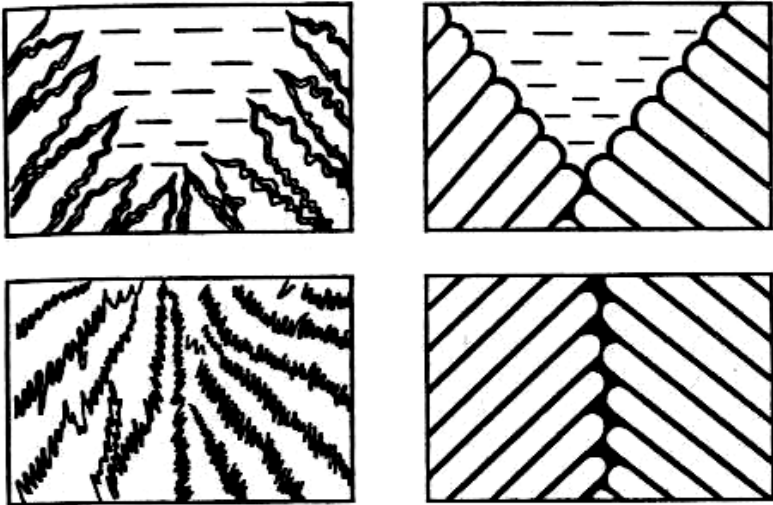
rə  $k_0$  – dan asılı olaraq paylanmasını xarakterizə edən asılılıqlar göstərilir ki, bu da  $k_0$  –ı azaltdıqda qeyri – bircinslilik dərəcəsi-ni artırır.

**Kristallitlərarası kimyavi qeyri – bircinslilik.** Kristallitlərarası kimyəvi qeyri – bircinslilik aşqarın sərhəd zonasında və kristallitin mərkəzindəki konsentrasiyalarının nisbəti kimi müəyyən olunur ( $C_5/C_2$ , şəkl.12.24). Sütunvari və ya taraz kristallitlərin daxilində yaranan mikrokimyəvi qeyri – bircinslilik onlar arasındakı sərhəd zonalarının tərkibini də müəyyən edir. 2 $\delta$  - ya bərabər qonşu kristallitlər arasındakı məsafədə (dendritlərin budaqları və ya yuvaları) maye ərintidə bərqərar olmuş sərhəd konsentrasiyası bəzən yeni fazanın yaranması üçün kifayət qiymətlərə çataaraq kəskin böyüməyə başlayır. Çıxıntıların düz və yandan böyüməsi nəticəsində, yuvacılıq və ya dendrit tipli kristallaşmada aşqarlar yuvacıqlararası və dendritlərarası fəzaya sıxışdırılırlar. Şəkl.12.28 – də dendrit (a) və yuvacılıq (b) tipli kristallaşmada kristallitlərin bitişmə zonasında aşqarların paylanması göstərilmişdir. Tikişin mərkəzi hissəsində iki qarşı-qarşıya yerləşmiş kristallaşma cəbhələrinin görüş zonasında, adətən, aşqarların miqdarı böyük deyildir, hər halda, qonşu yuvalar və ya dendritlərin budaqları arasındakı sərhəd sahələrindəkindən çox deyildir, belə ki, aşqarların böyük hissəsi yan üzrlərlə və ya budaqlarla tutulurlar.

**Əridilib bitişdirilmə zonasında və tikişyani zonada kimyəvi qeyri–bircinslilik.** Qaydaya görə qaynaqlamada tikişyani zonada baş verən rekristallaşma prosesləri qatışıqların yenidən paylanması ilə müşayiət olunur ki, bu da bəzən kimyəvi

qeyri–bircinsliliyin xüsusilə yarımməridilmiş dənələr zonasında maye metallə sərhəddə inkişafına gətirib çıxarır. Bərk halda qatışıqların yenidən paylanması ilə əlaqədar proseslər, likvasiyalardan fərqli olaraq seqreqasiyalı, yaranan qatışıqların toplanma yerinə isə – seqreqasiyalar deyirlər.

Bircinsli ərintinin əriməyən elektrodla birgədişli qaynağına təqribən, əridilərək birləşdirilən və termiki təsir zonalarında (uyğun olaraq,  $C_8/C_7$  və  $C_{11}/C_9$ , bax.şək.12.24) dənələr arası kimyəvi qeyri – bircinsliliyin yaranması ilə əlaqədar hadisələrə baxaq.



a)

b)

**Şəkil 12.38. Kristallitlə birləşmə zonasında qatışıqların paylanması.**

Dənələrin sərhədləri üzrə qatışıq elementlərinin konsentrasiyası, hətta, homogenləşdirilmiş ərintilərdə, həmişə dənənin özündə olduğundan yüksəkdir. Bu, onunla izah olunur ki, sərhədlər, güclü təhrif olunmuş kristallik qəfəsdən ibarətdir və onlar üzrə yerləşmiş qatışıqların atomları da onların kristallik qəfəsdə həll olmasından əhəmiyyətli dərəcədə az təhrifləri sistemə daxil edirlər. Bu bərabər dərəcədə həm daxil olma (karbon, bor, azot), eləcə də əvəz etmə (alüminium, titan, niobium) məhlullarına aiddir.

Homogenləşdirici temperaturlarda izotermik saxlamada dənələrin sərhəddində və dənələrdə aşağıdakı asılılığa uyğun olaraq taraz konsentrasiyalar müəyyən olunurlar.

$$C_s = \frac{AC_d \exp[Q/(R \cdot t)]}{1 - C_d + AC_d \exp[Q/(Rt)]}, \quad (12.51)$$

burada  $C_s$  - dənənin sərhəddində qatışıqın konsentrasiyası;  $C_d$  - dənədə qatışıqın konsentrasiyası;  $A$  –sisteminin entropiyasını nəzərə alan konstantadır;  $Q$  –sərhəddə və dənədə qəfəslərin təhrifinin enerjiləri fərqi qəfəsdən asılı diffuziyanın aktivasiya enerjisidir.

Əridərək birləşdirmə və əsas metalda ona yaxın bitişik zonada qızdırma mərhələsində qaynaqlamada hər hansı  $T_q$  temperaturundan başlayaraq diffuziya nəticəsində konsentrasiyanın bərabərləşmə prosesi inkişaf edir. Diffuziya, həm sərhəd zonasında, eləcə də dənənin daxilində inkişaf edir. Prosesin intensivlik dərəcəsi konsentrasiyalar fərqi qəfəsdən, qızma temperaturundan, prosesin ölçmə tamlığı isə – baxılan hissənin yüksək tem-

peraturlar sahəsində qalma vaxtından asılıdır.

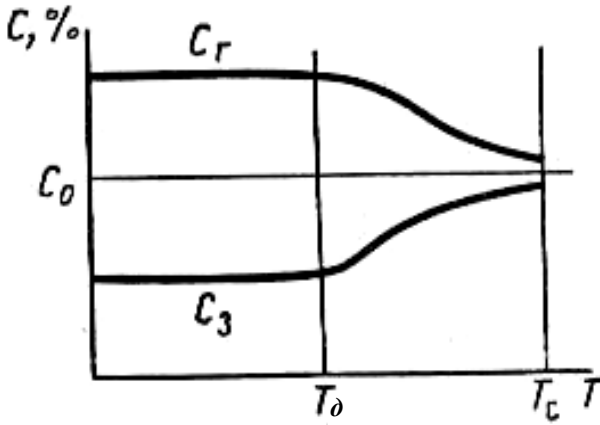
Fikin birinci qanununa görə,  $x$  istiqamətində vahid sahədən vahid zamanda diffuziya olunan maddənin axını

$$I = -D \frac{dC}{dx}, \quad (12.52)$$

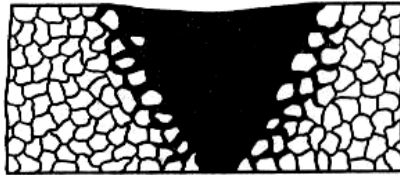
kimi ifadə oluna bilər, burada  $D = A \exp[-Q/(Rt)]$ - diffuziya əmsəlidir.

Daxil olma qatışıqları şəklində bərk məhlulda olan elementlər, kiçik aktivasiya enerjisinə malikdirlər və ona görə də daha aktiv diffuziya edirlər. Bundan başqa, prosesin intensivliyi qatların qalınlığından və aydındır ki, dənənin ölçülərindən asılı olacaqdır. Xırda dənəli struktur nə qədər böyük olarsa, bir o qədər sərhəd qatları nazikdirlər və bunun nəticəsində diffuziya səthi böyük olur. Dənələrin aşqarlarla zəngin sərhədlərinin sorulma prosesləri eyni zamanda onların birləşməsi də, yəni dənələrin daha irilərinə birləşməsi prosesi başlayır.

Şəkil. 12.29 – da  $T_s$  solidus temperaturunadək qızdırma mərhələsində dənənin sərhədləri üzrə və daxilində  $C$  qatışığının konsentrasiyasının bərabərləşdirmə prosesini səciyyələndirən ayrılar göstərilmişdir. Başlanğıc anda homogenləşdirilmiş ərintinin  $c_d$  dənələrində aşqarın miqdarı bərabər paylanmışdır. Sərhəddə onun miqdarı  $C_s$  təşkil etmişdir.  $T_d$  temperaturundan başlayaraq konsentrasiyaların bərabərləşməsi baş verir və əridilmə anında tikiş – əsas metal sərhəd zonasında, aşqarların miqdarındaki fərq minimal olur.



Şəkil 12.29. Qızdırmada dənənin daxilində və sərhəddində konsentrasiyanın bərabərləşdirilməsi



Şəkil 12.30. Qızdırmada dənələrin sərhədlərinin lokal əridilməsi

Birləşmə zonasında maksimal qızma temperaturu ərimə temperaturuna çatır (qeyri – taraz solidus). Birgə ərimə sərhədində və ondan bir qədər məsafədə əsas metalda sərhəddi boyu yerləşən, aşqarlarla zənginləşən, (şək. 12.30), bunun nəticəsində, dənənin malik olduğundan daha aşağı ərimə temperaturuna

malik maye faza yaranır. Bu andan paylanma əmsallına uyğun dənənin daxilindən onun sərhəddinə doğru aşqarların «yüksəlmə diffuziya» - nın əks prosesi başlayır. Eyni zamanda əriyən birləşmə zonasından ərimənin baş vermədiyi tikişyeni zonada taraz nisbət əldə olunanadək sərhəddən dənənin daxilinə aşqarların diffuziyası davam edir.

Taraz konsentrasiya yarananadək qızdırma temperaturu ilkin ərintinin tablanma temperaturundan aşağı olduqda, dənələrin sərhəddində aşqarların konsentrasiyası yüksəlir. Dənələrin böyüməyə ( $T_{b,b}$ ) başlama temperaturunadək sonrakı qızdırmada aşqarın çəkilməsi (sorulması) baş verir.  $T_{b,b}$  əldə olunduqda və sonrakı yüksəlməsində dənənin dərinliyinə aşqarın diffuziya prosesi ilə eyni zamanda köhnə sərhədlərin yerdəyişməsi (miqrasiya) və yenilərinin yaranması nəticəsində dənələrin özlərinin intensiv böyüməsi baş verir.

Dənənin böyümə prosesində miqrasiya edən sərhədlər qatışıq atomlarını tutaraq onların konsentrasiyasını dənələrin ətrafında artırır (aşqarların seqreqasiyası). Seqreqasiya dərəcəsi sərhəd konsentrasiyasından, temperaturdan, aşqarın fiziki təbiətindən və digər amillərdən asılıdır. Əgər dənənin sərhəddində aşqarların konsentrasiyası həll olma hədlərindən yüksəkdirsə, sərhəd zonasında asan əriyən evtektik fazaların və ya hətta, kimyəvi birləşmələrin yaranması mümkündür. Dənənin qatışıqlarla zəngin sərhədlərinin yaranması, həmçinin, polimorf çevrilişlərə uğramış ərintilərdə də mümkündür. Mikrokimyəvi qeyri – bircinsliliyin oxşar növü qaynaq birləşmələrinin yüksək temperaturlarda istismarında da baş verə bilər.

**Dənələr daxili kimyəvi qeyri – bircinslilik.** Dənələr daxili kimyəvi qeyri – bircinsliliyi, adətən, dənə daxilində yabancılıq zərrəciklərinin tədarük vəziyyətində metalda mövcud olan karbidlərin, intermetallidlərin, faza qarışıqlarının olması ilə əlaqələndirirlər. Termiki qaynaq tsiklinin təsirində, onlar yüksək temperaturalarda kiçik müddətdə qalması ilə əlaqədar olaraq həll olmaya bilirlər və termiki təsir zonasında qalarlar. Bundan başqa, soyutma prosesində bərk məhlullardan yabançı fazalar düşə bilirlər, onlar dənələr daxili kimyəvi qeyri – bircinsliliyin artmasına ( $C_{10}/C_9$ , şəkl. 12.24) gətirib çıxarırlar.

Bu aşqarlar ən çox ehtimal olunan yerləşmə yeri qəfəslərin elastiki təhrif zonaları və fiziki quruluşun qüsurlarının toplanma yerləridir, belə ki, bu zonalar yüksək potensial enerji səviyyəsinə malikdirlər. Onlarda qatışıqların cəmlənməsi daxili enerjinin aşağı düşməsinə və bütün sistemin tarazlıq dərəcəsinin yüksəlməsinə gətirib çıxarır. Başqa sözlə, seqreqasiyalının yaranmasının hərəkət edici qüvvəsi termodinamiki əsasla malikdir.

Kristallik qəfəsin qüsurları ətrafında, o cümlədən, dislokasiyaların ətrafında həll olmuş atomlardan «atmosferlər» müşahidə olunurlar. Onların konsentrasiyası orta miqdarla müqayisədə belə hesablanabilir:

$$C = \frac{C_0 \exp[Q/(Rt)]}{1 + C_0 \exp[Q/(Rt)]}, \quad (12.53)$$

burada  $C$  – düzülüşün (quruluşun) fiziki qüsurlar sahəsində həll olmuş elementin konsentrasiyası;  $C_0$  – taraz sahədə orta kon-

sentrasiya;  $Q$  – kristallik qəfəsin ilkin təhrif olunmamış və təhrif olunmuş hissəsində ikinci elementin atomlarının həll olmasından sonra təhriflərin enerjiləri fərqi qədərdir.

Temperaturun yüksəldilməsi və saxlama vaxtının artırılması ilə dənənin özündə aşqarların konsentrasiyası bərabərləşməyə çalışır; həlledicinin qəfəsində həll olunmuş elementin uyğunsuzluğu nə qədər böyükdürsə, o bir o qədər böyükdür və onun dənənin sərhəddinə və ya kristallik qəfəsin fiziki qüsurları sahəsinə diffuziya prosesi daha da etimal olunandır. Ona görə də matrissa məhlulunun qəfəsini güclü təhrif edən aşqarlar dənənin sərhədlərinə doğru intensiv olaraq can atırlar və onu zənginləşdirirlər. Bununla da ərintinin mexaniki və fiziki – kimyəvi xassələrinə təsir edirlər.

Mikrokimyəvi qeyri – bircinslilik böyük dəqiqlik dərəcəsi və lokallığı ilə (1...4mkm ləkənin analizi ) mövcud analiz usulları ilə müəyyən oluna bilər. Bu halda analiz olunan qatın dərinliyi kristallik qəfəsin 1...3 parametrini təşkil edir. Bəzən belə analiz, qaynaq birləşməsinin istismar xassələri haqqında mülahizə yürütmək üçün kifayətdir. Lakin bir sıra hallarda, məsələn, austenit dənələrinin sərhəd qeyri – bircinsliyinin müəyyən olunmasında analizin lokallığı kifayət olmaya bilər. Bu halda kimyəvi qeyri – bircinsliliyin dərəcəsi haqda hesablamanın analitik usullarını tətbiq etməklə təsəvvür almaq olar.



### **7.3. Qaynaq tikişinin kimyəvi qeyri-bircinslilik dərəcəsinə qaynaqlama rejiminin təsiri.**

Qaynaq tikişlərinin qeyri – bircinsliliyi işlərin yetirilməsinin texnoloji mədəniyyətinin kifayət qədər olmaması və ya qaynaq birləşməsinin formalaşma prosesinin özünün fiziki təbiəti və qaynaqlanan metalın xassələri nəticəsində yaranan bilər.

Birinci halda, qaydaya görə, qaynaqlanan materialların – örtüyün, flüsün tərkibində olan qərarlılıqlarla, həmçinin, recimin qeyri – stabilliyi və texnoloji pozuntular nəticəsində tikişin uzunluğu üzrə və ya onun ayrı – ayrı həcmələrində kimyəvi tərkibin makro-qeyri–bircinsliliyi mövcuddur.

Aşağıda qaynaqlama reciminin konstruksiyanın materialına termiki tsiklin təsiriinin nəticəsi kimi yaranan kimyəvi qeyri– bircinslilik dərəcəsinə təsirinə baxılacaqdır. Bu halda, bu və ya digər növ qeyri – bircinsliliyin yaranma ehtimalı formalaşan strukturun xarakterindən asılıdır ki, bu da öz növbəsində, həm ərintinin kimyəvi tərkibi, eləcə də qaynaqlanma recimi ilə, başlıcası, qaynaq tikişinin soyuma və kristallaşma sürətilə müəyyən olunur.

Zona və ya xətti likvasiya yastı cəbhələrlə kristallaşma prosesinə məxsusdur. Qaynaqlanmada zona likvasiyası yalnız, soyutmanın az sürətlərində, məsələn, əvvəlcədən qızdırmaqla qaynaqlamada özünü tamamilə zəif göstərir.

Zona likvasiyalarının ən çox ehtimal olunan görünmə yerləri – kristallaşma cəbhələrinin görüşü ilə yaranan tikiş oxu, uzununa sərhədlərdir.

Zona likvasiyası tikiş oxunu əhəmiyyətli dərəcədə zəiflədə bilər və bir sıra arzu olunmaz effektlər yaradar, o cümlədən,

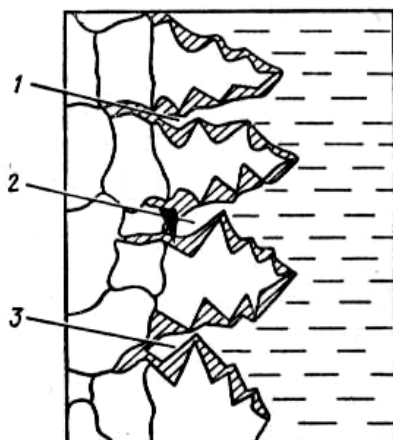
tikişin plastiklik və möhkəmlik xarakteristikalarını aşağı salar, onun texnoloji möhkəmliyini azaldar.

Kristallitlərarası və ya dənələrarası likvasiya aşqarların dənələrarası sərhədlərdə toplanması ilə xarakterizə olunur və konsentrasion ifrat soyutma halında özünü göstərir. Konsentrasion sıxlaşma yuvacılıq kristallaşma yaradaraq, eyni zamanda yuvacılıq likvasiyanın yaranmasına gətirib çıxarır, o, tamamilə nəzərə çarpan ola bilər (qatışıqların konsentrasiyası

10 və daha çox dəyişə bilər). Likvasiya hadisəsi xüsusilə güclü bərkimə istiqamətində kristallaşma cəbhəsinin irəliləməsində yuvacılıq – dendrit və dendritli strukturları halında ifadə olunmuşdur: dendritlərin ölçüsü böyüyür, dendritlərarası fazada mayenin miqdarı azalır, onda aşqarın konsentrasiyası isə o qədər artır ki, evtektik tərkibə çata bilər. Bu halda dendritlərarası fazada bərabəroxlu evtektika dənələri yaranır.

Şəkil 12.31 – də ştrixlərlə kristalların böyüməsi halında aşqarların yüksək konsentrasiyalı yerləri göstərilmişdir.

Dendritlərin yan budaqlarının zirvələri, demək olar ki, qapanırlar və öz aralarına aşqarlarla zəngin yerləri daxil edirlər. Dendritlər arasında qalan 1, 2, 3, ərintilərinin cərənlərlə soyumasında oturma baş verir və yaranan həcmərə əlavə olaraq, aşqarlarla zənginləşmiş sərhəd maye qatları dartılırlar. Likvasiya zonalarının belə yaranma mexanizmi, yəni birinci kristallaşan qatlarda qatışıqın konsentrasiyasının yüksəldilməsinə, hətta, onun orta miqdarı ilə müqayisədə əks likvasiyanın baş verməsinə səbəb ola bilər.



**Шякил 2.31. Дендритлярарасы кимйяви гейри – биржинслийин йаранма схеми**

Kimyəvi qeyri – bircinsliliyin belə növü yalnız böyük oturmaya malik ərintilərdə yüksək kristallaşma sürətində ola bilər. Bu şəraitlərdə 1, 2, 3 həcmələrindən ibarət qatışıqlarla zənginləşmiş ərinti, taraz solidus temperaturuna çatdıqdan sonra uzun müddət maye halda qala bilər.

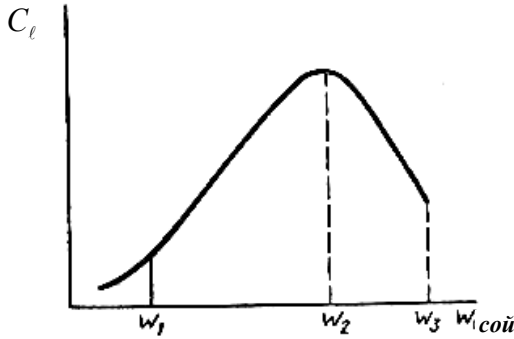
Dendritlərin davam edən böyüməsi bu həcmələrin «bağlanmasına» gətirib çıxarır. Bərk fazanın soyumasını müşayiət edən oturma hadisələləri maye ərintinin daxilindəki böyük artım təzyiqlər yaradırlar və onu kristallaşma cəbhəsinin əksinə, onları genişləndirərək və aşqarlarla zənginləşdirərək dənələrarası qatlara tərəf basırlar.

Kristallitlər daxili likvasiya bərk və maye fazalarda aşqarın müxtəlif həll olması ilə şərtlənmişdir. Paylanma əmsalı vahiddən nə qədər çox fərqlənirsə, birinci bərkliyə kristallitlərin tərkibi digərlərindən bir o qədər güclü fərqlənəcəkdir.

Kimyəvi qeyri – bircinsliliyin əvvəllər baxılan yaranma prosesləri, əsasən, soyutmanın kiçik sürətləri üçün xarakterikdir və «yumşaq» recimlərdə qaynaqlama üçün tətbiq oluna bilər. Böyük paqon enerjisi ilə  $q/v$  qaynaqlanmada kristallaşan tişik metalının soyuma sürəti diffuziya proseslərinin kifayət qədər intensiv getməsinə şərtləndirirlər ki, bu da tərkibin düzləndirilməsinə gətirib çıxarır və kristallararası likvasiyanı aşağı salır (şək. 12.32). Soyuma sürətini artırıqda diffuziya prosesləri getməyə çatdırmırlar və kristaldaxili likvasiya dərəcəsi  $C_\ell \omega_2$

qiymətində maksimumadək artır. Soyuma sürətinin sonrakı ( $\omega_3$ ) artımı, təbii ki, diffuziya proseslərini daha çox sıxışdırır, lakin kristallardaxili likvasiya dərəcəsi kristallaşmanın özünün xarakterinin dəyişməsi ilə, onun diffuziyasız prosesə yaxınlaşması ilə əlaqədar azalır.

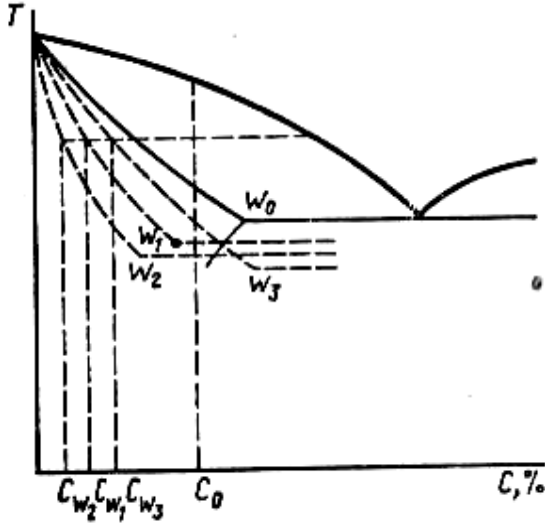
Qeyd etmək lazımdır ki, soyuma sürəti kristaldaxili likvasiya dərəcəsinə təsir edərək hal diaqramında həll olma həddi nöqtəsinin vəziyyətini dəyişir (şək.12.33).



**Şəkil 12.32. Soyuma sürətinin kristaldaxili likvasiya dərəcəsinə təsiri temperaturun yerdəyişməsi**

O-dan  $\omega_2$ -dək soyuma sürətini artırmaqla binar hal diaqramında həll olma həddi sola, kiçik konsentrasiyalar tərəfə, kristallaşmanın diffuziya mexanizminə üstü gələnədək yerdəyişmə edir.  $\omega_2$  soyuma sürəti həddi mövcuddur, bu halda həll olma ən kiçikdir. Kristalda daxili likvasiya dərəcəsi isə maksi-

maldır. Diffuziyasız kristallaşma prosesinin inkişafı ilə soyuma sürətinin sonrakı artırılmasında həll olma həddi sağa, taraz vəziyyətə yerdəyişmə edir. Lakin elə bu halda da soyuma sürətinin artırılması, birmənalı qeyri-taraz solidusun temperaturunun aşağı düşməsinə gətirib çıxarır.



*Şəkil 12.33. Qeyri – taraz solidusun soyuma sürətindən asılı olaraq*

### **İstifadə olunmuş ədəbiyyatlar**

1. Məmmədov A.T., Cəfərova S.A, Quliyev F.T., Qaynaq prosesləri nəzəriyyəsi. Dərslik. Bakı, AzTU 2012, 660s
2. Məmmədov A.T., Rüstəmov R.C., Qaynaq konstruksiyalarının istehsal texnologiyası. Bakı, Çəşioğlu, 2003
3. Rüstəmov R.C. Əritmə ilə qaynağın texnologiyası və avadanlığı. Bakı 2012, 420s
4. Акулов А.Н. Технология и оборудование сварки плавлением. М. Машиностроение 1997г, 431с
5. Богрянский З.А. Доброгина и др. Теория сварочных процессов. К., Высшая школа, 1976, 423с
6. Баранов М.С. Технология производства сварных конструкций М., Машиностроение, 1976, 330 с
7. Глизмоненко Д.Л. Сварка и резка металлов. М., 1977, 406 с
8. Петров Г.Л. Сварочные материалы. Л., Машиностроение, 1972, 146 с
9. Сварки в машиностроение. Том-1, М., Машиностроение 1978-79, 500с
10. Орлов А.Д. Технология контактной сварки, М., Машиностроение, 1990, 340с
11. Сварочное оборудование. Каталог-справочник. Наука Думка 1989, 322 с
12. Оборудование для дуговой сварки. Справочное пособие А., Энергоатомиздат, 2003
13. Справочник по сварке том 1,2,3 и 4, М., Машиностроение, 1962.

14. Сварка ив машиностроение 1,2,3 и 4 том. М., Машиностроение, 1987
15. Оборудование для дуговой сварки. Справочное пособие. Под ред, В.В.Смирнова
16. Цветко А.И., Патон В.Е. и др. Оборудования для механизированной дуговой сварки и наплавки. М. Машиностроение, 1992, 264 с
17. Назаров С.Т. Методы контроля качества сварных соединений. М. Машиностроение, 1984, 227с
18. Rzayev R.M. Qaynaq işlərinin əsasları. Bakı, 2004, 310s
- 19.Технология и оборудование сварки плавлением. Под редакции Г.Д.Никифорова. М. Машиностроение, 1989, 318 с
20. Николаев Г.А., Винокуров В.А. Сварные конструкции. М., Высшая школа, 1990, 445 с
21. Оборудование для дуговой сварки ( справочник )/Под ред. В.В.Смирнова Л., Энергоатомиздат, 1986, 555 с
22. Красковский А.Н. Основы проектирования сварочных цехов. М., Машиностроение, 1975, 390 с



## MÜNDƏRİCAT

Giriş.....	3
------------	---

### BİRİNCİ BÖLMƏ QAYNAQ BİRLƏŞMƏLƏRİ

#### I FƏSİL

<b>QAYNAQ PROSESİNİN TERMODİNAMİKASI.....</b>	<b>7</b>
1.1.Qaynağın fiziki mahiyyəti və proseslərin təsnifatı .....	12
1.2.Termodinamikanın birinci qanununun qaynaq proseslərinə tətbiqi.....	16
1.3.Termodinamikanın ikinci qanununun qaynaq proseslərinə tətbiqi.....	29
1.4.HİBS enerjisi və homogen sistemlərdə tarazlıq haqqında təlim.....	43
1.5.Homogen proseslərinin kinetikasi.....	58
1.6.Heterogen proseslərinin kinetikasi.....	76

#### II FƏSİL

<b>QAYNAQLANMADA METALLURJİ PROSESLƏR ..</b>	<b>84</b>
2.1.Tikiş metalının oksidləşmə prosesi və qaynaqda metalların oksidləşməsi .....	89
2.2.Qaynaq vannasının metalının oksigensizləşməsi.....	106
2.3.Qaynaqda metalın qazlarla qarşılıqlı təsiri.....	115
2.4.Posa fazaları və onların təyinatı .....	128

## **İKİNCİ BÖLMƏ MÜHAFİZƏ ÜSULLARI**

### **III FƏSİL**

#### **QAYNAĞIN MÜXTƏLİF NÖVLƏRİNDƏ METALLURJİ PROSESLƏRİN TƏSNİFATI..... 149**

- 3.1. Qaynaq vannasının hava mühitindən mühafizə üsulları, posa mühafizəsi..... 152
- 3.2. Əritməklə qaynaqda mühafizəedici qazların atmosferi . 169
- 3.3. Qaynaq vannasının qarışıq qaz posa mühafizəsi..... 187
- 3.4. Qaynaq vannasının vakuum mühafizəsi ..... 204

### **IV FƏSİL**

#### **TİKİŞ METALININ İLKİN STRUKTURUNUN FORMALAŞMASI ..... 215**

- 4.1. Qaynaqlama qabiliyyəti anlayışı, kristallaşma nəzəriyyəsinin ümumi müddəaları ..... 231
- 4.2. Tikiş metalının ilkin strukturunun kristallaşmasının və formalaşmasının xüsusiyyətləri..... 237
- 4.3. Qaynaqlama zamanı metalda kristal qəfəsin qüsurları .. 255
- 4.4. Qaynaqda yüksək temperaturlar sahəsində metal və ərintilərin plastikliyinin və möhkəmliyinin dəyişmə xarakteri ..... 268

## **V FƏSİL**

<b>QAYNAQDA METALLARDA FAZA VƏ STRUKTUR ÇEVRİLMƏLƏRİ .....</b>	<b>297</b>
5.1.Qaynaq birləşmələrinin xarakterik zonaları.....	303
5.2.Qaynaq birləşmələrində soyuq çatlar .....	335
5.3.Qaynaq birləşmələrinin metalının kövrək dağılması və təkrar qızdırmanın çatları .....	358
5.4.Soyuq çatlara qaynaq birləşmələrinin metalının meyiliyinin qiymətləndirmə üsulları.....	364
5.5.Legirlənmiş poladların soyuq çatlara qarşı müqavimətini yüksəltmə üsulları.....	374
5.6.Təkrar qızdırma çatları.....	376

## **ÜÇÜNCÜ BÖLMƏ ELEKTROLİTLƏR HAQQINDA**

### **VI FƏSİL**

<b>ELEKTROKİMYANIN ELEMENTLƏRİ .....</b>	<b>378</b>
6.1.Elektrolitlər və onların yaranması .....	380
6.2.Elektrolitlərin elektrik keçiriciliyi .....	381
6.3.Metalların elektrolitlərlə qarışıqlıq təsiri .....	385

### **VII FƏSİL**

<b>QAYNAQ BİRLƏŞMƏLƏRİNİN KİMYƏVİ QEYRİ-BİRCİNSLİYİ.....</b>	<b>391</b>
7.1.Kimyəvi qeyri-bircinslilik.....	393
7.2.Qaynaq tikişlərinin kimyəvi qeyri-bircinsliliyinin növləri .....	394

7.3.Qaynaq tikişinin kimyəvi qeyri-bircinslilik	
dərəcəsinə qaynaqlama rejiminin təsiri.....	409
<b>İstifadə olunan ədəbiyyatlar.....</b>	<b>415</b>