

VUORITEOLLISUUS BERGSHANTERINGEN

JULKAISIJA: VUORIMIESYHDISTYS R.Y. — BERGSMANNAFÖRENINGEN R.F.

Sisältö — Innehåll:

Heikki Miek'oja:

Haurasmurtuma niukkahiilisessä teräk-
sessä.

Jaakko Salokangas:

Haurasmurtumasta ja sen tutkimisesta.

Olli Simola:

Eräitä näkökohtia haurasmurtumataipu-
musta arvioitaessa.

Olavi Eiro:

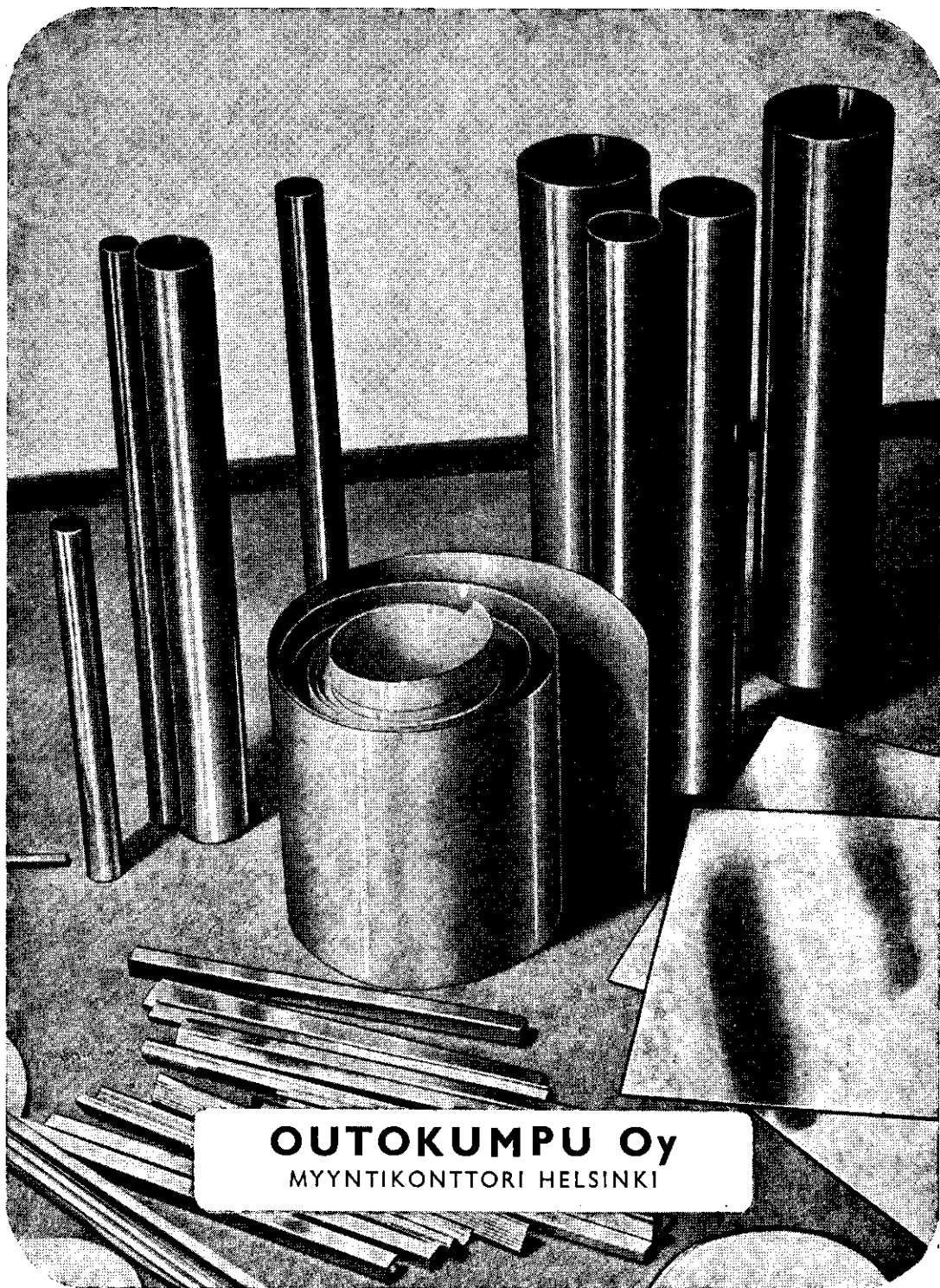
Hitsattujen teräsrakenteiden haurasmur-
tumasta.

Esko Mäkikylä:

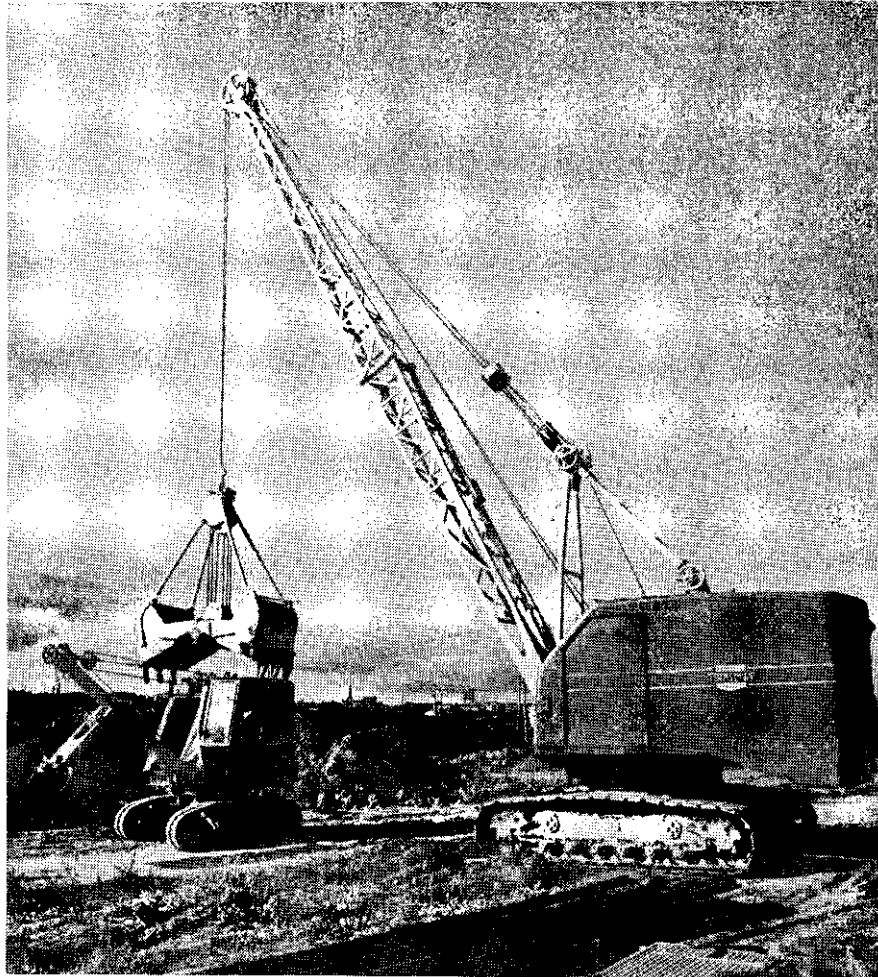
Päästöhauraudesta.

Sakari Heiskanen:

Haurastumisilmiöitä ruostumattomissa
ja kuumankestäväissä teräksissä.



OUTOKUMPU Oy
MYNTIKONTTORI HELSINKI



Kaivukoneita

Kokoja:

0,2 — 0,3 — 0,4 — 0,5 — 0,63 —
0,8 — 1,0 — 1,25 — 1,6 — 2,0 —
2,5 — 3,2 m³:n kauhalla.

Lyhyet toimitusajat

Kokeiltuja

Lujarakenteisia

Suosittuja

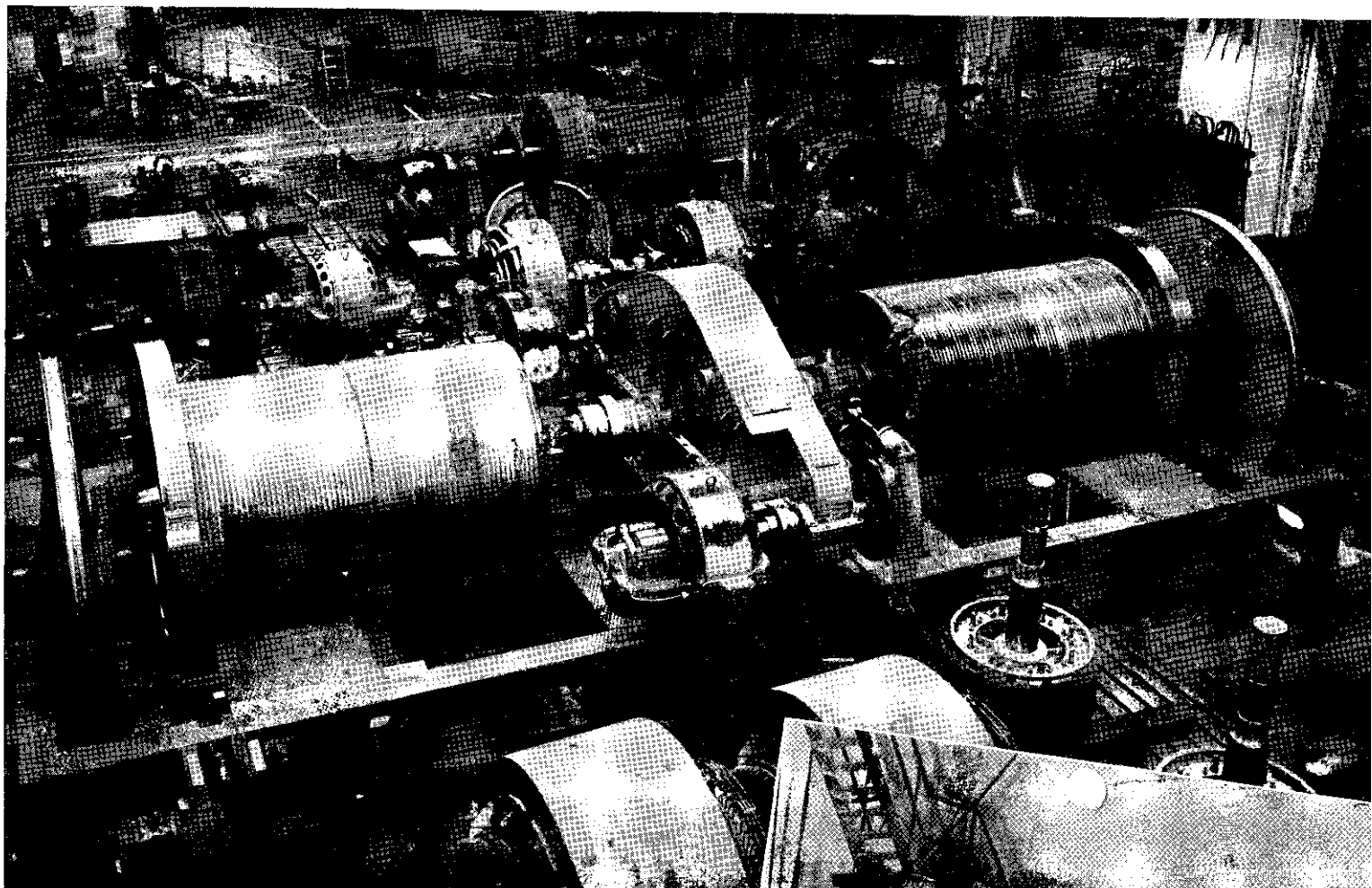
Suuri työteho

Varmistettu huolto

Lokomo Oy

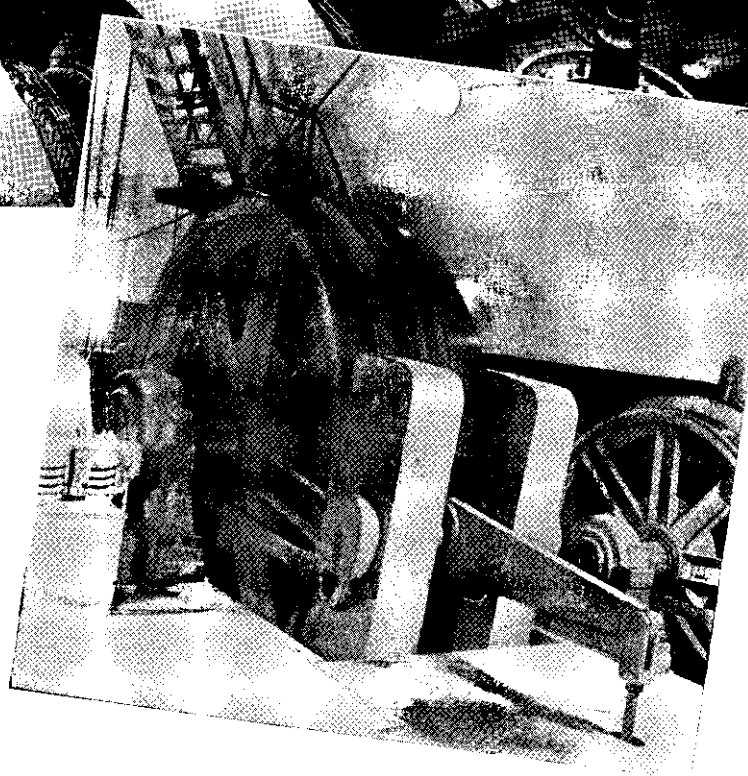
Konepaja — Terästehdas

Tampere • Puhelin 5450



50 tonnin kivennostovintturi toimitettu LKAB:lle, Kiruna ja (oik.) kaksi painonapeilla ohjattavaa Koepevintturia kahdella köydellä, Bodäs'in Kaivos, Sandviken.

Kaivos- vinttureita



Valmistettuaan n. 40 vuoden ajan sähkölaitteita kaivosvinttureihin on Asea vuodesta 1935 alkaen valmistanut niihin myöskin mekaaniset osat ja toimittaa nyttemmin täydellisiä kaivosvintturilaitteita, taittopyöriä, hissejä, kappoja ja pohjasta tyhjennettäviä mittataskuja y.m.

Uusimpia ovat painonappiohjattavat Koepevintturit useammalla köydellä. Näitä on Asea jo toimittanut useita kymmeniä. Suurin on LKAB:n, Kiruna tilaama neljällä köydellä varustettu Koepevintturi 20 tonnin kuormalle ja 11 m/sek. nostonopeudelle. Nostoteho on 1000 t/h ja nostokorkeus 460 m. Nämä, tiettävästi suurimmat nostokoneet nykyhet-

kellä maailmassa, toimivat täysin automaattisesti ja toimitetaan automaattisilla punnituslaitteilla varustetuin kappoin ja mittataskuin.

Asea toimittaa myös painonappiohjattavia kuilunsvennysvinttureita 3 ja 5 tonnin kuormalle. Nämä ovat kooltaan pieniä ja helposti liikuteltavia ahtaissakin kuiluissa.

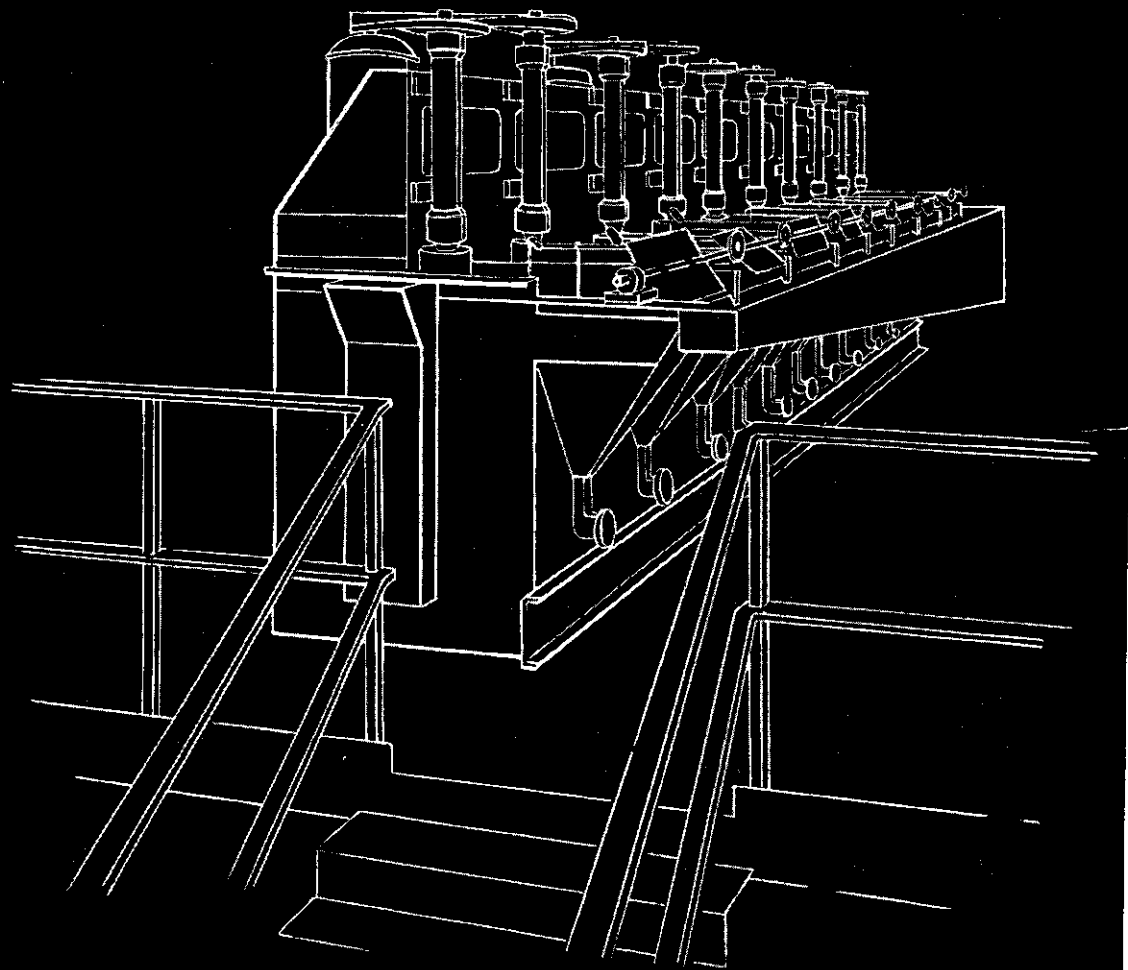
Yllä kuvatus mielenkiintoisen LKAB:lle, Kiruna toimitetun kivennostokoneen kuorma on 50 tonnia, hissinpaino 37 tonnia, vaununpaino 33 tonnia, vastapaino 82 tonnia, nostokorkeus 70 m ja nostonopeus 0.5 m/sek.

ASEA

Helsinki, Citykäytävä, puh. 12 501 — Turku, Kaskenkatu 2 B, puh. 16 808

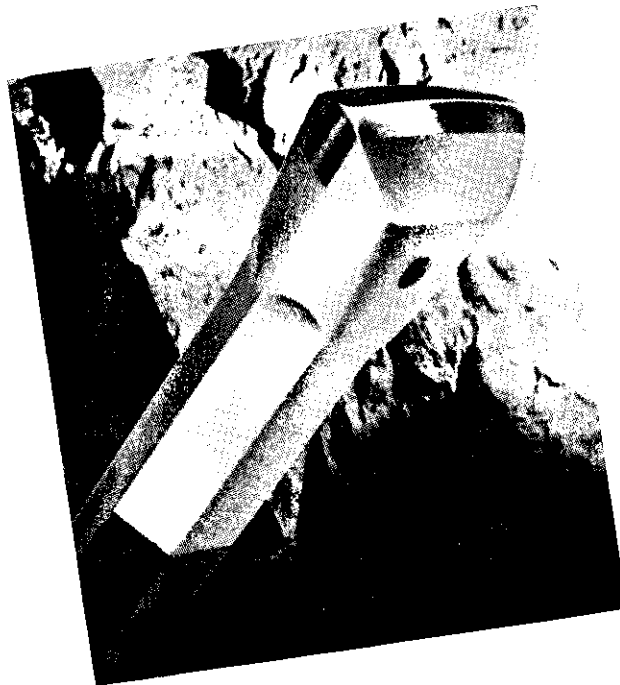
WEDAG

**Koneita
rikastamoon ja murskaamoon**



WESTFALIA DINNENDAHL GRÖPPEL AG, BOCHUM

OY. LILIUS & Co AB. — HELSINKI



»Vakiovuoria» ei ole olemassa

Tunnettu tosiasiahan on, että vaikka kahdella kivilajilla olisikin sama Mohs-kovuus, voivat ne kuitenkin rakenteensa erilaisuuden takia olla niin täysin erilaisia porattavia, ettei niistä saatuja poraustuloksia voi lainkaan verrata keskenään.

Tästä johtuen on mahdotonta ennakolta ennustaa vuoriporan elinikää. Sen voimme kuitenkin taata, että Hofors'in kovametallivuoriporat ovat tänään »kärjessä».

Det finns inga »standardberg»

En del berg är lättborrhade, andra har man svårt att få bukt med. Två typer kan ha samma hårdhet, mätt med Mohs' skala, och ändå uppvisa så stora olikheter i strukturen, att de är fullständigt ojämförbara vad borrhårens beträffar.

Man kan därför aldrig lova en bestämd livslängd för bergborrar. Men vad vi kan garantera är att Hofors' borrar med hårdmetallskär står på toppen av vad som kan åstadkommas i dag.

SKF HOFORS BRUK

VUORIPORAT

PYSTYVÄT HYVIN KAIKKIIN
KIVIIN.

BERGBORRAR

BITER BRA I ALLA BERG.

Hofors

HELSINKI - HELSINGFORS



Voimaa, joka kasvaa tehtävien mukaan...

Kuvassa paiskii töitä 3,8m³:n kauhalla varustettu **Ruston Bucyrus 120-RB** pistokauhakone. Tässä väkivahvassa, mutta liikkeiltään ketterässä koneessa on suuren käyttövarmuuden ja kätevyuden takaava ”**Ward Leonard**”-käyttö: jokaista koneen liikettä varten on oma tasavirtamoottori, jonka teho kasvaa sitä suuremmaksi, mitä enemmän voimaa kauha tarvitsee. Yksi Ruston Bucyrus 120-RB on kalkkiteollisuutemme palveluksessa ja saa pian seurakseen toisen samanmallisen koneen.

Bucyrus Erie — Ruston Bucyrus yhtymä on maailman suurin kaivukoneiden valmistaja. Heillä on takanaan yli 70 vuoden kokemus tällä vaativalla erikoisalalla ja he valmistavat kaivukoneita aina 27 m³ kauhatilavuuteen saakka.

Suomessa toimii tällä hetkellä 78 Bucyruskonetta, useissa isot 1,9—3,8 m³:n kauhat. Niitä on käytetty ja käytetään erinomaisin tuloksin kaivosteollisuudessa, voimalaitostyömailla, uudisrakennuksilla, tunnelitoissa — eli kaikkialla, missä raskaat tehtävät vaativat kestäväää ja tehokasta kaivuvoimaa.

Kääntykää puoleemme, kun tarvitsette kaivuvoimaa, joka ei väsy kesken. Bucyrus-asiiantuntijat tarjoavat käytettäväksenne laajan kokemuksensa.

OSAKEYHTIÖ ***Epströmin*** KONELIIKE



USA

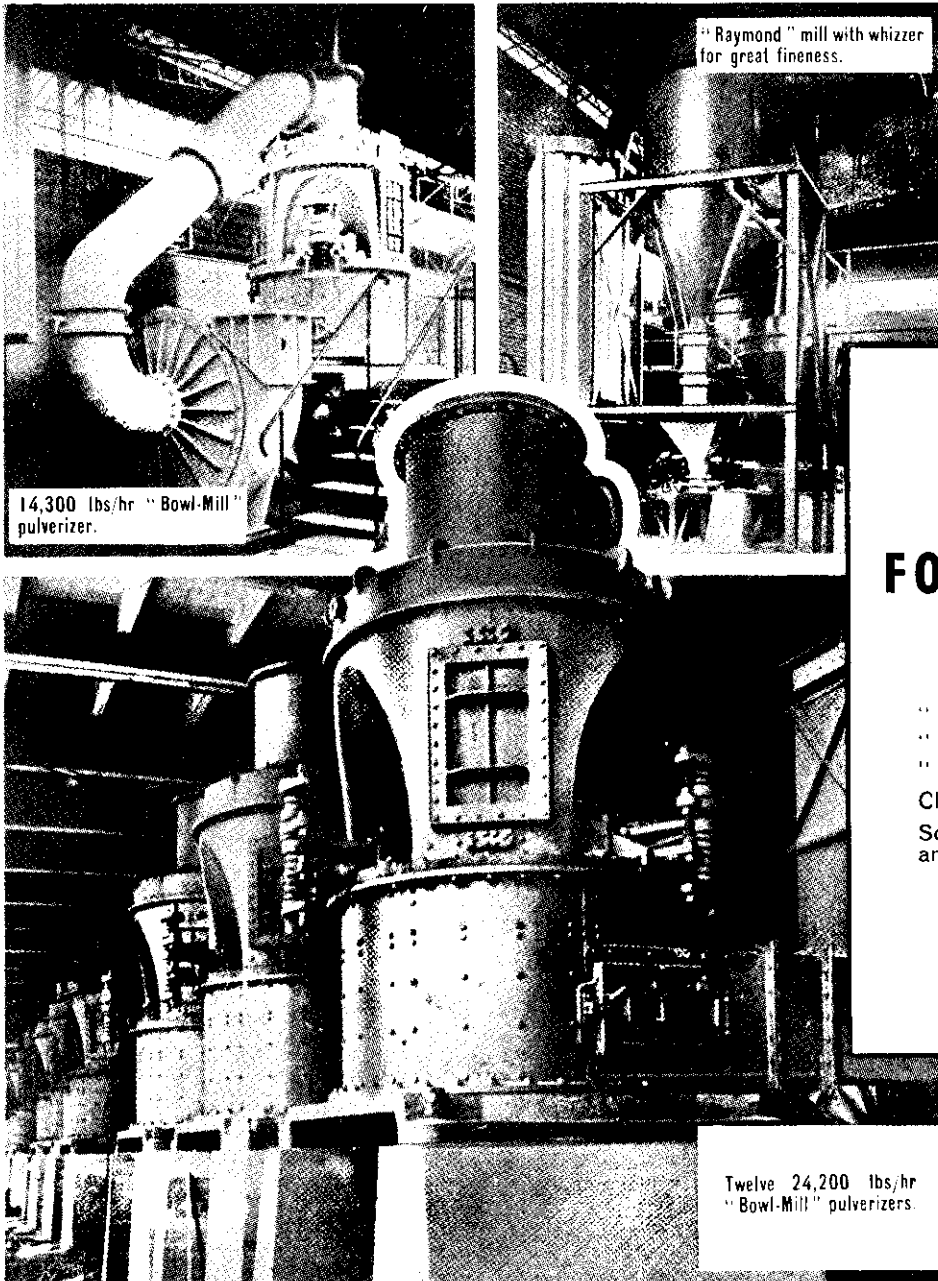


ENGLANTI



STEIN ET ROUBAIX

24, Rue Erlanger - Paris - XVI^E



Suomessakin
ovat
Stein et Roubaix
myllyt
hyvin tunnettuja

PULVERIZERS FOR COAL AND MINERALS

" Raymond " pulverizers.
" Bowl-Mill " pulverizers.
" Hardinge " pulverizers.
Classifying equipment.
Screens. Sieves. Classifiers
and Separators.

Rikkihappo- ja Superfosfaatti-
tehtaat Kotkassa, Harjavallassa
ja Kokkolassa käyttävät yksin-
omaan STEIN ET ROUBAIX
myllyjä

Kysymyksen ollessa mineraalimyllyistä on aina syytä pyytää tarjouksiamme

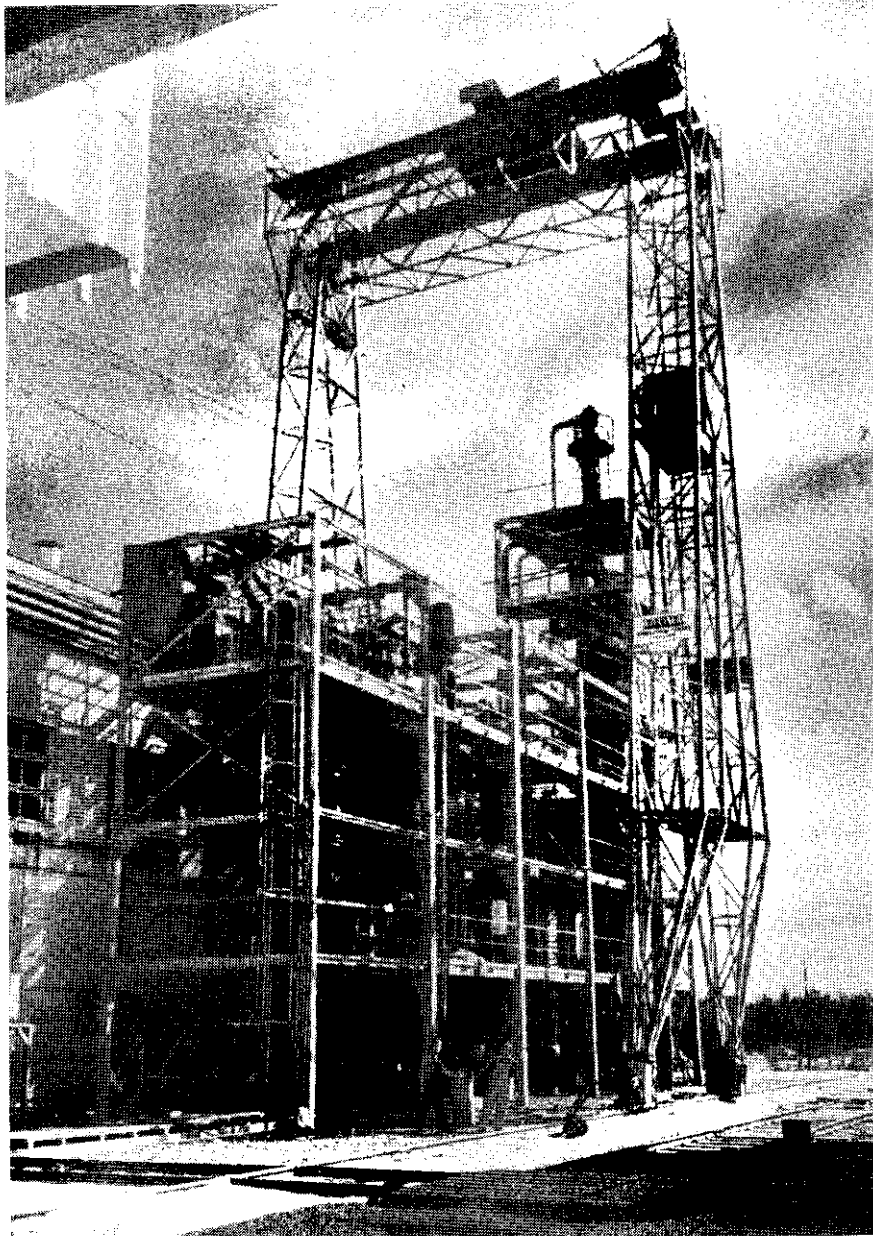
Edustaja: **Oy SOFFCO Ab** Helsinki

Meritullinkatu 3

Standardisoitujen nostovoima-
sarjojen mukaisia

nostureita

normaali- ja erikoistarkoituksiin



**Silta- ja
pukkinostureita
3,2–250 t**

**Kahmari- tai
kuormauslait-
teilla varustettuja
nostureita
3,2–20 t**

Köysinostureita

**Erikoisnosto-
laitteita**

3,2—50 t nostovaunujen ja köysi-
nosturien nosto- ja siirtokoneis-
tot varustetaan täysin koteloi-
duin hammaspyörästöin.

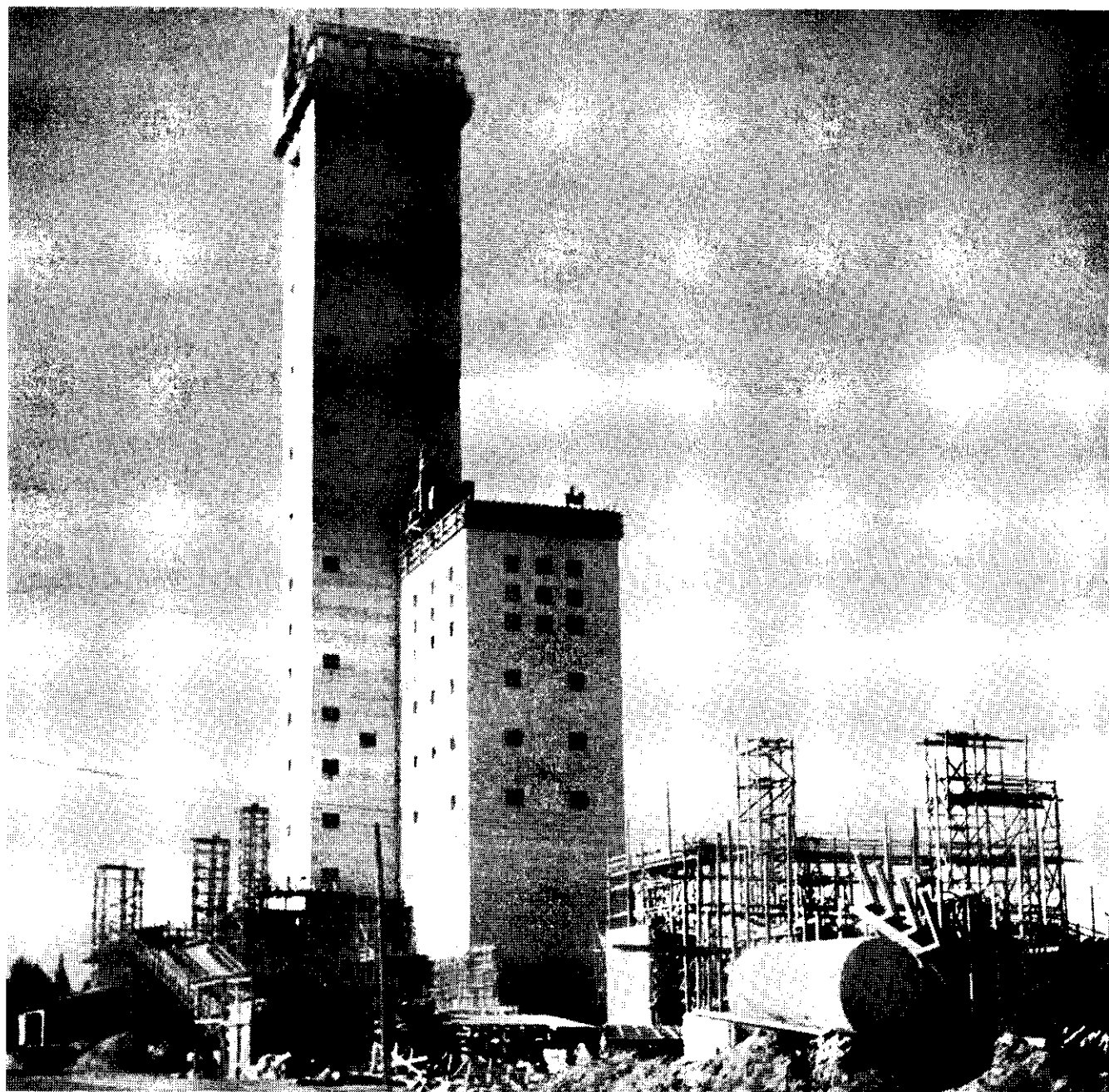
Sähkölaitteiden moitteettomaan
toimintaan kiinnitetään erikoista
huomiota.

Teräsrakenteiden staattisen ja
dynaamisen kuormituksen aiheut-
tamattomat jännitykset voidaan koe-
kuormituksen yhteydessä tarkis-
taa erikoismittauksilla.

VALMET

OY CONSTRUCTOR AB

RAKENTAA



VIHANNIN KAIVOSALUEELLA

Varma ja taloudellinen kuljetus **TAMMER-** kuljetushihnoilla



TAMMER- kuljetushihnoja myös erikoisvalmisteina

m. m.

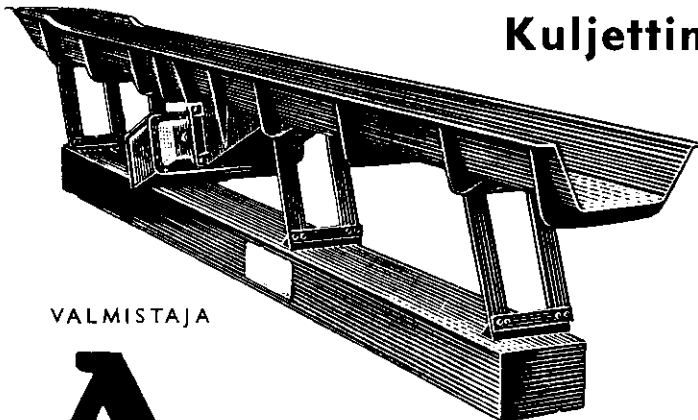
kumipäällysteisinä kohokkein suuriin nousukulmiin, kumipäällyste-puskurikudosisena (Breaker Strips) kivi-, malmi- ja propsikuljetuksiin.

Myös nostohihnoja eri tarkoituksiin.



Tammer Tehtaat Oy

HIHNA-, KUMI- JA MUOVILIIMATEOLLISUUS · TAMPERE



VALMISTAJA

ALLGEMEINE
ELEKTRICITÄTS-
GESELLSCHAFT
LÄNSI-SAKSA

Kuljettimia ja annostelu-uurnia

sähkömagneettisin värähtelijöin

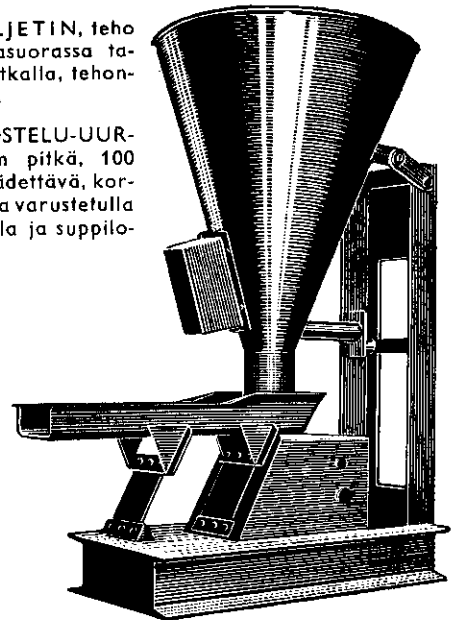
AVOIN KULJETIN, teho 22 t/h, vaakasuorassa tasossa 4 m matkalla, tehontarve 300 W.

Pieni ANNOSTELU-UURNA, 500 mm pitkä, 100 mm leveä, säädettävä, korkeusasettelulla varustetulla täyttösuppilolla ja suppilotäristimellä.

Toimitamme erilaisia kuljettimia ja annostelu-uurnia, joiden kaikkien liikkeellepanevana voimana on sähkömagneettinen värähtelijä, joka värähtelee 3000 tai 6000 kertaa minuutissa. Tehon tarve 10—500 W, liitäntä 220 V vaihtovirtaan 50 Hz.

Toimitamme myös TÄRYTINLAITTEITA hiili-, hakeym. bunkkereita varten.

Tiedustelkaa!—Vastamme auliisti kysymyksiinne.



PÄÄDUSTAJA SUOMESSA

SÄHKÖLIKKEIDEN OY

Helsinki, Pormestarinrinne 8, puhelin 11 501

vuoriteollisuus koneita

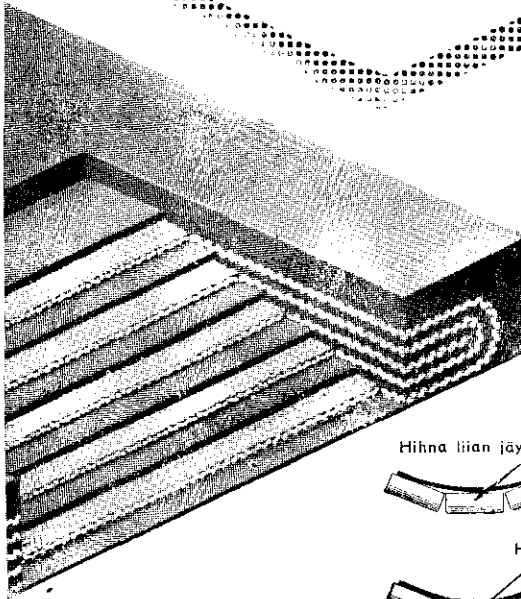
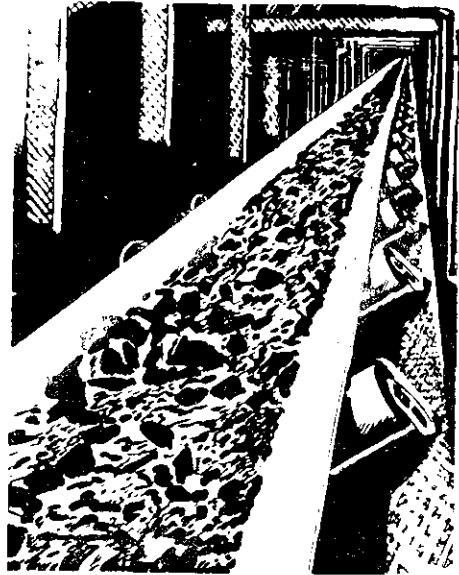


KONE- & INS. OSASTO
HELSINKI, MANNERHEIMINTIE 12



GOOD YEAR RAYON

kuljetushihnan
etuja:



Hihna liian jäykkä



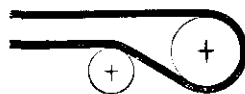
Hyvä



5

Ei »väsy»

Voidaan käyttää tavallista pienempiä rumpuja. Hihnakerrokset eivät irtaannu toisistaan, sillä nopea GOODYEAR RAYON-kudos on 30 % tavallista kudosta ohuempi.



6

Keveys

GOODYEAR RAYON-kuljetushihna painaa 37 % vähemmän kuin tavallinen yhtä kestävä.

1

Tasapainoitettu rakenne

GOODYEAR RAYON-kudos on tehty nimenomaan hihnakuljettimia varten. Kuten muissakin Goodyear hihnakudoksissa, tässä kaikki säikeet ovat samanlaisesta aineesta. Täten vältetään eri aineiden vaihtelevasta venyvyydestä johtuva epätasainen jännitysten jakautuminen, joka johtaa hihnan enneaikaiseen turmeltumiseen.

2

Parempi kouruuntuminen

GOODYEAR RAYON-kudoksen luonnollisesta taipuvuudesta johtuen hihna kouruuntuu paremmin kuin jopa 25 % heikompia tavallisia hihnoja.

3

Liittäminen

Voidaan liittää ja korjata kuten tavalliset hihnat. Mikäli liittimiä käytetään se vastustaa niiden irtaantumista 20—60 % paremmin kuin tavalliset hihnat.

4

Pieni venyvyys

Koska venyvyys on vain puolet tavallisten hihnojen venyvyydestä, tarvitaan vastapainolle vain lyhyt liikkumatila.

7

Homekylästetty

GOODYEAR RAYON-hihna on, kuten muut Goodyerhihnat, kylästetty homesientä vastaan.

GOODYEAR-hihnoilla kuljetetaan enemmän tonneja kuin millään muilla hihnoilla.

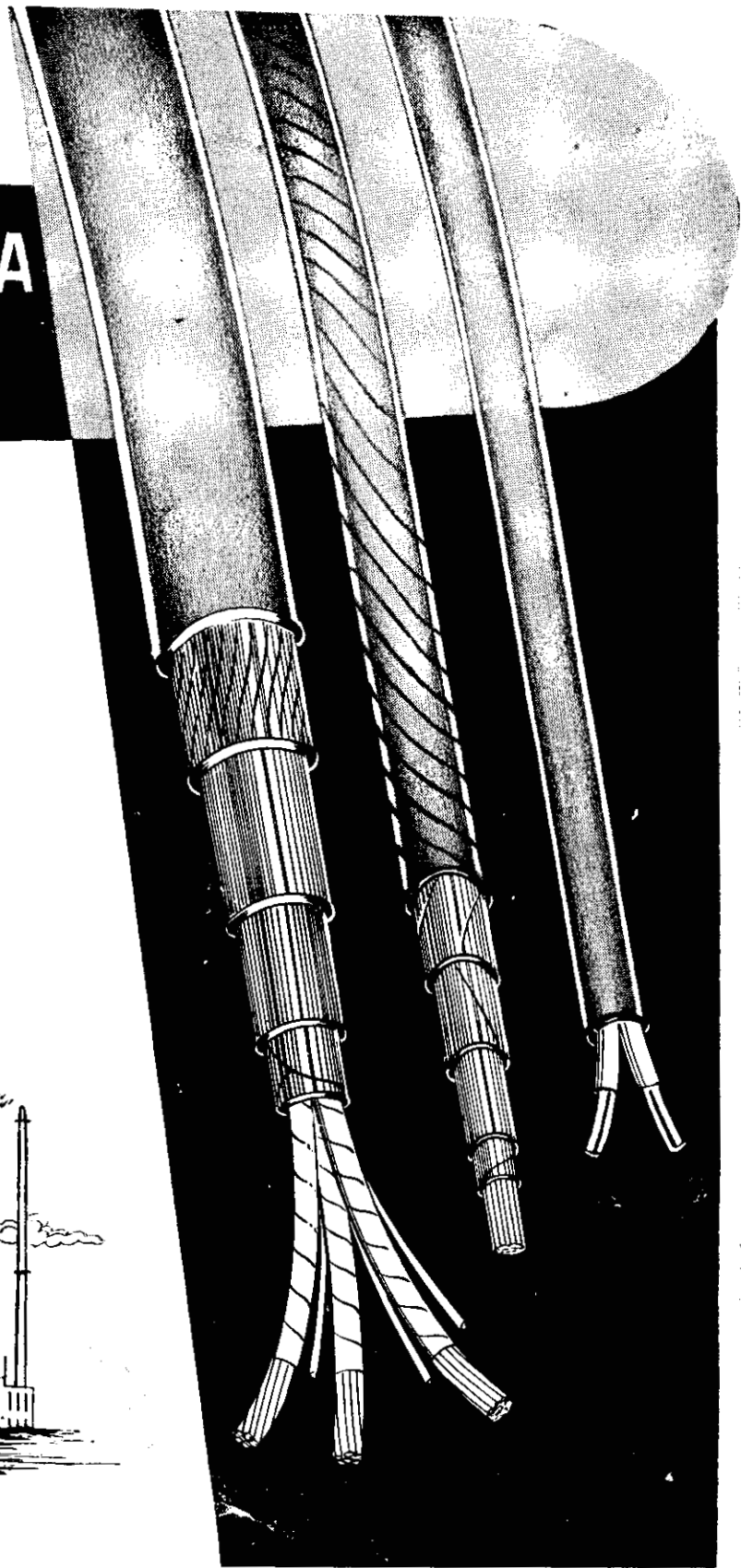
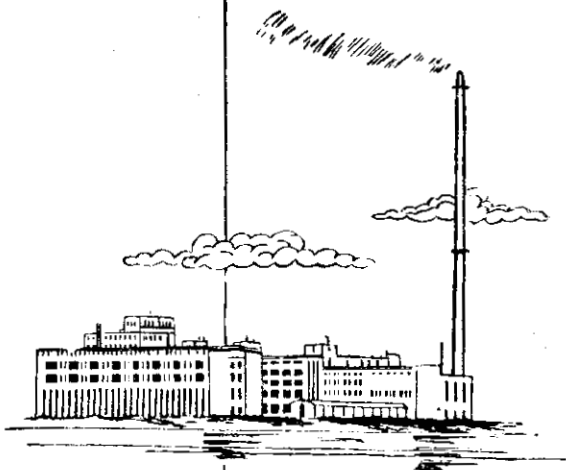


Päämyyjä Suomessa:

Gy Telko Ab

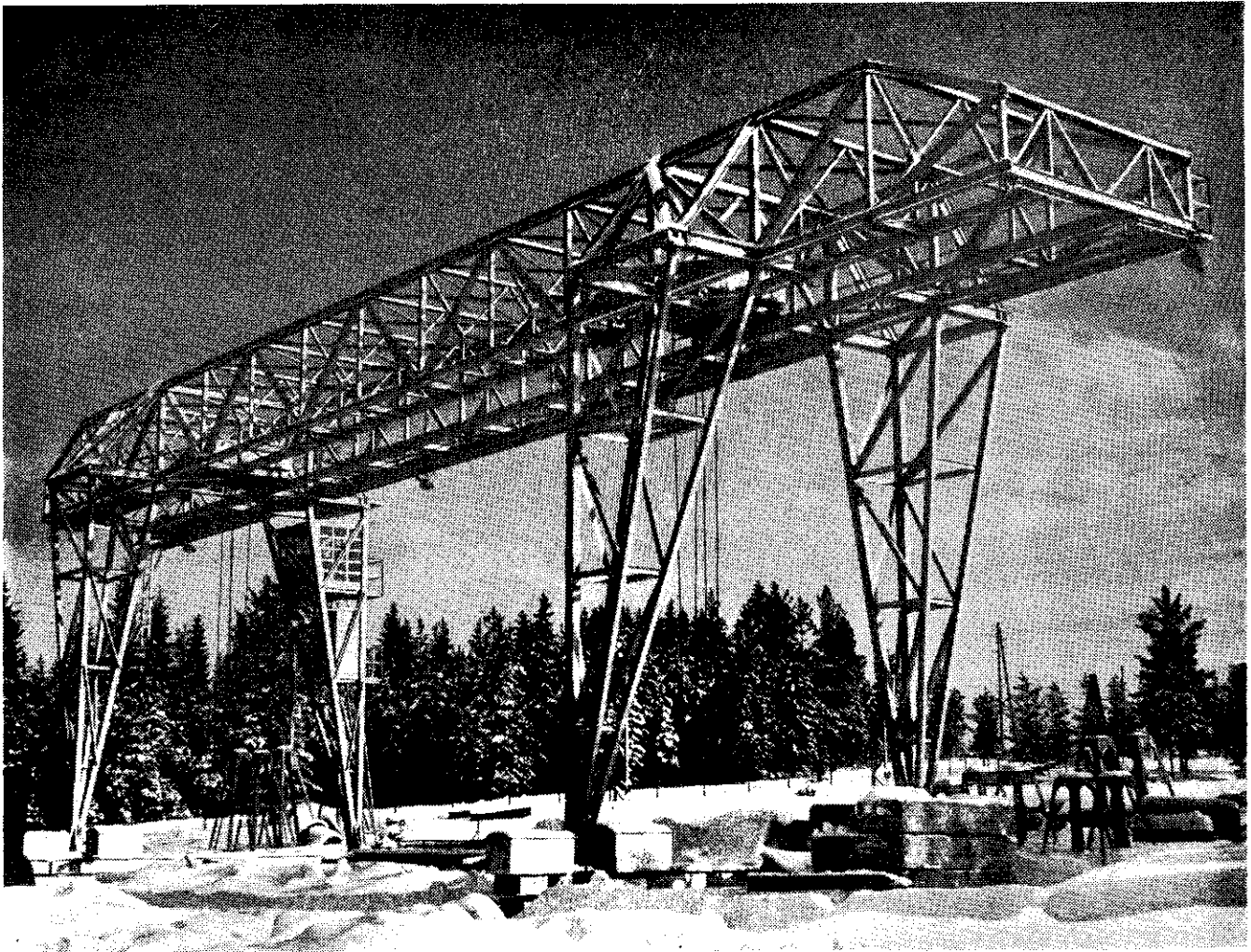
Helsinki - Aleksanterinkatu 13 - Puh. 12271

KAAPELEITA
*kaikkiin
tarkoituksiin*



**SUOMEN
KAAPELITEHDAS Oy**

HELSINKI - PURSIMIEHENKATU 29-31 - PUHELIN 61 991 (VÄIHDE)



Ankarasti kuormitetut hitsatut rakenteet

vaativat korkeimpia vaatimuksia
vastaavan lisäaineen

OK - 48 P

Oy **ESAB** Ab

PITÄJÄNMÄKI, KUTOMONTIE 13

PUHELIN 47 85 01

TAMPERE VERKATEHTAANKATU 5, PUH. 85 39

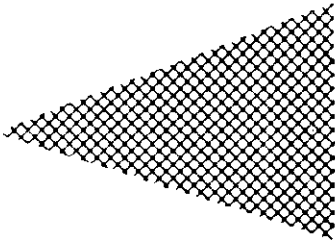
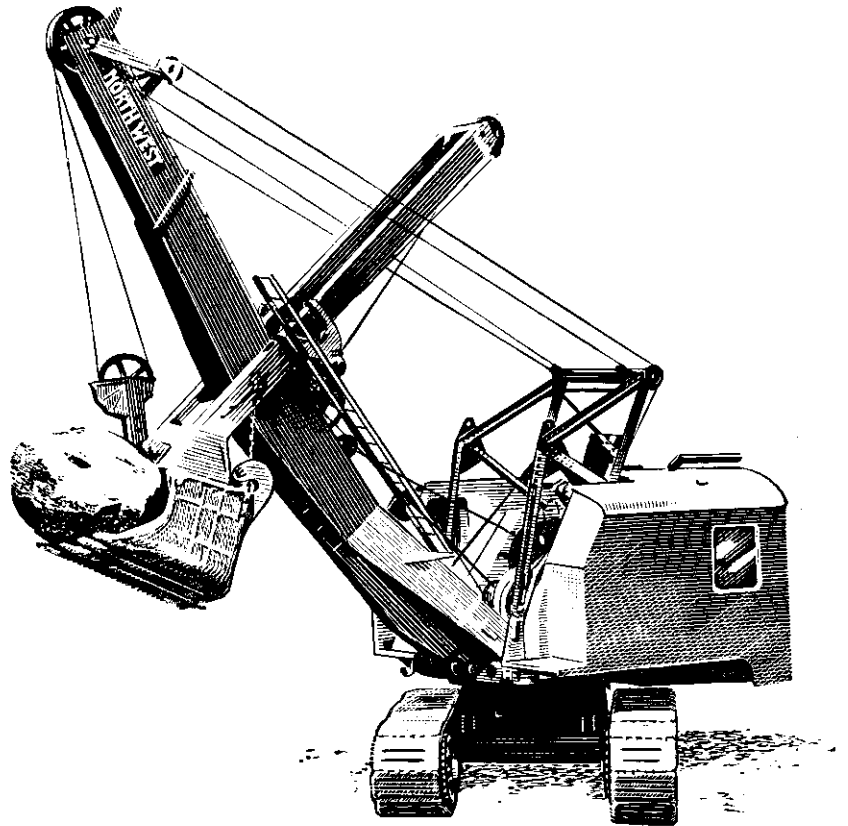
TURKU, PUH. 20 760



NORTHWEST

kaivinkoneet

ovat kautta maailman tunnettuja kestävydestään. Niiden rakenteessa on erikoisesti huomioitu louhoskaivun asettamat kestävyysvaatimukset. Meikäläisissä vaikeissa olosuhteissa monien vuosien aikana saadut kokemukset puhuvat selvää kieltä NORTHWEST kaivinkoneiden korkeasta laadusta.



voimaa
nopeutta
kestävyyttä

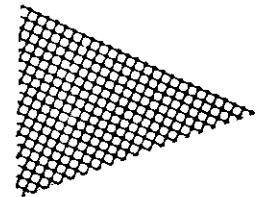
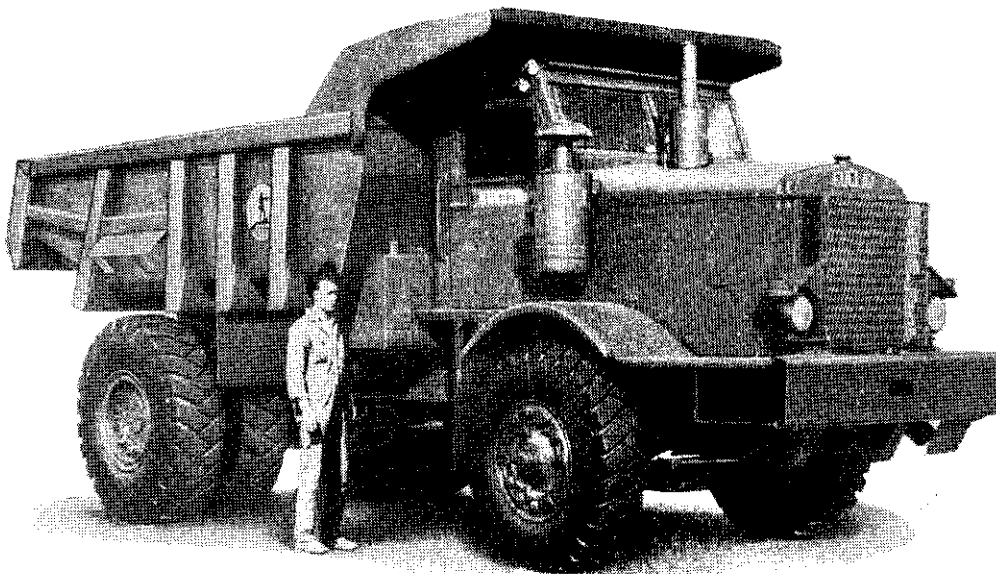
tarjoavat käyttäjilleen

EUCLID maansiirtoautot

Lukuisia EUCLID'eja käytössä Suomessakin maan, kiven ja malmien ajossa.

Enemmän ajokuntioita — nopeammin — halvemmalla

Voidaan saada nopeaan toimitukseen joko USA:n tai Skotlannin tehtailta.



Yksinedustaja Suomessa:

HOLOPAINEN OY

Helsinki, Maurinkatu 8—12

Puh. 32 226 & 32 227

VUORITEOLLISUUS BERGSHANTERINGEN

Julkaisija: VUORIMIESYHDISTYS r.y. — BERGSMANNAFÖRENINGEN r.f.

Toimitusvaliokunta: dipl. ins. Fjalar Holmberg, professori Risto Hukki, professori Kauko Järvinen, fil. tri Aarno Kahma
dipl. ins. Olli Simola ja ins. Eskil Strandström.

Toimitus: teollisuusneuvos Herman Stigzelius, päätoimittaja, puh. 28 714, tri ins. Paavo Asanti, apulaistoimittaja, puh. 11 151,
rouva Karin Stigzelius, toimitussihteeri, puh. 35 546.

Toimituksen osoite: Bulevardi 26 A 10, Helsinki, puh. 35 546.

Ilmoitushinnat: Kansilehdet 16000: —, muut lehdet 13000:—, puolisivu 8000: —, neljännessivu 4500: —.

Lehti ilmestyy kahdesti vuodessa.

N:o 1

1954

12. VUOSIKERTA

Haurasmurtuma

Viime vuoden kevätkokouksessaan Vuorimiesyhdistyksen metallurgijaosto antoi suuntaviivat lähimpien vuosien toiminnalleen. Tärkeimpänä kohdiana tulee olemaan joka syksy pidettävät neuvottelupäivät, joiden ohjelmassa ensi sijassa on joukko esitelmiä. Nämä liittyvät saman vuoden keväänä määrättyyn pääteemaan, jota tarkastellaan useilta eri tahoilta, jotta esillä olevat kysymykset mahdollisimman monipuolisesti tulisivat ruodittua. Viime syksyn teemana oli haurasmurtumailmiö.

Se suuri mielenkiinto, lukuisat tutkimukset ja kirjoitukset, jotka ammattimiespiireissä kaikkialla maailmassa tällä hetkellä kohdistuvat tähän kysymykseen, ovat tulleet yhä ajankohtaisemmiksi. Useat käytännön tapaukset ovat selvästi osoittaneet, että metallisen materiaalin — vieläpä niistä yleisimmän, teräksen — hallinta on vielä monessa suhteessa varsin puutteellista. Tämä koskee niin metallurgisia prosesseja kuin teräksen muokkausta, lämpökäsittelyä, hitsausta tai muuta käsittelyä. Mainittakoon vain yhtenä esimerkkinä viime vuosina usein sattuneet täyshitsattujen laivojen murtumiset. Tapaus »Oklahoma» on vielä tuoreessa muistissa. Mikä osuus

on ollut teräksen laadulla? Teräsmateriaalin osallisuus näihin katastrofeihin tuntuu ilmeiseltä. Tulee kuitenkin kestävämmän vuosikautia, ennenkuin lopullinen selvyys saadaan tässä kysymyksessä. Terästehtaat omasta puolestaan koettavat jouduttaa sitä. Tästä on selvänä todistuksena se vilkas tutkija kokeilutoiminta, joka on käynnissä erityisesti juuri haurasmurtumavaaran vähentämiseksi.

Lehtemme toimitus on pitänyt tärkeänä, että kaikki ne esitelmät, jotka mainitussa metallurgijaoston kokouksessa pidettiin, julkaistaan lehdesämme. Se vilkas mielenkiinto, mikä oman maamme metallurgeilla sekä erityisesti myös konepajateollisuuden ja hitsausalan ammattimiesten keskuudessa on vallalla esitetyssä kysymyksessä, todetaan ei vain runsaasta osanotosta syksyn esitelmätilaisuuteen, vaan myös niistä lukuisista ennakkotilauksista, jotka koskevat tätä numeroa. Tällä seikalla on sitäkin suurempi merkitys, koska tällä tavalla lehtemme lukijakunta laajenee myös niihin piireihin, joiden kanssa läheisempää yhteistoimintaa on jo kauan kaivattu.

P. A.

Haurasmurtuma niukkaahiilissä teräksessä

Prof. HEIKKI MIEKK-OJA

Teknillinen Korkeakoulu, Helsinki

Johdanto

Niukkaahiilinen rakenneteräs, jonka mikrorakenne on olennaiselta osalta ferriittinen, käy yleensä sitkeästä metallista kaikissa käyttötiloissaan: kuumamuokattuna, normalisoituna, pehmeäksi hehkutettuna ja kylmämuokattuna. Se on pitkälle menevästi muovautuva kylmänä, ja ylikuormituksen sattuessa siinä tapahtuu murtumista edeltävänä varoituksena melkoista taipumista tai venymistä ja kuroutumista. Juuri muodonmuutoskykynsä ansiosta rakenneteräs on suojautunut paikallisia ja ajallisia jännityshuippuja vastaan mukautuen niihin murtumatta.

Mutta tietyillä edellytyksillä teräs, jolle saadaan staattisessa vetokokeessa suurikin venymä, jopa yli 40 %, saattaa murtua hauraasti, siis ilman olennaista edellä käyvää venymistä ja kuroutumista, yhtäkkiesti kuin lasi. Haurasmurtuma, joksi ilmiötä meillä nimitetään (englanniksi cleavage fracture), etenee tavattomalla nopeudella läpi terveiden kiteiden pitkin määrättyä hilatasoa, teräksissä pitkin hilatasoa (100). Lähinnä juuri etenemistapansa perusteella haurasmurtuma erottuu eräistä muista haurausilmiöistä, joissa murtuma etenee pitkin raerajoja, jotka ovat heikentyneet erkautumien vaikutuksesta tai, niinkuin ilmeisesti on laita mm. päästöauraudessa (temper brittleness), atomaarisen suotaantumisen vaikutuksesta.

Seurauksiltaan haurasmurtuma voi arvaamattomuutensa vuoksi muodostua kohtalokkaaksi mm. laivoissa, varsinkin hitsatuissa, joiden katkeamisista usein kuullaan, painekattiloissa, siltakonstruktioissa, kettingeissä, esim. peräinlaitteisiin käytettävissä, putkistoissa ja rautatiekiskoissa. Nimenomaan meidän kylmässä ilmastossamme haurasmurtumamahdollisuuden on kiinnitettävä erikoista huomiota, sillä yksi niistä tekijöistä, jotka myötävaikuttavat siihen, on juuri alhainen lämpötila. Alhaisen lämpötilan lisäksi rakenneteräksen murtumista hauraalla tavalla edistävät tunnetusti siinä olevat lovet sekä suuri kuormitusnopeus.

Koska on kysymyksessä niin tärkeä rakennemateriaali kuin teräs, on ymmärrettävää, että tämän mystillisen haurausilmiön tutkimiseen on kaikkialla maailmassa kiinnitetty suurta huomiota. Sitä varten on kehitetty epäluukuinen määrä aineenkoetusmenetelmiä, ennen kaikkea lovi-iskukokeita, joilla pyritään jäljittelemään käytännössä vallitsevia olosuhteita tarkoituksena ennustaa, miten metalli tulee määrättyissä olosuhteissa käyttäytymään. Eri kokeissa, niin dynaamisissa kuin staattisissakin, käytetään haurauden kriteeriona jotakin seuraavista kolmesta:

- koekappaleen murtamiseen tarvittava energia; sitkeätä murtumaa edeltää melkoinen plastinen muovautuminen, johon kuluu energiaa, kun taas hauraan murtuman aikaansaamiseen tarvittava energia on pieni;
- murtumaa edeltävän plastisen muovautumisen laajuus; tavallisesti käytetään kuroumaa, joka on ideaalisessa haurasmurtumassa nolla;
- murtopinnan ulkonäkö; ideaalisessa haurasmurtumassa murtopinta on lohkomainen, sitkeässä murtumassa sen sijaan suonikas tai silkkimäinen; haurauden aste ilmaistaan erilaatuisten murtopintojen suhteena.

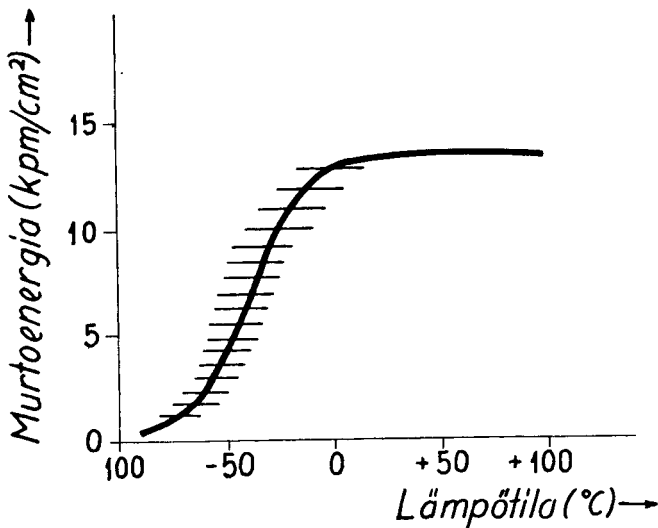
Kuhunkin mainittuun kriteerioon perustuen erikseen voidaan tutkia murtuman luonnetta, seurata numeerisesti sitkeyden ja haurauden muuttumista toisikseen, kun teräksen käyttäytymiseen vaikuttavat tekijät, lämpötila, lovien geometria ja kuormituksen nopeus vaihtelevat. Samoin voidaan tutkia teräksen kokoomuksen ja käsittelyn, lähinnä lämpökäsittelyn, vaikutusta sen hauraaseen käyttäytymiseen.

Kokonaan riippumatta teräksen laadusta haurasmurtuman vaaraa on voitu olennaisesti pienentää konstruktioita parantamalla niin pian kuin oli tullut tunnetuksi se vaikutus, mikä lovilla, terävillä kulmilla ja rohkeilla poikkileikkauksen muutoksilla on teräsrakenteen käyttäytymiseen. Esimerkkinä siitä mainittakoon, että amerikkalaisissa Liberty-tyyppisissä laivoissa, joita konstruoidaessa ei oltu otettu huomioon lovien vaikutusta, esiintyi 224 repeämää 2000 laivaa ja vuotta kohti, kun taas uudesti konstruoiduissa Victory-tyyppisissä laivoissa vastaavaksi repeämien lukumääräksi ilmoitetaan 1; kuitenkin molemmissa laivatyypeissä oli käytetty saman spesifikaation mukaan tilattua terästä (1).

Huolimatta siitä että lovien vaikutus teräsrakenteiden haurasmurtumaan saattaa olla ratkaiseva käytännössä, nimenomaan metallurgin kannalta, ajatellen itse metallin ominaisuuksia ja mahdollisuuksia niiden parantamiseksi, vielä mielenkiintoisempi on lämpötilan vaikutus teräksen käyttäytymiseen. Haurasmurtuman riippuvaisuutta lämpötilasta on metallurgien keskuudessa eniten tutkittu, ja sen tarkasteluun tullaan myös seuraavassa lähinnä keskittymään.

Transitiolämpötila

Haurasmurtuman tutkimista varten kehitetyt aineenkoetusmenetelmät osoittavat keskenään yhtäpitävästi ja haurauden kriteeriodista riippumatta, että niukkaahiilisen teräksen murtuma muuttuu toisinaan jyrkästi, toisinaan



Kuva 1

loivemmin sitkeästä hauraaksi lämpötilan laskiessa (kuva 1). Vaikka tämä muutos tapahtuu usein asteettain, toisinaan jopa yli 100°C lämpötila-alueessa, on osoittautunut tarkoituksenmukaiseksi määrittellä sellainen käsite kuin transitiolämpötila, karkeasti määriteltynä lämpötila, jonka yläpuolella metalli määrätyskokeessa käyttäytyy valtaosalta sitkeällä tavalla ja alapuolella hauraalla tavalla. Tarkempi määritelmä riippuu käytetystä kokeesta ja hauraudelle valitusta kriteeristä. Lovi-iskukokeissa esimerkiksi transitiolämpötila voidaan määrittellä mm. sinä lämpötilana, jossa murto-energian arvo on puolet sen sitkeätä tilaa vastaavasta maksimi-arvosta. Eri aineenkoetusten menetelmät ja haurauden eri kriteerit huomioon ottaen transitiolämpötila on siis kaikkea muuta kuin yksikäsitteisesti määrätty metallin ominaisuus niin kuin on esim. sulamispiste. Lisäksi samalakin menetelmällä saadut arvot osoittavat melkoista hajontaa — samasta sulatuksesta, harkosta ja levyistäkin hajonta voi olla 10°C, jopa 30°C (2) — joten täsmällisesti transitiolämpötilasta voidaan puhua ainoastaan tilastollisessa mielessä.

Lähemmin tutkittaessa teräksen käyttäytymisen lämpötilariippuvaisuutta on todettu, että usean tyyppisistä koekappaleista saadaan tavallisesti kaksi erillistä transitiolämpötilaa yhden asemesta, ylempi — fracture transition temperature ja alempi — transition temperature (kuva 2) (3). Pääasiallinen putous haurauden kriteerioiden arvoissa tapahtuu ylempään transition yhteydessä. Nimenomaan murtopinnan ulkonäkö, joka on suonikas ylempään transitiolämpötilan yläpuolella, on muuttunut melkein lohkomaiseksi sen alapuolella; ainoastaan pieni osa murtopinnasta välittömästi loven pohjalla on suonikas. Tämä osoittaa, että ylempään transitiolämpötilan alapuolella murtuma alkaa sitkeänä, mutta kerran alkuun päästyään jatkuu hauraana. Vasta alemman transitiolämpötilan alapuolella katoaa viimeinenkin jäännös suonikkaasta murtopinnasta, mikä ilmeisesti merkitsee, että murtuma on tapahtunut alunpitäen hauraana.

Kiistatonta on, että ylempi transitiolämpötila liittyy jollain tavoin hauraan murtuman etenemiseen metallissa, alempi transitiolämpötila taas sen alkuun pääsyyn. Alempi transitiolämpötila on osoittautunut riippuvaksi koekappaleen mitoista ja nimenomaan loven geomet-

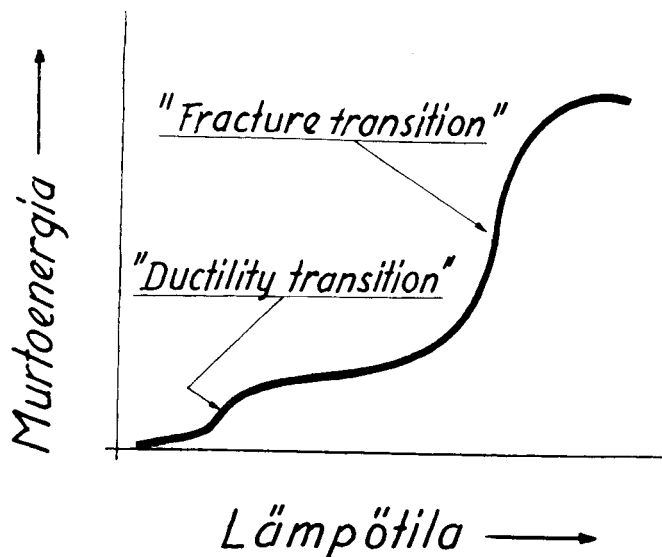
riasta siten, että se on sitä korkeampi mitä syvämpi ja terävämpi lovi on. Tämä ilmeisesti selittyy siten, että hauraan murtuman alkuun pääsy on sitä helpompi, s.o. tapahtuu sitä korkeammassa lämpötilassa, mitä tehostuneempi lovivaikutus on. Ylempi transitiolämpötila taas riippuu koekappaleen mitoista vain vähän, joten sitä voidaan pitää lähinnä metallin laatua karakterisoivana tekijänä. Merkille pantavaa on, että ylempään transitiolämpötilan yläpuolella hauraan murtuman eteneminen pysähtyy siinäkin tapauksessa, että se olisi päässyt jossain metallin kohdassa jostakin syystä alkamaan. Ylempään transitiolämpötilan yläpuolella ferriittinen teräs käyttäytyy tiettyssä kokeessa siis täysin sitkeästi, kuten esim. kupari ja alumiini, joissa haurasmurtuman ei ole dettu esiintyvän.

Kaikesta epämääräisyydestään ja epäyksikäsitteisyydestään huolimatta transitiolämpötilalla on reaalinen merkitys nimenomaan vertailuperusteena eri teräsläytöjä, so. eri kokoomuksen omaavia tai eri tavoin käsiteltyjä teräksiä verrattaessa. Tämä ilmenee jo siitä, että se järjestys, johon määrätty teräset voidaan asettaa transitiolämpötilan perusteella, on yleensä koemenetelmästä ja haurauden kriteeristä riippumaton. Transitiolämpötilan ja käytännössä esiintyvän haurasmurtuman välinen korrelatio ilmenee esim. seuraavista tuloksista, jotka on saatu hitsatuista laivoista poistetuista murtuneista teräslevyistä 15 ft-lb V-lovi Charpy-kokeella: (4)

levyt	keskimääräinen transitiolämpötila
joissa murtuma alkoi	+38°C
joita murtuma läpäisi	+18°C
joissa murtuma pysähtyi	+13°C

Koetulokset osoittavat, että konstruktiossa esiintyneet lovieffektit ovat riittäneet haurasmurtuman alkamiseen sellaisissa levyissä, joille po. kokeella on saatu transitiolämpötilaksi +38°C. Kerran alkuun päästyään haurasmurtuma on kyennyt etenemään levyissä, joiden transitiolämpötila on +18°C, mutta transitiolämpötilan ollessa +13°C levy on pysäyttänyt haurasmurtuman esiintyen siis täysin sitkeänä.

Useat muutkin tutkimukset osoittavat kiistattomasti, että teräksen taipumus haurasmurtumaan käytännössä on sitä pienempi, mitä alempi on transitiolämpötila.



Kuva 2

Haurasmurtuman vaaraan alttiissa konstruktioissa olisi siis pyrittävä mahdollisimman alhaiseen transitiolämpötilaan. Sen sijaan on tuskin täsmällisesti arvioitavissa, kuinka alhainen transitiolämpötilan tulisi olla, sillä on erittäin vaikeata löytää selvää korrelaatiota, joka sitoo tietystä kokeesta saadun transitiolämpötilan ja metallin käyttäytymisen silloin, kun se muodostaa monimutkaisia rakenteita. Näin ollen on ainakin toistaiseksi tyydyttävä käytännöstä saatujen kokemusten nojalla tehtyihin yleisiin kaavaviluihin.

Tällöin on ensinnäkin todettava, ettei terästä voi suositella käytettäväksi sellaiseen tarkoitukseen, jossa rakenteen kriittilliset osat joutuvat toimimaan alemman transitiolämpötilan alapuolella, jossa murtuma alkaa hauraana ilman olennaista energian absorptiota. Toisaalta taas, jos rakenteen kaikki osat toimivat ylemmän transitiolämpötilan yläpuolella, jossa jo alkaneenkin repeämän eteneminen pysähtyy, haurasmurtumakysymys ei aseta mitään rajoituksia konstruktöörille. Rakenteiteräksen kohdalla sellainen ratkaisu, että ylemmän transitiolämpötilan pitäisi olla alimman käyttölämpötilan alapuolella, saattaa kuitenkin kohdata voittamattomia taloudellisia rajoituksia. Lisäksi sellaisen ratkaisun välttämättömyys on kyseenalainen, esim. laivanrakennuksessa. Molempien transitiolämpötilojen välillä, jolloin murtuma alkaa sitkeänä, murtuman alkamiseen vaadittava jännitys on nimittäin myötörajan suuruinen tai suurempi. Sellaiset jännitykset eivät kuitenkaan tule laivalyvyissä kysymykseen, joten haurasmurtuman mahdollisuus riippuu lähinnä alemmasta transitiolämpötilasta. Lisäksi on todettava, että jos ylempi transitiolämpötila olisi haurasmurtuman määräävä kriteerio, käytännössä esiintyneissä haurasmurtumatapauksissa pitäisi esiintyä huomattava osa sellaisia, joissa murtumaa olisi edeltänyt melkoinen plastinen muovautuminen, so. venyminen ja kuroutuminen. Näin ei kuitenkaan ole asian laita, vaan nimenomaan repeämän alkukohdassa on todettu ainoastaan 1 %:n kertalukua olevia kuroumia (4). Tämä merkitsee, että murtuma alkaa yleensä olennaisesti hauraana, ja sen syntyminen riippuu siis lähinnä alemmasta transitiolämpötilasta.

Toisaalta saattaa kuitenkin olla vaarallista nojautua yksinomaan alempaan transitiolämpötilaan, koska se riippuu herkästi muototekijöistä ja metallin tilasta, johon vaikuttavat mm. kylmämuokkaus, muokkausvanheneminen ja hitsaus. Eri tekijöiden vaikutuksesta alempi transitiolämpötila saattaa ainakin paikallisesti kohota, minkä lisäksi rakenteessa voi esiintyä mikrorepeämiä, jotka voivat toimia haurasmurtuman alkukohtina. Sen vuoksi alempaa transitiolämpötilaa koskevat vaatimukset edellyttävät tietyn varmuusvaran, jotta plastinen muovautuminen voisi sitoa pienessä murtumassa vapautuneen kimmoenergian.

Amerikkalainen Sweeney esittää transitiolämpötilojen ja käytännössä esiintyvän haurasmurtuman korrelatiosta seuraavan yhteenvedon, kun transitiolämpötila on määrätty suurilla levyillä tehdyistä staattisista kokeista (5): Jos rakenteen kriittilliset osat toimivat alemman transitiolämpötilan alapuolella, niissä tulee esiintymään murtumia riippumatta siitä, kuinka hyvin suunnittelu ja valmistus ovat suoritettut; jos ne toimivat juuri alemman transitiolämpötilan yläpuolella, haurasmurtuman todennäköisyys on huomattavasti pienempi, mutta ei ilmeisesti riittävän pieni; käyttölämpötilan edelleen kohotessa haurasmurtuman todennäköisyys pienenee nopeasti hyvin pientä arvoa kohden, edellyttäen että rakenteen suunnittelu ja valmistus ovat hyvät; kun käyt-

tölämpötila lähestyy ylempää transitiolämpötilaa, haurasmurtuman mahdollisuus on hyvin vähäinen siinäkin tapauksessa, etteivät suunnittelu eikä valmistus ole erikoisen hyviä.

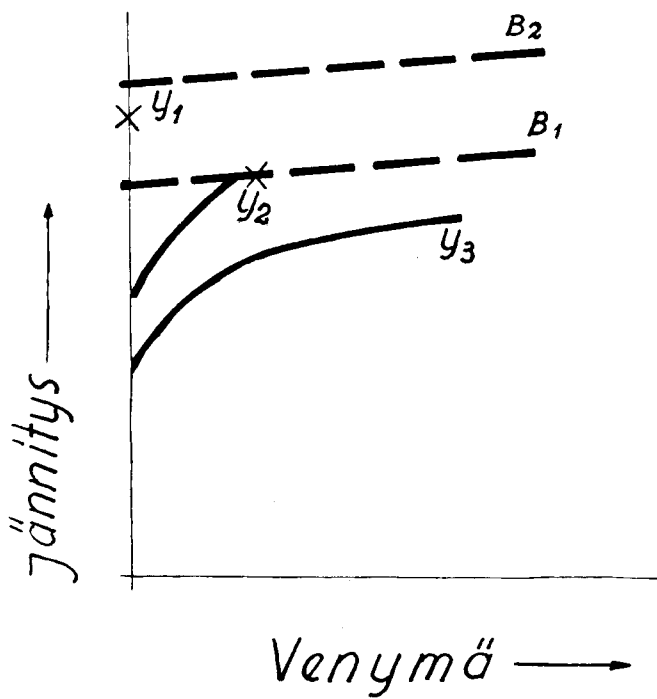
Haurasmurtumien välttäminen käytännössä palautuu näin ollen sen seikan selvittämiseen, kuinka paljon käyttölämpötilan alapuolella tietyn menetelmän mukaisen alemman transitiolämpötilan tulee olla. Tämä on tuskin selvitettävissä muuten kuin mittaamalla systemaattisesti transitiolämpötiloja sellaisista rakenneosista, jotka ovat käytössä murtuneet hauraasti, tietenkin rinnan käytössä kestäneiden rakenneosien kanssa. Mutta transitiolämpötilan määrääminen on aikaa vievä ja kallis toimitus. Sen vuoksi eri tahoilla on pyritty löytämään yksinkertaista, huoneenlämpötilassa suoritettavaa koetta, jonka tulos olisi korrelatiosuhteessa transitiolämpötilaan.

Esimerkkinä näistä yrityksistä mainittakoon, että amerikkalaisessa Lehigh yliopistossa todettiin vetokokeessa saatavan kurouman ja transitiolämpötilan välillä vallitsevan linearisen riippuvaisuussuhteen, nimenomaan 0.2 %:ssa hiiliteräksessä (6). Ins. Suoninen totesi kuitenkin Vuoksenniskalla, ettei tämä riippuvaisuus pidä yleisesti paikkaansa (7). Hän totesi, että normalisoidun, piillä tiivistetyn hiiliteräksen transitiolämpötila pysyy lähes muuttumattomana, kun hiilipitoisuus vaihtelee 0.09—0.69 %, vaikka kurouma muuttuu 72 %:sta 34 %:iin. Muokkausvanhenemisessä, 10 %:n veto ja sitä seuraava hehkutus 1 h 250°C:ssa, sen sijaan transitiolämpötila kohoaa hiilipitoisuudesta riippumatta noin 40°C kurouman pysyessä lähes muuttumattomana. Mitään lineaarista riippuvaisuutta kurouman ja transitiolämpötilan välillä ei niin muodoin voi olla olemassa, kun kokoomus ja käsittely molemmat vaihtelevat. Ilmeisesti transitiolämpötilan määräämistä ei tulla korvaamaan muillakaan yksinkertaisemmilla kokeilla.

Suonisen tuloksissa huomio kiintyy nimenomaan siihen seikkaan, että rakenteen muuttuminen lähes puhtaasta ferriitistä perliitiksi muuttaa transitiolämpötilaa vain vähän, mikä sekun muutos voidaan ainakin osittain palauttaa muuttuneeseen Mn/C suhteeseen. Muokkausvanhentaminen sen sijaan, joka aiheuttaa muutoksia lähinnä ferriitin hilassa, kohottaa transitiolämpötilaa olennaisesti. Tämä seikka yhdessä eräiden muiden tulosten kanssa viittaa siihen, että perinnäinen syy haurasmurtumaan on löydettävissä ferriitin hilasta. Erinäiset muutokset teräksen mikrorakenteessa, kuten karbiidin pallottuminen, perliitin lamellipaksuuden vaihtelu, austeniittisen samoin kuin ferriittisenkin raeuuruuden muutokset ja nimenomaan raerajasegmenttiin esiintyminen saattavat tosin vaikuttaa transitiolämpötilaan. Mutta, niin tärkeitä kuin näiden seikkojen vaikutukset saattavat käytännössä ollakin, ne ovat laadultaan ilmeisesti välillisiä. Karbiidihukkasten katkeaminen aiheuttaa tietenkin tietyn lovivaikutuksen, mutta se voi kohottaa vain alempaa transitiolämpötilaa; esim. austeniitin hilassa se ei johda haurasmurtumaan, paremmin kuin ferriitissäkään ylemmän transitiolämpötilan yläpuolella.

Haurasmurtuman luonne

Orowanin mukaan (8) murtumisen luonne riippuu olennaisella tavalla myötöjännityksestä (Y, kuva 3), siis jännityksestä, jolla metalli muovautuu plastisesti eli myötyy ollessaan kuormituksen alaisena. Tämä jännitys suurenee tunnetusti plastisen muodonmuutoksen edistyessä ns. muokkauslujuuttumisen vuoksi. Kun se saavuttaa määrätyn kriittisen rajan, jota voidaan sanoa haurauslujuudeksi (B, brittle strength), metalli murtuu hau-



Kuva 3

raasti joko pitkin tiettyjä hilatasoja niin kuin tapahtuu varsinaisessa haurasmurtumassa, tai pitkin raerajoja, kuten on laita esim. päästöhauraudessa. Huoneenlämpötilassa ja sen alapuolella lohkoaurauslujuus (cleavage fracture strength, B_1) on yleensä pienempi kuin raerajaaurauslujuus (intergranular fracture strength, B_2), joten murtuma tapahtuu mieluummin lohkeamalla pitkin hilatasoja kuin raerajoja myöten. Metallin esiintyessä sitkeänä myötäjännitys (Y_3) pysyy myötymisen kestäessä koko ajan haurauslujuuden alapuolella, ja metalli hivuttuu poikki ilman että myötäjännitys olisi saavuttanut mitään kriittistä arvoa; sitkeätä murtumaa karakterisoivaa »sitkeyslujutta» ei ole olemassa (8).

Se seikka että metalli, joka muuten käyttäytyy sitkeästi, saattaa lovien läsnäollessa murtua hauraalla tavalla, kuten esim. juuri niukka hiilinen teräs, voidaan selittää loven pohjalle muodostuvan moniakselisen jännityskentän avulla. Moniakselisen jännitystilän vaikutuksesta myötyminen vaikeutuu loven pohjalla, mikä ilmenee myötäjännityksen nousuna. Näin lovi toimii paikallisena jännityksen kohottajana lovivaikutuksen ollessa sitä tehokkaampi mitä syvämpi, terävämpi ja pitempi lovi on. Lovivaikutusta kuvataan muotoluvulla Y_n/Y , missä Y tarkoittaa myötäjännitystä sellaisessa yksiakselisessa jännityskentässä, joka muodostuu loven puuttuessa, ja Y_n loven vaikutuksesta kohonnuttu myötäjännitys (vetokokeessa sen aksiaalista komponenttia). Ei kauan sitten luultiin vielä, että suhde Y_n/Y tulisi äärettömäksi »ideaalisen syvän ja terävän» loven pohjalla. Mutta jos näin olisi asian laita, mikä aine tahansa murtuisi hauraasti riittävän syvän ja terävän loven läsnäollessa. Tämä ei kuitenkaan pidä paikkaansa, sillä käytännössä tavataan runsaasti täysin sitkeitä metalleja. Orowan onkin osoittanut (8), että suhteen Y_n/Y maksimiarvo, joka vastaa siis ideaalisen syvää ja terävää

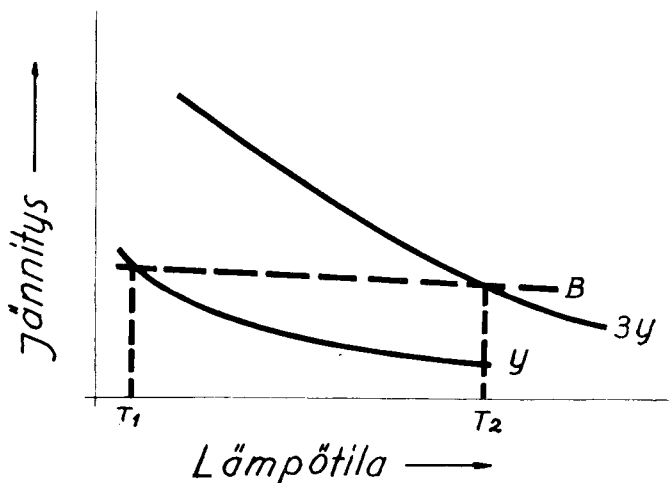
lovea, on kaikkea muuta kuin ääretön, nimittäin noin 3. Näin ollen metallien hauraus riippuu myötäjännityksen Y ja haurauslujuuden B suhteellisista arvoista seuraavasti:

jos $B < Y$, materiaali on hauras;
 jos $Y < B < 3Y$, materiaali on sitkeä vetokokeessa, mutta lovi hauras;
 jos $B > 3Y$, materiaali on täysin sitkeä (ei lovi hauras).

Vastaavasti metallin käyttäytymisen muuttuminen sitkeästä hauraaksi, kun lämpötila laskee, voidaan palauttaa myötäjännityksen ja haurauslujuuden erilaiseen lämpötilariippuvaisuuteen (kuva 4). Haurauslujuus ensinnäkin kasvaa lämpötilan aletessa ainoastaan vähän, mikä Griffith'in teorian mukaan palautuu siihen, että kimmomoduuli ja pintaenergia muuttuvat hyvin vähän lämpötilan mukana (9). Myötäjännitys sen sijaan kasvaa 1,5–3 kertaiseksi, kun lämpötila laskee 20°C:sta ilman kiehumapisteeseen.

Lämpötilan T_1 alapuolella murtuma tapahtuu lovien poissaollessakin lohkeamalla ilman edeltävää plastista muovautumista. Lämpötilan kohotessa T_1 :n yläpuolelle lohkomurtumaa edeltää plastinen muovautuminen, kunnes määrätystä lämpötilasta lähtien loveton sauvan myötäjännitys pysyy myötymän laajuudesta riippumatta haurauslujuuden B alapuolella. Tällöin murtuma alkaa sitkeänä jatkuakseen hauraana vasta, kun sitkeä repeämä on muodostanut terävän loven, jonka vaikutuksesta myötäjännitys kohoaa haurauslujuuteen. Tämä lämpötila on alemman transitilämpötilan alaraja.

Ideaalisen syvän ja terävän loven läsnäollessa myötäjännitys riippuu lämpötilasta käyrän $3Y$ mukaisesti. Tämän käyrän ja haurauslujuuskäyrän B leikkauspistettä vastaavassa lämpötilassa T_2 murtuma tapahtuu lohkomaisesti ilman edeltävää plastista muovautumista, kun sauvassa on ideaalisen syvä ja terävä lovi. Lämpötilan T_2 yläpuolella lohkomaista murtumista edeltää plastinen muovautuminen. Määrätystä lämpötilasta lähtien myötäjännitys ei kuitenkaan saavuta haurauslujuutta edes ideaalisen syvän ja terävän loven läsnäollessa. Lohkomurtumaa ei näin ollen enää tapahdu, ja metalli esiintyy täysin sitkeänä mainitun lämpötilan yläpuolella, joka aikaisemman määritelmän mukaisesti



Kuva 4

on siis ylempi transitiolämpötila. Se on samalla alemman transitiolämpötilan yläraja, joka vastaa äärimmäisen terävää lovea.

Kun tarkastellaan niitä vaikutuksia, mitä kokoomuksella ja käsittelyllä on teräksen hauraaseen käyttäytymiseen, on tällöinkin syytä tarkastella myötöjännitystä ja haurauslujuutta, jotka viime sijassa määräävät murtuman laadun. Kylmämuokkaus ensinnäkin kohottaa myötöjännitystä olennaisesti tehokkaammin kuin haurauslujuutta, mistä on ilmeisenä seurauksena vastaavien käyrien leikkauspisteiden siirtyminen korkeampiin lämpötiloihin, toisin sanoen transitiolämpötilan nousu, jonka on myös todettu liittyvän kylmämuokkaukseen. Sellaiset seosaineet, jotka kohottavat haurauslujuutta tehokkaammin kuin myötöjännitystä, aiheuttavat transitiolämpötilan laskun ja kääntäen, seosaineet, jotka kohottavat myötöjännitystä tehokkaammin, kohottavat transitiolämpötilaa. Oman ryhmänsä muodostavat seosaineet, jotka aiheuttavat erkaumia tai suotaumia rae-rajaille, mistä on seurauksena raeajahaurauslujuuden aleneminen tavallisuudesta poiketen lohkohaurauslujuutta pienemmäksi. Tällaiset seosaineet kohottavat transitiolämpötilaa, mutta murtuma tapahtuu tällöin pitkin rae-rajaja, joten sitä ei voida lukea haurasmurtumaksi sanan varsinaisessa merkityksessä. Edelleen useat seosaineet vaikuttavat transitiolämpötilaan välillisesti, esim. eliminoimalla sellaisia seosaineita, jotka välittömästi vaikuttavat myötöjännitykseen tai haurauslujuuteen. Samoin lämpökäsittelyn vaikutus on lähinnä välillinen, koska se aiheuttaa muutoksia seosaineiden jakautumisessa sekä voi johtaa sellaisiin mikrorakenteisiin, joihin liittyy sisäisten lovivaikutusten tehostuminen.

Edellä esitetty tarkastelu, joka perustuu lähinnä Orowanin murtumisteorioihin (8), osoittaa, että vaikka lovien vaikutus olennaisesti edistää metallien murtumista hauraalla tavalla ja siirtää transitiolämpötilaa ylöspäin, haurasmurtuma voi tapahtua ilman lovivaikutustakin. Myöskin on todettava, että tarkastelu pätee periaatteessa kaikkiin metalleihin eikä ainoastaan tilakeskeisen kuutiohilan omaaviin metalleihin rauta, kromi, molybdeeni, wolframi jne., joissa sitkeän käyttäytymisen muuttuminen hauraaksi lämpötilan laskiessa on tähän mennessä todettu. Se seikka, ettei esim. pintakeskeisen kuutiohilan omaavissa metalleissa, kuten kuparissa, alumiinissa ja austeniittisessa teräksessä, ole todettu haurasmurtumaa, voi johtua esim. niin korkeasta haurauslujuudesta, ettei myötöjännitys edes lovivaikutuksen tehostamana sitä saavuta, ainakaan tähän asti tutkituissa lämpötiloissa.

Kuormitusnopeuden osuus haurasmurtumaan on jäänyt verraten syrjäiseen asemaan Orowanin teoriassa, vaikka suurta kuormitusnopeutta pidettiin suorastaan haurasmurtuman syynä siihen saakka, kunnes Ludwig osoitti lovivaikutuksen ratkaisevan osuuden siihen. Orowanin formaalisen teorian mukaan voidaan vain selittää, että myötöjännitys kasvaa kuormitusnopeuden kasvaessa samoin kuin lovienkin vaikutuksesta. Näin onkin asian laita nimenomaan niukkahiilissä teräksessä. Mehän tiedämme, että jo tavallisessa vetokokeessa teräkselle saadussa venymispiirroksessa voi esiintyä selvä myötöraja. Vetonopeutta lisättäessä ylempi myötöraja kohoaa selvästi, kun taas äärimmäisen hitaalla vetonopeudella se saadaan kokonaan häviämään. Nykyään ei tarvitse kuitenkaan enää tyytyä ylimalkaiseen toteamukseen myötöjännityksen ja kuormitusnopeuden riippuvaisuudesta, sillä Cottrell (10) ja Nabarro (11) ovat palauttaneet tämän ilmiön teräksessä hiileen ja tyypeen,

siis samoihin seosaineisiin, jotka näyttävät ehkä kriittisintä osaa haurasmurtumassakin.

Hiilelle ja tyypelle on erikoista, että niiden atomit pienentensä vuoksi asettuvat ferriitin hilan välisijoihin sen sijaan, että muut seosaineet muodostavat yleensä korvausliuoksia. Tällöin ne kuitenkin aiheuttavat suuren häiriön hilassa, lähinnä tyhjän tilan epäedullisesta jakautumisesta johtuen; ferriitissä suurimman välisijan säde on 0.36 Å, kun sen sijaan austeniitissa, vaikka sen hila onkin tiiviisti pakattu pintakeskeinen kuutiohila, vastaava säde on 0.52 Å; hiiliatomien säde on 0.77 Å. Hiiliatomien aiheuttama suuri häiriö ilmenee jo siinä, että hiilen liukoisuus ferriitin hilaan on erittäin pieni, huoneen lämpötilassa 10^{-7} %. Näin ollen hiiliatomit pyrkivät suotautumaan hilan häiriökohtiin, kuten rae-rajaille ja dislokatioiden ympäristöön, joissa voi olla suuriakin välisijoja. Tilaisuuden siihen tullen, lähinnä käsittelystä riippuen, ferriittiin muodostuu ns. Cottrellin hiilipilviä. Nämä pilvet ovat stabiilimpia kuin Fe_3C -erkaumat, joten hiiliatomeja erkanee niiden muodostumista varten tarvittaessa karbiideistakin. Lievästi muokatussa ferriitissä, jossa dislokatiotiheys on noin $10^{11}/cm^2$, dislokatioiden ympäristöön sitoutuu 10^{-2} — 10^{-3} % hiiltä, kun »pilvet» ovat täysin kehittyneet (12). Dislokatiot vapautuvat pilvistään, kun metallia muokataan tai kun sitä hehkutetaan A_1 -n alapuolella ja annetaan sen jälkeen jäähtyä nopeasti. Pilvien kerääntyminen dislokatioiden ympärille taas tapahtuu hitaan jäähtymisen aikana ja vanhene- misen yhteydessä.

Tietyllä käsittelyllä dislokatioiden ympärille muodostuneet hiilipilvet jarruttavat dislokatioiden liikkeelle lähtöä jännityksen vaikutuksesta, toisin sanoen ne kohottavat myötöjännitystä. Esim. staattisessa vetokokeessa, vasta kun jännitys on saavuttanut kriittisen arvon, ylempi myötöraja, ensimmäiset dislokatiot riistäytyvät irti pilvistään, ja lisää dislokatioita irtautuu katalyyttisellä tavalla, mistä on seurauksena laaja myötöminen; normalisoidun hiiliteräksen myötövenymä vaihtelee 3.5—0.5 %, kun hiilipitoisuus vaihtelee 0.1—0.6 %. Mikä dislokatioiden katalyyttisen irtautumisen mekanismi onkin — siitä on esitetty eri teorioita (13, 14) — dislokatioiden irtautuminen ja niiden nopeuden kiihtyminen siihen, että ne kykenisivät irrottamaan lisää dislokatioita, vaatii aikaa. Sen vuoksi, kun jännityksen kohoaminen on nopea, katalyyttinen myötöminen ei ennätä olennaisesti tapahtua ennen kuin jännitys ylittää hitaalla vetonopeudella saadun myötörajan. Näin tapahtuu, kuten sanottu, jo staattisessa vetokokeessa, jossa myötörajan on todettu olennaisesti kohoavan vetonopeuden kasvaessa. Tuntuu hyvin luonnolliselta, että kun jännityksen nousunopeus on niin suuri kuin se voi olla iskun alla ja lovien läsnäollessa, jännitys kohoaa yli haurauslujuuden ennen kuin olennaista myötöymistä tapahtuu. Siitä olisi seurauksena haurasmurtuma.

Siinäkin tapauksessa, että kuormitusnopeus on pieni, kuten lovitaivutuskokeessa, repeämän muodostuminen ja samalla jännityksen kohoaminen sen kärjessä voivat tapahtua nopeasti. Tällöinkin hiili- ja tyypipilvet jarruttavat dislokatioiden liikkeelle lähtöä ja kohottavat siis myötöjännitystä yhdessä lovivaikutuksen kanssa, joten hiilen ja tyypin vaikutus teräksen hauraaseen käyttäytymiseen ei suinkaan ilmene yksinomaan iskukuormituksilla. Kaikesta päättäen se tärkeä osa, mitä hiili ja typpi jo hyvinkin pienissä määrin näyttävät teräksen haurausseurauksissa käyttäytymisessä yleensäkin, palautuu ainakin suurelta osalta juuri selostamaani Cottrell-mekanismiin. Välillisesti siihen perustuvat myös useiden muiden seos-

aineiden sekä eräiden käsittelytapojen vaikutukset haurasmurtumaan, sillä ne voidaan selittää palautuviksi siihen, missä määrin ko. seosaineet tai käsittely edistävät tai ehkäisevät Cottrell-pilvien muodostumista.

Seosaineiden vaikutus transitiolämpötilaan

Kuten aikaisemmin jo totesin, konstruktöörin kannalta on tärkeintä tietää, kuinka paljon transitiolämpötilan, nimenomaan alemman transitiolämpötilan, tulee olla käyttölämpötilan alapuolella, jotta tietyssä teräs-konstruktiossa välttyttäisiin haurasmurtuman vaaralta. Metallurgia taas kiinnostaa haurasmurtuman syiden selvittämisen rinnalla lähinnä se, kuinka transitiolämpötila saadaan taloudellisesti mahdollisimman alas. Tämän kysymyksen käsittely perustuu seosaineiden ja metallin käsittelyn vaikutusten tuntemiseen. Seosaineita koskevan tarkastelun lähtökohdaksi on aluksi todettava, että kemiallisesti puhdas rauta, mikäli sellaista voitaisiin valmistaa, on haurasmurtumaan taipuvainen, niin kuin muutkin tilakeskeisen kuutiohilan omaavat metallit kromi, wolframi jne. National Physical Laboratoryssä esim. on saatu raudalle, jonka hiilipitoisuus on niin pieni kuin 0.0025 %, transitiolämpötilaksi -15°C (15).

Hiili. — Kuten jo mainitsin, ferriitin hila on huoneen lämpötilassa käytännöllisesti katsoen tyhjä hiiliatomeista; tasapainon vallitessa hiilen liukoisuus on 10^{-7} %. Dislokatioita ympäröiviin pilviin sen sijaan, jos ne ovat täysin kehittyneet, voi sitoutua aina 0.01 %:iin saakka hiiltä. Hiilipilvien muodostuminen on kuitenkin varsin hidas nimenomaan muokkaamattomassa raudassa, jollei ferriitti ole ylikyllästetty hiilellä vähintään 0.01 %:iin tai jollei siinä ole erittäin hienojakoisia karbiidierkaumia; suurista rakeista hiili siirtyy dislokatioiden ympäristöön vaikeasti. Sen vuoksi hiilipilvien myötöjännitystä ja samalla transitiolämpötilaa kohottava vaikutus kasvaa hiilipitoisuuden kohotessa; näin tapahtuu aina 0.03 %:iin saakka. Normalisoiduissa rauta-hiiliseoksissa transitiolämpötilaksi on saatu -15°C , kun $C = 0.0025$ % ja $+80^{\circ}\text{C}$, kun $C = 0.03$ % (15). Hiilipitoisuuden edelleen kohotessa transitiolämpötila ei olennaisesti muutu, koska 0.03 %:n yli menevä hiili asettuu karbiidiin eikä vaikuta ferriitin ylikyllästymiseen ja sen kautta hiilipilvien muodostumiseen.

Lisäksi hiili voi vaikuttaa välillisesti transitiolämpötilaan, esim. sitomalla karbiidiksi mangania, joka positiivisesti alentaa transitiolämpötilaa. Tämä vaikutus on tietenkin sitä voimakkaampi, mitä suurempi on hiilipitoisuus. Edelleen on muistettava, että teräksen käsittely vaikuttaa hiilen jakautumiseen ferriitissä, siis pilvien muodostumiseen, sekä karbiidierkaumien laatuun, mitkä molemmat seikat vaikuttavat transitiolämpötilaan.

Hiilen vaikutusta arvosteltaessa on pantava merkille, että puhtaissa rauta-hiiliseoksissa transitiolämpötila on varsin korkea, kun hiilipitoisuus ylittää 0.03 %; transitiolämpötilan pitäminen alhaisena edellyttää hiilipitoisuutta 0.01 % tai alle. Jo normalisoitunakin 0.03 % hiiltä sisältävän raudan transitiolämpötila on $+80^{\circ}\text{C}$, ja uunijähdytyksellä se kohoaa $+120^{\circ}\text{C}$:een (15). Vesi-jähdytys, joka ehkäisee hiilipilvien muodostumisen, tosin alentaa sen -50°C :een, mutta on kyseenalaista, missä määrin transitiolämpötila säilyttää tämän alhaisen arvon vanhenemisen tapahtuessa. Kaupallisissa rakenneteräksissä transitiolämpötila pysyy yleensä huomattavasti alempana kuin puhtaissa rauta-hiiliseoksissa, mikä ilmeisesti palautuu seosaineiden vaikutukseen; esim. 0.09 % hiiltä sisältävälle, piillä tiivistetylle teräk-

selle Suoninen sai normalisoituna transitiolämpötilaksi -50°C (7). Niissä rajoissa, missä hiilipitoisuus raken-teräksissä vaihtelee, sillä ei ole olennaista vaikutusta transitiolämpötilaan, mikäli esim. Mn/C suhde ei samalla huomattavasti muutu. Joka tapauksessa hiilipitoisuuden muutosten vaikutukset peittyvät käsittelyn, esim. muokausvanhentamisen vaikutusten alle.

Happi. — Happi kohottaa jo varsin pienissäkin määrin teräksen transitiolämpötilaa runsaasti. Tutkittaessa noin 0.005 % hiiltä sisältävää rautaa normalisoituna transitiolämpötilaksi on saatu -10°C , kun happipitoisuus on 0.003 % tai pienempi, ja $+150^{\circ}\text{C}$, kun happipitoisuus on 0.007 % (16). Jo 0.003 % happea yläpuolella murtuma tapahtuu ainakin osittain raerajoja pitkin, vaikka ensimmäiset oksidierkaumat ilmestyvät vasta 0.007 %:ssa ja tällöinkin tasaisesti rakenteeseen jakautuneina, muodostamatta raerajoille kalvoja. Näinollen happiatomit ilmeisesti keräytyvät ferriitin raerajoille rakeiden kasvaessa ja aiheuttavat siten raerajojen heikkenemisen. Kun raerajahaurauslujuus tulee lohkoaurauslujuutta pienemmäksi, murtuma tapahtuu pitkin raerajoja, joten sitä ei voida lukea haurasmurtumaksi sanan varsinaisessa merkityksessä. Ilmiö on pikemminkin rinnastettavissa päästöhaurauteen, joka ilmenee eräissä lievästi seostetuissa teräksissä, kun niitä päästöhekkutetaan karkaisun jälkeen, siis nuorrutuksen yhteydessä. Siinäkin tapauksessa eräät seosatomit, kuten Cr, Mn, Mo, W ja mahdollisesti P, ilmeisesti suotautuvat raerajoille, mistä on seurauksena transitiolämpötilan nousu, mutta samalla murtuman muuttuminen lohko-maisesta raerajoja pitkin tapahtuvaksi (17).

Alumiini. — Alumiini vaikuttaa teräksen transitiolämpötilaan edullisesti jo pienissäkin määrin käytettynä, mikä seikka sinänsä jo viittaa välilliseen vaikutukseen. Se sitoo ensinnäkin hapen stabiiliksi oksiidiksi estäen siten sen muuten aiheuttaman transitiolämpötilan nousun. Lisäksi alumiini muodostaa stabiilin nitridin, johon se kerää suurimman osan typestä, mikä muuten muodostaisi pilviä dislokatioiden ympäristöön ferriitin hilassa ja siten kohottaisi transitiolämpötilaa. Erikoisen tehokkaasti alumiini vaikuttaa, kun sitä käytetään yhdessä piin kanssa, joka pienissä määrin käytettynä myös yksinäänkin vaikuttaa samaan suuntaan (18); toistaiseksi on kuitenkin tuntematonta, mihin alumiiniin ja piin yhteistoiminnan tehokkuus perustuu. Eliminoidessaan typhen alumiini myös poistaa typhen osuuden muokkausvanhenemisestä aiheutuvassa transitiolämpötilan nousussa. Näin ollen kaikissa sellaisissa konstruktioissa, joissa on ilmeinen haurasmurtumavaara ja varsinkin, kun muokkausvanheneminen on pelättävissä, alumiinilla tai vielä paremmin alumiinilla ja piillä tiivistetty teräs on asetettava tiivistämättömän teräksen edelle. (Tiivistämättömissä teräksissä pienten vanadinilisyästen on todettu eliminoivan hapen aiheuttamaa transitiolämpötilan nousua).

Titaani. — Samoin kuin muutkin voimakkaat karbiidin muodostajat, titaani vaikuttaa jo pienissä määrin käytettynä transitiolämpötilaa alentavasti. Tämä ominaisuus perustuu mahdollisesti siihen, että titaani sitoo hiilen niin tarkkaan karbiidinsa, ettei sitä jää ferriitin hilaan riittävästi Cottrell-pilvien muodostumista varten. Vastaavasti Ti sitoo typhen. Näin siis myös molemmat tärkeimmät teräksen vanhenemisen aiheuttajat tulevat eliminoiduiksi (19).

Mangaani. — Mangaani on tehokkaimpia niistä seosaineista, jotka alentavat teräksen transitiolämpötilaa. Koska tämä vaikutus ulottuu alle sen, mihin puh-

taalla raudalla on päästy, sitä voidaan pitää ainakin osittain välittömänä vaikutuksena. Mangaanin on todettu kohottavan haurauslujuutta (lohkohaurauslujuutta) enemmän kuin myötöjännitystä (20), mikä juuri ilmenee transitiolämpötilan laskuna Orowanin teorian mukaan. Mangaanin vaikutukselle on erikoista, että se kasvaa lähes lineaarisesti suhteellisen suureen mangaanipitoisuuteen, 2 %, saakka sen sijaan, että edellä käsitellyjen seosaineiden vaikutukset ilmenevät täysin kehittyneinä 0.1 %:n kerralukua olevilla ja vielä paljon pienemmälläkin pitoisuuksilla; uunissa jäähtyneen 0.05 % C sisältävän raudan transitiolämpötiloiksi on saatu +120°C, +70°C, +20°C ja -30°C mangaanipitoisuuksien ollessa 0, 0.5, 1 ja 2 % (15). Tämä selittyy ilmeisesti siten, että mangaani, jonka liukoisuus ferriittiin on melko suuri, vaikuttaa ferriitin hilaan välittömästi ja sitä voimakkaammin, mitä enemmän sitä hilassa on. Lisäksi on todettava, että mangaanin vaikutus heikkenee hiilipitoisuuden kasvaessa, mihin seikkaan perustuen on pyritty asettamaan minimivaatimuksia Mn/C suhteelle; esim. minimiraja 2.5 on vaadittu. Tämä alhaisen transitiolämpötilan edellyttämä korkea Mn/C suhde on selitettävissä otaksamalla, että ainoastaan se osa mangaanista vaikuttaa tehollisena, joka on liuenut ferriittiin. Hiilipitoisuuden lisääntyessä sitoutuu kasvava osa mangaanista yhdistettyyn karbiidiin (Fe, Mn)₃C, jossa osa raudasta voi korvautua mangaanilla. Tällöin ferriitti vastavasti köyhtyy mangaanista ja transitiolämpötila nousee.

Vaikka ferriitin hilaan liunneen mangaanin voidaan ajatella vaikuttavan transitiolämpötilaan välittömällä tavalla, myös tietyt välilliset vaikutukset ovat mahdollisia. Mangaanin vaikutuksen on nimittäin todettu tehostuvan hiilen ja typen läsnäollessa, minkä lisäksi se vähentää hapen aiheuttamaa raerajahaurautta; 0.58 %:n Mn lisäyksen on todettu alentavan 0.011 % happea ja 0.002 % hiiltä sisältävän raudan transitiolämpötilan +180°C:sta—9°C:een (16). Teoreettisesti on parhaiten tutkittu mangaanin vaikutus typen jakautumiseen ferriitin hilassa. Dijkstra on osoittanut (21), että tietyillä edellytyksillä (para-erkautumisen kysymyksessä ollen) typpiatomit asettuvat mangaanipitoisessa ferriitissä mieluummin niihin välisijoihin, jotka ovat mangaaniatomeja lähinnä. Näin hilassa olevat erilliset mangaaniatomit sitovat typpi-atomeja läheisyyteensä, mikä itse asiassa merkitsee typen liukoisuuden kasvua. Tämä selittää sen kokeellisesti havaitun tosiasian, että jo 0.5 % Mn ehkäisee typen erkautumisen sillä ylikyllästetystä ferriitistä 200°C:ssa suoritettussa hehkutuksessa (22). Vastaavasti mangaanin voidaan ajatella jarruttavan typen siirtymistä ferriitin hilassa dislokatioita ympäröiviksi pilviksi ja siten rajoittavan typen muuten aiheuttamaa transitiolämpötilan nousua.

Ilmeistä on, että mangaanin edullinen vaikutus transitiolämpötilaan aiheutuu useista eri syistä ja riippuu, kuten muidenkin seosaineiden vaikutukset, teräksen käsittelystä. Joka tapauksessa mangaanin merkitystä transitiolämpötilan alentajana on erikoisesti korostettava. Norjalainen Görriksen (23) esim. ehdottaa, että ankkuri- ja peräsinkettinkeihin käytettävään teräkseen seostetaan 1.25—1.50 % Mn, ja amerikkalaisissa uusissa ABS-standardeissa korkealuokkaiselle laivavelylle (Class C) asetetaan mangaanipitoisuudelle minimirajaksi 0.9 % (5). Toisaalta on kuitenkin muistettava, että suuri Mn-pitoisuus johtaa martensiitin muodostumiseen hitsausauman ympäristössä ja että sen vuoksi Mn-pitoisuus on pidettävä 1.5 % pienempänä, kun hitsaus tulee kysymykseen.

M u u t s e o s a i n e e t. — Muista seosaineista ilmoitetaan transitiolämpötilaa kohottavan ennen kaikkea fosforin — Siperian rautateillä heti niiden rakentamisen jälkeen esiintyneet runsaat kiskojen haurasmurtumat esim. on selitetty aiheutuneiksi teräksen liian korkeasta fosforipitoisuudesta — molybdenin, arsenikin, vanadiinin ja jossain määrin kuparin sekä piin, jos sitä käytetään paljon yli deoksidointiin tarvittavan määrän. Kromin ja boorin ei sanota vaikuttavan olennaisesti transitiolämpötilaan, kun taas nikkeli alentaa sitä runsaasti, vaikutuksen kasvaessa Ni-pitoisuuteen 3 % saakka. Lisättyä niin suurissa määrin, että päädytään austeniittiseen struktuuriin, nikkeli tietenkin poistaa haurasmurtuman mahdollisuuden kokonaan, mutta tällöinhän ei enää ole kysymys ferriitin haurasmurtumasta.

Edellä esitetyt harvat esimerkit riittänevät osoittamaan, että rakenneteräksessä, jossa on epälukeinen määrä seosaineita ja epäpuhtauksia, jotka kaikki joko välittömästi tai välillisesti vaikuttavat transitiolämpötilaan, eri vaikutusten vielä superpoloituessa ennakoita arvaamattomalla tavalla, transitiolämpötilan hallitsemisen asettaa metallurgeille melkoisia vaatimuksia. Vielä vaikeammaksi tulee kysymys sen vuoksi, että metallin käsittelyllä on myös oma osuutensa asiaan.

Käsittelyn vaikutukset transitiolämpötilaan

Kun pehmeätä terästä kulmamuokataan, sen transitiolämpötila nousee myötöjännityksen kohotessa haurauslujuuteen verrattuna. Mikäli terästä ei ole tehty vanhenemattomaksi sopivilla seosaineilla, sen transitiolämpötilassa tapahtuu lisäksi jatkuva nousu, jos sen annetaan seistä pitkän aikaa huoneenlämpötilassa tai jos sitä hehkutetaan lievästi, esim. 1h 200°C:ssa. Tämä on seuraus muokkausvanhenemisestä (strain ageing), mikä merkitsee, että hiili- ja typpi-atomeja keräytyy pilviksi dislokatioiden ympäristöön, joiden lukumäärä on muokkauksessa suuresti lisääntynyt, 10¹¹—10¹²/cm². Pilvet jarruttavat dislokatioiden liikkeelle lähtöä, sitä voimakkaammin mitä kehittyneempiä ne ovat, ja myötöjännitys kasvaa, mikä ilmenee mm. siinä, että muokkauksessa kadonnut myötöraja palaa venymispiirrokseen (11).

Suuren vanhenemisnopeuden vuoksi on vaikeasti pääteltävissä, mikä osa transitiolämpötilan noususta aiheutuu muokkauksesta, mikä vanhenemisestä. Yhteensä niiden vaikutus voi kohota jopa 90°C:een (6); piillä tiivistetyssä teräksessäkin Suoninen sai transitiolämpötilan nousuksi 40°C (7). Ilmeisesti juuri muokkausvanheneminen on yleensä vastuussa siitä transitiolämpötilan noususta, joka tekee teräksen haurasmurtuman mahdolliseksi tavallisissa käyttöolosuhteissa. Muokkausvanheneminen voi nimittäin tapahtua kuumavalssatussa ja normalisoidussakin teräksessä, kun ne, vaikkapa vain paikallisestikin, muokkautuvat käytössä tai valmistuksen yhteydessä, kuten ankkuriketungeissa tai niitin reikien ja hitsausaumojen ympäristössä.

Muokkausvanhenemisen aiheuttama transitiolämpötilan nousu saadaan häviämään, kun terästä hehkutetaan 600—700°C, jolloin muokkauksen vaikutukset häviävät rekristallisation ansiosta ja dislokatioiden ympärille keräytyneet hiili- ja typpi-pilvet hajaantuvat ferriitin hilaan. Vielä parempiin tuloksiin päästään, jos hehkutus suoritetaan austeniittisella alueella, kuten esim. normalisoinnin yhteydessä. Tällöin on kuitenkin vältettävä korkeata lämpötilaa, joka johtaa austeniitin rakeiden voimakkaaseen kasvuun; tiivistämättömillä teräksillä se

tapahtuu noin 50°C, tiivistetyillä »hienorakeisilla» teräksillä noin 200°C A₃-lämpötilan yläpuolella. Suureen perinnäiseen austeniittiseen raesuuruuteen liittyy nimittäin korkea transitiolämpötila, joka ilmeisesti on seuraus hehkutuksen yhteydessä tapahtuvista muutoksista tiettyjen seosaineiden jakautumisessa teräksen rakenteeseen. Samasta syystä johtuu, että kuumamuokatun teräksen transitiolämpötila on korkeampi kuin normalisoidun silloin, kun kuumamuokkaus on pysäytetty korkeassa lämpötilassa. Toisaalta kuumavalssatun teräksen korkeampi transitiolämpötila normalisoituun verrattuna — on ilmoitettu noin 30°C erotuksia (5) — voi aiheutua muokkausvanhenemisestä, kun valssaus on ulotettu rekristallisiolämpötilan alapuolelle.

Paitsi hehkutuslämpötilan korkeudesta, transitiolämpötila riippuu siitä nopeudesta, millä lämpötila laskee hehkutuksen jälkeen. Tässä nopeudessa voi esiintyä suuriakin erotuksia eri syistä. Kun teräs jäädytetään veteen, jäähdytysnopeus on suurempi kuin ilmajäädytyksessä, jossa taas se on suurempi kuin uunijäädytyksessä. Ohuen kappaleen jäähtyminen tapahtuu nopeammin kuin paksun. Jos kuitenkin suoritetaan ainoastaan paikallinen kuumennus, kuten tapahtuu esim. hitsauksen yhteydessä, sauman jäähtyminen tapahtuu paksussa kappaleessa ympäristön »massaefektin» vaikutuksesta nopeammin kuin ohuessa kappaleessa. Hitsauksen yhteydessä usein suoritettu etukuuminen pienentää hitsatun sauman jäähtymisnopeutta jne. Jos syrjäytetään nimenomaan hitsauksen yhteydessä mahdollisesti tapahtuva martensitiin muodostuminen, kun hiili- ja seosainepitoisuudet ovat suuret, sekä jäännösjännitykset, jäähtymisnopeuden vaikutus transitiolämpötilaan palautuu sekin niihin vaikutuksiin, mitä jäähtymisnopeudella on transitiolämpötilaan välittömästi vaikuttavien seosaineiden, kuten hiilen, typen ja mangaanin, jakautumiseen hilassa, sekä toisaalta sisäisen lovivaikutuksen mahdolliseen tehostumiseen; edellinen vaikuttaa ylempään, jälkimmäinen alempaan transitiolämpötilaan.

Riippuen läsnäolevista seosaineista transitiolämpötilan riippuvaisuus jäähtymisnopeudesta saattaa olla varsin monimutkainen, käytännössä saatujen tulosten osoittaessa suurta hajontaa ja jopa näennäisiä ristiriitajakin. Puhtaissa rauta-hiiliseoksissa ensinnäkin transitiolämpötila on sitä korkeampi, mitä hitaampi jäähtymisnopeus on (15), mikä seikka voitaneen palauttaa hitaan jäähtymisen aikana tapahtuvaan »itsevanhenemiseen» so. hiili- ja typpiatomipilvien muodostumiseen dislokatioiden ympärille. Lisäksi hitaan jäähtymisnopeuden on todettu vaikuttavan raerajasementtiin muodostumista edistävasti, mikä voi tehostaa sisäistä lovivaikutusta ja siten myötävaikuttaa alemman transitiolämpötilan nousuun.

Seosaineiden läsnäollessa taas, nimenomaan tiivistykseen käytettyjen alumiinin ja piin läsnäollessa, jäähtymisnopeuden hidastaminen voi vaikuttaa päinvastaisella tavalla, siis transitiolämpötilaa alentaen. Jos jäähdytys suoritetaan niinkin nopeasti kuin se tapahtuu ilmajäädytyksessä, ferriitti jää nimittäin tyypellä ylikyllästetyksi ja teräs muokkausvanhenemiseen taipuvaksi. Alumiinin ja piin muokkausvanhenemistä estävä vaikutus tulee täysin hyväksi käytetyksi ainoastaan siinä tapauksessa, että jäähdytys suoritetaan hyvin hitaasti, esim. uunikuuminuksena, jolloin mahdollisimman suuri osa korkeassa lämpötilassa liuokseen menneestä ennähtää sitoutua nitrideihin lämpötilan laskiessa (18). Hiilen osuus muokkausvanhenemiseen taas voidaan pienentää esim. 200°C:ssa suoritettavalla hehkutuksella, joka pienentää ferriitin hiilipitoisuuden mahdollisimman vähäiseksi (24).

Vaikka käsittelyllä voidaan olennaisesti vaikuttaa transitiolämpötilaan — edellä on rajoitettu vain muutama harvaan esimerkkiin — käsittelyn vaikutus ei ole aina pysyvä. Esimerkiksi usein suositellun normalisoinnin edulliset vaikutukset saattavat hävitä, jos normalisoitu teräs muovautuu hiukan käytössä, vaikkapa vain paikallisestikin, koska muovautumista seuraava muokausvanheneminen tuskin on vältettävissä. Niinpä pyrittäessä pysyväisesti välttämään haurausmurtumaa ei voida aina luottaa terästä käsittelemällä saavutettaviin parannuksiin, vaan olisi valittava sellainen teräslaatu, jossa seostuksen avulla on päästy riittävän alhaiseen transitiolämpötilaan ja jossa taipumus muokkausvanhenemiseen olisi lisäksi eliminoitu. Esim. verratessaan kahta ABS-standardien mukaista terästä, Class B ja Class C, joista jälkimmäinen on tiivistetty ja sisältää enemmän mangaania, amerikkalaiset suosittelevat kriittisiin laivakonstruktioihin kuumavalssattua Class C terästä, vaikka normalisoidun Class B teräksen transitiolämpötila on yhtä hyvä (5). Tätä perustellaan sillä, että normalisointikustannus on kaksi kertaa niin suuri kuin kuumavalssattujen terästen hintaerotus. Lisäksi normalisoinnin onnistumisesta ei voida olla varmoja, koska Class B teräs tiivistämättömänä on »karkearakeinen».

CLEAVAGE-FRACTURE IN LOW-CARBON STEEL

The brittle behaviour of low-carbon steel in practice and its correlation with the transition temperatures. »fracture» and »ductility» transition temperatures, are considered. The problem is further treated on the base of Orowan's theory according to which the behaviour, brittle or tough, of the metal under the stress depends on the relation between yield stress and brittle strength. The influence of several alloying elements in steel, especially that of C, N, O, Al, Ti, and Mn, on the transition temperature is considered, taking particularly in view their influence on the yield stress and brittle strength. On the same basis is considered the influence of the treatment, especially that of strain-ageing, which usually causes that increase in the transition temperature which brings it to a dangerous level in practice. It is concluded that although a certain treatment of steel may decrease its transition temperature, its influence is possibly not permanent, and consequently the use of non-ageing steel qualities is recommended in critical conditions.

Kirjallisuusviitteet

- (1) Wright, E. A. et al.: »Research Under the Ship Structure Committee», 1952.
- (2) Osborn C. J. et al.: »Composition and Property Variations of Two Steels», The Welding Journal, 28, (5), Research Suppl., 227—s (1949).
- (3) Vanderbeck, R. W. and Gensamer M.: »Evaluating Notch Toughness», ibid 29 (1), Research Suppl., 37—s. (1950).
- (4) Williams, M. L. et al.: »Investigation of Fractured Steel Plates Removed from Welded Ships», N.B.S.-3, June 1, (1951).
- (5) Sweeney, E. F.: »Evaluation of Brittle Failure Research», The Welding Journal, 32 (1), Research Suppl., 1—s (1953).
- (6) Tör, S. S. et al.: »Room Temperature Tensile Tests as an Index of Transition Temperature of Steel Plates», ibid 29 (9), Research Suppl., 477—s (1950)

- (7) *Miekk-oja, H. M.*: »The Nature of Cleavage Fracture in Steel», *ibid* 31 (10), Research Suppl., 493—s (1952).
- (8) *Orowan, E.*: »Fracture and Strength of Solids», Reports on Progress in Physics, Vol. XII (1948—49), p. 185.
- (9) *Griffith, A. A.*, Phil. Trans. Roy. Soc. A, 221, 163 (1920).
- (10) *Cottrell, A. H.*: »Effects of Solute Atoms on the Behaviour of Dislocations», Report of Conference on Strength of Solids, London (1948), p. 30.
- (11) *Nabarro, F. R. N.*: »Mechanical Effects of Carbon in Iron», *ibid* p. 38.
- (12) *Cottrell, A. H.*: »Theory of Dislocations», Progress in Metal Physic, London (1953) p. 205.
- (13) *Cottrell, A. H.*: »The Yield Point in Single Crystal and Polycrystalline Metals», Symposium on Plastic Deformation of Crystalline Solids, Mellon Institute, Pittsburg (1950) p. 60.
- (14) *Holden, A. N.*: »Dislocation Collision and the Yield Point of Iron», Trans. AIME Vol. 4, No. 2, p. 182 (1952).
- (15) *Allen, N.P. et al.*: »Tensile and Impact Properties of High-Purity Iron-Carbon and Iron-Carbon-Manganese Alloys of Low Carbon Content», Journ. of the Iron and Steel Inst. Vol. 174, Part. 2, June 1953, p. 108.
- (16) *Rees, W. P. and Hopkins, B. E.*: »Intergranular Brittleness in Iron-Oxygen Alloys» *ibid*, Vol. 172, p. 4, Dec. 1952, p. 403.
- (17) *Woodfine, B. C.*: »Some Aspects of Temper-Brittleness», *ibid*, Vol. 173, P. 3, March 1953, p. 240.
- (18) *Leslie, W. C. and Ricket, R. L.*: »Influence of Aluminium and Silicon on the Strain-Ageing of Low-Carbon Steels», Journ. of Metals, Vol. 5, No. 8, Aug. 1953, p. 1021.
- (19) *Epstein, S.*: »Ageing of Iron and Steel». Metals Handbook, ASM, 1948.
- (20) *Rees, W. P. et al.*: »Tensile and Impact Properties of Iron and some Iron Alloys of High-Purity», Journ. of Iron and Steel Inst., Vol. 169, P. 2, Oct. 1951, p. 157.
- (21) *Dijkstra, L. J. and Sladek, R. J.*: »Effect of Alloying Elements on the Behaviour of Nitrogen in Alpha-Iron», Journ. of Metals, Vol. 5, No. 1, Jan. 1953, p. 69.
- (22) *Fast, J. D.*: »Ageing of Iron and Steel», The Iron and Coal Trades Review (1950), p. 837.
- (23) *Görrissen, J.*: »Some Notes on Brittleness in Mild Steel», Journ. of Iron and Steel Inst., Vol. 162, P. 1, May 1949, p. 16.
- (24) *Cottrell, A. H. and Leak, G. M.*: »Effect of Quench-Ageing on Strain-Ageing of Iron», *ibid*, Vol. 172, P. 3, Nov. 1952, p. 301.
-

Haurasmurtumasta ja sen tutkimisesta

Fil. maist. JAAKKO SALOKANGAS

Valtion teknillinen tutkimuslaitos, Helsinki

Kuten muussa yhteydessä jo on käynyt ilmi, on nykyään käytännössä lukuisia eri menetelmiä haurauden tutkimiseksi. Menetelmät ovat sekä staattisia että dynaamisia ja tilastollisia. Staattisia menetelmiä ovat tavallisesti *vetokokeet*, joissa venymän ja myötörajan arvoista tehdään johtopäätöksiä, vetokokeet lovetuilla sauvoilla, *taivutuskokeet* sileillä ja lovetuilla sauvoilla, *tyssäyskokeet*, *syvävetokokeet*, *laihoitukset*, *laajennuskokeet* ym. teknologiset kokeet. Näillä menetelmillä tutkitaan aineen kykyä sietää määrättyä muokkausta ja muotoilemista, joka tulee kysymykseen erilaisissa konstruktioissa. Teknologiset staattiset kokeet soveltuvat hyvin myös transitiolämpötilan määräkseen. Tällöin murtuman ulkonäöstä päätellään milloin aine murtuu hauraasti ja milloin sitkeästi. Erilaisten teknologisten kokeiden lukuisuus osoittaa selvästi, että teräksen hauras ja sitkeä murtuma ei yksinomaan ole aineominaisuus, vaan riippuu olennaisesti kuormituksen laadusta ja tavasta sekä osoittaa milloin aineen muodonmuutoskyky on käytetty loppuun. Dynaamisia menetelmiä käytetään eniten hauraan ja sitkeän murtuman kriteeroina, ja tällöin yleensä mitataan murtumiseen tarvittava energia. Nämä menetelmät ovat taivutusisku-, vetoisku- ja vääntöiskukokeet.

Taivutusiskukokeet

Taivutusiskukokeetta varten on koesauva melkein jokaisessa maassa standardisoitu. Sen mitat ($10 \times 10 \times 55$) ovat muutoin samat, mutta loven syvyys ja muoto vaihtelevat eri maissa. Keinotekoinen muokkausvanhentaminen suoritetaan myöskin eri maissa samaan tapaan, nimittäin muokataan ensin 5 % tai 10 % ja sitten hehkutetaan $\frac{1}{2}$ h tai 1 h 250°C lämpötilassa ja jäädytetään huoneenlämmössä. Sveitsissä suoritetaan 3 % muokkaus ja hehkutetaan 24 h 250°C :ssa. On kyseenalaista, riittääkö 3 % muokkaus aina vaikka hehkutusaika onkin pitkä. Kun loven syvyys, muoto ja vanhentamismuokkaus vaihtelevat, eivät saadut iskusitkeysarvot eri sauvatyypeillä ole ilman muuta keskenään vertailukelpoisia. Loven syvyyden vaikutusta esittää *kuva 1*. Hauraan aineen iskusitkeys pysyy samana, sitkeän aineen kasvaa voimakkaasti loven syvyyden pienetessä. Tässä on loven pohjan kaarevuussäde pysynyt koko ajan samana. Kun lovi muuttuu lovettomasta aivan terävään V-loveen, ovat erot luonnollisesti vieläkin suurempia. Kun otetaan vielä yhdeksi muuttajaksi vanhentamisen muokkausaste, saadaan *kuva 2* mukainen käyräparvi.

Esitetyistä käyristä siis ilmenee, että kun suoritetaan iskusitkeyskokeita, niin on aina ilmoitettava koeolosuhteet tarkasti. Lovi-iskukokeen iskunopeus luonnollisesti vaikuttaa myöskin koetuloksiin. Kun kokeet aina suoritetaan joka maassa heilurivasaralla, jossa on sama isku-

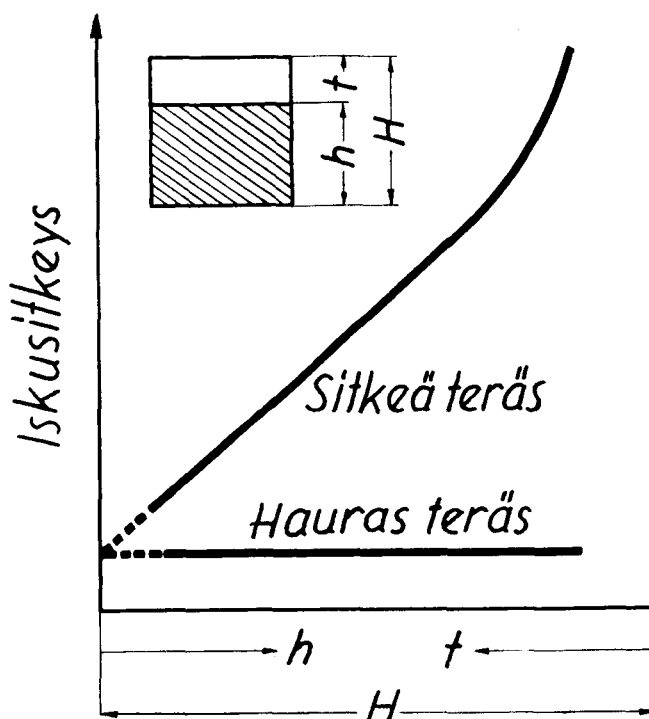
nopeus (n. 6 m/s), niin ei se vaikuta tuloksiin. Olisi erinomaisen hyvä asia, jos vanhenemisen lovi-iskukokeelle saataisiin aikaan yleismaailmallinen standardi, joten kaikissa maissa suoritettut kokeet olisivat keskenään täsmällisesti vertailukelpoisia.

Lovi-iskukokeen yhtenä heikkoutena on koetulosten suuri hajonta. Tämän vuoksi eivät pienet iskusitkeyserot tule esille (*kuva 11*). Kun esim. määrätään teräksen transitiolämpötiloja, niin tavallisen lovi-iskukokeen herkkyys ei yleensä riitä ottamaan esille alempaa transitiolämpötilaa. Alemman transitiolämpötilan määräämiseksi on yleensä käytettävä tavallisesta rutiinistyöstä poikkeavia herkkiä mittausrakenteita. Ylemmän transitiolämpötilan määräämiseksi soveltuu tavallinen iskusitkeys-koe hyvin.

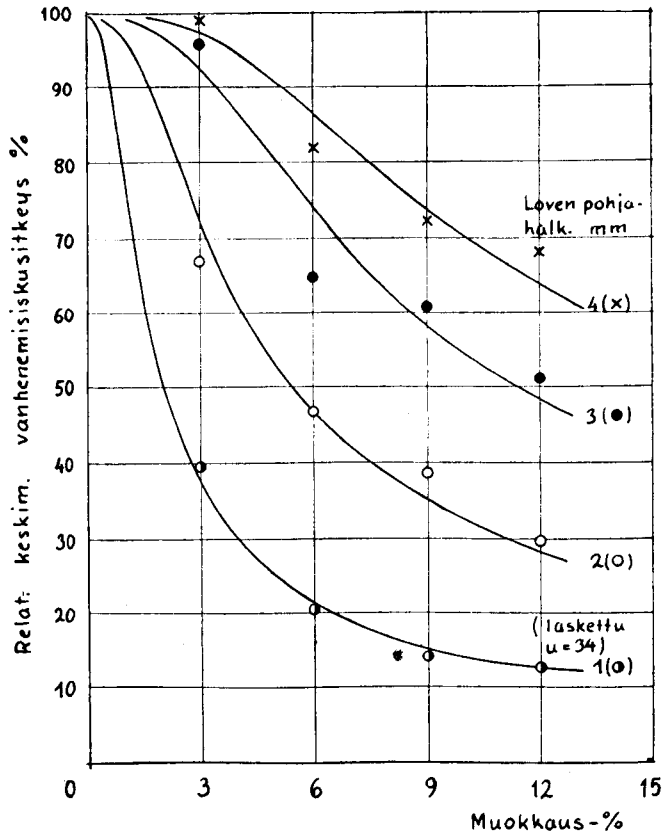
Vetoiskukokeet

Aineen muodonmuutoskyky on aivan olennaisesti riippuva jännitystilasta. Kun esim. suoritetaan teräksen staattinen vetokoe yksiakiaalissa ja 3-akiaalissa jännitystilassa, saadaan *kuva 3* mukaiset käyrät.

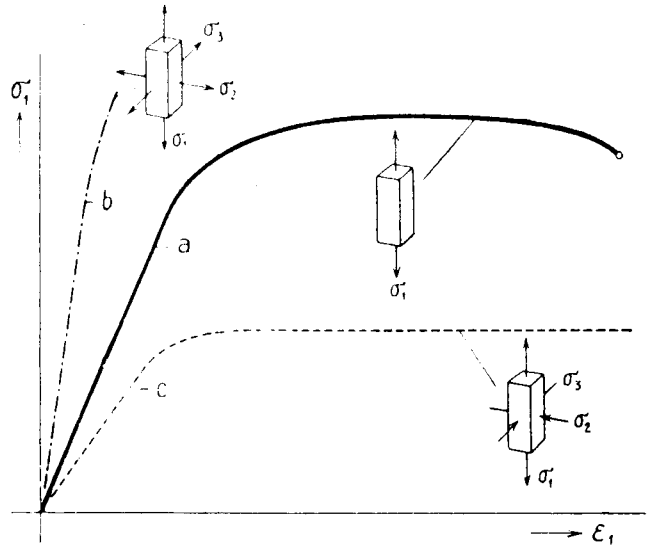
Kokeesta käy ilmi, että kun vetokoe suoritetaan 3-akiaalissa ja jännitystilassa siten, että muodonmuu-



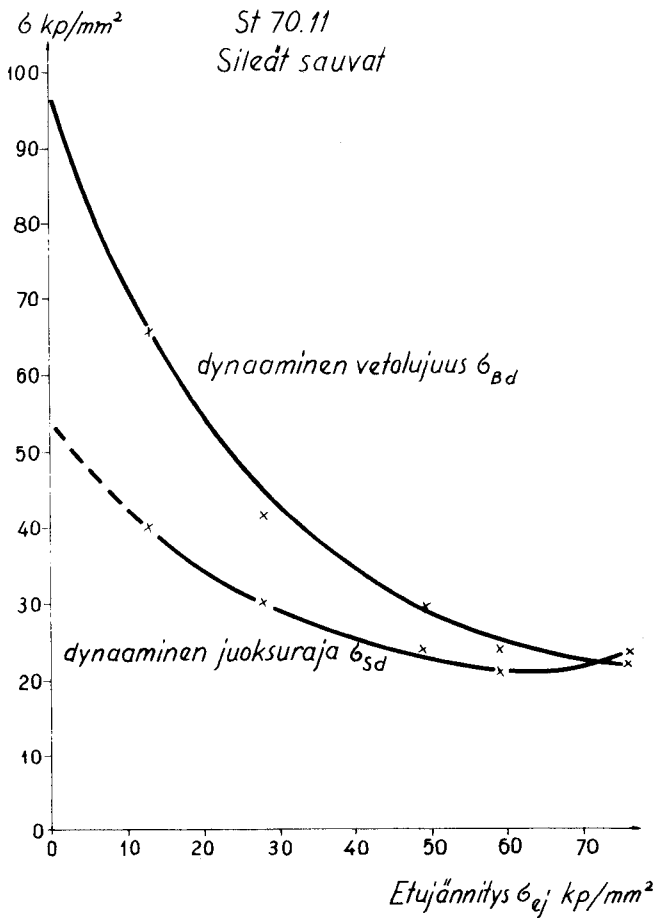
Kuva 1.



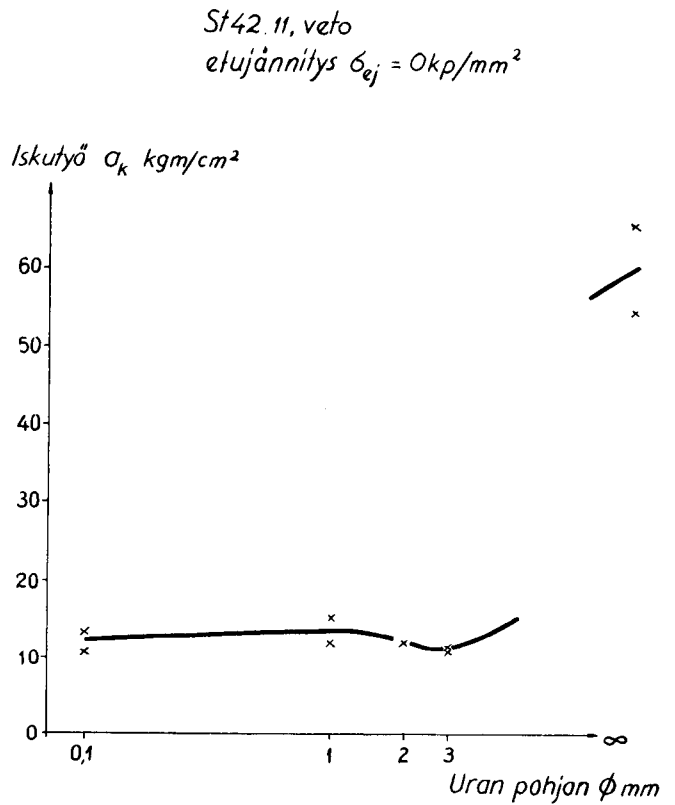
Kuva 2.



Kuva 3.

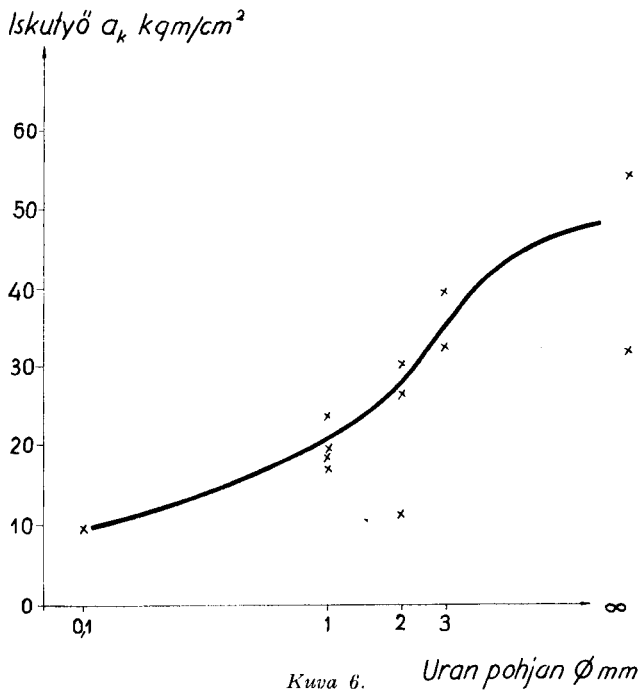


Kuva 4.



Kuva 5.

St 42.11, taivutus
 etujännitys $\sigma_{ej} = 0 \text{ kp/mm}^2$



tos poikittaissuunnassa estetään, siis kuroumaa ei pääse syntymään, on kimmomoduli n. 3 kertainen verrattuna tavallisessa vetokokeessa saatuun kimmomodulin arvoon ja n. 4,5 kertainen verrattuna vetokokeen arvoon, jossa kurouman suunnassa vaikuttavat voimat. Edellisestä siis käy ilmi, että esim. teräs voidaan panna murtumaan sekä sitkeästi, että hauraasti sopivilla jännitystilojen järjestelyillä. Jos vetokokeessa kuormituksen nopeus on tarpeeksi suuri, nousee myötöraja yhtä suureksi kuin aineen haurauslujuus. Tämä selviää edellämäinitusta staattisesta vetokokeesta, sekä myös Cottrellin ja Orowanin teorioista. Siis jos vetonopeus on suuri ei kuroumaa ehdi syntyä siitä syystä, että leikkausjännitys tavallisessa vetokokeessa on puolet vetojännityksestä. Samasta syystä myös aineen dynaaminen kimmomoduli on sitä suurempi, mitä suurempi on frekvenssi ylärajan ollessa n. 3.3 E. Valtion teknillisessä tutkimuslaitoksessa on suoritettu vetoiskukokeita, joissa on sähköisellä venymämittarilla rekisteröity myötörajat ja murtorajat. Koska vetonopeutta ei ole voitu muuttaa yksinkertaisilla tavoilla riittävästi, on se pidetty vakiona ja vetonopeuden muutoksia on pantu korvaamaan vetovauvaan asetettu staattinen esijännitystila.

Kuvassa 4 on esitetty tämä riippuvaisuus. Murtorajakäyrän ja myötörajakäyrän leikkauspiste kuvaa aineen haurauslujuutta. Kuvassa 5 on vetoiskutyö erilaisilla lovilla varustetuilla sauvoilla, 0.1 mm leveästä urasta sileään sauvaan saakka.

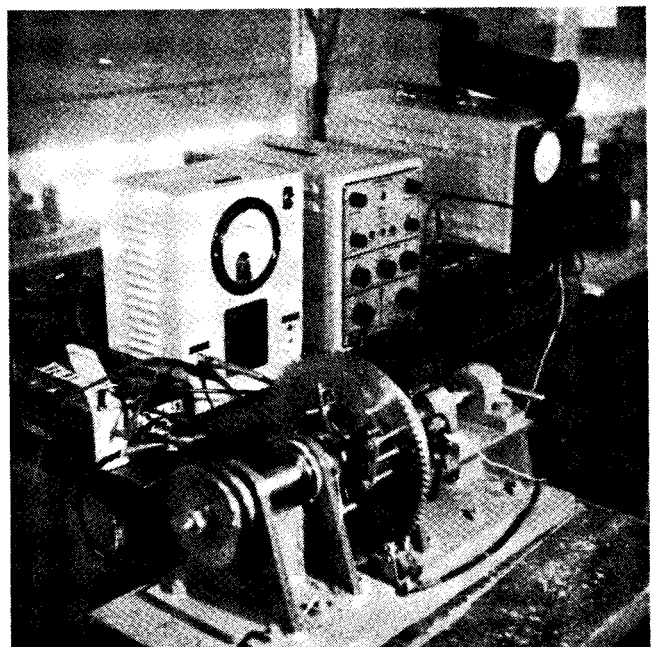
Kuvassa 6 on saman aineen ja samalla tavalla muotoillun koesauvan taivutusiskutyöarvot. Vertailemalla käyriä keskenään, huomataan, että taivutusiskussa saadaan paljon selvemmät erot eri loven halkaisijoilla. Tästä syystä on ilmeisesti yksinkertaisin lovi-iskukoe tullut kaikkein suosituimmaksi hauraan murtuman tutkimisessa. Tosin ilmeisesti vetoiskukoe antaa selvimmän kuvan itse aineen haurasmurtumasta, kun jätetään lovi-vaikutus huomioimatta. Käytännön mittauksissa on

vetoiskukoe jäänyt suurinpiirtein syrjään, sillä koe on hidas suorittaa ja koesauvan lämpötilaa on vaikea muuttaa muuksi kuin huoneenlämpötilaksi. Vetoiskukokeella lienee eniten merkitystä aineen olemusta käsittelevien teorioiden toteamiseksi.

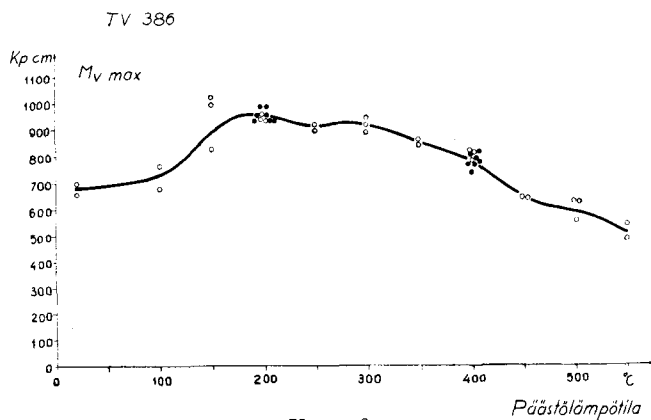
Vääntöiskukokeet

Jos vertailemme veto- ja vääntösauvoissa esiintyviä normaali- ja leikkausjännityksiä, huomaamme että veto-sauvassa ilmenevä suurin leikkausjännitys on puolet vaikuttavasta vetojännityksestä, kun taas vääntösauvassa molemmat ovat yhtä suuret. Taivutussauva on tässä mielessä verrattavissa vetosauvaan. Selostetusta seikasta johtuen voimme päätellä, että vetoisku ja taivutusisku aikaansaavat helpommin hauraan murtumisen, koska niissä syntyvä leikkausjännitys »kulkee», siksi paljon vetojännityksen jäljessä, ettei pysyvää muodon muutosta aina ehdi tapahtua ennen aineen lopullista murtumista. Vääntöiskulla sitä vastoin on paremmat mahdollisuudet aikaan saada pysyvän muodon muutoksen edeltämä murtuma, joten on syytä odottaa, että vääntöiskukokeella olisi mahdollista mitata sellaisiakin sitkeyseroja, joita muilla mainituilla iskukuormitustavoilla ei pystytä havaitsemaan. Toisella tavalla ehkä hiukan havainnollisemmin sanottuna tällä tarkoitetaan sitä, että vääntöisku ikäänkuin »käyttää tarkemmin loppuun» aineen muodonmuutoskyvyn kuin veto- ja taivutusisku, josta on seurauksena, että pienetkin iskusitkeyserot tulevat paremmin esille edellyttäen, tietysti, että on käytettävissä kyllin herkät laitteet näiden erojen toteamiseksi.

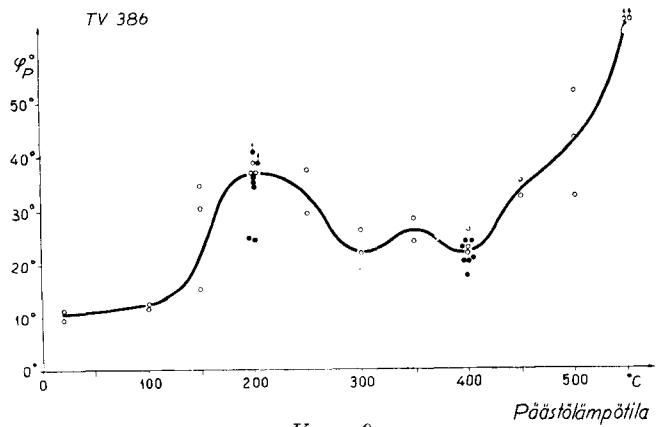
Pehmeiden vähähiilisten terästen hauraan murtuman toteamiseksi ja transitiolämpötilan määrittämiseksi riittävät ainakin toistaiseksi yksinkertaiset staattiset ja dynaamiset kokeet. Kuten edellä on käynyt ilmi, on kysymys vain näiden numeristen arvojen soveltamisesta käytäntöön, eli toisin sanoen konstruktion murtumisen todennäköisyyden määrittäminen. Tämä todennäköisyys on eräs konstruktööriä kiinnostava vakio, johon pääs-



Kuva 7.



Kuva 8.



Kuva 9.

tään käsiksi vain riittävän statistiikan avulla. Tätä statistista materiaalia ei ole toistaiseksi olemassa. Lisäksi vielä kun eri maissa on erilaiset lämpötilaolosuhteet, on yleismaailmallista tilastoa vaikea kerätä. Ei nimittäin ole samantekevää hauraan murtuman kannalta, että rakennetaan Kuloosaaren silta Kuloosaaren tai jonnekin Etelä-Euroopan maahan.

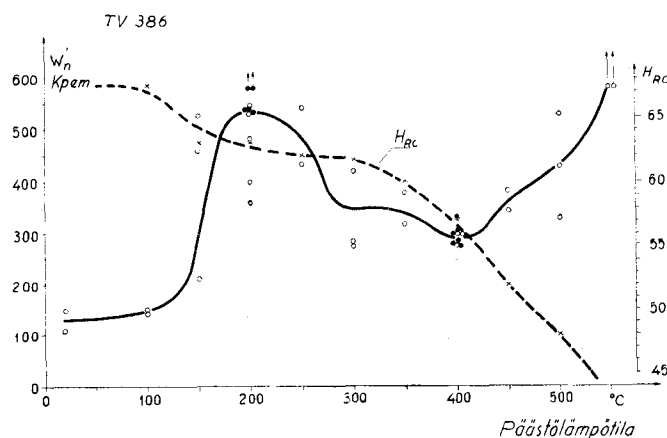
Kun usein teollisuudessa on tärkeitä tietää esim. joitenkin kovien työkaluterästen pienet iskutkeyserot työkalun kestävyuden kannalta, on Valtion teknillisessä tutkimuslaitoksessa rakennettu vääntöiskutkeys kone. Koneella voidaan halutulla nopeudella iskeä koesauva vääntämällä poikki. Momentti, vääntymiskulma ja ilmiön tapahtuma-aika rekisteröidään samanaikaisesti valokuvausfilmille. Ilmiöt otetaan vastuslanka-anturilla sekä induktiivisesti katodisädeoskilo grafiin. Kuvassa 7 nähdään ko. laite siihen liittyvine sähköisine mittalaitteineen. Seuraavissa kuvissa nähdään Lokomon valmistaman TES standardin mukaisen työkaluteräksen TV 386 iskutkeysikäyrät päästölämpötilan funktiona. Kuvassa 8 on momenttikäyrä, kuvassa 9 vääntymäkulma käyrä sekä kuvassa 10 edellisten perusteella laskettu iskutkeysikäyrä ja myös RC-kovuuskäyrä. Kuvista huomaamme, että iskutkeysikäyrän hajonta johtuu melkein yksinomaan vääntymiskulmassa olevasta hajonnasta. Vertailun vuoksi esitetään vielä samasta aineesta tehdyt iskutkeysarvot (kuva 11) tavallisella lovi-iskutkeys kokeella suoritettuna. Tuloksista näh-

dään, että kuvan 11 havainnoista ei voi vetää mitään johtopäätöksiä.

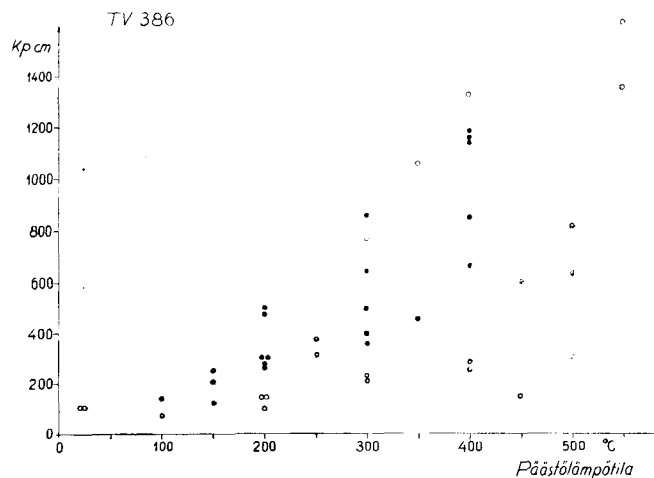
Eri aineiden vaikutus niukkahiilisen teräksen vanhenemiseen statistiikan avulla tutkittuna

Teräksien vanhenemisen tarkka eksaktinen tutkimus on tuottanut ylivoimaisia vaikeuksia siitä syystä, että aineita teräksessä on useita ja kombinaatiomahdollisuuksia rajattomasti. Tästä syystä onkin vanhenemisiä koskeva perustutkimus aloitettu yksinkertaisimmilla aineilla, kuten esim. kaliumbromidi ja kaliumjodidi kiteillä. Nykyään on teräksen vanhenemisprosessia tutkittu statistisin keinoin. Tutkimuksissa on melkein yksinomaan käytetty tiivistämättömiä teräksiä, Thomas, WA ja SM-teräksiä. Stromeyer on ensinnä tutkinut fosforin ja typen vaikutusta teräksen vanhenemiseen. Hän piti eräänlaisena kriteeriona, että $P+5N_2 < 0.1\%$, jotta teräs olisi sopivaa vanhenemisen kannalta hitsaukseen. Viime vuonna esitti Kornfeld laajan statistiikan, jossa muuttajina olivat keinotekoisien vanhentamisen muokkausprosentti, sekä fosforin ja typen epäpuhtaudet $(P+5N_2)$:n funktiona. Kuvassa 12 on saadut tulokset.

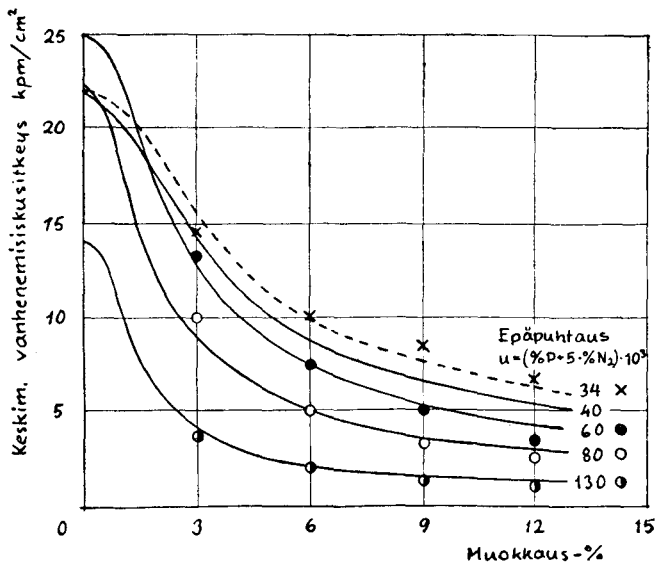
Äskettäin ovat Knüppel ja Mayer esittäneet tutkimuksen Thomas, WA ja tiivistämättömästä SM-teräksestä. Teräksiä on ollut paljon ja niiden analyysit ovat olleet rajoissa C 0.02 % ... 0.09 %, Mn 0.18 ... 0.65 %, P 0.015 ... 0.115 %, S 0.008 ... 0.042 %, N_2 0.003 ...



Kuva 10.



Kuva 11.



Kuva 12.

0.016 % ja O_2 0.007 ... 0.055 %. Näiden kaikkien aineiden vaikutusta tutkittiin tavallisen matemaattisen statistiikan tarjoamin keinoin. Haurauden mitaksi otettiin iskutikeyslämpötilakäyrän pinta-ala ($kpm/cm^2 \times ^\circ C$), kuva 13.

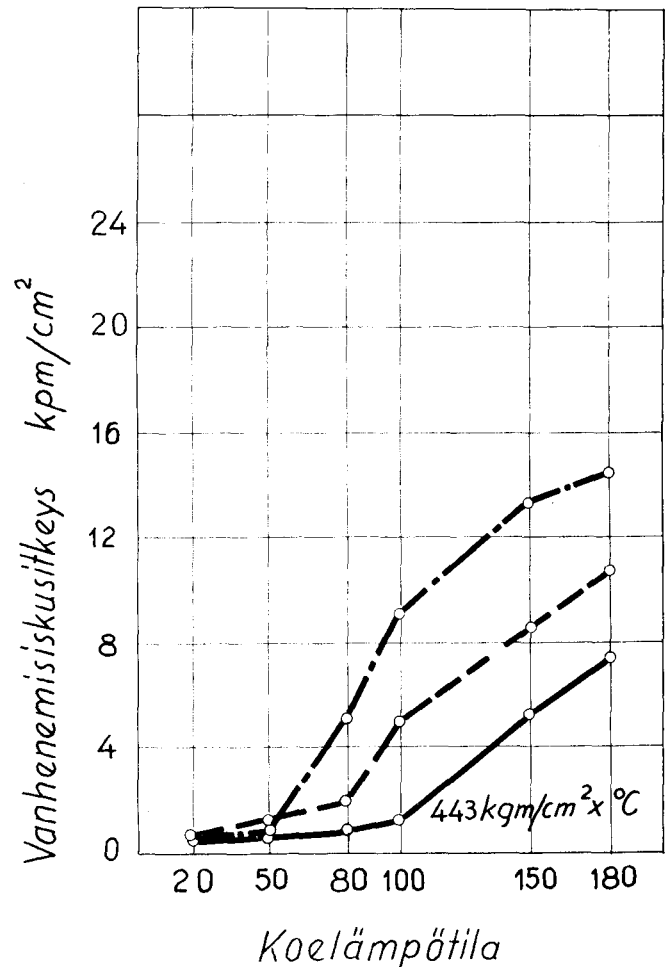
Tämän pinta-alan käyttämisellä on se etu, että yksityisten kokeiden hajonta ei vaikuta niin paljon tuloksiin. Lämpötiloina on käytetty $+20 \dots +180^\circ C$. Saatua pinta-ala merkittiin:

$$I_l = a + bC + cMn + dP + eS + fN_2 + gO_2$$

Gaussin pienimmän neliösumman keinolla laskettiin kertoimille $a, b, c \dots$ arvot. Tuloksista ilmeni, että edellämainituissa rajoissa olevista aineista vaikuttivat vanhenemiseen eniten fosfori, typpi ja happi. Niiden vaikutus toisiinsa nähden on $1 : 3.3 : 0.75$. Kun fosforin ja hapen vaikutus ei ole lineaarinen, esittää tekijä vielä tarkempia laskelmia varten taulukon. Tutkimuksessa ilmeni vielä edelleen, että tiivistämättömien terästen vanheneminen riippuu olennaisilta osiltaan teräksessä olevista aineista, siis analyysistä, ja ei niinkään paljon valmistustavasta, mikä onkin eri teorioiden mukaan luonnollista.

ON AN INVESTIGATION OF BRITTLE FRACTURE IN STEELS

The article is a short description of bending impact, tensile impact, and torque impact tests in connection with the study of brittle fracture. Fig. 2 shows impact strength as the function of the diameter of the notch bottom and the strain in the bending impact test. In the State Institute for Technical Research, tensile impact tests have been carried out in which the yield points and the breaking points have been registered with an electric strain gauge as the function of tensile speed. As it has not been possible by simple means to change the tensile speed sufficiently, this has been kept constant and the changes in speed have been replaced by static stress in the test bar. The breaking point curve and the yield point curve have been presented in Fig. 4 and their intersection shows the



Kuva 13.

brittle strength of the material. Fig. 5 illustrates tensile impact tests with bars having different notches ranging from a 0.1 mm wide groove to a smooth bar. Bending impact values of the same material and test specimens with the same profile are shown in Fig. 6. When the curves are compared to each other, it is observed that the differences with varying notch diameters are much more distinct in bending impact than in tensile impact. In Fig. 7 is presented a torque impact strength machine with attached electric measuring device constructed in the State Institute for Technical Research. The moment, torsion angle, and duration of the phenomenon are simultaneously registered on photographic film. The phenomena are determined with electric strain gauge and by induction with the aid of a cathode ray oscillograph. The impact strength of a tool steel has been determined with the machine as the function of the annealing temperature. Fig. 8 shows the moment curve. Fig. 9 the torque angle curve and in Fig. 10 are presented the impact strength curve calculated on the basis of these curves and the RC hardness curve. In addition, the impact strength values (Fig. 11) of test specimens made of the same material and determined by the ordinary notch impact test are presented for the sake of comparison. According to the results, no conclusions can be drawn from the observations of Fig. 11. The author concludes the report by presenting a statistical investigation of Knüppel and Mayer on the brittle fracture of Thomas, WA, and rimmed SM steels as the function of their analysis.

Eräitä näkökohtia haurasmurtumataipumusta arvioitaessa

Yli.-ins. OLLI SIMOLA

Lokomo Oy, Tampere

(Lyhennelmä dipl.ins. Olli Simolan esitelmästä »Näkökohtia arvioitaessa teräksen haurasmurtumataipumusta» Vuorimiesyhdistyksen metallurgisen jaoston kokouksessa 6 p marraskuuta 1953.)

Myötöjännitys-venymä

Yksiakselisen kuormituksen vaikutus sitkeään teräkseen havainnollistetaan tavallisesti jännitys-venymäpiirroksella. Elastinen venyminen muuttuu jännityksen kasvaessa joko vähitellen ja jatkuvasti tai epäjatkuvan raja-alueen jälkeen jatkuvaksi, plastiseksi myötämiseksi. Jännitys on tällöin kuormitus jaettuna sauvan todellisen, muuttuvan poikkipinnan alalla ja deformatio määritellään yhtälöllä

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l}$$

$$\text{Tällöin on venymä } \varepsilon \ln \frac{l}{l_0}$$

Myötäminen jatkuu siksi kunnes sauva murtuu. Teräksen ominaisuudet tässä murtumispisteessä eroavat melkoisesti sen ominaisuuksista sillä hetkellä, jolloin se joutui pois elastiselta alueelta, sillä sauvassahan on murtumispisteeseen tultaessa tapahtunut merkittävä muodonmuutos. Niinpä voidaan murtumisjännitystä σ_F pitää luonteenomaisena vain sellaiselle teräkselle, joka on siihen mennessä deformatioidun tietyn määrän ε_F . Murtumispisteeseen päätyvä myötöjännitys-venymäpiirros on käsiteltävä kuvaajaksi erinomaisen suuresta jännityskokeiden luvusta. Näille kokeille on yhteistä jokaisen koekappaleen sama alkutila, sama metallurginen struktuuri, mutta kokeet eroavat toisistaan siinä, että jokaista koekappaletta on deformatiolla kasvavin määrin. Myötöjännityskäyrän viimeisessä pisteessä, murtumispisteessä, ei sauva ole myötänyt vaan murtunut.

Murtumisjännitys-venymä

Murtumispiste voidaan ajatella myös toiselle, murtumisjännitysten käyrälle, kuuluvaksi. Voidaan nimittäin olettaa, että jokaisella koekappaleella, joka on plastisesti deformatioidun jonkin tietyn määrän, on oma sille ominainen murtumisjännityksensä. Sen täytyy olla tätä deformatiota vastaavan myötöjännityksen yläpuolella, koska kerran sauva ei siinä jännitystilassa ole murtunut. Murtumisjännityspisteiden ura muodostaisi siten käyrän, joka kulki myötöjännityskäyrän yläpuolella kunnes se murtumispisteessä, joka on molempien käyrien yhteinen piste leikkaa viimemainitun. Tällainen kullekin aineelle ominainen hypoteettinen murtumisjännityskäyrä aineelle ominaisen myötöjännityskäyrän lisäksi helpottaa ymmärrettävästi tulkitsemaan struktuurin vaikutusta metallin lujuusominaisuuksiin. Struktuurin muuttuminen ei vaikuta vain myötöjännityskäyrän, vaan oleellisesti myös murtumisjännityskäyrän kulkuun.

Hauras murtuminen ja sitkeä murtuminen

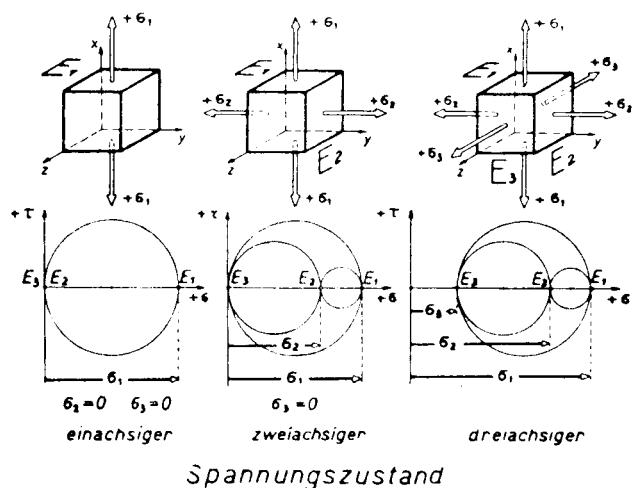
Terästä sanotaan hauraaksi, jos se murtuu ilman mainittavampaa deformatiota ja sitkeäksi, jos se ennen murtumistaan on deformatioidun. Edellä olevaan viitaten voidaan myös sanoa, että mitä lähempänä y-akselia myötöjännitys- ja murtumisjännityskäyrät toisiaan leikkaavat sitä hauraampi on teräs. Voidaan myös sanoa, että jos deformatio jostakin syystä estyy, tapahtuu murtuminen aina hauraasti. Deformation estyminen taas voi johtua sekä sisäisistä, metallurgisista tai struktuurillisista syistä että ulkoisista olosuhdetekijöistä. Itse murtopinnasta voidaan todeta, että murtuminen tapahtuu hauraasti joko kidetasoissa (cleavage fracture), pitkin kiderajoja, osittain kummallakin tavalla tai sitten sitkeästi tasojen liukuessa (shearing structure). Millä mainituista hauraista tavoista murtuminen samojen määrittäjen ulkoisten olosuhteiden vallitessa tapahtuu, täytyy ilmeisesti riippua teräksen metallurgisesta rakenteesta.

Sisäisten ja ulkoisten tekijöiden vaikutus myötö- ja murtumisjännitys-venymäpiirroksiin.

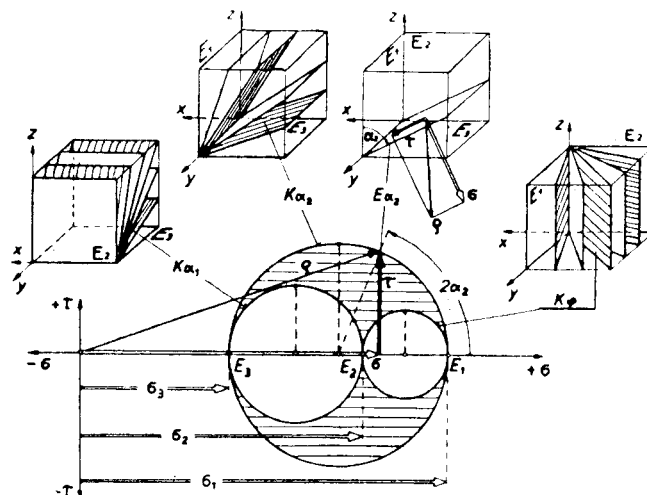
Sisäisillä tekijöillä tarkoitetaan seuraavassa metallurgisia, struktuurillisia seikkoja ja ulkoisilla olosuhdetekijöitä, sellaisia kuin moniakseliset jännityskentät, lämpötila ja kuormitusnopeus.

Metallurgisten tekijöiden vaikutusta myötöjännityskäyrän kulkuun ja niiden merkitystä murtumisjännityksiin on enimmäkseen pyritty selvittämään verkokeilla. Teräksen struktuurilla onkin varsin suuri merkitys plastisen myötämisen alkuvaiheen muodostumiselle, lähinnä alempana myötörajan ja epäjatkuvan myötämisen pituuteen. Kiderajoille erottuvat typpi-, hiili- ja happisakkaumat lisäävät epäjatkuvan alueen pituutta. Kidekoon kasvu vaikuttaa samaan suuntaan. Kahdella teräksellä, joiden myötökäyrän jatkuva osa kulkee samalla korkeudella, mutta joiden karbidien muoto ja jakautuminen on erilainen on myös myötämisen alkuvaihe erilainen. Mitä pallomaisempia ovat karbidit ja mitä hajaantuneemmin ne ovat jakautuneet sitä laajempi on teräksen epäjatkua alue. Myötökäyrän jatkuvalla osalla taas riippuu käyrän korkeus ns. keskimääräisestä esteettömästä ferriittivälisestä, the mean ferrite path, jolla tarkoitetaan karbidihiuksien keskimääräistä etäisyyttä toisistaan. Hiili- ja seosainepitoisuudella on oma mutta vähäinen vaikutuksensa.

Useat tutkijat, nimenomaan mainitaksemme Hollonin ja Zenerin, ovat tulleet siihen käsitykseen, että samoin kuin myötöjännitys pääasiallisesti riippuu esteet-



Kuva 1. O. Mohr'in jännitystilojen esitystapa.



Kuva 2. Mohr'in jännitysympyrät kolmiakselisessä jännitystapauksessa.

tämän ferriittivälin suuruudesta, samoin murtumisjännitys riippuu teräksen määrättyjen rakenneosien, epähomogeenisuuksien, jännityksen suuntaa vastassa kohtisuorassa olevalla tasolla olevien projektioiden keskimääräisestä koosta. Tällaisiksi epähomogeenisuuksiksi laskeaan sekä epäpuhtaushiukkaset että karbidit. Epähomogeenisuuksien projektioiden pinta-ala muuttuu myötämisen edistytessä, ja siitä johtuu, että murtumisjännitys on riippuvainen venymän suuruudesta. Jos karbidit ovat muodoltaan pallomaisia kuten päästetyssä martensitissa ei deformatio sanottavasti vaikuta niiden projektioiden kokoon, ja siten murtumisjännitys olisi venymästä riippumaton ja vakio. Perliittisessä teräksessä semantiittilamellit pyrkivät myötämisen aikana asettumaan samansuuntaisiksi, jolloin niiden projektiokoko pienenee ja murtumisjännitys senmukaisesti kasvaa venymän mukana.

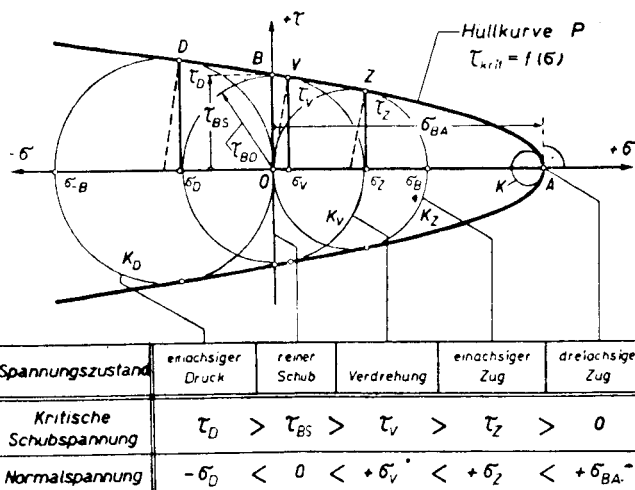
Tämä Hollmon-Zenerin teoria on esitetty yllä jonkin verran yleistetyssä muodossa. Useilla tutkijoilla on murtumiskäyrän muodosta aivan täydellisesti edellisestä poikkeava käsitys. Mainittakoon, että Kuntzen käsityksen mukaan murtumisjännitys aluksi kohoaa ja sitten venymisen jatkuessa taas pienenee. Ludvik ei näe murtumisjännityksellä ja deformatiolla mitään yhteyttä. Pfender ja Siebel ovat sitä mieltä, että murtumisjännitys myötämisen aikana koko ajan pienenee. Murtumiskäyrän kokeellinen konstruoiminen on erinomaisen vaikeata. Hollmon ja Zener olivat saaneet tuloksensa perliittisillä teräksillä siten, että koesauvaan ensin vedettiin määrätty pysyvä venymä ja sen jälkeen sauva jäädytettiin niin mataliin lämpötiloihin, että deformatio niissä ei enää ollut mahdollinen ja sen jälkeen määrättiin murtumisjännitys ilman mitään myötämisiä.

On luonnollista, että oikeiden mittalukujen saaminen teräksen haurautta tai sitkeyttä osoittamaan on vielä kaukana, kun eri tutkijoiden käsitykset murtumisjännityksen riippuvaisuudesta deformatiosta ovat näinkin erilaiset yksinkertaisimmassa ajateltavissa olevassa tapauksessa. Varsinaisen haurasmurtuman syntymismuotoon sinänsä näillä teorioilla tuskin on suurempaa vaikutusta, jos pidämme hauraana vain sellaista murtumaa, joka tapahtuu ilman mitään deformatiota.

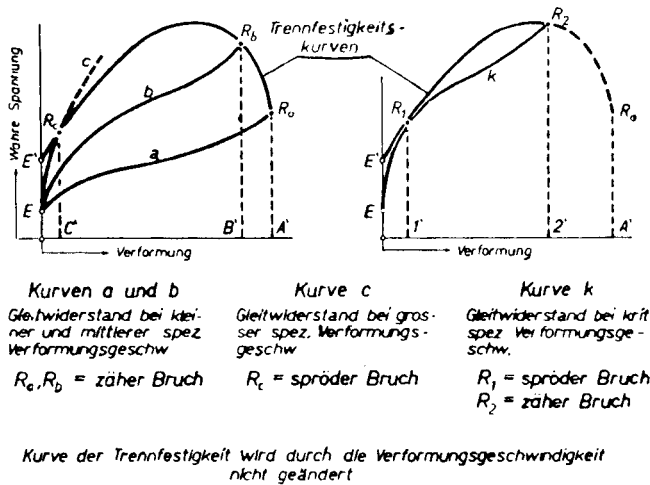
Jännitystilän vaikutus murtuman luonteeseen

Useampi-akselista jännitystilaa isotrooppiseksi ja homogeeniseksi oletetun teräksen mielivaltaisessa pisteessä

voidaan kuten tunnettua kuvata ympyrädiagrammilla, ns. Mohrin jännitysympyrällä, x-y-akselistossa, jolloin normaalijännitykset ovat abskissana ja tangentiaalijännitykset ordinaattana. Kriittisissä jännitystapauksissa, kun esim. johonkin tasoon vaikuttava tangentiaalijännitys ylittää teräksen myötölujuuden tapahtuu tason liukuminen s.o. deformatio. Samoin taas normaalijännityksen kohomien jossakin tasossa murtumislujouden ylittävaksi aiheuttaa murtumisen. Mohrin oletuksen mukaan on aineen myötölujuus riippuvainen kysymyksessä olevaan tasoon samanaikaisesti vaikuttavan normaalijännityksen suuruudesta. Vetojännitys pienentää myötölnjuutta ja puristusjännitys, joka kohdistuu liukutasoon lisää sitä. Tähän Morin oletukseen perustuen voidaan ajatella x-akselille piirrettyä kriittisiä jännitystiloja osoittava ympyräparvi ja tälle ympyräparvelle edelleen verhoikäyrä. Tällöin verhoikäyrän jokaisen pisteen ordinaatta ilmaisee aineen myötölujuuden silloin, kun tarkasteltavana olevassa kohdassa vaikuttaa samanaikaisesti pisteen abskissan ilmaisema normaalijännitys. Sellaisessa jännitystapauksessa, missä verhoikäyrän pisteen ordinaatta on = 0, so. verhoikäyrän leikatessa x-akselia, tapahtuu murtuminen ilman mitään deformatiota, siis kuten sanotaan

Kuva 3. Mohr'in hypoteesi. $\tau_{krit.} = f(\sigma)$.

Spannungszustand	einachsiger Druck	reiner Schub	Verdrehung	einachsiger Zug	dreiachsiger Zug
Kritische Schubspannung	τ_D	$> \tau_{BS}$	$> \tau_V$	$> \tau_Z$	> 0
Normalspannung	$-\sigma_D$	< 0	$< +\sigma_V$	$< +\sigma_Z$	$< +\sigma_{BA}$



Kuva 4. W. Kuntze'n käsitys murtumislujuudesta ja deformationopeuden vaikutuksesta myötölujuuteen ja murtuman luonteeseen.

hauraasti. Kokeellisesti on useaan otteeseen voitu osoittaa, että Mohrin oletus vastaa todellisuutta.

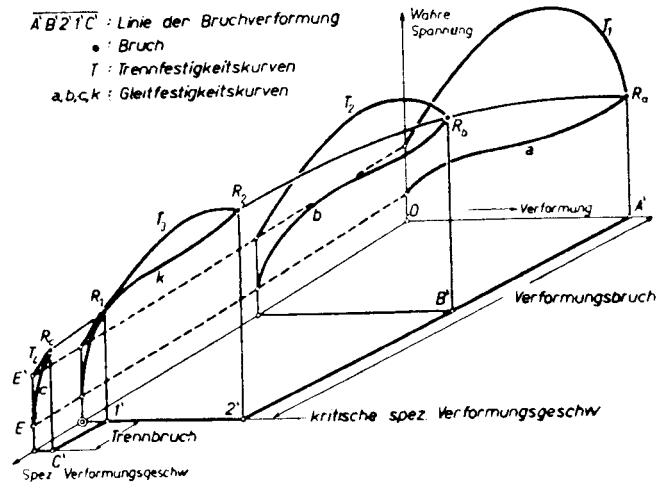
Leon on näyttänyt, että puheena oleva verhoikäyrä voidaan piirtää parabelina. Tämä merkitsee sitä, että tämä jollekin aineelle aina ominainen ja aineen suhtautumista erilaisissa jännityksissä kuvaava verhoikäyrä voidaan konstruoida vain muutaman tunnetun ja esim. teräksellä tavallisesta vetokokeesta saatujen arvojen perusteella.

On kuitenkin huomautettava, että edellä olevissa Mohrin teorian sovellutuksissa voidaan ottaa huomioon vain suurin ja pienin päänormaalijännitys δ_1 ja δ_3 . Modernimmat teoriat, joista mainittakoon vain esim. Schleicher'in, v. Mises'in, Ros'in ja Hencky'n ottavat huomioon myös välijännityksen δ_2 , mutta nämä teoriat eivät sovellu kysymyksen käytännölliseen tarkasteluun kuten Mohrin teoria, jonka on voitu todeta antavan erittäin käyttökelpoisia tuloksia teoreettisen virheen ollessa korkeintaan 15.5 %. Tämän lyhennelmän puitteissa ei ole tilaisuutta ryhtyä vertailemaan e.m. teorioja sen paremmin kuin yksityiskohtaisemmin puuttua Leonin parabelinkaan käyttösovellutuksiin. A. Schlatenschek on käsitellyt monipuolisesti näitä seikkoja esitelmässään Leobenissa 27—28.2.1953. (A. Slattenschek: Grundsätzliches zur Theorie des Spröbruches, Radex Rundschau, 4/5. 1953) Edelläevassa esityksessä olenkin pyrkinyt vain aivan lyhyesti referoimaan tämän sisältö rikkään esitelmän pääsuuntaviivoja.

Muodonmuutosnopeuden ja lämpötilan vaikutus

Aikaisemmin on jo mainittu murtumislujuus-venymäkäyrän epämääräisyydestä. On sentähden aivan ymmärrettävää, että vielä horjuvampia ovat ne käsitykset mitä deformationopeuden vaikutuksista sen muotoon ja asemaan on uskallettu esittää. Saksalaisissa julkaisuissa oletetaankin käyrän kulku yleensä deformationopeudesta riippumattomaksi, mutta amerikkalaiset tutkijat uskovat voivansa päätellä, että ainakin kvalitatiivisesti deformationopeuden kasvaminen vaikuttaa samoin kuin lämpötilan laskeminen murtumislujuutta kohottavasti.

Myötölujuus on huomattavasti riippuvainen deformationopeudesta. Mitä suurempi on deformationopeus sitä jyrkemmin nousee myötölujuus-venymäkäyrä. Oletamalla deformationopeuden merkitys murtumislujuuteen suhteellisesti vähäisemmäksi tai olemattomaksi siirtäisi deformationopeuden kasvaessa molempien käyrien



Kuva 5. Deformationopeuden vaikutus myötölujuuteen ja murtuman luonteeseen. (Kuntze).

leikkauspiste lähemmäksi pystyakselia. Deformationopeuden lisääntyminen riittävän suureksi johtaisi siten lopulta hauraaseen murtumiseen. Saksalaisen Kuntzen käsitystä havainnollistaa kuva 4. Kuva puhnee itse puolestaan. Kuvassa 5 on murtumispisteiden ura projisoitu vaakasuoralle tasolle ja projektioviivan äkillinen mutka kuvaa sitkeän murtuman äkillistä muuttumista hauraaksi, kun deformationopeus on saavuttanut kriittisen arvon. Kuvassa käytetty muuttuja, ominaisdeformationopeus, tarkoittaa deformedun tilavuuden tilavuusyksiköissä mitattua deformationopeutta.

Lämpötilan vaikutuksesta myötölujuuteen esittää Hollmon perliittisiä teräksiä silmällä pitäen yhtälön

$$\delta_\epsilon = K e^{q/RT}$$

Tässä on δ_ϵ venymää vastaava jännitys, K ja R ovat vakioita, q on tietyissä lämpötilassa δ_ϵ :stä riippuvainen vakio ja T on abs. lämpötila.

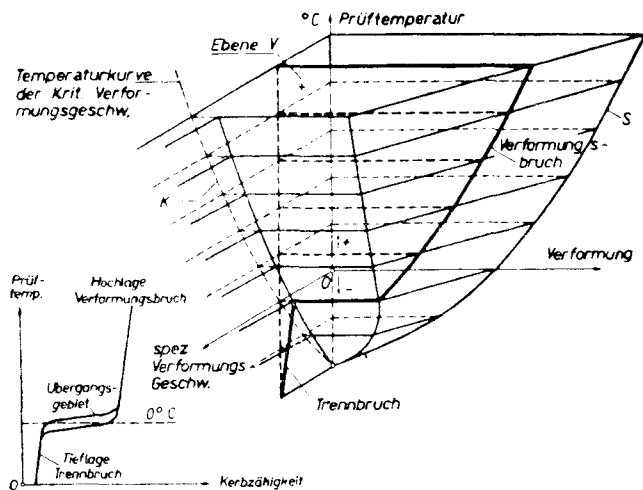
Murtumislujuuden riippuvaisuudelle lämpötilasta ei voida esittää mitään kvantitatiivisia arvoja. Oletetaan kuitenkin, että lämpötilan alentaminen kohottaa murtolujuutta mutta kuitenkin suhteellisesti vähemmän kuin myötölujuutta.

Kuvassa 6 on avaruusmalli, jolla Slattenschek pyrkii havainnollistamaan siirtymisen sitkeästä hauraaseen murtumaan, kun muuttujina ovat lämpötila, deformatio ja ominaisdeformationopeus. Siinä on lämpötilatasoilla samat projektiot, joilla Kuntze kuvan 4 mukaisesti havainnollisti hauraan murtuman ilmaantumisen. Jos oletetaan, että kuvaan 6 piirretty pystysuora V-taso vastaisi esim. lovi-iskukokeella todettua kriittistä ominaisdeformationopeutta, olisi transitilämpötila 0°C .

Tässä yhteydessä ei ole syytä puuttua tekniikassa niin merkittävän sijan saaneen lovi-iskukokeen analysointiin, koska se saanee riittävän valaistuksen muiden tässä tilaisuudessa pidettyjen esitelmien yhteydessä.

Teoria ja käytäntö

Edellä on lyhyesti sivuttu monia lähinnä lujuusopin alalle kuuluvia puolia murtumailmiöistä. On selvää, että tällaisista teoreettisista tarkasteluista ei ole ainakaan kvantitatiivisesti suurta apua, jos pyritään arvostelemaan tai tutkimaan teräksen soveltuvuutta johonkin konstruktion haurasmurtuma-ilmiön kannalta. Tällainen tarkastelu on ehkä kuitenkin hyödyllinen halut-



Kuva 6. Kaaviomainen esitys lämpötilan ja deformationopeuden vaikutuksesta murtuman luonteeseen.

taessa oikein ymmärtää monien erilaisten käytännössä olevien, enemmän tai vähemmän teknologisten, kokeiden antamia tuloksia. Teräsmateriaalin käyttäjän on syytä ymmärtää, että määrättyissä olosuhteissa hauras murtuminen on ainoa mahdollinen lopputulos. Eri asia on voidaanko selvästi osoittaa, että on jollakin tavoin edullisempää jos tämä murtuminen silloinkin tapahtuu kiteiden läpi kuin pitkin kiderajoja.

Jos ryhdytään samoilemaan siinä julkaistujen tutkimusten viidakossa, joka on versonut viime vuosina varsinkin USA:ssa katkenneiden laivanrunkojen ympärille, voidaan tuskin välttyä siltä mielikuvalta, että niistä voidaan vetää koko joukko keskenään ristiriitaisia päätelmiä sellaisista perusteista, jotka olisivat määrääviä arvosteltaessa haurasmurtumataipumusta yhdistelmässä materia-konstruktio. Kappaleen koko yksistään aiheuttaa selvältäkään näyttävissä ulkoisissa jännitystapauksissa sellaisia sisäisiä jännityskenttiä, että niiden hallitseminen käytännössä kohtaa ylivoimaisia vaikeuksia eikä riittävää vertauskelpoisuutta pienikokoisten kappaleiden kanssa näy voitavan saavuttaa. Asia muuttuu vielä vaikeammaksi, kun kuvaan liittyy erilaisia muototekijöitä. Deformaationopeus, siinä mielessä kuin sitä siellä on käsitelty, on kvantitatiivisesti vaikeasti murtumisilmiöön sovellettavissa. Lämpötila on se tekijä, josta on saatu ikäänkuin parempi ote.

Lämpötilaa voidaan tutkimuksissa käsitellä kvantitatiivisesti ja se on yksikäsitteinen. Siitä johtuu, että sen osalle on langennut niin suuri osa suoritettusta työstä. Aineistoa on jo ennestään runsaasti ja jatkuva lovi-iskusitkeys-kokeiden tekeminen transitiolämpötilojen määrittämiseksi on varsin yksinkertaista. Määrätynlaisella lovi-iskusauvalla voidaan tosiaan saada selvitettyksi se lämpötila, jonka yläpuolella sauvalle ominaisissa ulkoisissa olosuhteissa murtuma on sitkeä ja alapuolella hauras. Sangen perustellusti voidaan vielä odottaa, että tämä transitiolämpötila vastaisi joitakin rajoitettuja käytännön tapauksiakin tai ainakin olisi tiettyssä suhteessa jonkin »konstruktion transitiolämpötilaan». Toistaiseksi on näihin odotuksiin kuitenkin käytännön kannalta suhtauduttava varovaisesti jo itse lovi-iskukokeenkin antaman transitiolämpötilan epämääräisyyden takia. Ensinnäkin on koetuloksissa melkoisen suuri hajaannus. Suoritettaessa lovi-iskukokeita esim. paksuhkosta levystä irroitetuilla koesauvoilla on tuloksena enemmän tai vähemmän hajallinen parvi energian absorptiota osoitta-

via pisteitä, sitä hajallisempi, mitä useammista kohdista levyä sauvoja otetaan ja loven suuntaa vaihdellaan. Toiseksi on transitiolämpötilakäsitteen määrittäminen koesauvassa mielivaltaisen. Eräät tutkijat pitävät kriittisenä energia-absorptioon putoamista 50 %:iin, eräät 15 ft.lb:n rajaa ja eräät sauvan murtopinnan sitkeän ja hauraan alueen määrittäystä suhdetta.

On luonnollista, että teräkselle luonteenomainen ominaisuus erilaisuus pinnassa ja sydänosissa sekä kuumamuovauksesta ja suotautumisesta johtuva anisotropisuus aiheuttavat voimakkaan hajaannuksen pienillä koekappaleilla suoritettavissa kokeissa. Tapauksien erilaisuudesta johtuen on myös ymmärrettävää, että eri tutkijat ovat päätyneet erilaisiin perusteisiin sauvan transitiolämpötilaa arvostellessaan. Mutta käytännön kannalta, pyrittäessä esim. arvioimaan jonkin teräksen soveltuvuutta johonkin konstruktion, tämä epämääräisyys ja mielivaltaisuus muodostuu sellaiseksi tekijäksi, että terve arvostelu ilman kokemukseen perustuva tietoa tuskin on lainkaan vielä mahdollinen.

Lienee tässä yhteydessä syytä selostaa hieman erästä varsin perusteellisesti ja monipuolisesti suoritettua tutkimusta siitä voitaisiinko löytää tiettyä haurasmurtumakorrelatiota suurikokoisen levykonstruktion ja laboratoriokokeiden välillä. Koekappaleeksi oli konstruoitu n. 7 m pitkä levystä hitsaten valmistettu laatikkorakenneinen palkki. Sen leveys oli 750 mm ja korkeus lähes 600 mm. Konstruktiota oli tehty erittäin monimutkaiseksi lukuisilla hitsatuilla poikittaisilla väliseinillä. Laatikon kansi oli 2 1/2" levyä. Yhden koekappaleen jälkeen 4 tällaista kannattajaa painettiin poikki tai taivutettiin suuressa puristimessa. Kannattajat oli tällöin tuettu kahdesta kohdasta, joiden etäisyys toisistaan oli 6 m 70 cm ja voima rasitti sitä keskipisteen kummaltakin puolelta. Rasituskohtien etäisyys toisistaan oli n. 1 m 50 cm. Kaikki levy oli samaa sulatusta ja tiivistettyä terästä. Kokeet suoritettiin lämpötiloissa -40, -18, +4 ja +27°C. Ainoastaan -40° ja -18° koetellut kannattajat murtuivat hauraasti, molemmat muut deformaatioivat siksi kunnes tuet estivät enemmän taivutuksen. Tämän tuloksen mukaan pitäisi laboratoriokokeiden osoittaa transitiolämpötilaa jossakin -18°C ja +4°C välillä.

Laboratoriokokeissa todettiin Charpy V kokeessa erittäin suuri hajaantuminen. Jos arvosteluperusteeksi valittiin hauraan murtopinnan ilmaantuminen iskusauvassa voitiin todeta, että transitiolämpötila olisi sen mukaan 49° ja 77°C välissä, siis noin 60° yläpuolella sen missä kannattaja vielä taipui sitkeästi. Jos taas arvosteluperusteena oli 50 % energia-absorptio saatiin transitiolämpötilaksi 21°C eli 17 astetta yläpuolella sitkeäksi todetun murtumislämpötilan. Valitsemalla arvosteluperusteeksi joskus käytetty absorptio 15 ft.lb. saatiin transitiolämpötilaksi -7°C, mikä lähinnä vastasi kannattajalla suoritettua koetta. Tarkasteltaessa saatuja iskukokeiden tuloksia yhden levyn anisotropisuuden ja heterogeenisuuden pohjalta voitiin todeta vain koesauvan paikan aiheuttavan lähes 50°C eroavaisuuksia transitiolämpötilassa ja loven suunnan n. 10°C eroja.

Tämä riittääköön. Koeselostus sisältää vielä runsaasti muita yhteenvedoja tuloksista muilla transitiolämpötilojen määrittämistavoilla ja myöskin hitsauksista tehdyt transitiolämpötilamääräykset. Tutkijat päätyvät siihen tulokseen, että käytännöllistä arvoa olevaa korrelatiota laboratoriokokeiden ja todellisen kappaleen haurasmurtumataipumuksen välillä ei ollut havaittavissa.

Ja lopuksi lienee vielä syytä vanhojen suunnittelijoiden kunniaksi mainita, että paljon ennen tätä aikaa, jol-

Hitsattujen teräsrakenteiden haurasmurtumasta

Prof. OLAVI EIRO

Valtion teknillinen tutkimuslaitos, Helsinki

Tarkasteltaessa murtumia käytännössä hitsausmiehen näkökulmasta pidämme haurasmurtumina sellaisia murtumia, joissa muodonmuutos on melkein olematon, joutukoon murtuma sitten karkenemisestä, kulkekoon se kiderajoja pitkin tai hiloja halkaisten.

Hitsausmielessä voidaan murtumasyyt jakaa kolmeen pääryhmään:

- 1) Konstruktiiviset seikat
- 2) Hitsausvirheet, joko hitsausmenetelmästä johtuvat tai hitsaajan aiheuttamat
- 3) Perusaineesta johtuvat.

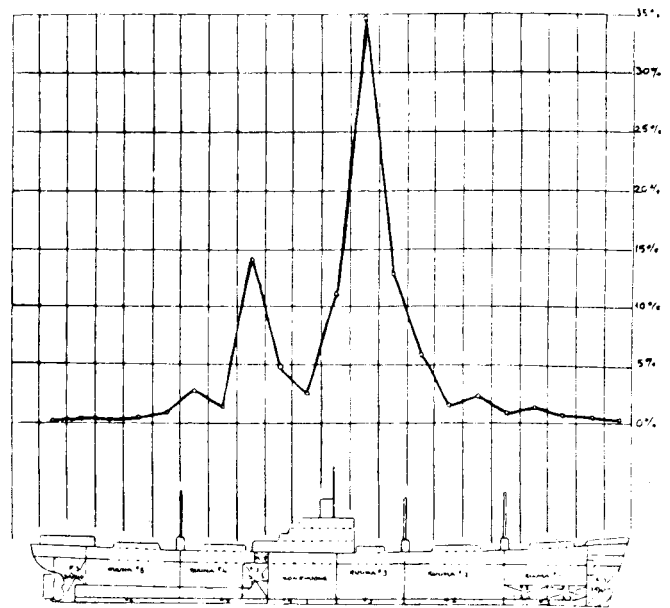
1) Konstruktiiviset seikat

Hitsattavien rakenteiden suunnittelussa on yleisenä johtolankana mahdollisimman joustavan voimaviivakulun saaminen liitoksessa. Jokainen äkillinen voimaviivakulun muutos ilmenee jännityskeskittymänä ts. lovivaikutuksen tapaisena.

On luonnollista että staattisen kuormituksen alaisena ei voimaviivankulun vaikutus ole yhtä voimakas kuin dynaamisessa kuormituksessa. Kuitenkin on huomattava, että niissäkin rakenteissa, jotka käytännössä katsotaan staattisiksi rakenteiksi, voi esiintyä melkoisia dynaamisia kuormituksia esim. laivanrunko, sillat ja monet koneen osat jne.

Jännityskeskittyksien välttämiseksi on suunnittelijalla monia keinoja edellä mainitun joustavan ylimenon lisäksi, kuten hitsien sijoittelu, railomuotojen valinta, hitsausjärjestyksen laatiminen, hitsauselektrodin laadun ja paksuuden valinta, esikuumentuksen ja jälkihehkuksen määrääminen, perusaineen valinta jne. Suunnitteluvaiheessa on siis kaikki mahdollisuudet työpajan suorituskykyä lukuunottamatta estää murtumien syntyminen.

Vaikka hitsauksen käyttö on tullut yhä yleisemmäksi vaativimmissakin rakenteissa, on hitsaustekniikan kehityksestä johtunut, että teräksen laatuvaatimuksia on vuosien kuluessa voitu helpoittaa. Rikkiä ei pelätä samassa määrin kuin aikaisemmin, jolloin esim. saksalaisissa määräyksissä oli $S_{max} = 0.035\%$ nykyisin yleensä 0.05% . Emäksisiä elektrodeja käytettäessä voi S-määrä olla suurempikin kuin 0.05% hitsauksen lujuutta vaarantamatta. Fosfori-rajoitus (yleensä 0.05%) on eräissä



Kuva 1. Murtumien jakautuminen Liberty-laivoissa.

loin olemme ikäänkuin rummutetut hereille haurasmurtumaäitiöllä, he ovat osanneet kaikessa hiljaisuudessa sitä välttää tarkoituksenmukaisilla rakenteilla. Vanha saksalainen konstruktio-ohje sanoo, että asiansa osaava suunnittelija välttää lovia, mutta mikäli hän ei niitä voi välttää operoikoon ohuilla poikkipinnoilla. Leobenin konferenssissa esitti m.m. Hauthmann lukuisia esimerkkejä tällaisen menettelyn mahdollisuudesta.

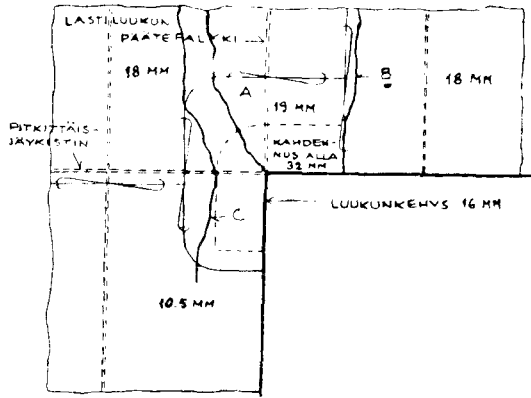
SUMMARY

The article is a summary of a paper presented by the author before the metallurgist section of Vuorimiesyhdistys in Helsinki the 6th november 1953. The paper deals with the brittle fracture in steel and aims at a report of the view-points and opinion of some American and German investigators. A short survey of the following subjects is given: The behavior of steel in simple tension. The effect

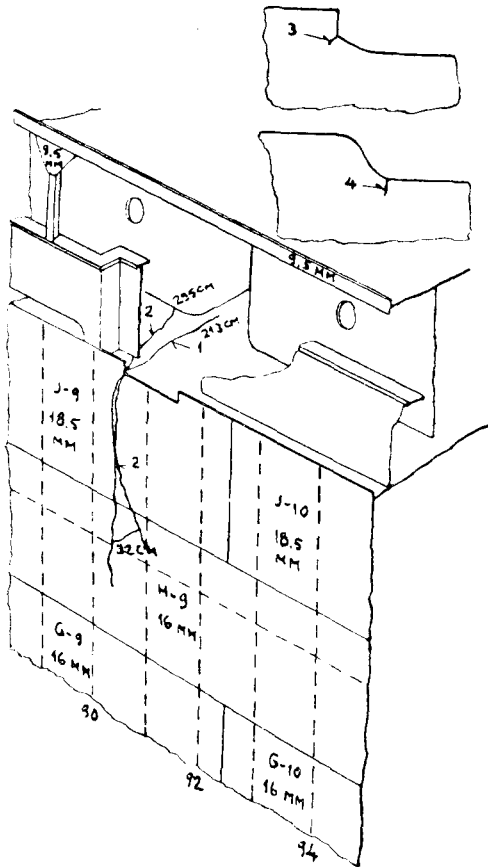
of combined stresses in the light of the theories of Mohr. The use of the parabola of Leon. The effect of strain rate and temperature. Correlation between small-scale specimens and complex structures.

Kirjallisuutta:

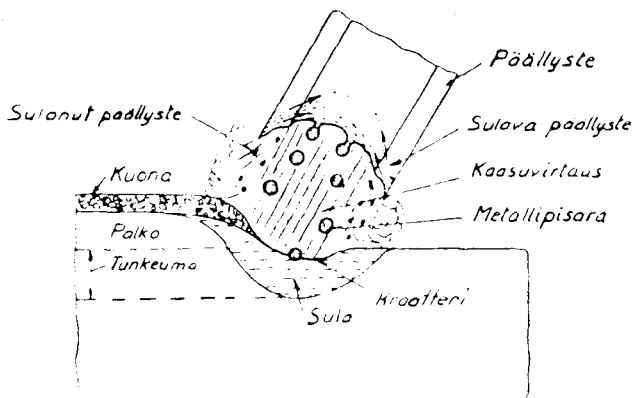
- J. Hollmon, L. Jaffe: Ferrous Metallurgical Design.
 G. Smith: Properties of Metals at Elevated Temperatures. Sprödrückkolloquium, Leoben 27.—28. Februar 1953. Radex Rundschau.
 A. Leon, A. Stattenschek: Festigkeitsversuche und deren Auswertung mittels der Mohr'schen Theorie mit Hüllparabel. Giesserei 21 (1934), H. 51/52.
 C. E. Harbower, W. S. Pellini: Mechanical and Material Variables Affecting Correlation. Welding Research Council. Supplement to the Welding Journal. July 1950.



Kuva 2. Suurin murtumamäärä 3— ruumaluukun kulmassa. Luukkumurtumia vahvistamattomassa nurkassa 210 kpl 22 146 laivakuukautta kohti ja nurkkavahvistuksen jälkeen 82 kpl 54 733 laivakuukautta kohti.



Kuva 3. Laskuportaan aukon virheellinen muoto murtuman lähtökohta.



Kuva 4. Kaarihitsauksen kaaviokuva.

tapauksissa tehty joustavammaksi, kun se on sidottu tyypeen, kuten Stromeier $P \% + 5 N \% \leq 0.1$.

Hitsaustekniikan menestyksen edellytyksenä on sen taloudellisuus, joten on harhaluulo, että hitsausmiesten taholta pyrittäisiin kalliisiin teräksiin. Kuitenkin eräät teräksen puutteellisuudet esim. vanheneminen, liian voimakas karkeneminen hitsauksen vaikutuksesta jne., on teräksen valmistajan kyettävä hallitsemaan. Näitä ei suunnittelu eikä hitsaustyöpaja hitsausteknillisin keinoin pysty poistamaan tai ne johtavat kalliisiin erikoistoi-
menpiteisiin.

2 Virheet

Jos vertaamme valssattua ainetta ja hitsiä, esiintyy jälkimmäisessä puutteellisuuksia, jotka johtuvat:

- a) hitsauksen luonteesta
- b) hitsajan tekemistä virheistä.

a) Yleisimmin teollisuudessamme käytetyt hitsaus-
tavat kuuluvat sulahitsaukseen ja niistä on ensimmäisellä
sijalla kaarihitsaus.

Tarkastamme ensiksi hitsin muodostumista kaarihitsauksessa.

Elektrodin sulasta kärjestä aine siirtyy pieninä pisa-
roina sulaneeseen perusaineeseen. Metallipisarat ovat
kuonan ja kaasuvyöhykkeen suojaamina, mutta tämä
suoja ei ole 100 %:nen. Sulaan pääsee siis ympäröivästä
ilmasta happea ja typpeä, joiden haitallinen vaikutus on
tunnettu. O_2 - ja N_2 -määrät vaihtelevat suuresti eri elek-
trodilaaduilla, esim.:

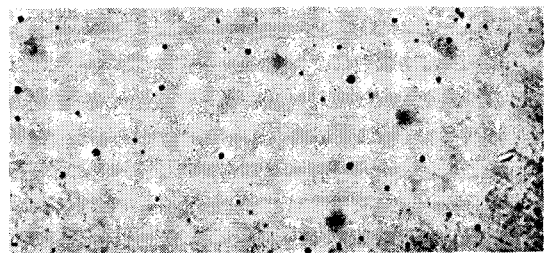
pelkistävä elektrodi	O_2	0.18 %	N_2	0.02 %
neutraalinen »	O_2	0.12 %	N_2	0.01 %
emäksinen »	O_2	0.03 %	N_2	0.003 %
orgaaninen »	O_2	0.06 %	N_2	0.005 %

O_2 ja N_2 lisäksi voi hitsiaineeseen jäädä myös vähän
vetyä, joka voi olla hauraan murtuman lähtökohtana.
Vetytipitoisuus on lähtöisin ennen kaikkea elektrodin
päälystysmassan kosteudesta, joten vaara on poistetta-
vissa kuivaamalla elektrodit ennen hitsausta. Vetyvaara
on pienin emäksisillä elektrodeilla.

Koska hitsiaine muodostuu pisara pisaralta, jotka tuo-
vat mukanaan kuonaa, on luonnollista että hitsiin jää
mikrokuonasulkeumia. Hitsin jäähtymistavasta riippuen
muodostuu hitsiin myös enemmän tai vähemmän kaasu-
rakkuloita.

Yleensä huomattava, että hitsin kiderakenne muis-
tuttaa valukiderakennetta ja että kiteet järjestyvät jääh-
tymissuunnan mukaan. Monikerroshitsissä alemmat ker-
rokset hehkuttuvat, joten niissä kidekoko on pieni.

Edellä olevasta selviää, että hitsimetalli ei yleensä ole
yhtä homogeenista kuin valssattu aine, joten siinä voisi
olla monia murtuman syntymiskohtia. Kuitenkin elek-



Kuva 5. Hitsiaineessa mikrokuonasulkeumia 1000 x suurennus.



Kuva 6. Hitsin poikkileikkaus.

trodien kehitys on ollut sellainen, että nykyisin hitsimetallin lujuusominaisuudet täydelleen vastaavat perusaineen lujuuksia, jopa monasti hitsi on kyennyt pysäyttämään perusaineen murtuman.

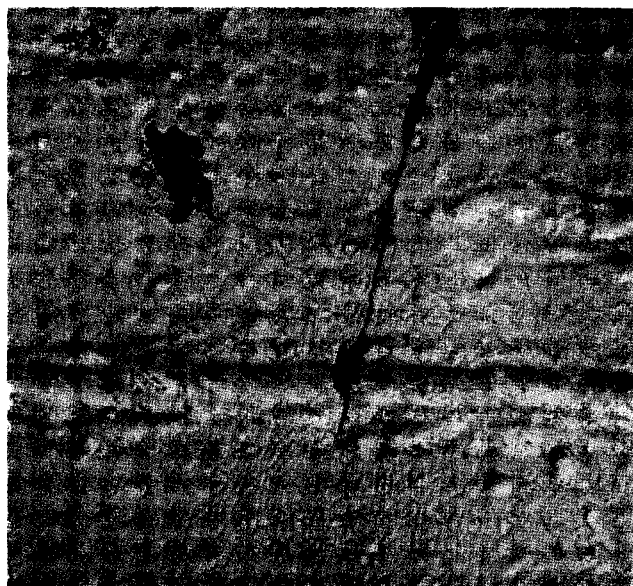
Taulukossa 1 on esitetty Suomessa yleisimmin käytettyjen elektrodien puhtaan hitsimetallin lujuusominaisuuksia.

T a u l u k k o 1

Elektrodi	δ_s kp/ mm ²	δ_B kp/ mm ²	δ_5 %	Isku- sitkeys kpm/ cm ²	Taivutusväsytslujuus 10 kuormavaihtoa kp/mm ²
Neutr.elekt.					Alin arvo 22
OK 47 p	40	48	30	12	12 kpl keskiarvo 22.75
Emäksinen elekt. ...					Alin arvo 28
OK 48 P	41	52	33	15—17	6 kpl keskiarvo 30.3
Emäksinen elekt. ...					Alin arvo 32
OK 55 P	49	58	30	14—16	5 kpl keskiarvo 34.2

OK 55 P elektrodin puhtaan hitsimetallin iskusitkeysarvot eri lämpötiloissa olivat seuraavat:

Vanhentumattomana	Vanhennettuna	10 % h/250°C
+20°C 14 kpm/cm ²	--20°C	7 kpm/cm ²
--60°C 12,4 »	--40°C	7 »
--60°C 12,4 »		



Kuva 7. Halkeama pysähtynyt hitsiin.

b) Hitsaajan aiheuttamat virheet

Vakavampi vaara kuin lisääaineesta johtuvat ovat hitsaajan tekemät virheet hitsatun rakenteen lujuudelle.

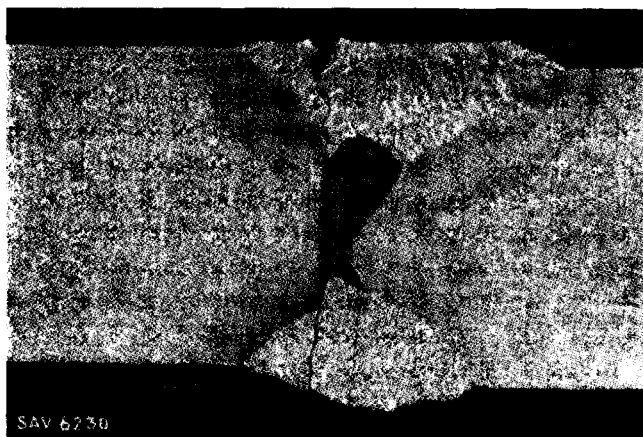
Vaarallisin virhe on nk. juurivirhe, jota ei yleensä silmämääräisessä tarkastuksessa havaita.

On yleistä että vähänkin tärkeämmistä hitseistä juuri avataan ja hitsataan juuripalko.

Juurivirheen toteaminen tapahtuu röntgenkuvauksella. Jo paikalliset lyhyet juurivirheet pudottavat röntgenkuvan viimeistä alimpaan ja pitemmät alimpaan luokkaan. Kun yleensä viidestä röntgenluokasta kolme ylintä on hyväksyttyjä, näemme kuinka vaarallisia juurivirheitä pidetään hitsauksessa.

Reunahaavat johtuvat virheellisestä elektrodin kuljetuksesta, virranvoimakkuudesta tai elektrodin laadusta. Niiden toteaminen voi tapahtua silmämääräisellä tarkastuksella ja ne voidaan poistaa joko hitsaamalla reunapalko tai hiomalla hitsin ja perusaineen ylimenokohta juoheaksi. Erikoisesti dynaamisissa rakenteissa on reunahaavaan kiinnitettävä huomiota.

Huokokset ja kuonasulkumat eivät lujuuden kannalta ole yhtä vaarallisia kuin edellä mainitut, sillä ne ovat



Kuva 8. Räikeä juurivirhe.



Kuva 9. Reunahaava.

yleensä palloutuneina hitsimetallissa eivätkä muodosta teräviä lovikohtia. Tietenkin jos niitä esiintyy runsaasti, ei hitsiä voida hyväksyä.

Eräs hitsausvirhe on syyttää valokaari railon ulkopuolella ja siirtää se sitten hitsauskohtaan. Sytytyskohdassa tapahtuu pienellä alueella sulaminen. Ympäristön kylmä ainesmassa jäädyttää sulan nopeasti ja seurauksena on karkeneminen. Varsinkin lujissa esim. St 48... St 52 teräksissä voi sytytyskohtaan syntyä hitsaushalkeamia, jotka voivat olla suuremman halkeaman alkuna.

Nykyisillä tarkastusmenetelmillä voidaan hitsissä esiintyvät virheet rajoittaa niin vähäisiksi, etteivät ne pääse heikentämään rakenteen lujuutta. Röntgenkuvaustarkkuus on yleensä 2 %, mutta esim. uusilla kultafoolioilla voidaan työskennellä alle 0.5 % tarkkuudella noin 0.3—0.4 %, siis esim. 25 mm aineenpaksuudella havaitaan 0.1 mm suuruinen virhe.

3 Perusaine

Edellä olen selvittänyt sen, että nykyisin on mahdollista aikaansaada sellainen hitsi, ettei rakenteen lujuus sen kautta ole vaarannettu. Niinpä useimmat hitsatuissa rakenteissa esiintyneistä murtumista on todettu johtuneen perusaineesta.

Taatusti hitsattavan perusaineen hankinta on taloudellinen kysymys ja tässä meillä esiintyy usein väärää säästämistä sekä monasti terähankinnassa välinpitämättömyyttä tai suorastaan tietämättömyyttä.

Hitsattavuuden kannalta on tärkeää:

- 1) että teräs on siinä määrin vanhenemiskestävää, ettei se hitsauksen vaikutuksesta menetä sitkeyttään liikaa,
- 2) että seosaineet ovat sellaisissa suhteissa, ettei äkillinen kuumentaminen ja jäähtyminen aiheuta liian suurta kovuuden kasvua,
- 3) että teräs on tiivistettyä ja
- 4) että ns. rajapaksuus tunnetaan ts. millä teräksen paksuudella on ryhdyttävä erikoistoimenpiteisiin hitsauksen onnistumiseksi.

Vanheneminen on kaikille tunnettu ilmiö ja myös se, että vanhenemisherkissä teräksissä se tapahtuu hyvin nopeasti tietyissä lämpötiloissa noin 250...350°C. Hitsauksessa esiintyy kaikki lämpötilat sulasta ympäristön lämpötilaan. Hitsin läheisyydessä on alue, missä 250...350°C lämpötila on riittävän kauan vallitsevana voimakkaan vanhenemisen aikaansaamiseksi.

Kuvassa 10 on esitetty hitsauksen aiheuttama iskusitkeyden aleneminen vanhenemisherkälle Thomas-teräkselle, jonka aineenpaksuus 16 mm ja analyysi:

poikkipinnan keskiarvona:
 C 0.06 % P 0.032 % S 0.039 % N 0.013 %
 10 mm syvyydeltä:

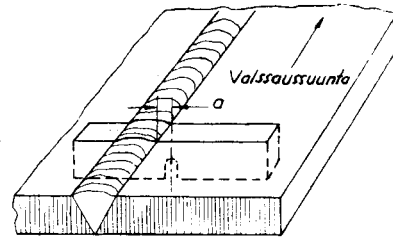
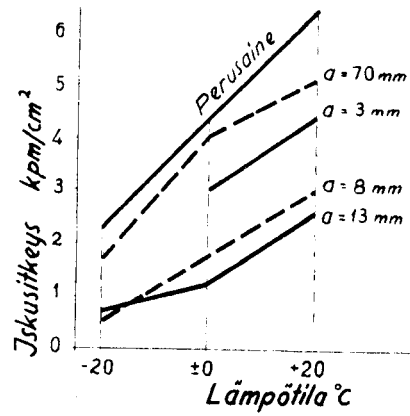
C 0.04 % P 0.032 % S 0.067 % N 0.012 %

Samanlainen ilmiö voi esiintyä tiivistämättömän SM-teräksen hitsauksessa. Usein sauman vieressä kulkevat halkeamat menevät pitkin vanhentunutta vyöhykettä.

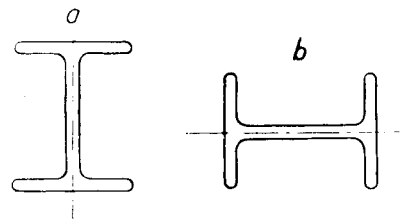
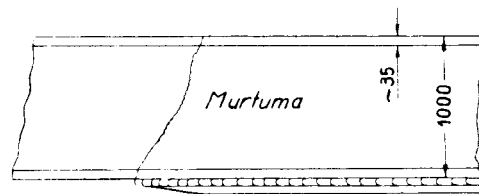
Mikäli hitsauslämmön vaikutukseen yhtyy kylmämuokkaus, alenevat iskusitkeysarvot vieläkin enemmän.

Seuraava esimerkki on kulmateräksestä, jota käytettiin hitsattuihin pylväsrakenteisiin, vaikka Valtion teknillisen tutkimuslaitoksen koetulokset olivat hylkäävät. Kuljetuksessa tapahtuneiden melko vähäisten taipumien kylmänä oikaiseminen aiheutti hauraan murtuman. Teräkselle oli saatu iskusitkeysarvot:

Tuotantotila		Vanhennettu	
		10 %/250°C/1/2 h	
+20°C	10 kpm/cm ²	10 kpm/cm ²	
-20°C	30 »	0.5 »	



Kuva 10. Thomas-teräksen iskusitkeyden pieneneminen hitsauksen vaikutuksesta.



Kuva 11. Murtunut siltapalkki.

Eräs siltapalkkimateriaali oli tilattu vaatimuksella St 37 eikä muita vaatimuksia ollut. Palkin vetopuolelle hitsattiin vahvistus kuvan 11 mukaisesti.

Palkki murtui kun se -20° pakkasessa käännettiin a-asennosta b-asentoon. Teräksestä ei ole tiedossamme muuta kuin St 37 Thomas-laatua eikä siitä saanut ottaa näytekappaletta. Hitsaus oli suoritettu, vaikka Thomas-teräkselle useissa norneissa ilmoitetaan rajapaksuudeksi 15...20 mm.

On huomattava, että jännitystila tulee epäedullisemmaksi siirryttäessä paksumpaan aineeseen, ohuessa aineessa kaksiakselinen ja paksussa kolmiakselinen jännitystila. (Vrt. maisteri Salokankaan esitys jännityksien vaikutus venymään.) On luonnollista, että jälkimmäisessä tapauksessa hitsausjännityksien vaikutus on vaarallisempi. Lisäksi paksussa aineessa tapahtuu jäähtymisen äkillisemmin kuin ohuessa, joten mikrohalkeama-vaara on suurempi.

Miten aineenpaksuus vaikuttaa, selviää taulukossa 2 esitetyistä hitsaamattoman ja päällehitsatun taivutuskokeen tuloksista.

T a u l u k k o 2

Teräs	δ_s kp/mm ²	δ_B kp/mm ²	s mm	Hitsaamaton koe- kappale	Päällehitsattu koe-kappale
Th-teräs	24.6	40.9	10	180	68 sekä murtuma
			20	»	25 hauras »
			30	»	8 » »
SM-teräs	25.9	40.2	10	180	150 ei murtunut
			20	»	150 » »
			30	»	87 hauras murtuma

Aineenpaksuuden vaikutus ilmenee useissa normimääräyksissä mm. eri maitten kattilanormeissa. Ruotsissa on 16 mm aineenpaksuus ratkaiseva, sen yläpuolella on paneastia jälkihehkutettava jännityksien laukaisemiseksi. Saksassa vastaava arvo on 25 mm ja International Institute of Welding'in kattilakomitea on ehdottanut 30 mm. Uudessa suomalaisessa paneastian hitsausmääräyksessä on lähdetty 30 mm aineenpaksuudesta, mutta suuremmilla aineenpaksuuksillaakaan ei tarvitse jälkihehkuttaa, jos hitsaus suoritetaan esikuumentuna. Katsoimme, että jännitykset voidaan tällä tavoin tyydyttävästi hallita ja mikrohalkeamain estäminen on tehokas. Kylmänä hitsattuun rakenteeseen syntyneitä mikrohalkeamia ei saada jälkihehkutuksella poistettua.

Esikuumentusta on aineenpaksuudesta riippumatta käytettävä myös siinä tapauksessa, että teräs pyrkii karkenemaan. Esikuumentusta on yleensä käytettävä, jos hitsin muutosvyöhykkeessä on kovuuksia yli 300 H_v. International Institute of Welding on ehdottanut rajakovuudeksi 350 H_v, paneastiaehdotuksessamme on oltu varovaisia ja määrätty 260 H_v rajakovuudeksi.

On luonnollista, että tutkittaessa perusaineen soveliaisuutta hitsattavaan rakenteeseen, on huomioon otettava kulloinkin esiintyvät käyttölämpötilat.

Hitsattavuuskysymyksen ratkaisemiseksi kokeellista tietä on tehty leegio ehdotuksia, mutta toistaiseksi ei ole vielä kansainvälisesti hyväksyttyä menetelmää.

Eri kokeet voidaan ryhmitellä esim. seuraavasti:

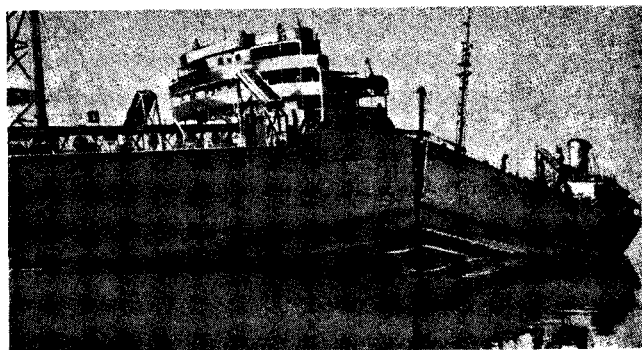
- 1) Koe suoritetaan perusaineesta tehdyllä koekappaleilla, joissa ei ole hitsausta.
- 2) Koe suoritetaan koekappaleilla, joissa jollain tavoin esiintyy hitsausta.

Toinen jakoperusta olisi koekappaleiden suuruus:

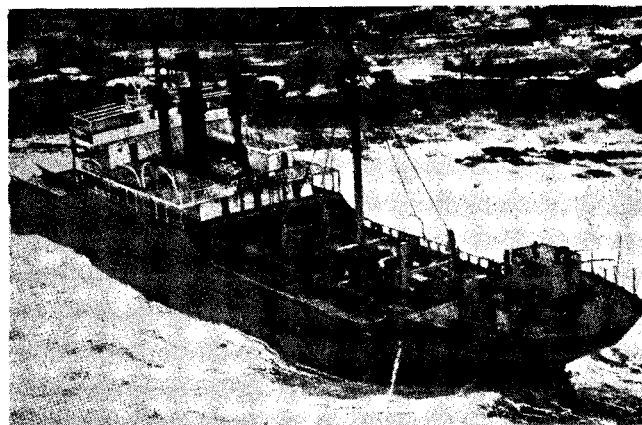
- 1) Koe suoritetaan standardisoiduilla aineenkoetuksessa käytetyillä koekappaleilla. Tällöin on tunnettava koetuloksen suhde käytännön aineenpaksuuteen.
- 2) Koe suoritetaan käytännön aineenpaksuudella.

Viimeaikainen kehitys näyttää mennee yhä enemmän hitsaamattoman koekappaleen käyttöön. Tällöin tulisi kysymykseen esim. iskutikkeyden määrääminen sekä tuotantotilassa että vanhennettuna lämpötilan funktiona ja tämän lisäksi jokin koe käytännön aineenpaksuudella esim. lovitaivutus- tai lovivetokoe. Mikäli analyysiarvojen perusteella on epäselvää teräksen karkemistaipumus, määrätään muutosvyöhykkeen kovuus hitsaten esim. päällehitsaus ohuimmalla käytännössä esiintulevalla elektrodilla.

Valtion teknillisen tutkimuslaitoksen metalliteknillisessä laboratoriossa on jo usean vuoden aikana käytetty tavallisten rakennusterästen iskutikkeyttä kriteerina hitsattavuudelle ja olemme saaneet käytännön kanssa yhtäpitäviä tuloksia. Silta- ja muita teräsrakenteita



Kuva 12. Murtunut hitsattu laiva.



Kuva 13. Katkennut, niitattu laiva.

varten olemme suorittaneet kokeet lämpötila-alueella +20...-40°C tuotantotilassa ja vanhennettuna. Yleensä on samanaikaisesti suoritettu analyysi, jolloin C, Mn, Si, S ja P lisäksi on määrätty typpipitoisuus.

Eräitä tuloksia kokeistamme:

Saksalainen siltateräs, jonka hitsattavuus on hyvä.

Tuotantotila		Vanhennettu 5 %/1/2 h/250°C	
+10°C	10.2 kpm/cm ²	-20°C	7.5 kpm/cm ²
-20°C	11.0 »	-30°C	7.1 »
-40°C	10.3 »	-40°C	3.8 »

Tankkilaiva Tupavuoren pohjalevyt, jotka poistettiin hitsauksen yhteydessä syntyneiden halkeamien tähden. Laiva rakennettu Hollannissa. Hitsaus suoritettu noin ±0°C lämpötilassa.

Tuotantotila		Vanhennettuna 5 %/1/2 h/250°C	
+18°C.....	5.6 kpm/cm ²		2.8 kpm/cm ²
±0°C	5.8 »		—
-20°C	5.3 »		0.6 »

Kulosaaren siltaan tarjotun Vereinigte Österreichische Eisen- und Stahlwerke AG:n Linz a.d. Donau, Alfort-teräs.

Tuotantotila		Vanhennettuna 5 %/12/120°C	
+20°C	16.0 kpm/cm ²		14.0 kpm/cm ²
±0°C	15.9 »		11.6 »
-20°C	13.7 »		11.2 »
-30°C	12.6 »		9.1 »
-40°C	11.0 »		7.7 »

Edellä olevat tulokset Det Norske Veritas-aineenkoe-
tustuloksista. Tehdas ei vielä toistaiseksi ole halunnut
taata minimiarvoja 7 kpm/cm² tuotantotilassa ja 4
kpm/cm² vanhennettuna, mitkä ovat tilaajan vaatimuk-
sena. Lisäksi on Suomeen lähetetyillä näytteillä päälle-
hitsauskokeissa kovuus noussut paljon yli 300 H_v, mikä
edellyttäisi esikuumennusta.

Iskusitkeys-kokeissa tulevat minimiarvot olemaan rat-
kaisevia, ei useamman kokeen keskiarvo.

S u m m a r y

In welded structures, the term brittle fracture denotes
a fracture which shows no deformation irrespective of
whether it propagates along the crystal edges, cleaves the
crystal lattices or is due to hardening. The fractures are
caused by structural factors, base material, or faults in
welding.

When designing the structure, there are, excluding the
share of the workshop, all means available for preventing
fracture. Among these may be mentioned selection of
material, shaping of the specimen, order in which the
welding operation is done, and determination of the heat
treatment.

The faults in welding may be due to the welding itself
or to the welding operator. Nowadays welding has devel-
oped so far that the strength of the welded joint cor-
responds to that of the base material when the right
welding process is used, even though the homogeneity of
the weld metal is not so good as that of rolled material.
The faults made by the welding operator are in general
more dangerous than the former ones. Careful inspection
by modern methods, especially by X-ray, diminishes the
number of faults of the welding operator.

The base material with its ageing and hardening phe-
nomena and the great thickness of this material are often
the cause of brittle fracture. There are no internationally
accepted weldability tests although the number of test
methods is very large. In Finland, impact strength has
been used as the criterion of weldability for several years.
Impact strength of metals in both the as-received and
the artificially aged condition is determined as a function
of temperature. When required, the nitrogen content is
also taken into consideration in the analyses.

*Professori Eiron esitelmää seurasi keskustelu, jossa m.m.
seuraavat henkilöt käyttivät puheenvuoron:*

Fil. maist. Esko Mäkikylä, Oy Vuoksenniska Ab, Imatra:

Terästehtaiden laadunvalvonnan vaikeutena hitsatta-
vuuden ollessa kysymyksessä on todella käyttökelpoisten
hitsattavuuskokeiden puute. Esim. DIN 1612-lehden hit-
sattavuustakuun toteamiskokeet ovat riittämättömät.
Tilaaajat kumminkin haluavat ostaa taatusti hitsattavaa
terästä, vaikka jättävätkin ilmoittamatta, millä kokeilla
halutut ominaisuudet todetaan. Hitsattavasta St 37.12-
teräksestä ei valmistaja ole silloin standardin mukaan vel-
vollinen takaamaan muuta kuin hitsatun sauvan veto- ja
taivutuskokeen tuloksen. Auttaakseen tästä huolimatta
todella hitsattavan teräslaadun ostajia saamaan varmasti
sitä, mitä he haluavatkin, on Oy Vuoksenniska Ab ryhty-
nyt valmistamaan hitsattavan St 37.12-teräksen tiivistet-
tyinä sekä piillä että alumiinilla. Tämä teräs lähetetään
ilman erityisiä, joka erään kohdistuvia hitsattavuusko-
keita, koska emme tiedä, mitkä kokeet kulloinkin olisivat
paikallaan, ja DIN 1612-lehden määräämien kokeiden
tulos on ilman muuta selvä.

Sama:

Tavanmukaisista pienistä aineenkoe-kokeista ei ole
paljonkaan apua suunnittelijalle, joka valitsee teräslaadun
johonkin tarkoitukseen. Näiden kokeiden tulokset antavat
niin peräti rajoitetun kuvan aineen ominaisuuksista. Nii-
den tärkein tehtävä on auttaa teräksen valmistajaa pitä-
mään suunnittelijan johonkin tarkoitukseen valitsemaa
teräslaatua tasaisena. Tähän tarkoitukseen ne sopivat
hyvin. Mutta suunnittelijan on kai perustettava laadun-
valintansa etupäässä käyttöoloissa saatuihin kokemuksiin.

Fil. maist. Matti Suila, Oy Vuoksenniska Ab, Helsinki:

»Lienee syytä korostaa, että likimain kaikkia ja ainakin
kaikkia tavallisimpia käyttötarkoituksia varten voidaan
valmistaa terästä, jolla on täysin tyydyttävät ominaisuu-
det vanhennettuna. Aivan eri asia on kuitenkin se, pal-
jonko tällainen teräs maksaa. Mahdollisimman halvan ja
samalla kestäväen rakenteen kannalta on sen takia tärkeää,
että konstruktiiviset heikkoudet on eliminoitu pois ja että
suunnittelija ehdottomasti ilmoittaa teräksen valmista-
jalle ne teknilliset vähimmäisarvot, jotka teräksellä vaa-
ditaan. Terästehtaiden tehtävänä on vain sen jälkeen
valmistaa mahdollisimman halpaa annettuihin ehtoihin täyt-
tävää terästä. Valitettavasti tästä huolimatta metallurgit
turhaan ovat saaneet odottaa mainittuja tietoja, joita
ilman tuskin kuitenkaan päästään asiassa eteenpäin.»

Päästöhauraudesta

Fil. kand. ESKO MÄKIKYLÄ

Oy. Vuoksenniska Ab, Imatra.

Päästöhaurauksella tarkoitetaan eräiden seostettujen terästen taipumusta muuttua hauraaksi kiderajoilta, jos niitä varsinkin karkaisun jälkeen kuumennetaan riittävän kauvan tietyllä lämpötila-alueella tai jäädytetään riittävän hitaasti tämän alueen ohi. Lämpötila-alue, jossa päästötilahauraus saa alkunsa, on noin 350°—650°C.

Alunperin käytettiin päästöhaurauksesta nimitystä »Kruppkrankheit», koska Kruppilla valmistettiin ja tutkittiin päästöhauraita kromi-nikkeliteräksiä. Siellä tunnettiin nopean jäähtymisen merkitys jo 1890-luvulla (1), ja Houdremont mainitsee (2), että Rittershausen oli vuosina 1911 ja 1912 huomannut molybdenin päästöhaurautta parantavan vaikutuksen; näitä tutkimuksia ei tosin julkaistu.

Ensimmäisen maailmansodan aikana tutkittiin Woolwich Arsenalissa Englannissa hyvin paljon ase-, pansari- y. m. sotatarviketerästen päästöhaurautta (3). Näiden tutkimusten tulokset julkaistiin sodan jälkeen. Vuonna 1919 oli Iron and Steel Institutun syyskokouksessa esitelmäsarja kromi-nikkeliteräksistä. Tässä tilaisuudessa Monypenny ilmoitti tutkineensa päästöhaurautta teräksen iskutitkeyttä eri lämpötiloissa (3, 4). Muutamaa vuotta myöhemmin (v. 1925) ilmestyi Woolwich Arsenalin Greaves'in ja Jones'in tutkimus samasta asiasta (5).

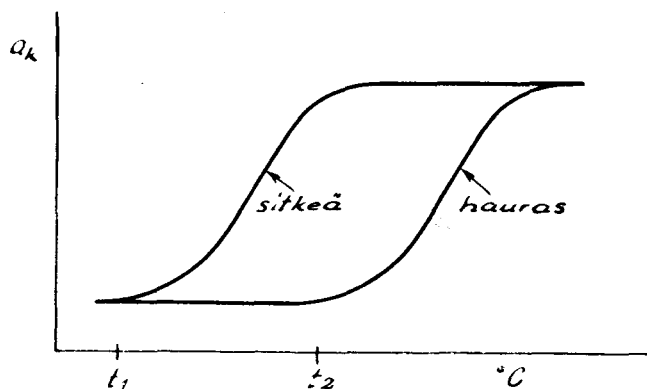
Päästöhaurauksen vaikutusta teräksen muihin ominaisuuksiin kuin iskutitkeyteen tutkittiin eri tahoilla 20- ja 30-luvulla. Staattisen vetokokeen suppeuma joissakin tapauksissa pieneni päästöhaurauksen vaikutuksesta (3, vrt. 6). Muihin teräksen ominaisuuksiin päästöhaurauksella tuskin havaittiin olevan vaikutusta. Iskutitkeyskoe jäi ainoaksi kriteeriksi.

Ennen toista maailmansotaa, pidettiin varmana, että päästöhaurautus on erkanemisilmiö, mutta epävarmaa oli, mikä erkanee (2).

Huolimatta Monypennyn, Greavesin ja Jonesin havainnoista suoritettiin päästöhaurauksen tutkimiseksi tehdyt iskutitkeyskokeet melkein yksinomaan huoneenlämpötilassa aina toisen maailmansodan loppuun asti (7, 8). Päästöhaurauksen mittana käytettiin sitä iskutitkeyden pienenemistä, mikä aiheutuu päästön jälkeisestä hitaasta jäähtymisestä, kun iskutitkeyskokeet suoritetaan yhdessä ja samassa lämpötilassa. Tämä pieneneminen ilmoitettiin prosentteina tai kahden iskutitkeysarvon suhteena. Näin mitattu päästöhaurauttaipumus riippuu kumminkin oleellisesti siitä, mikä on nopeasti jäädytetyn teräksen, siis sitkeän tilan, haurastumislämpötilan (transitiolämpötilan) asema kokeiden suorituslämpötilaan verrattuna t.s. siitä, onko kuvassa 1 +20° esimerkiksi kohdassa t_1 vai t_2 . Edellisessä tapauksessa on tällainen päästöhaurautuskoe negatiivinen jälkimmäisessä vahvasti positiivinen.

Ranskalaiset Jolivet ja Vidal saattoivat päästöhaurautustutkimuksen varmemmalle pohjalle artikkelillaan Revue de Métallurgissa v. 1944 (5). He osoittivat aikai-

semman päästöhaurauksen mittaustavan olevan mieltävaltaisen ja huomauttivat, että päästöhaurautus teräs ei ole haurautta kaikissa lämpötiloissa, vaan ainoastaan tiettyä lämpötilaa kylmempänä, niinkuin teräkset yleensäkin. Päästöhaurautta teräksen haurastumislämpötila vain on korkeampi kuin saman teräksen haurastumislämpötila vastaavassa sitkeässä tilassa. Tämän mukaan on jonkin lämpökäsittelyn aiheuttaman päästöhaurauksen mittana parempi pitää tämän lämpökäsittelyn haurastumislämpötilaan aiheuttamaa muutosta.



Hollomon Watertown Arsenalista USA:sta suoritti tältä pohjalta ennen vuotta 1945 tehtyjen päästöhaurautustutkimusten kriittisen tarkastelun ja uudelleen arvioinnin. Se julkaistiin vuoden 1946 Transactions of ASM:ssä (3).

Näin aloitettiin päästöhaurautustutkimukset uudelta pohjalta. Kuluneina vajaan kymmenenä vuotena on taas ehditty julkaista runsaasti uusia tutkimuksia. Woodfine teki näistä uusista tutkimuksista kriittillisen yhteenvedon viime vuonna (5). Sen jälkeenkin on jo ehtinyt ilmestyä useita tutkimuksia. Päästöhaurauksen salaperäisyys tuntuu ärsyttävän tutkijoita ehkä siksi, että probleeman ratkaisu on kätkeytyä niin monimutkaiseen labyrinttiin.

Lämpötila-alueella 350—650°C tapahtuu tai voi tapahtua paljon muitakin asioita kuin päästöhaurautuminen, jotka vaikuttavat haurastumislämpötilaan:

- Teräksen pehmeneminen päästön vaikutuksesta parantaa sitkeysominaisuuksia, alentaa haurastumislämpötilaa.
- Haurastumislämpötila riippuu mikrorakenteesta. (Päästetyllä martensiitilla on matalia haurastumislämpötila ja perliitillä korkein (8, 9). Karkearakeisen teräksen haurastumislämpötila on korkeampi kuin hienorakeisen (10). A_1 -lämpötilan alapuolella tapahtuva ferriittikiteiden kasvukin nostaa haurastumislämpötilaa (11). Jäännössiiteeniin muuttuminen päästön aikana ja jälkeen ei sekään ole vaille vaikutusta (12).)

Päästöhaurauten puhdasviljely tuottaa vakavia vaikeuksia kokeiden suunnittelijalle. Kaikki tunnetut haurastumislämpötilan muutokset on ensiksi huolellisesti eliminoitava. Jäljellejääviä salaperäisiä muutoksia voi hän sitten ryhtyä tutkimaan päästöhaurautena.

Mitä sitten tällä hetkellä tiedetään tästä metallografian tuntemattomasta? Väliaikatiedot — pääasiassa Woodfinen mukaan — ovat seuraavat:

Itse probleeman määrittely on hiukan erilainen eri puolilla Atlantin valtamerta. Amerikassa ajatellaan haurastumislämpötilan muutoksen olevan ainoan kriteerin. Englantilaiset sen sijaan muistavat aina vetää esiin kiteidenvälisen murtuman oleellisena arvosteluperusteena. (Orowan, joka erityisesti on korostanut kiteidenvälisen murtuman merkitystä, on tosin itse siirtynyt Bostoniin.) Päästöhaurauten mittana käytetään kokeensuorituslämpötila-iskusitkeysikäyrissä havaittavaa haurastumislämpötilan muutosta. Päästöhaurautta siis mitataan Celsius-asteissa, harvemmin Fahrenheit-asteissa. Onko havaittu muutos todella päästöhaurauten aiheuttama riippuu ainakin englantilaisten mukaan siitä, onko murtuma haurastumislämpötilan alapuolella kiteidenvälinen.

Jolivet'n ja Vidal'in artikkelin jälkeen ovat haurastumislämpötilan muutokset vallanneet kokonaan tutkijain huomion. Kysymys, onko sitkeän ja hauraan tilan iskusitkeydessä eroa transitiolämpötilan yläpuolella, on jäänyt syrjään. Erään uuden tutkimuksen mukaan tosin teräksellä C = 0.39 %, Mn = 0.79 %, Cr = 0.77 %, Ni = 1.26 % sitkeän tilan iskusitkeys transitiolämpötilan yläpuolella on pysyvästi vähän suurempi kuin päästöhauraan tilan. Eräistä muista teräksistä on ilmoitettu, että tällaista eroa ei ole havaittu (13, 6).

Iskusitkeys-koe on edelleen miltei ainoa mekaaninen koemenetelmä päästöhauraututkimuksissa. Sen ohella on staattisen vetokokeen suppeumaa ja murtopinnan ulkonäköä tutkittu jonkin verran (6). Erään tutkimuksen mukaan on sitkeän ja päästöhauraan tilan välinen ero havaittu mikrokovuusmittauksien tuloksia lähemmin analysoimalla (14).

Päästöhauraaksi muuttuneen teräksen kiderajat (onko kysymyksessä alkuperäisten austeniittikiteiden rajat vai ferriittikiteiden rajat, siitä vielä keskustellaan) syöpyvät ainakin Watertown Arsenalissa keksityllä pikriinihappo-eetteri-vesiliuoksella, johon on lisätty sopivaa pinta-aktiivista ainetta, esim. zephirolia (Bayer) eli zephirokloridia (Winthrop Chemical Co) tai cetyltrimetylammoniumbromidia — CTAB. Saman teräksen sitkeän muodon kiderajat eivät syövy ainakaan yhtä paljon (15, 16, 17). Syövytysmenetelmän tulokset ovat sen verran epävarmoja, ettei sitä voida pitää yleispätevänä päästöhaurauten kriteerinä. Pikriinihapposyövytys ei paljasta mitään uutta faasia kiderajoilla. Murtuminen haurastumislämpötilan alapuolella näyttää kulkevan pitkin näitä syöpymiselle alttiita kiderajoja (18).

Röntgentutkimuksella saataneen hauraan ja sitkeän tilan ero näkyviin (5, 14).

Lämpötila-alueen, jolla päästöhaurautus syntyy, alaraja on 350°C:n vaiheilla. Päästöhaurautusilmion syiden selvittämisen kannalta tärkeä kysymys päästöhaurautumislämpötila-alueen ylärajasta kaippaa vielä huolellisia tutkimuksia. Ainakin muutamilla teräksillä on tämä raja 630°C:ssa asti (5, 17) mahdollisesti korkeammallakin A₁-lämpötilan alapuolella. Nopeimmin päästöhaurautuminen tapahtuu lämpötila-alueella 500—550°C. Nopein lämpötila voi riippua teräksen kokoomuksesta. Mitä etäämmälle kuumemmalle tai kylmemmälle puolelle tästä lämpötilasta siirrytään, sitä hitaammin päästöhaur-

rastuminen tapahtuu (19, 20). Hyvin pitkät kuumennusajat näyttävät vähentävän päästöhaurautta (21).

Päästöhauras teräs saadaan jälleen sitkeäksi, siis transitiolämpötila alenemaan, jos terästä kuumennetaan jonkin aikaa lähellä A₁-lämpötilaa (650°C), ja näin käsitelty teräs uudelleen hauraaksi hitaasti jäädyttämällä tai kuumentamalla isotermissesti noin 500°C:n lämpötilassa. Hyvin pitkä-aikainen kuumennus 650°C:ssa haurastuttaa terästä, johtuuko tämä päästöhaurautesta vai ferriittikiteiden kasvusta, on eri asia (5, 21).

Jos terästä on kuumennettu jossakin lämpötilassa kriittisellä alueella ja sen jälkeen kuumennetaan uudelleen tällä alueella jossakin toisessa lämpötilassa määräytyy hauraus etupäässä jälkimmäisen hehkutuksen mukaan. Isotermitiset päästöhaurautuskäsittelyt eivät siis ole ilman muuta yhteenlaskettavia (17, 22).

Päästöhaurautus ei ole vain päästetyn martensiitin ominaisuus. Ferriittiselläkin teräksellä on päästöhaurautensa, tosin vähäisempi kuin päästetyllä martensiitillä (9):

Mitkä teräkset sitten tulevat päästöhauraiksi, ja mikä on teräksen kemiallisen kokoomuksen osuus?

Mangani, kromi ja nikkeli ovat vaaralliset seosaineet. Mangani ja kromi tekevät yksinäänkin teräksen taipuvaiseksi päästöhaurautteen. Puhtaat nikkeliteräkset ehkä eivät ole tai ovat vain hyvin vähän päästöhauraita (17), ainakaan ne eivät ole likimainkaan niin alttiita kuin mangani- ja kromiteräkset. Yhdessä manganin ja kromin kanssa nikkeli kyllä lisää päästöhaurautta (5). Tehokkain on manganin vaikutus ja kromi on toisella sijalla (23, 24).

Molybdeni näyttää vähentävän päästöhaurautta, jos sitä on mukana vain muutamia kymmenesosaprosentteja (24). Puhdas 2 % molybdeniteräs on havaittu päästöhaurautteen taipuvaksi (5).

Vuosisadan alussa oli wolframilla havaittu olevan sama vaikutus kuin molybdenilläkin (2). Myöhempiä tietoja ei ole, paitsi että 3.8 % wolframia ja vähän mangania sisältänyt teräs oli altis päästöhaurautelle (5).

Vanadiinistakin on niukasti tietoja. Näyttää lisäävän taipumusta.

Titaani ei ainakaan estä päästöhaurautta ei myöskään zirkoniumi; titaani päinvastoin näyttää lisäävän. (25). Alumiini ehkä lisää päästöhaurautta (25).

Fosfori on kauan ollut päästöhaurauten aiheuttamisesta syytettyjen joukossa. Sehän jo sinänsä nostaa haurastumislämpötilaa ja on vielä osoittautunut päästöhaurauttakin tehostavaksi seosaineeksi. Puhtaat nikkeliteräksetkin tulevat päästöhauraiksi, jos niissä on runsaasti fosforia (17). Toisaalta teräs voi olla päästöhaurasta, vaikka fosforipitoisuus olisi vähäinenskin (0.001 %) (5).

Typeä on monesti epäilty päästöhaurauten aiheuttajaksi, mutta lienee se myöhemmin saanut alibin, koska titaani ja alumiini, jotka sitovat typeä, eivät suinkaan vähennä päästöhaurautta. Typen osuus on kumminkin vielä aikalailta epäselvä.

Entä sitten teräkset, joita ei ole tahallisesti seostettu millään edellämmainituista seosaineista t.s. hiiliteräkset?

Hiiliteräksillä ei ole katsottu olevan taipumusta päästöhaurautteen ennenkuin amerikkalaiset Jaffe ja Buffum (Watertown Arsenalista) vuonna 1948 esittivät väitteen, että juuri hiiliteräkset ne ovatkin päästöhauraita, vieläpä niin vahvasti, että nopeallakaan jäädytyksellä ei voida haurastumista estää. Seosaineet hidastavat haurastumista, mutta seostetuissa teräksissä haurastuminen havaitaan siksi, että niille saadaan aikaan vertailukohdaksi myös sitkeä tila (26). Jaffe ja Buffum perustelivat

väitetään sillä, että nopeasti jäähdytetyn hiiliteräksen haurastumislämpötila on jo ylempi kuin nopeasti jäähdytettyjen seostettujen terästen. Heidän koetuloksensa osoittivat lisäksi, että 455°C 50 tuntia kuumennetun hiiliteräksen SAE 1045 ja vastaavan käsittelyn ja saman kovuisen kromi-nikkeliteräksen SAE 3140 haurastumislämpötilat olivat samat: hiiliteräksellä sitkeänä —85°C ja hauraana —60°C, seostetulla sitkeänä —115°C ja hauraana —55°C. Eräät muut amerikkalaiset ovat myöhemmin tukeneet Jaffen ja Buffumin teoriaa (12, 27). Englantilaiset Entwisle, Smith ja Woodfine ovat esittäneet vastaväitteitä seuraavasti (5, 28): Hiiliterästen murtuma haurastumislämpötilan alapuolella ei ole kiteidenvälinen, vaan transkristalliininen lohkomurtuma. Ferriittiin liuvunut nikkeli alentaa haurastumislämpötilaa, joten Jaffen ja Buffumin terästen sitkeiden tilojen haurastumislämpötilain ero ei johdu hiiliterästen automaattisesta päästöhauraudesta. Lisäksi englantilaiset huomauttivat, että Jaffen ja Buffumin hiiliteräs SAE 1045 sisälsi 0.81 % magnania ja oli senvuoksi lievästi päästöhauras: 85°—60° = 25°.

Hiilen vaikutuksesta seostetuissa teräksissä tarjoaa kirjallisuus hajanaisia tietoja. Jolivet ja Vidal mainitsevat, että hiilipitoisuuden aleneminen eräässä Cr-teräksessä 0.22 %:sta 0.07 %:iin vähensi päästöhaurautta. Buffumin, Jaffen ja Clancyn mukaan teräs C = 0.003 %, Cr = 0.6 %, Ni = 1.5 %, P = 0.003 % ja N₂ = 0.0004 % ei ollut päästöhauras.

Monia teorioita päästöhaurauksen selittämiseksi on esitetty. Eniten kannatusta on saanut vanha presipitaattiteoria, vaikkakaan ei ole voitu osoittaa, mikä faasi kiderajoille muodostuu. Päinvastoin mikrokuvat osoittavat, että mitään uutta faasia ei kiderajoilla ole nähtävissä. Pikriinihapposyövytys tuo näkyviin vain tyhjiä kuoppia tai rakoja.

Toinen McLeanin ja Northcottin (29) teoria esittää, että kiderajoille suotautuu atomeja, jotka ovat olleet liuvenneena ferriittiin. Nämä atomit pienentävät kiteiden välistä kohesiota muodostamatta mitään uutta faasia kiderajoille.

Jotakin tapahtuu kiderajoilla, se on varmaa, mutta mitä siellä tapahtuu, ei ole vielä ollenkaan selvää. Joka tapauksessa asian seurauksena on kiteidenvälinen haurastuminen.

Professori Miekko-ojan tässä numerossa esittämää Orowanin haurasmurtumateoriaa (30) voidaan soveltaa päästöhaurautteenkin kokonaiskuvan saamiseksi eri murtumistavoista. Silloin on (30):n kuvaan N:o 3 hauraslujuutta kuvaavaan viivan lisäksi vedettävä toinen likimain vaakasuora viiva esittämään kiteidenvälistä lujuutta. Päästöhaurauksen vaikutuksesta tämä kiteidenvälinen hauraslujuus laskee tavallisen hauraslujuuden alapuolelle ja tuloksena on tietyn vähäisen deformation jälkeen kiteidenvälinen haurasmurtuma (31, 32, 17).

Vaikka päästöhaurautsilmiössä onkin vielä paljon selvittämättömiä kysymyksiä, voidaan sentään siitä vähästä, mitä jo tiedetään saada muutamia hyödyllisiä ohjeita käytäntöä varten (33).

Kun teräkselle on saatava samanaikaisesti mahdollisimman paljon lujuutta ja sitkeyttä otetaan avuksi nuorrutus. Päästetyllä martensiitillähan on samankovuisista rakennemuodoista parhaimmat sitkeysominaisuudet, alin haurastumislämpötila. Jos kysymyksessä ei ole aivat ohuet kappaleet, saadaan kappale kokonaan martensiitiksi vain, jos sen valmistukseen on käytetty seostettua terästä. Ja silloin joudutaan sitkeyspeyrkimyksissä päästöhaurauksen vastatuuleen.

Jos teräs joutuu rasituksille alttiiksi huoneenlämpötilassa tai sitä lämpimämpänä, kohdataan tavallisia päästöaikoja noudatettaessa vain harvoin päästöhaurauksen vuoksi vakavia vaikeuksia. Päästöhauras ei esim. näytä vaikuttavan väsymiskestävyyteen (34). Toisin on asia, jos teräs joutuu iskurasituksille alttiiksi pakkasessa. Varsinkin, jos dimensio on niin suuri, että nopea jäähdytys on mahdoton, pääsee päästöhauras näyttelemään ratkaisevaa osaa, esimerkkinä panssarit.

Päästöhaurautta vastaan juonia punottaessa on parhaana valttina ilmiön hitaus. Muita keinoja ovat molybdeniseostus sekä fosforipitoisuuden ja raekoon pitäminen pienenä.

Nuorrutuksessa on pyrittävä mahdollisimman lyhyeen päästöaikaan ja mahdollisimman korkeaan päästölämpötilaan. Harkittaessa kysymystä, onko nuorrutus suoritettava ennen vai jälkeen koneistuksen, on muistettava, että tehokkaalla jäähdytyksellä saadaan paksussakin kappaleessa sentään pintakerros sitkeäksi, mutta, jos tämä koneistetaan pois lämpökäsittelyn jälkeen, voi kriittisen ohennuksen tai loven kohdalle jäädä pintaan päästöhauras aine.

Jo yli 50 vuotta jatkunut kiinnostus päästöhaurautteen ei varsinkaan ase- ja panssariteollisuuden piirissä ole ollut vain akateemista. Ilmiöllä on käytännöllinen merkityksensä. Kokeellista tutkimusta valitettavasti vaikeuttaa tavattomasti päästöhaurauksen piiloutuminen monien muiden haurastumislämpötilaan vaikuttavien tekijäin joukkoon. On lisäksi epävarmaa, voiko päästöhaurauksen aiheuttajan tai aiheuttajain selville saaminen joskus myös ohjata tutkimusta täysin ei-päästöhauraiden terästen valmistamiseen.

S u m m a r y

By temper brittleness is meant a tendency of some alloy steels to get brittle when after hardening, they are cooled slowly over the temperature range 650—350°C or heated a longer time between these temperatures. The embrittlement is measured by the change in the transition temperature of the impact strength. Below the transition temperature temper brittle steel fractures along the grain boundaries.

Until the end of the second Great War temper brittleness was measured by the change in the results of impact tests made in room temperature only. Jolivet and Vidal pointed out (1944) that this method was unreliable and the results depended on the relation of the transition temperature of the unembrittled steel to the testing temperature. Since then metallurgists have been interested mainly in the changes of transition temperatures when studying temper brittleness.

The embrittlement caused by temper brittleness is most rapid between the temperatures 500—550°C and becomes slower outside this range.

The temper brittle grain boundaries can be revealed by etching with picric acid containing a surface active compound.

In the opinion of most metallurgists, plain carbon steels are not susceptible to temper brittleness. Chromium and manganese steels as well as chromium-nickel steels are notoriously temper brittle. Phosphorus has a bad name too. Nitrogen has been thought to be a cause of temper brittleness, but in fact its effect seems to be rather uncertain because titanium, which combines with nitrogen, does not lessen the susceptibility.

Several theories have been evolved to explain temper brittleness but only two in the last few years have attracted attention:

- Temper brittleness is caused by a precipitate in the grain boundaries. The nature of the new phase is uncertain.
- Temper brittleness is caused by segregation of atoms to the grain boundaries without forming a new phase.

Research in temper brittleness encounters great difficulties because the phenomenon is well hidden among other transformations which effect a change in transition temperature.

At the end of the article some practical rules for avoiding temper brittleness are given.

Kirjallisuushuettelo

- (1) *Bengt Palmgren*: Jernkontorets Annaler 1928, s. 21.
- (2) *Eduard Houdremont*: Handbuch der Sonderstahlkunde
- (3) *John H. Hollomon*: Transactions of ASM vol. 36, 1946, s. 473—542.
- (4) *Schottky's Stahl und Eisen* 1921 I, s. 517.
- (5) *B. C. Woodfine's Journal of The Iron and Steel Institute* vol. 173, 1953, s. 229—240.
- (6) *E. F. Bailey ja J. A. Kies*: 22:en liittyvä keskustelu, Transactions of ASM vol. 45, 1953, s. 736—740.
- (7) *Eduard Maurer, Otto Heinz Wilms ja Heinz Kiessler*: Stahl und Eisen 1942, s. 81—89 ja s. 115—121.
- (8) *W. S. Pellini ja B. R. Queneau*: Transactions of ASM vol. 39, 1947, s. 139—161.
- (9) *D. C. Buffum ja L. D. Jaffe*: Journal of Metals vol. 5, 1953, s. 1373—1374.
- (10) *L. D. Jaffe, F. L. Carr ja D. C. Buffum*: Journal of Metals vol. 5, 1953, s. 1147—1148.
- (11) *J. M. Hodge, R. D. Manning ja H. M. Reichhold*: Journal of Metals vol. 1, 1949, s. 233—241.
- (12) *J. W. Spretnak ja Rudolf Speiser*: Transactions of ASM vol. 43, 1951, s. 734—758.
- (13) *Frank L. Carr, Manuel Goldman, Leonard D. Jaffe ja Donald C. Buffum*: Transactions of ASM vol. 45, 1953, s. 710—724.
- (14) *Pierre A. Jacquet ja Adrienne R. Weill*: Kirjassa William M. Murray: Fatigue and fracture of metals, The Massachusetts Institute of Technology 1952, s. 168—181.
- (15) *J. B. Cohen, A. Hurlich ja M. Jacobsson*: Transactions of ASM vol. 39, 1947, s. 109—138.
- (16) *Walter Eilender ja Robert Mintrop*: Stahl und Eisen 1951, s. 1264—1266.
- (17) *B. C. Woodfine*: Journal of The Iron and Steel Institute vol. 173, 1953, s. 240—255.
- (18) *A. R. Entwistle*: Journal of The Iron and Steel Institute vol. 169, 1951, s. 36—38.
- (19) *W. S. Pellini ja B. R. Queneau*: Transactions of ASM vol. 39, 1947, s. 139—161.
- (20) *Leonard D. Jaffe ja Donald C. Buffum*: Transactions of ASM vol. 42, 1950, s. 604—618.
- (21) *L. D. Jaffe ja D. C. Buffum*: Revue de Métallurgie 1951 s. 609—612.
- (22) *L. D. Jaffe, D. C. Buffum ja F. L. Carr*: Transactions of ASM vol. 45, 1953, s. 725—739.
- (23) *S. A. Herres ja A. R. Elsea*: Journal of Metals 1949, s. 366—370.
- (24) *A. P. Taber, J. F. Thorlin ja J. F. Wallace*: Transactions of ASM vol. 42, 1950, s. 1033—1056.
- (25) *S. A. Herres ja C. H. Lovig*: Transactions of ASM vol. 40, 1948, s. 775—812.
- (26) *Leonard D. Jaffe ja Donald C. Buffum*: Metals Technology 1948 II, TP no 2480.
- (27) *Joseph F. Libsch, Arthur E. Powers ja Gopalkrishna Bhat*: Transactions of ASM vol. 44, 1952, s. 1058—1075.
- (28) *A. R. Entwistle ja G. C. Smith*: 12:en liittyvä keskustelu Transaction of ASM vol. 43, 1948, s. 751—753.
- (29) *D. McLean ja L. Northcott*: Journal of The Iron and Steel Institute vol. 158, 1948, s. 169—185.
- (30) Professori Miekko-ojan esitelmä Vuorimiesyhdistyksen Metallurgijaoksen kokouksessa 6.11.1953, Vuoriteollisuus — Bergshanteringen 1954 N:o 1.
- (31) *E. Orowan*: Reports on progress in physics vol. 12, 1948—49, s. 185—232.
- (32) *Egon Orowan*: Kirjassa William M. Murray: Fatigue and fracture of metals, The Massachusetts Institute of Technology 1952, s. 139—167.
- (33) *Leonard D. Jaffe*: Steel vol. 125 II, 1940 syysk. 21, s. 86—89 ja 114.
- (34) *R. D. Chapman ja W. E. Jominy*: Transaction of ASM vol. 45, 1953, s. 710—724.

Lisäksi tohtori M. G. Snellmanin julkaisematon kirjallisuustutkimus päästöauraudesta (1949 — Oy Vuokseniska Ab:n Imatran Rautatehtaan arkistossa).

Haurastusilmiöitä ruostumattomissa ja kuumankestävissä kromiteräksissä

Dipl. ins. SAKARI HEISKANEN

Sandvikens Jernverks Aktiebolag, Sandviken, Ruotsi.

Haurasmurtuman syntyminen ja eteneminen niukkahiilissä seostamattomissa teräksissä on nykyään sängen kiintoisa ja tärkeä kysymys, niin käytännölliseltä kuin tieteelliseltä kannalta katsottuna. Haurastuminen on kuitenkin ilmiö, joka esiintyy lähes kaikissa tekniikan alalla käytetyissä teräksissä, jos niitä käsitellään sopimattomalla tavalla. Myöskin ruostumattomissa ja kuumankestävissä kromiteräksissä esiintyy haurastusilmiöitä, vieläpä useampia tyyppisiä, ja on niin ollen tärkeätä sekä näiden aineiden valmistajille että käyttäjille tuntea näiden haurastusilmiöiden syntyminen ja miten ne mahdollisimman hyvin voidaan välttää. Seuraavassa pyrin luomaan katsauksen korkeakromipitoisten terästen haurastumistaipumuksiin. En kuitenkaan aio esittää täydellistä kirjallisuuskatsausta kysymyksessä olevasta aiheesta, sellaisen on äskettäin julkaissut H. Thielsch (1)* vaan tarkoitukseni on ainoastaan kvalitatiivisesti ja lähinnä käytännön kannalta kuvata näitä ilmiöitä. Thielsch'in julkaisema artikkeli on ollut suureksi avuksi nyt esitettävän katsauksen laatimisessa.

Haurastusilmiöt voidaan jaoitella seuraaviin neljään luokkaan.

Kromipitoisuus sellaisenaan, jos se ylittää määrätyn rajan, pyrkii lisäämään teräksen lovihaurastaipumusta, korottaa transitiolämpötilaa iskukokeen yhteydessä ja alentaa saavutettuja maksimi-iskusitkeysarvoja. Toiseksi korkeakromipitoisissa teräksissä voi erinäisissä olosuhteissa esiintyä metallien välinen yhdistys, niin sanottu sigmafaasi, joka on omiaan niinkään tekemään aineen hauraaksi. Jos korkeakromipitoisia teräksiä hehkutetaan 475...500° C:ssa, esiintyy haurastusilmiö, jota kirjallisuudessa tavallisemmin nimitetään »475°-» tai »500°-haurauksiksi». Näiden haurastusilmiöiden lisäksi esiintyy korkeakromipitoisissa teräksissä vielä neljäskin haurastusilmiö, jota voidaan kutsua haurastumiseksi korkeissa lämpötiloissa. Jos näitä teräksiä nimittäin hehkutetaan yli 950° C lämpötiloissa, tulevat ne enemmän tai vähemmän hauraiksi. Seuraavassa tarkastellaan näitä kromiteräksille tyypillisiä haurastusilmiöitä.

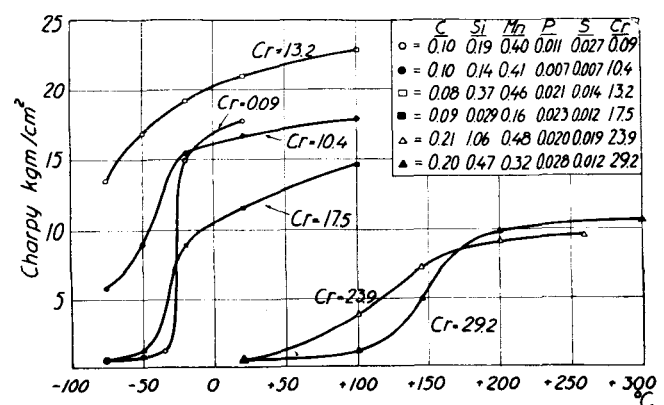
1. Lovihaurastaipumus.

Jos niukkahiilisiä kromiteräksiä, joilla on eri kromipitoisuudet, lämpökäsitellään niin, että niille saadaan paras mahdollinen iskusitkeys ja se määrätään eri lämpötiloissa, saadaan kuvan 1 esittämiä käyriä. Jos kromipitoisuus on alle 13—14 %, on teräksen transitiolämpötila vieläpä matalampi ja iskusitkeys parempi kuin seostamattomalla niukkahiiliselä teräksellä. Teräksellä, jonka kromipitoisuus on 17,5 %, on jo korkeampi transitiolämpötila ja myös matalampi maksimi-iskusitkeys kuin edellämainituilla teräksillä. Jos kromipitoisuus on yli

20 %, on iskusitkeys sängen huono huoneenlämpötilassa, transitiolämpötila on niin korkea kuin 100...150° C ja vieläpä noin 300°:ssa saavutettu maksimi-arvo on ainoastaan noin puolet 12 % kromiteräksen iskusitkeydestä. Hochmann (2) on tutkinut iskusitkeyden riippuvaisuutta koelämpötilasta 25 ja 30 %:ssa kromiteräksissä, joilla on matalat C-, Si- ja Mn-pitoisuudet. Jos nämä seokset sulatettiin ja valettiin vakumissa, saatiin hyviä iskusitkeysarvoja ja transitiolämpötila oli niin matala kuin -30...-40° C. Jos sulatus ja valu sitävastoin tapahtuivat ilma-atmosfäärissä, saatiin transitiolämpötilaksi noin +150° C ja saavutetut maksimi-arvot olivat ainoastaan noin puolet vakumissa sulatetun materiaalin vastavista arvoista.

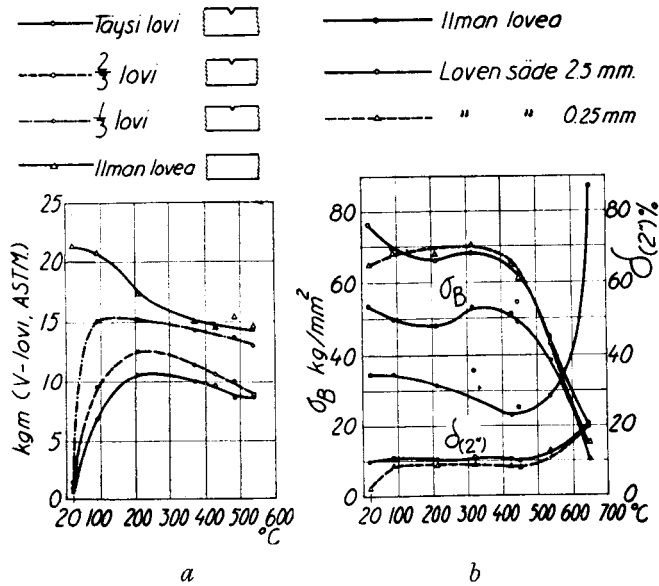
Loven syvyyden vaikutus iskusitkeysarvoihin eri koelämpötiloissa 27 % kromiteräkselle esitetään kuvassa 2a (3). Kokolovella varustettu koessaiuva valmistettiin amerikkalaisen normin, ASTM E23—41C mukaan ja V-muotoisen loven syvyys oli 2 mm. Koesauvat 2/3-lovella valmistettiin samalla tavalla, mutta lovipuolelta poistettiin ainetta 1/3 loven syvyydestä. Samalla tavoin valmistettiin koesauvoja, joilla oli ainoastaan 1/3 lovesta jäljellä. Loveamattomista koesauvoista poistettiin koko loven syvyys. Koesauvojen poikkileikkaus loven kohdalta oli kaikissa tapauksissa 8×10 mm. Kuten käy ilmi kuvasta 2a, on loveamattomilla sauvoilla saatu iskusitkeys erinomaisen hyvä myöskin huoneenlämpötilassa, mutta alenee loven syvyyden kasvaessa. Transitiolämpötila lovetuille koesauvoille on noin +150° C.

Lovella ja sen säteellä on myöskin suuri vaikutus murtolujuuteen ja myötymään vetokokeissa, mikä käy ilmi

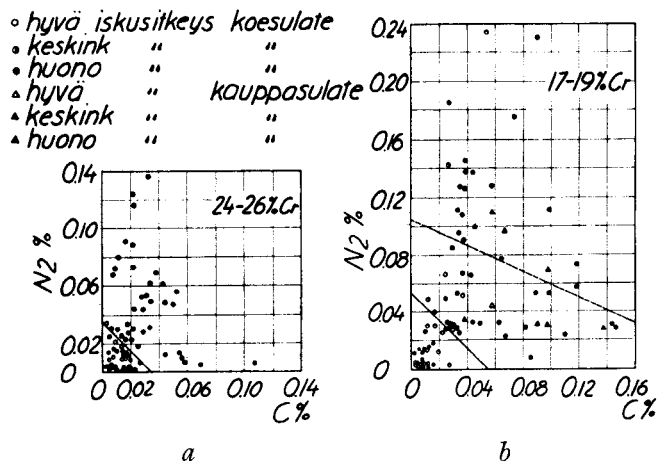


Kuva 1. Iskusitkeys — lämpökäyriä kromiteräksille (S.J.A.B.).

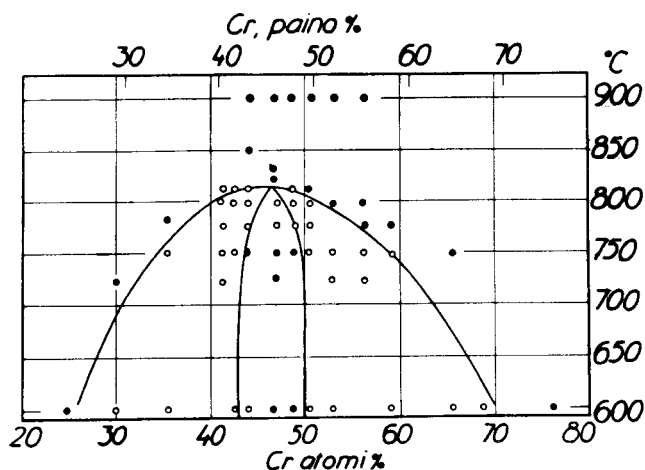
* Suluissa olevat numerot viittaavat lopussa olevaan kirjallisuuluetteloon.



Kuvat 2 a ja 2 b. Loven vaikutus isku- ja vetokokeessa 27 %:ssa kromiteräksessä (3).



Kuvat 3 a ja 3 b. Hiili- ja typpipitoisuuden vaikutus Fe Cr-seosten iskusitkeyteen. (4)



Kuva 4. Sigmafasiin esiintyminen Fe-Cr-seoksissa (5)

kuvasta 2b (3). Lovetuilla koesauvoilla saavutettiin korkeampi murtolujuus ja huonompi myötymä kuin loveamattomilla koesauvoilla. Kuormitus on kussakin tapauksessa laskettu koesauvan alkuperäiselle poikkileikkauspinta-alalle. Lovivaikutus on selvempi, jos loven säde on pieni. Lovi estää paikallisen kuroutuman muodostumisen vetokokeen aikana ja koesauva voi silloin kestää korkeamman kuormituksen ennenkuin se katkeaa.

Binder ja Spindelov (4) ovat osoittaneet, että hiili- ja typpipitoisuudella on sekä laboratoriosulatteissa että kaupallisesti valmistetuissa kromiteräksissä suuri vaikutus sitkeyteen. Jos hiili- ja typpipitoisuuksien summa on pieni, saadaan sitkeä murtuma huoneenlämpötilassa tehdyissä iskukokeissa, mutta jos se ylittää määrätyn rajan (noin 0,05 % 17...19 % Cr-teräksille ja noin 0,03 % 24...26 % kromiteräksille), murtuu materiaali hauraasti, kuten selviää kuvista 3 a ja 3b.

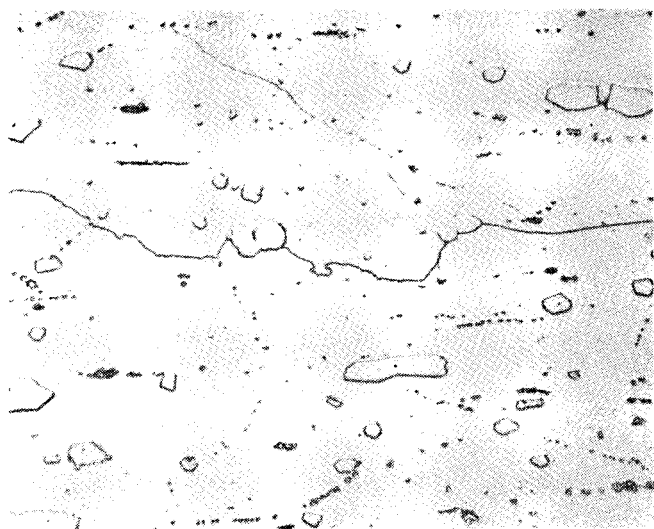
Jos typpipitoisuus sitävastoin on korkeampi kuin noin 0,08...0,10 %, paranevat sitkeysominaisuudet jälleen, kuten ilmenee kuvasta 3b. Koska kauppatärsäksiä on vaikeata valmistaa niin, että hiili- ja typpipitoisuudet ovat riittävän matalat, valmistetaan 25...27 % kromiteräksset tavallisesti niin, että niiden typpipitoisuus on 0,10...0,25 %.

On luultavaa, että ainoastaan se osa teräksen hiili- ja typpipitoisuudesta, joka ei ole sitoutuneena karbiideiksi tai nitriideiksi, vaikuttaa edellä kuvatulla tavalla transioliämpötilaan. Se tosiasia, että aine murtuu sitkeästi huoneenlämpötilassa, jos typpi- ja mahdollisesti myös hiilipitoisuus on korkeampi kuin 0,10 %, voidaan kvalitatiivisesti selvittää kahdella tavalla. Joko näiden seosaineiden taipumus sitoutua nitriideiksi ja karbiideiksi nousee samanaikaisesti niiden pitoisuuksien noustessa taikka sitoutumattomien hiili- ja typpiatomien mahdollisuus tehdä materiaali hauraaksi pienenee, jos kylliksi suuri määrä karbiidi- ja nitriidiosasia muodostuu. Jos kuitenkin karbiidi- tai nitriidierkanemien koko ja jakautuminen on sopimaton, voi materiaali murtua hauraasti iskukokeessa myöskin hiili- ja typpipitoisuuksien ollessa niin korkeat, että erkanemia muodostuu (1).

Jos korkeapitoista terästä on käsitelty kahdella eri tavalla, niin että se on toisen käsittelyn jälkeen karkearakeinen ja toisen jälkeen hienorakeinen, saadaan iskukokeissa karkearakeiselle materiaalille korkeampi transioliämpötila. On ajateltavissa, että tämäkin ilmiö johtuu hiili- ja typpiatomien erilaisesta jakautumisesta teräksessä raesuuruudesta riippuen. Hienorakeisella aineella on huomattavasti enemmän raerajapintaa kuin karkearakeisella aineella ja liuenneet hiili- ja typpiatomit voivat näinollen paremmin sijoittautua raerajoille hienorakeisessa aineessa sillä seurauksella, että ferriitti jää puhtaammaksi. Keskimääräinen difuusioväli rakeen sisältä raerajoille on myös pienempi hienorakeisessa aineessa, mikä sekkin on omiaan tekemään ferriittifaasin puhtaammaksi. Karkearakeisen metallisen materiaalin taipumus hauraaseen murtumaan on varsin tavallinen ilmiö, eikä siis yksinomaan tyypillinen Cr-teräksille.

Hiili- ja typpiatomien osuus korkeakromipitoisten terästen haurastumisessa on toistaiseksi hyvin epätäydellisesti selvitetty, mutta on aihetta olettaa, että ne perusteelliset tutkimukset, joita tällä alalla tehdään niukka-hiilisillä seostamattomilla teräksillä, voivat myöhemmin valaista myöskin tätä kysymystä.

Vaikkakaan kirjallisuudessa ei ole tietoja fosfori- ja happipitoisuuksien vaikutuksesta korkeakromipitoisten terästen haurauteen, on todennäköistä, että ne vaikut-



600 ×

Kuva 5. Kromiteräs (C = 0.20, Si = 1.72, Mn = 0.48, Cr = 23.7 %) pehmeäksi hehkutettuna (825°, 2 h/ilma). Ferriittisessä perusmassassa erisuuria karbiidirakeita (SJAB).

tavat samalla tavalla kuin hiili ja typpi, jos niiden pitoisuudet ylittävät normaalisesti esiintyvät määrät (I).

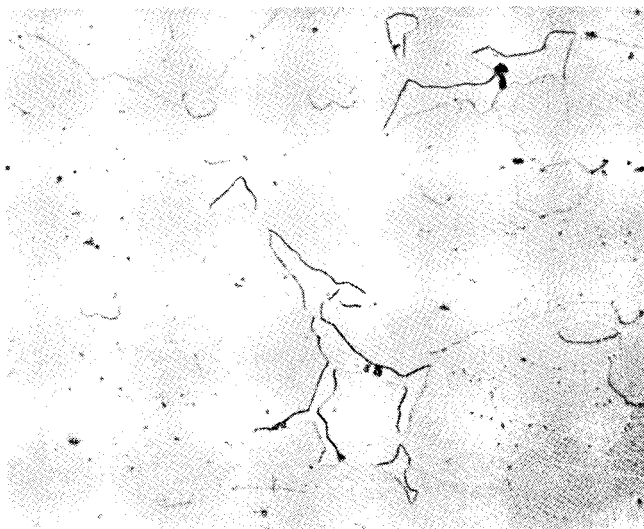
2. Sigmafaasihauraus.

Niinkuin näemme Fe-Cr olotilapiirroksessa kuvassa 4 (5), esiintyy tässä seosainesysteemissä määrättyllä kromipitoisuusalueella metallien välinen yhdistys, jonka kokoomus voidaan merkitä FeCr ja jota myöskin kutsutaan sigmafaasiksi. Kromipitoisuuksien 42 ja 48 % välillä on seos kokonaisuudessaan sigmafaasia. Sensijaan kromipitoisuuden ollessa 17...42 ja 48...70 % ovat teräksen rakenneosina sekä ferriitti että sigmafaasi. Sigmafaasi on kova, hauras ja epämagneettinen rakenneosa. Vaikkakin sigmafaasin kokoomus tavallisimmin merkitään FeCr, vaihtelee se niiden rajojen sisäpuolella, jotka käyvät ilmi olotilapiirroksessa. Sigmafaasi liuottaa myöskin erinäisiä vieraita atomeja.

Kuvissa 5 ja 6 nähdään ferriittisen korkeakromipitoisen teräksen mikrorakenteet lämpökäsiteltynä niin, että struktuuri on sekä vapaa sigmafaasista että toisessa tapauksessa siinä esiintyy sigmafaasia. Myöskin austeniittiset korkeakromipitoiset teräkset voivat olla alttiita sigmafaasin muodostumiselle. Sekä sellaiset tyypilliset ferriittia muodostavat alkuaineet kuten esimerkiksi Si ja Mo sekä myöskin austeniittia muodostavat aineet Ni ja Mn siirtävät sigmafaasin muodostumisaluetta matalampia kromipitoisuuksia kohti ja vaikuttavat myöskin siihen lämpötila-alueeseen, jolla sigmafaasia muodostuu. Sigmafaasi liuottaa nimittäin 10 %:iin asti nikkeliä ja enemmän kuin 35 % mangaania. Ni korottaa myös sigmafaasin esiintymisen lämpötila-alueetta 815° C:sta 925° C:een.

Typellä ei ole mitään vaikutusta sigmafaasin muodostumiseen kromiteräksissä. Jos teräksen hiilipitoisuus on niin korkea, että se ylittää hiilen liukoisuuden ferriittiin, muodostuu kromipitoisia karbiideja ja osa ferriitin kromipitoisuudesta sitoutuu karbiidifaasiin. Sentähden hiilen lisäys vähentää sigmafaasin muodostumistaipumusta ja siirtää faasirajaa korkeampia kromipitoisuuksia kohti. Aineen kylmämuokkaus helpottaa sigmafaasin muodostusta.

Kuten käy ilmi kuvasta 4, riippuu sigmafaasin muodostuminen lämpötilasta. Sigmafaasi liukenee ferriittiin

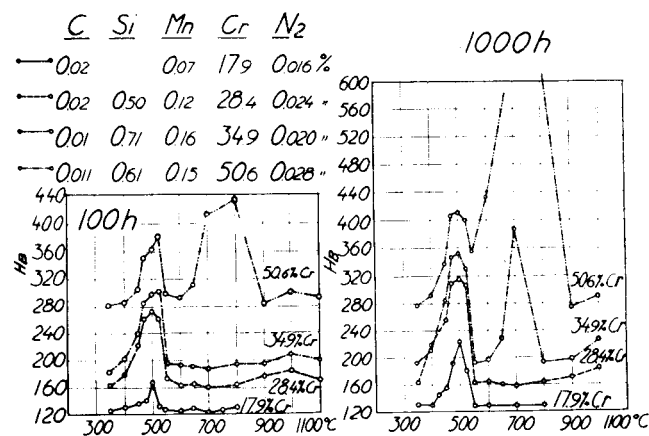


600 ×

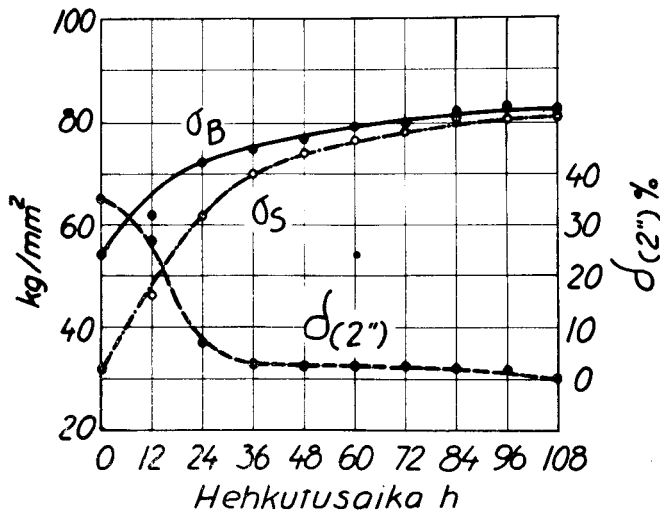
Kuva 6. Edellisessä kuvassa esitetty teräs lämpökäsiteltynä niin (700°, 1000 h/ilma), että sen rakenteeseen on muodostunut sigmafaasia, (vaalea faasi ferriitin raerajoilla). (SJAB).

määrätyn, seoksen kokoomuksesta riippuvan lämpötilan yläpuolella. Sigmafaasi on stabiili myöskin huoneenlämpötilassa, mutta koska rauta ja kromiatomien diffuusionopeus voimakkaasti vähenee lämpötilan laskiessa, tapahtuu sigmafaasin muodostuminen hyvin hitaasti 550° C lämpötilan alapuolella. Heger (3) on todennut sigmafaasin kylmämuokatussa 27 % Cr-Fe-seoksessa hyvin hienojakoisina erkautumina tuhannen tunnin hehkutuksen jälkeen 510° C:ssa.

Sigmafaasin muodostuminen lisää aineen kovuutta ja vähentää sen sitkeyttä. Houdremont (6) osoittaa kuvan 7 esittämällä tavalla, miten sigmafaasin muodostuminen vaikuttaa aineen kovuuteen sadan tunnin ja tuhannen tunnin hehkutuksen jälkeen 600...900° C:ssa. Diagrammista käy selville, että sadan tunnin hehkutuksen jälkeen on sigmafaasia muodostunut ainoastaan seoksessa, jossa on 50,6 % Cr ja muodostuneen sigmafaasin määrä, kovuuslukujen perusteella arvioituna, on korkein hehkutuslämpötilan ollessa 800° C. Tuhannen tunnin hehkutuksen jälkeen on sigmafaasia muodostunut 34,9 % Cr sisältävässä seoksessa ja kovuusmaksimi on saavutettu 700° C:ssa tapahtuneen hehkutuksen yhteydessä.



Kuva 7. Hehkutuslämpötilan ja -ajan vaikutus 50 °-haurauteen ja O-faasierkanemaan, mitkä ilmenevät kovuuden H_B nousuna, Fe-Crseoksissa (6).



Kuva 8. Hehkutusaajan vaikutus 27 %:sen Fe-Cr-seoksen lujuusominaisuuksiin. Hehkutuslämpötila 475°C. (8).

Sigmafaasin muodostuminen, joka pahimmissa tapauksissa tekee materiaalin lasimaisen hauraaksi, voi aiheuttaa hyvin vakavia seurauksia konstruktoiden rakenneosissa. Sellaisiin rakennelmiin, jotka tulevat työskentelemään lämpötiloissa 650 ja 800° C välillä ei niin ollen pidä valita sigmafaasin muodostumiselle altista ainetta.

Joissakin erikoistapauksissa voidaan sigmafaasin muodostumista käyttää myöskin hyväksi, sillä johtuen sigmafaasin kovuudesta, sitä sisältävä aine on hyvin kuluusta kestävä.

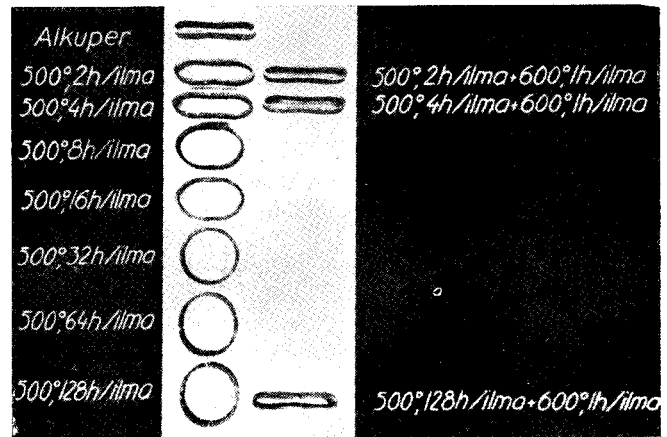
Muodostunut sigmafaasi voidaan poistaa hehkuttamalla materiaalia lämpötilassa, joka on sigmafaasialueen yläpuolella ja antamalla sen tämän jälkeen jäähtyä niin nopeasti, että sigmafaasia ei ehdi uudelleen muodostua jäähtymisen aikana.

3. 500°-hauraus.

Jos Fe-Cr-seoksia, joiden kromipitoisuus on 15 ja 70 % välillä, hehkutetaan pitkäaikojä aikoja 400...500° C:ssa, muuttuu materiaali enemmän tai vähemmän hauraaksi. Tämä haurastumisilmiö on voimakkaimmillaan lämpötila-alueella 475...500° C. Kuva 7 osoittaa myös, miten kovuus kasvaa eri kromiteräksillä, kun niitä on hehkutettu 100 ja 1000 tuntia lämpötiloissa lähellä 500° C. Tämä kovuuden nousu ja samanaikainen aineen haurastuminen tulee voimakkaammaksi Cr-pitoisuuden kasvaessa.

500°-hauraus huonontaa aineen kylmänmuokkausominaisuuksia ja tämä huonontuminen on havaittavissa jo ennen kovuuden nousua. Kuva 8 (8) osoittaa hehkutusaajan vaikutuksen lujuusominaisuuksiin huoneen lämpötilassa 27 % Fe-Cr-seoksessa hehkutuslämpötilan ollessa 475° C. Kuten piirroksista käy selville, nousevat aineen murtolujuus ja myötöraja tasaisesti maksimiarvoihin, jotka saavutetaan noin 100 tunnin hehkutuksen jälkeen. Myötymä sitävastoin alenee huomattavasti nopeammin, ja jo 36 tunnin hehkutuksen jälkeen aineen kylmänmuokkautuvaisuus on hyvin huono.

Tämä haurastumisilmiö selviää myöskin hyvin kuvasta 9, jossa nähdään putkirenkaita 27 % kromiteräksestä (Sandvik 4C54, 88×4 mm, renkaiden leveys 30 mm), joita on eri aikoja hehkutettu 500° C:ssa ja sen jälkeen litistetty tavallisessa vetokoneessa kahden yhdensuuntaisen levyn välissä pienellä deformationopeu-



Kuva 9. 500°-hauraus 27 % Cr-teräksessä. Litistyskokeita hehkutetuilla putkirenkaita. (Sandvik 4C54, 88×4mm, leveys 30 mm.) (SjAB).

della (vetokoneen yhdensuuntaiset levyt lähenivät toisiaan nopeudella 100 mm/min.). Koemateriaali oli kylmänä vedettyä putkea, jota oli hehkutettu 850° C:ssa 10 min. ja joka oli saanut sen jälkeen jäähtyä ilmassa. Putkirengas tällä tavoin käsitellystä aineesta kestää lähes täydellisen yhteen litistymisen ennen murtumistaan. Jo kahden tunnin hehkutuksen jälkeen 500° C:ssa on aine jossain määrin haurastunut. Haurastuminen tulee tuntuvammaksi hehkutusaajan kasvaessa, kunnes 64 tunnin tai sitä pitemmän hehkutusaajan jälkeen renkaat ovat tulleet niin hauraiksi, että ne murtuvat kuin lasi. Kuvasta käy ilmi edelleen, että hauraus häviää hehkutettaessa 600° C:ssa.

500°-hauraus ei esiinny ainoastaan huoneenlämpötilassa, vaan tällä tavoin haurastunut aine murtuu hauraasti koko lämpötila-alueella n. 550° C:een asti (7).

Tavallisessa teräksen käsittelyssä kysymyksen tulevat jäähtymisnopeudet ovat niin suuria, että aine ei ehdi haurastua jäähtyessään vaarallisen lämpötila-alueen läpi.

Riedrich ja Loib (9) ovat tutkineet eri seosaineiden vaikutusta 500°-haurauteen ja muunmuassa todenneet, että jos teräksen Ti-pitoisuus on korkeampi kuin 0,9 %, ja Nb-pitoisuus yli 2,4 %, kasvaa korkeakromipitoisen terästen haurastumistaipumus. Piillä on samantapainen vaikutus kuin titaanilla ja niobilla. Hiilipitoisuus 0,28 %:iin asti vaikuttaa tuskin huomattavasti haurauteen, mutta 3 % mangaania siirtää haurastumistaipumuksen korkeampiin kromipitoisuuksiin. Bandel ja Tofaute (10) ilmoittavat, että pienet nikkelpitoisuudet ovat omiaan lisäämään kromiterästen taipumusta 500°-haurauteen. Hoyt (11) on todennut, että typpi vähentää tätä taipumusta, mutta ei poista sitä täydellisesti. Kuten Thielsch (7) tähdentää, on näiden mainittujen seosaineiden vaikutus haurauteen mutkikas kysymys ja on sentähden jotensakin mahdotonta tutkimuksen nykyisessä vaiheessa panna joku näistä seosaineista erikseen vastuuseen 500°-hauraudesta.

Newel'in (8) mukaan aineen syöpymiskestävyys happoliuoksissa on huonompi hauraassa kuin kuin sitkeässä tilassa. On yleisesti tunnettua, että jos martensiittisiä karkaistuja kromiteräksiä päästetään, niiden koroosiovastus huononee päästettäessä lämpötila-alueella 400°...600° C. Joissakin tapauksissa voidaan tämän yhteydessä todeta myöskin aineen sitkeyden jossain määrin vähene-

vän. Nämä viimemainitut ilmiöt ovat yhteydessä päästettäessä tapahtuvien karbiidireaktioiden kanssa ja niitä ei niinmuodoin pidä sekoittaa nyt puheena olevaan 500°-haurauteen.

Useita teorioita on esitetty 500°-haurauden selvittämiseksi, mutta mitään niistä ei ole voitu sitovasti todistaa. Useat kirjoittajat, mm. Riedrich ja Loib (9) ovat todenneet voimakkaita syöpymisilmiöitä raerajoilla haurastuneessa aineessa. Tämä syöpymisefekti häviää, jos materiaalia hehkutetaan 600° C:ssa, jolloin aine myös tulee sitkeäksi. Sentähden on oletettu, että hauraus johtuisi hauraiden raerajojen muodostumisesta. Nyttemmin pidetään kuitenkin todennäköisenä, ja se käy ilmi myöskin eräästä Riedrich'in ja Loib'in itsensä esittämästä struktuurikuvasta, että hauraus esiintyy myös rakeiden sisällä. Murtuma kulkee nimittäin suurelta osalta transkristalliinisesti. On kuitenkin hyvin mahdollista että haurastumisilmiö on voimakkaampi raerajojen lähellä kuin rakeiden sisällä.

Koska 500°-hauraus esiintyy myöskin hyvin puhtaissa Fe-Cr-seoksissa (2, 8, 10), ei ilmiön voida katsoa olevan yhteydessä karbiidi- tai nitriidierkautumien kanssa. Jotkut tutkijat, mm. Bandel ja Tofaute (10) ovat esittäneet sen mahdollisuuden, että haurauden voivat aiheuttaa kromifosfiidi- tai kromioksiidierkanemat.

Bandel ja Tofaute (10) sekä muutamat muut tutkijat ovat esittäneet teorian, että 500°-hauraus on samanlainen ilmiö kuin duralumiinin erkanemiskarkeneminen. He olettavat niin ollen, että hauraus aiheutuu niistä jännityksistä, jotka syntyvät atomien uudelleenjärjestymisen yhteydessä ennen sigmafaasin erkanemista. Muodostuneilla aggregaateilla olisi silloin korkeampi kromipitoisuus kuin ferriitillä keskimäärin, mutta niillä ei kuitenkaan olisi omaa stabiilia hilarakennetta.

Äskettäin ovat Fischer, Dulis ja Carroll (12) erikoisen uuden menetelmän avulla valmistaneet niin sanottuja »ekstraktiorepliiikkejä» ja käyttäneet tätä metodiikkaa 500°-haurauden tutkimiseen. Nämä repliikit ovat hyvin ohuita näytteen pintaan valettuja ja siitä sitten sopivasti irroitettuja muovikalvoja, joihin metallin pinnasta on tarttunut erkaantuneita osasia. Mainitut tutkijat ovat elektronimikroskooppikuvissa saaneet näkyviin erkanemia, joiden lukumäärä kasvaa materiaalin haurauden kasvaessa. Käyttämällä elektronidifraktiota ja hienostrukturi röntgentutkimusta he ovat todenneet, että erkanemilla on tilakeskeinen kuutiomainen hila, jonka hilavakio on puhtaan raudan ja puhtaan kromin hilavakioiden välillä. He ovat myöskin kemiallisesti erottaneet näitä erkanemia ja todenneet niiden kromipitoisuuden olevan 78 ja 82 %:n välillä. Hyvin hauraisissa 27 %:ssa kromiteräsnäytteissä, joita vuosikausia oli hehkutettu noin 480° C:ssa, oli erkaantunut faasi noin 10 % koko teräskappaleen painosta. Fischer, Dulis ja Carroll pitävät todennäköisenä, että erkanemat ovat koherentteja perusmassan hilan kanssa. Sen voimakkaan korroosion, joka voidaan todeta haurastuneessa aineessa, katsotaan johtuvan perusmassan köyhtymisestä kromin suhteen korkeakromipitoisten erkanemien yhteydessä.

Vaikkakaan Fischer'in, Dulis'in ja Carroll'in teorioita ei voitaneakaan pitää aivan täydellisesti vakuuttavina, koska heidän käyttämänsä näytteenvalmistustekniikka on aivan uusi, eikä sitä ole muualla tarkistettu, puhuvat heidän saavuttamansa tulokset kuitenkin sen puolesta että 500°-hauraus on yhteydessä karkenemisilmiöön submikroskooppisessa mittakaavassa.

Ei ole sekään aivan mahdotonta, että sigmafaasi voi muodostua niin matalassa lämpötilassa kuin 475°

C ja se voisi niinmuodoin olla tämän haurastumisen aiheuttajana (13). Kuitenkin osoittaa kuva 7, että 500°-haurauden ei normaaleissa olosuhteissa voida katsoa olevan yhteydessä sigmafaasin muodostumiseen. Hehkutus 550 ja 500° C välillä tekeenimittäin aineen sitkeäksi.

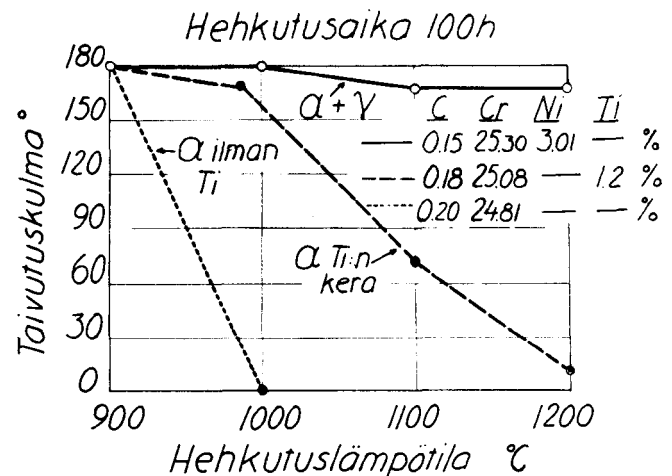
Etsittäessä syytä 500°-haurauteen, ei nyttemmin voida täydellisesti sulkea pois sitäkään mahdollisuutta, että se voi olla ainakin jossain määrin hiili- ja typpiatomien aiheuttama, koska näillä seosaineilla on todettu olevan huomattava vaikutus aineen muokkausominaisuuksiin. Toistaiseksi tämä on osoitettu, kuten tunnettua, nimenomaan niukkahiilisten seostamattomien terästen yhteydessä.

Käytäntöä ajatellen voidaan edellä mainitusta vetää se johtopäätös, että konstruktioissa, jotka tulevat työskentelemään mainitulla kriittisellä lämpötila-alueella, ei 500°-hauraudelle alttiita kromiteräksiä pidä käyttä.

4. Haurastuminen korkeissa lämpötiloissa.

Ferriittiset korkeakromipitoiset teräsket haurastuvat myös hehkutettaessa lämpötiloissa 950° C yläpuolella. Kuva 10 (14) osoittaa, miten haurastuminen ilmenee siinä, että taivutuskulma ennenkuin 2 mm paksu levy-materiaali murtuu, vähenee, kun ainetta on hehkutettu 100 tuntia lämpötiloissa 900 ja 1200° C välillä. Jos teräksen rakenne on ferriittinen, eikä seoksessa ole vahvoja karbiidin muodostajia, on tämä haurastuminen suurempi kuin jos teräkseen on lisätty voimakkaita karbiidinmuodostajia kuten titaania. Ferriittis-austenttiittinen teräs, joka sisältää 3 % nikkeliä, ei ole, kuten kuvasta ilmenee, tullut sanottavasti hauraaksi. Kuten aikaisemmin mainittiin, on Hochmann (2) suorittanut kokeita vakuumissa sulatetuilla ja valetuilla 25 ja 30 % Cr-teräksillä. Hän saattoi todeta, että tällainen puhdas Fe-Cr-seos ei ollut sanottavasti altis haurastumiselle korkeissa lämpötiloissa.

Kuva 11 osoittaa tämän haurastumisilmiön esiintymisen 27 % kromiteräksessä putkirenkaiden litistyskokeiden yhteydessä, kun putkirenkaita on hehkutettu 950 ja 1050° C:ssa eri aikoja. Haurastuminen 950° C hehkutuksen jälkeen on varsin vähäinen. Viisikymmentuntisen hehkutuksen jälkeen vaikuttavat aineen muokkausominaisuudet olevan vieläpä jonkun verran paremmat kuin alkuperäisessä olotilassa. (Kylmänä vedettyjä putkia, dim. 88×4 mm, hehkutettu n. 10 min. 850° C:ssa, ilmajähdytys.) Sadan tunnin hehkutuksen jälkeen saatu



Kuva 10. Haurastuminen korkeissa lämpötiloissa. Taivutuskokeita 2 mm:n levyllä. (14).

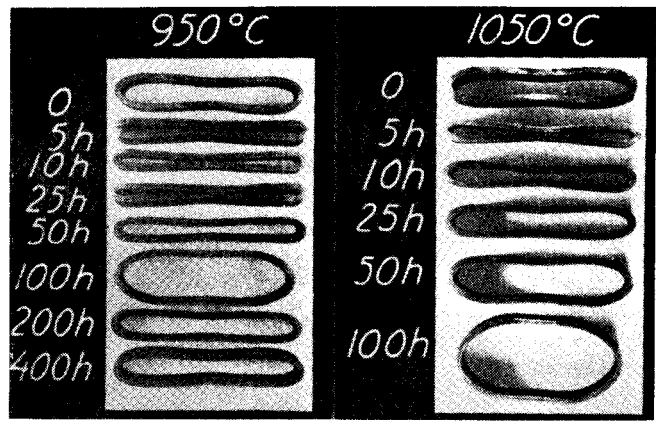
hieman huonompi litistystulos voi tuskin olla yhteydessä haurastumisilmiöön, vaan sen voidaan melkoisella varmuudella katsoa johtuvan putken pintavioista, t.m.s. Hehkutettaessa 1050° C:ssa alkaa aine jo kahdenkymmenen viiden tunnin hehkutuksen jälkeen osoittaa selvää haurastumista, joka käy ilmi litistyskokeista. Kuvista 12 ja 13 nähdään miten eri jäähtymistavat vaikuttavat haurastumiseen ja miten jälkeinpäin matalammassa lämpötilassa tapahtuva hehkutus voi jossain määrin vähentää haurautta, mutta ei kuitenkaan palauttaa aineen alkuperäistä sitkeyttä. Ilmajäähtyminen 1100° C hehkutuksen jälkeen tekee aineen sangen hauraaksi. Jos materiaali sadan tunnin hehkutuksen jälkeen 1100° C:ssa saa jäähtyä uunissa 900° C:een tai matalampaan lämpötilaan, saadaan litistyskokeissa jonkun verran parempi tulos. Sitä vastoin nopea jäähtyminen vedessä 1100° C hehkutuksen jälkeen lisää haurastumista. Kahden tunnin hehkutus 750° C:ssa näyttää melkoisesti parantavan aineen muokkaantuvaisuutta. Hehkutusajan pidentäminen 750° C:ssa ei sitä vastoin tunnu aikaansaavan lisäparannusta.

Riedrich (14) katsoo, että tämä korkeiden lämpötilojen haurastuminen ferriittisissä kromiteräksissä aiheutuu yhtäältä siitä, että karbiidit kerääntyvät raerajoille hehkutuksen aikana ja toisaalta siitä että aine tulee karkearakaiseksi. Hän katsoo, että voimakkaiden karbiidinmuodostajien, kuten esimerkiksi titaaniin lisääminen teräkseen estää karbiidien liukenemisen ja kerääntymisen raerajoille ja niin muodoin haurastuminen tulee vähemmän voimakkaaksi, kuten kuva 10 osoittaa. Koska nopea jäähtyminen lisää haurastumista, voidaan ajatella, että ferriittifaasi tulee hiilen ylikyllästämäksi ja siitä voi aiheutua erkanemiskarkeentuminen duralumiinikarkaisun tapaan. Voimakkaiden karbiidinmuodostajien parantava vaikutus puhuu myöskin tämän teorian puolesta. Koska karbiidinmuodostajat eivät kuitenkaan voi täysin estää haurastumista ja jälkeinpäin matalammassa lämpötiloissa tapahtuva hehkutus ei myöskään voi kokonaan poistaa haurautta, eivät yllämainitut teoriat voi täydellisesti selvittää ferriittisten korkeakromipitoisten terästen haurastumista korkeissa lämpötiloissa.

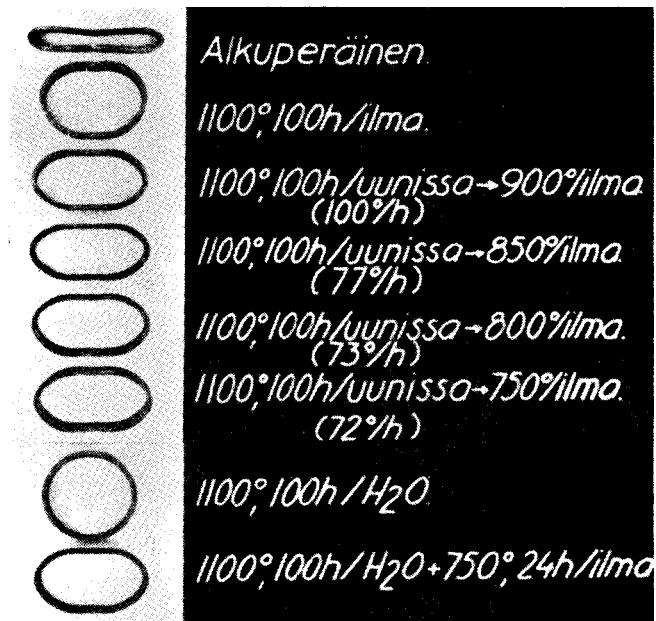
Kuten edelläsanotusta selviää, haurastuvat korkeakromipitoiset ferriittiset teräket enemmän tai vähemmän, jos niitä hehkutetaan lämpötiloissa n. 400...500°, 650...800° ja yli 950° C. Haurastumisaste riippuu hehkutusajasta sekä materiaalin kokoomuksesta ja käsittelystä. 500°-hauraus voidaan poistaa hehkuttamalla ainetta 600° C:ssa ja sigmafaasihauraus häviää, jos materiaalia hehkutetaan 850° C:ssa. Korkeiden lämpötilojen haurautta ei voida täydellisesti poistaa, mutta materiaali tulee jonkun verran sitkeämmäksi, jos sitä hehkutetaan n. 750° C:ssa. Hehkutusajan tulee tällöin kuitenkin olla niin lyhyen, että sigmafaasia ei ehdi muodostua.

Sigmafaasihaurauden syynä voidaan ilman muuta pitää hauraan sigmafaasin, FeCr, muodostumista, mutta 500°-haurauden ja korkealämpötilahaurauden syitä ei toistaiseksi ole voitu varmuudella selvittää, vaikkakin useita teorioita on esitetty.

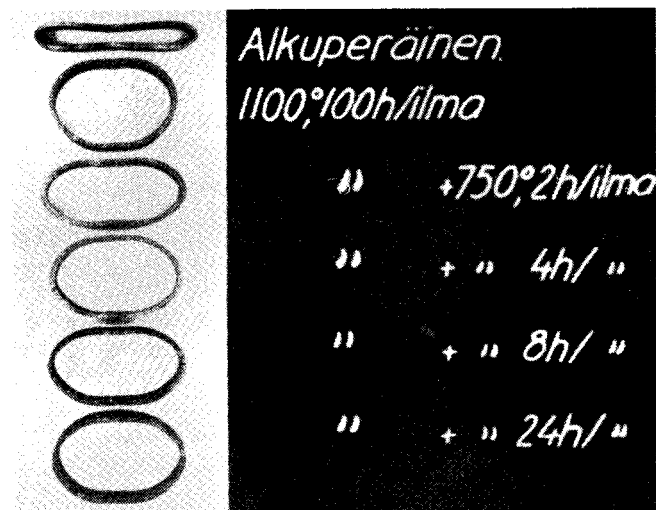
Mainitut haurastumisilmiöt aiheuttavat sen, että ferriittisiä korkeakromipitoisia teräksiä ei yleensä käytetä 400 ja 800° C välillä. Suurin käytännöllinen merkitys näillä teräksillä on ruostumattomina teräksinä matalammassa lämpötiloissa ja tulenkestävinä teräksinä yli 850° C:ssa. Viimemainitussa tapauksessa tulee aine käytössä jossain määrin hauraaksi, mutta koska teräs ei tällöin-



Kuva 11. Haurastuminen korkeissa lämpötiloissa. Litistyskokeita 950 ja 1050° C:ssa hehkutetuilla putkirenkaila. (Sandvik 4C54, C = 0.18, Si = 0.5, Mn = 0.8, Cr = 27 N = 0.15 %, 88 x 4 mm, leveys 30 mm.) (SjAB)



Kuva 12. Haurastuminen korkeissa lämpötiloissa. Litistyskokeita eri tavoin hehkutetuilla putkirenkaila. (Sandvik 4C54) (SjAB)



Kuva 13. Haurastuminen korkeissa lämpötiloissa ja 750°-hehkutuksen parantava vaikutus. (Sandvik 4C54) (SjAB)

kään ole haurasta näissä korkeissa lämpötiloissa, vaan huoneenlämpötilassa korkealämpötilakäsittelyn jälkeen, ovat nämä seokset täysin käyttökelpoisia tulenkestävinä aineina. Sellaisia näistä materiaaleista valmistettuja konstruktioita, jotka ovat olleet käytössä korkeissa lämpötiloissa, pitää kuitenkin varovaisesti käsitellä huoneenlämpötilassa esimerkiksi korjausten yhteydessä.

Tekijä haluaa lausua kiitoksensa Sandvikens Jernverks AB:lle, erikoisesti vuori-ins. Helmer Nathorst'ille, saamastaan avusta esitelmän laatimisessa. Prof. Heikki Miekkoja, maist. Urpo Ilme sekä dipl. ins. Veijo Kokkonen ovat lukeneet käsikirjoituksen ja tehneet arvokkaita huomautuksia, mistä tekijä haluaa heitä kiittää.

Yhteenveto:

Kirjoituksessa on esitetty käytännön kannalta katsaus ruostumattomissa ja kuumankestävissä kromiteräksissä esiintyviin haurastusilmiöihin. Seuraavia ilmiöitä on käsitelty: korkeakromipitoisten terästen lovihaurastautuminen, 500-hauraus, sigmafaasihauraus sekä haurastuminen korkeissa lämpötiloissa. Eri näkökohtia näiden ilmiöiden syiden selvittämiseksi on selostettu ja on esitetty eri tapoja, joiden avulla haurastuminen mahdollisimman hyvin voidaan välttää.

S u m m a r y.

In the article a survey is given, from a practical viewpoint, of embrittlement in the stainless and heat resisting chromium steels. The following phenomena are discussed: Notch-sensitivity of high chromium steels, 500° C-

embrittlement, sigma-phase embrittlement and high-temperature embrittlement. Several opinions are related to explain the causes of these phenomena and different methods are discussed to avoid the embrittlement in practice as far as possible.

Kirjallisuusviittaukset:

1. H. Thielsch, The Welding Journal, 26 (1951), Research Suppl., 209s—250s.
2. J. Hochmann, Revue de metallurgie, 48 (1951), 734—758.
3. J. J. Heger, Report No RR-3—6, March 28 (1945), The Babcock and Wilcox Tube Co., Report No RR-3-4, Suppl. No 1, April 8 (1945) The Babcock and Wilcox Tube Co.
4. W. O. Binder, R. R. Spindelov Jr., Trans ASM, 43 (1952), 759—777.
5. A. J. Cook, F. W. Jones, J. Iron Steel Inst. 148 (1943), 217—226.
6. E. Houdremont, Handbuch der Sonderstahlkunde, Springer Verlag, Berlin, 1943.
7. Symposium on the nature, occurrence, and effects of sigma phase, ASTM Spec. Tech. Publ. No 110 (1951).
8. H. D. Newell, Metal Progress, 49 (1946), 977—1004.
9. G. Riedrich, F. Loib, Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941—42), 175—182.
10. G. Bandel, W. Tofaute, Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941—42), 307—320.
11. S. L. Hoyt, Metal and Alloys Data-Book, Reinhold Publ. Corp., New York, (1943), s. 186—187.
12. R. M. Fischer, E. J. Dulis, K. G. Carroll, Journal of Metals 5 (1953) 690—695.
13. H. S. Link, P. W. Marshall, Trans. ASM 44 (1952), 549—565.
14. G. Riedrich, Stahl und Eisen, 61 (1941), 852—860.



LEONARD BORGSTRÖM

Den 4 mars 1954 avled i Helsingfors professor emeritus Johan Henrik Leonard Borgström.

Professor Borgström var född 1876. Efter att ha arbetat som assistent vid universitetets mineralogisk-geologiska inrättning 1897—1918 och som docent i mineralogi 1906—1918 utnämndes han till professor år 1918. År 1941 blev han pensionerad.

Professor Borgström var en framstående representant för studiet av kristallografi och mineralogi i vårt land. Högt uppskattade blev hans undersökningar av vissa karbonathaltiga silikat och på meteoritforskningens område hörde han till de ledande. Professor Borgström ägnade sitt intresse icke enbart åt rent teoretiskt vetenskapliga undersökningar utan även åt de mineralogiska och geologiska vetenskapernas praktiska tillämpning.

Professor Borgström var Bergsmannaföreningens medlem från år 1943.

Vuoriteollisuusosasto teknillisessä korkeakoulussa

Tutkinnon tekniikan lisensiaatin arvoa varten ovat suorittaneet dipl. ins. *Sakari Heiskanen*, Sandvikens Jernverk Ab, Sandviken, Ruotsi, ja dipl. ins. *Urmes Runolinn*, Otanmäki Oy, Otanmäki.

Diploomi-insinööritutkinnon kaivostekniikan opintosuunnalla on suorittanut *Väijo Olavi Viertokangas*.

Diploomi-insinööritutkinnon metallurgian opintosuunnalla ovat suorittaneet *Kauko Johannes Kaasila* ja *Eila Kyllikki Salonen*.

Uutta jäsenistä Nytt om medlemmarna

Dipl. ins. *Antti Aution* osoite on nyttemmin Haahkatie 10 A 15, Lauttasaari, Helsinki.

Professori *Olavi Erämetsän* osoite on Otakallio C 21, Otaniemi, Helsinki.

Fil. tri *Paavo Haapala* on palannut kotimaahan, oltuaan kuusi vuotta Perussa, ja toimii nyt Outokumpu Oy:n neuvottelevana geologina. Osoite: Otakallio B 17, Otaniemi, Helsinki.

Dipl. ins. *Matti Holman* osoite on nykyään Martinkatu 7 D 69, Turku.

Ing. *Arvid Ingestam* är pensionerad från Oy Fiskars Ab och är bosatt Hantverksvägen 13, Fagersta, Sverige.

Dipl. ins. *Eeva Jokinen* on nyttemmin OTK:n palveluksessa. Osoite: Untamontie 6 D 27, Helsinki.

Dipl. ins. *Aulis Juntila* on nimitetty kulkulaitosten ja yleisten töiden ministeriksi.

Dir. *Johan Kraft Johanssens* adress är numera Caroline Överlandsvei 17 b, Bekkestua, Oslo, Norge.

Dipl. ins. *Jussi Käyhkön* osoite on nykyään Kiertokatu 8 as. 30 Pori.

Dipl. ins. *Reino Laaksonen* toimii neuvottelevana insinöörinä. Osoite: Vimpeli, Kajaani.

Fil. tri *Heikki Miehkiö* on nimitetty teknillisen korkeakoulun metalliopin professorin virkaan.

Fil. maisteri *Matti Mäntysen* osoite on nyttemmin Lielahdentie 2, Lauttasaari, Helsinki.

Dipl. ingenjörerna *Marjatta och Ulf Roos* ha flyttat från Outokumpu Oy, Björneborg. Dipl.ing. Ulf Roos är anställd hos Ekono. Adress: Granfeltsvägen 6, Brändö, Helsingfors.

Dipl. ins. *Eero Suoninen* on stipendiaattina lähtenyt Amerikkaan.

Dipl. ins. *Toivo Tyynelän* osoite on nykyään Ferikin-
katu 16 A 6, Helsinki.

Lehden jakelun helpottamiseksi pyydetään yhdistyksen jäseniä ilmoittamaan osoitteen- ja paikanmuutoksista lehden toimitussihteerille, rouva Karin Stigzeliukselle, Bulevardi 26 A 10, Helsinki, puh. 35 546.

Vuosikokous

Vuorimiesyhdistys r.y:n — Bergsmannaföreningen r.f:n vuosikokous pidetään 27.—28. p:nä maaliskuuta 1954.

Ohjelma:

27. 3. lauantai klo 10.00 vuosikokous Teknillisen korkeakoulun juhlasalissa

Esitelmä:

Tohtori Paavo Haapala: Perun vuoriteollisuudesta, 45 min.

Dipl.ing. I. Kjellman: Något om framställningen av tackjärn med svavelhalten under 0.015 %, 30 min.

Noin klo 12 lounas Polilla.

Naisille täydennysohjelma iltapäivällä.

Illallistanssiaiset klo 19.30 Stockmannin ravintolassa

28. 3. sunnuntai klo 10.00—13.00 jaostojen kokoukset.

Klo 14.00 lounas Seurahuoneella.

Årsmötet

Vuorimiesyhdistys r.y. — Bergsmannaföreningen r.f. håller sitt årsmöte den 27—28 mars 1954.

Program:

Lördagen den 27. 3. Kl. 10.00 årsmöte i Tekniska högskolans festsal.

Föredrag:

Fil.dr. Paavo Haapala: Perun vuoriteollisuudesta, 45 min.

Dipl.ing. Ingvald Kjellman: Något om framställningen av tackjärn med svavelhalten under 0.015 %, 30 min.

Ungefär kl. 12 lunch på Poli.

Kl. 14.30—15.45 besök på Statens tekniska forskningsanstalts bergstekniska och metallurgiska laboratorier, under ledning av prof. Risto Hukki och dr. ing. Paavo Asanti.

Kl. 19.30 supé med dans på Stockmanns restaurant.

Söndagen den 28. 3. kl. 10.00 de olika sektionernas möten. Kl. 14.00 lunch på Societetshuset.

För att underlätta distributionen av tidningen uppmanas föreningens medlemmar att meddela adress- och tjänsteförändringar till tidningens redaktionssekreterare, fru Karin Stigzelius, Bulevarden 26 A 10, Helsingfors, tel. 35 546.



TOIMITAMME VUORITEOLLISUUDELLE

KUULAMYLLYJÄ
TANKOMYLLYJÄ
HARALUOKITTELIJOITA

SEKÄ MUITA ALAAN KUULUVIA
KONEITA JA LAITTEITA

KÄÄNTYKÄÄ PUOLEEMME SUUNNITELLESSANNE LAITOKSENNE UUSI-
MISTA TAI LAAJENTAMISTA.

WÄRTSILÄ-YHTYMÄ O/Y

KONE JA SILTA

HELSINKI

TOIMITAMME

- **KAIVOKSILTAMME** erilaisia mineraaleja kuten asbestia, piimaata, maasälpää, kvartsia, kiillettä
- **TEHTAILTAMME** ASBESTITIIVISTEITÄ, ASBESTIPAHVIA, ERISTYSMASSOJA JA ERISTYSTIILEJÄ

EDELLEEN TEHTAILTAMME asbestisementtituotteita

- AALTOKATTOLEVYJÄ varasto-, tehdas-, ym. rakennuksia varten
- PALONKESTO-KATTOLEVYJÄ eri väreissä päre- ja uusiin kattoihin
- KESTO-ULKOVUORAUSSLEVYJÄ puuseinien peitteeksi
- ASBESTISEMENTTISEINÄLEVYJÄ, n.k. julkisivulevyjä, harm. ja valk. suurehkojen rakennusten ulkoseiniä varten
- betonivesikattorakenteiden AALTOMAISIA TUULETUSLEVYJÄ
- TUULETUSPUTKIA
- ASBESTWOOD-LEVYJÄ ym...



SUOMEN MINERAALI O/Y

H:KI, BULEVARDI 28, PUH. 11 791 (keskus)



Insinööritoimisto

SILTA JA SATAMA Oy

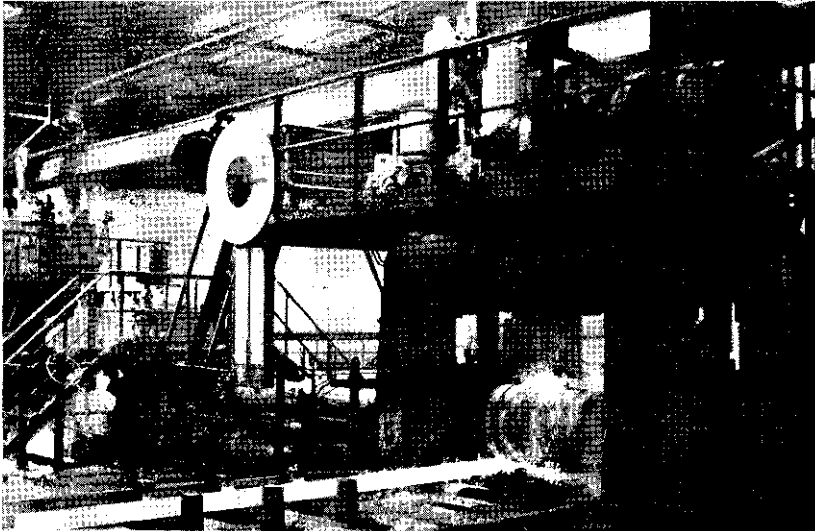
Helsinki, Koskelantie 9.

Puh. 790123 (vaihde)

Rakentaa kaikkea

VUORITEOLLISUUDELLE

Outokumpu Oy:n Keretin kaivoksen kaivostorni ja murskaamo



Valssattua kanki- ja
muototerästä

Erikoisteräksiä

Kylmänävedettyä, hiot-
tua ja sorvattua
pyöröterästä

Harkkorautaa

Teräsvalua

Hitsattuja putkia, vuori-
vanua y.m.

●
Valsat stång- och profilstål

Specialstål

Källdraget, slipat och
svarvat rundstål

Tackjärn

Stålgjute

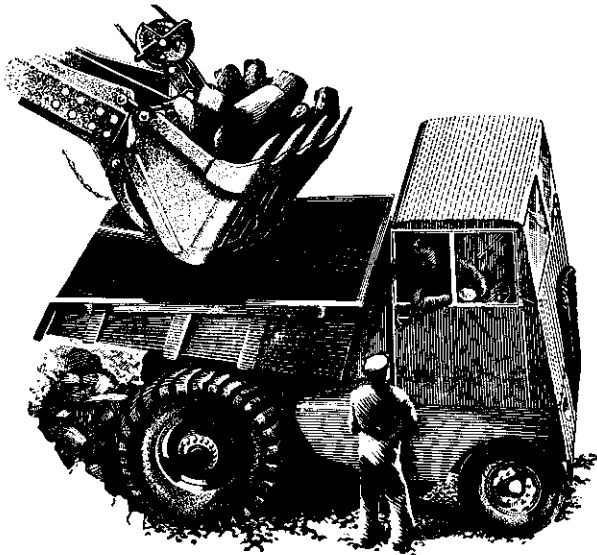
Svetsade rör, vulkanvadd
m.m.

OSAKEYHTIÖ

VUOKSENNISKA

AKTIEBOLAG

Helsinki — Helsingfors
Etelä Ranta 10 Södra Kajen
Puh. 61 266 Tel.



kun vaaditte
voimaotteita
valitkaa

MUIR-HILL DUMPERI

Muir-Hill kuljetusvaunu kaatokauhalla ratkaisee tehokkaasti pulmanne kun on kyseessä maan, soran, hiifen, lumen y.m.s. kuljetus.

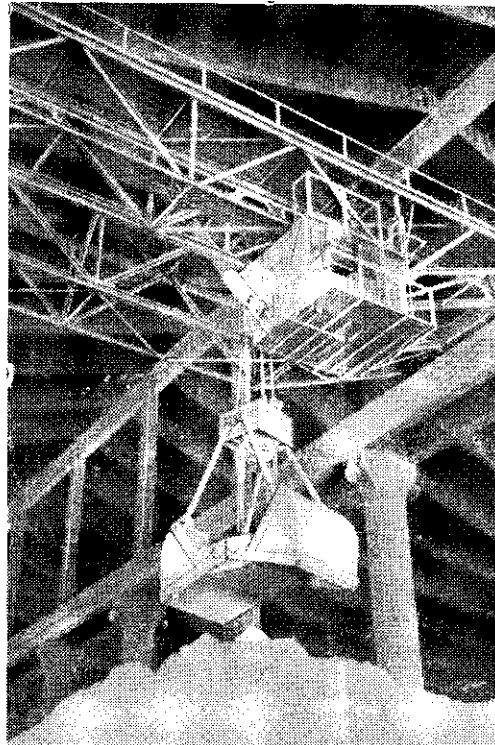
Se pystyy kulkemaan erinomaisesti myös ahtaissa paikoissa. Dumperin ohjauslaite ja istuin ovat nimittäin käännettävät ja ajaminen käy näinollen yhtä hyvin kumpaankin ajosuuntaan ilman että vaunua tarvitsee kääntää.

Lisäksi se liikkuu vaivattomasti pehmeälläkin maaperällä, koska kuorma lepää suuripintaisilla vetopyörillä.

Päädustaja Suomessa:

OY. E. SARLIN AB.

Helsinki - Unioninkatu 32 - Puhelin 10 341



NOSTUREITA

kemialliselle
teollisuudelle

Kuvassa kahmarilla varustettu nostovaunu-siltanosturi Harjavallan rikkihappo- ja superfosfaattitehtailla. Nosturilla kuljetetaan joukkotavaraa tehtaan superfosfaattivarastossa. Nostokyky on 11 t, josta kuorman osuus on 5 t ja 3 m³ suuruisen kahmarin osuus 6 t. Nosturin jänneväli on 28,75 m.

Kaikenlaisissa kuljetusongelmissa voitte kääntyä puoleemme. Annamme mielellämme kustannusarvioita.

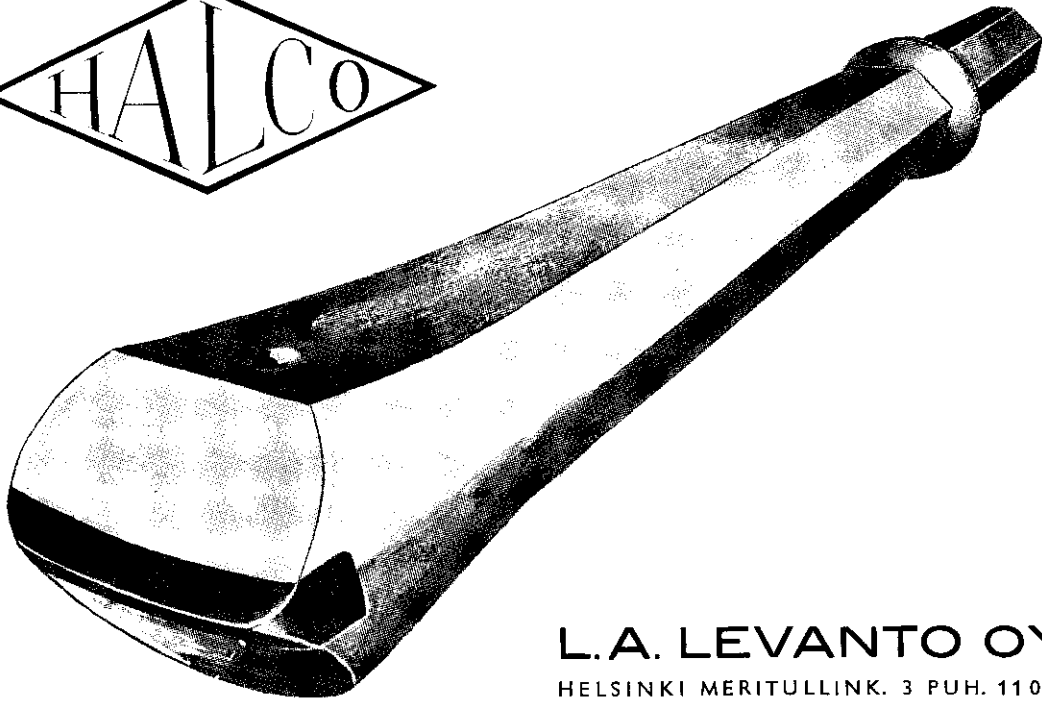
HISSITEHDAS



OSAKEYHTIÖ

Helsinki - Haapaniemenk. 6 - Puh. 70 511

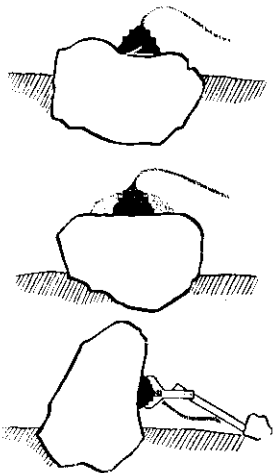
HALCO



L.A. LEVANTO OY
HELSINKI MERITULLINK. 3 PUH. 11 002

Säästäkää aikaa — poistakaa porauskustannukset

Kivipommi — tehokas atomi-
kauden ase kiviä vastaan —
asetetaan kiven päälle tai pi-
dikkeen avulla sen kaltevaa
pintaa vastaan. Tullilanka sy-
tytetään — ja suuri kivi on
väistynyt.



Ottakaa Tekin kivipommi raivaustyö-
hönne! Saatavana räjähdysainekau-
poista kautta maan.



Suomen Forsiitti-
Dynamiitti O.Y.



Rikkihappo- ja
superfosfaattitehtaat Oy

VALMET

Valmet Oy

Räjähdysaine
KONTTOI

Helsinki - Runebergink. 8 F - Puh. 4416 02

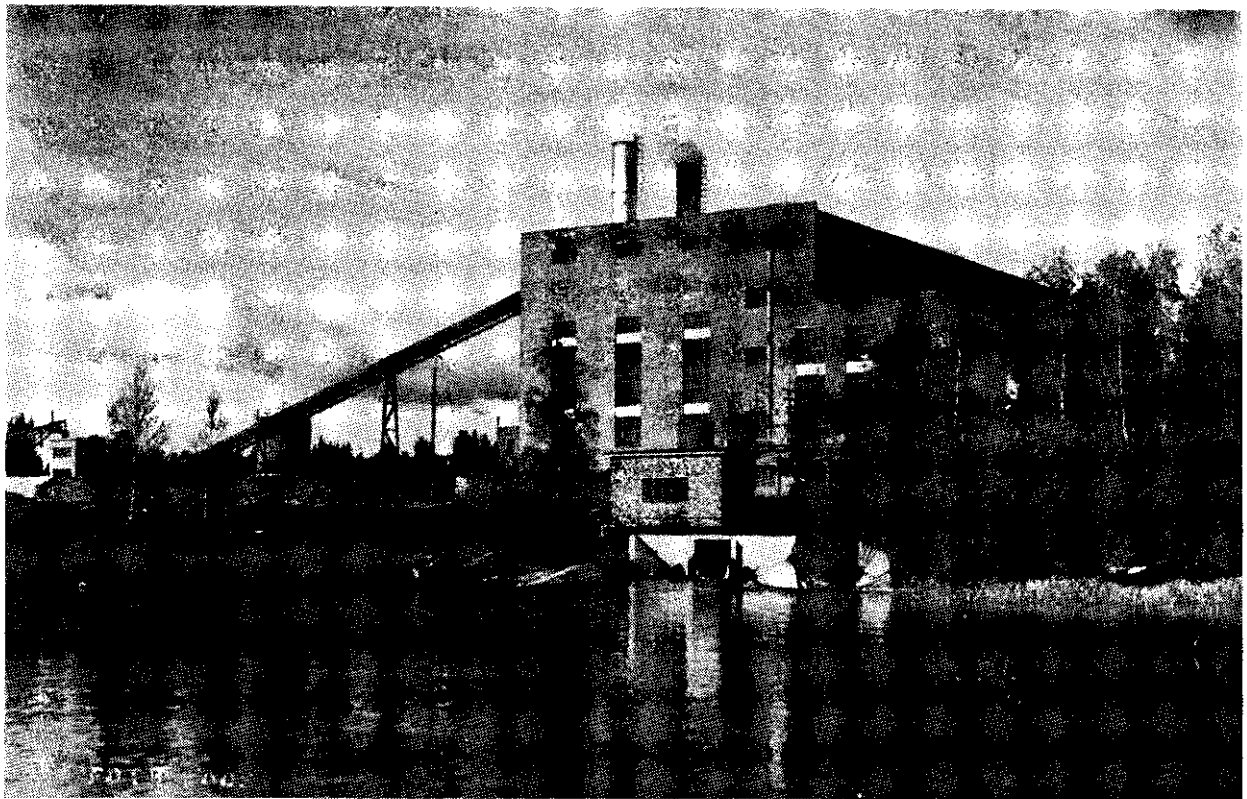
Hiekkaa
Soraa
Sepeliä
Kvartsihiekkää
Mursketuotteita
Kupu-uunimassaa
Liuskelaattoja

Sand
Grus
Makadam
Kvartssand
Krossprodukter
Kupolugnsmassa
Skifferplattor

Oy RUDUS Ab

Helsinki — Helsingfors

Erottajankatu 1 Skillnadsgatan · Vaihde 13155 Växel



VANAJAN 60,000 KILOWATIN HÖYRYVOIMA-ASEMA

IMATRAN VOIMA OSAKEYHTIÖ

EKONO

VOIMA-

LÄMPÖ-

SÄHKÖ-

TUULETUS-

KULJETUSTEKNILLISISSÄ

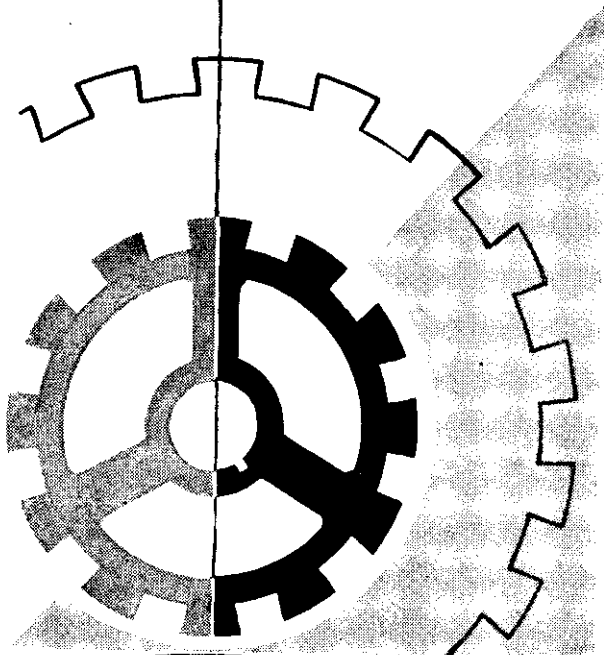
on vuodesta

1911

lähtien toiminut
PUOLUEETTOMANA

neuvonantajana
kaikissa teollisuuden
kysymyksissä

50:n insinöörin
asiantuntemus



EKONO

VOIMA- JA
POLTTOAINETALOUDELLINEN
YHDISTYS

Helsinki — E. Esplanaadik. 14 — Puh. 10011 (vaihte)

Myös Teidän kannattaa käyttää BOFORS'in karkaisimoa monimutkaisten ja arkojen työkalujen ja koneosien lämpökäsittelyä varten, jos asetatte korkeita vaatimuksia täysipitoiselle karkaisulle, saavuttaaksenne osillenne oikean kovuusasteen, korkean leikkuutehon, puhtaita pintoja ja hyvän muodonkestävyyden pienimmällä hylkymäärällä.



Anlita BOFORS härdverkstad i Helsingfors för värmebehandling av ömtåliga och komplicerade verktyg och maskindelar, då höga fordringar ställas på en fullgod härdning för att uppnå rätt hårdhet, hög skärförmåga, rena ytor och god volymbeständighet med minimal kassationsrisk.

Oy
SUOMEN BOFORS
Ab

KARKAISIMO

TERÄSVARASTO
HELSINKI - LÖNNROTINK. 32 C
PUH. VAIHDE 61 356
(Teknillisen Korkeakoulun
naapuritalo)

HÄRDVERKSTAD

STÄLLAGER
H:FORS - LÖNNROTSG. 32 C
TELEFON VÄXEL 61 356
(Gränsar till Tekniska
Högskolan)

hoo-el tyyli tuoli luo tuolityyppiä



hoo-el Tyyli tuoli, joka on suunniteltu lääketieteelliset näkökohdat huomioonottaen, antaa vartalolle oikean ryhdin tukien selkää väsymystä ehkäisevästi. Kehon yläosan asento ei rasita rinta- ja vatsaontelon herkkiä elimiä eikä näitten toiminta näin ollen vaikeudu.

hoo-el Tyyli tuoli vähentää väsymystä ja työstä poissaoloa - lisää työiloa ja -tehoa.

Selkänoja pehmustettu ja nivelöity — Koveraksi pehmustetun istuimen etureuna alaspäin kaartuva — Selkänoja helposti säädettävissä haluttuun korkeus- ja kaltevuusasentoon — Istuutumisesta "pehmentävä" kierrejousi — Istuimen korkeus säädettävissä — Kaikki osat tarkkuustyötä, kestäviksi mitoitettut — Kuulalaakeroidut kovakumipyörät — Kaikki teräsosat krominikkelöidyt.

HERMAN

Lindell

TUOTE

Helsinki — P. Esplanadik. 37
Puh. 61 911

Suomen Malmi Oy

suorittaa lasku- ja tilaustyönä:

geologista kartoitusta
geofysikaalisia mittauksia
syväkairausta
malmien inventointia
y.m. alaan liittyviä töitä

SUOMEN MALMI Oy, Otaniemi,

Otakallio Puh. 461 450, 461 480

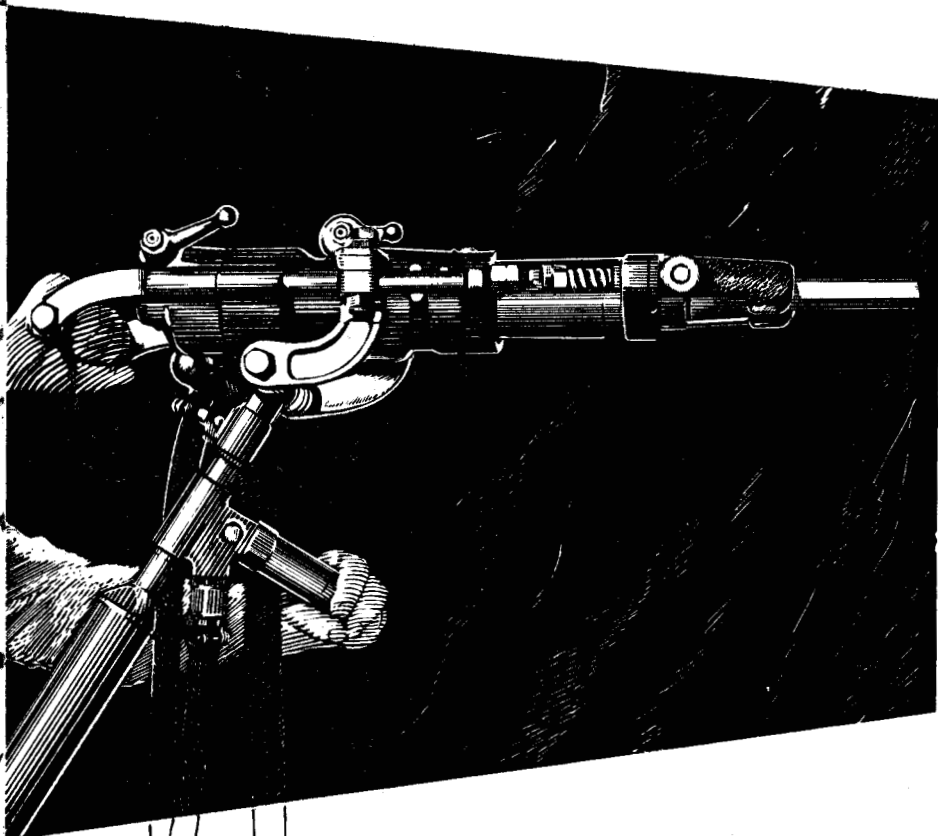
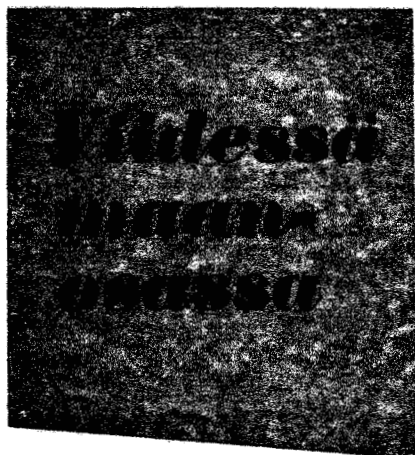
ARABIA

tulenkestäviä
TILIÄ

MYY:
OY TEOLLISUUSTILI
PUH. 60 410 19 078 ja 21 118

tunnetaan **Atlas Diesel** nykyisin johtavana merkinä
kallioporakoneiden ja paineilmatyövälineiden alalla.

Suurtehoiset, taloudelliset ja monipuoliseen työskentelyyn sovel-
tavat ATLAS DIESEL porakoneet ovat kallionporaustekniikan alalla
saaneet aikaan täydellisen vallankumouksen avaamalla vuoriteolli-
suudelle aivan uusia mahdollisuuksia.



Annamme auliisti tietoja kaikista alaan liit-
tyvistä kysymyksistä ja asiantuntijamme ovat
valmiina neuvottelemaan kanssanne eri käyt-
tötarkoituksiin edullisimmin sovellettavista
ATLAS DIESEL välineistä.

YKSINMYYJÄ SUOMESSA:

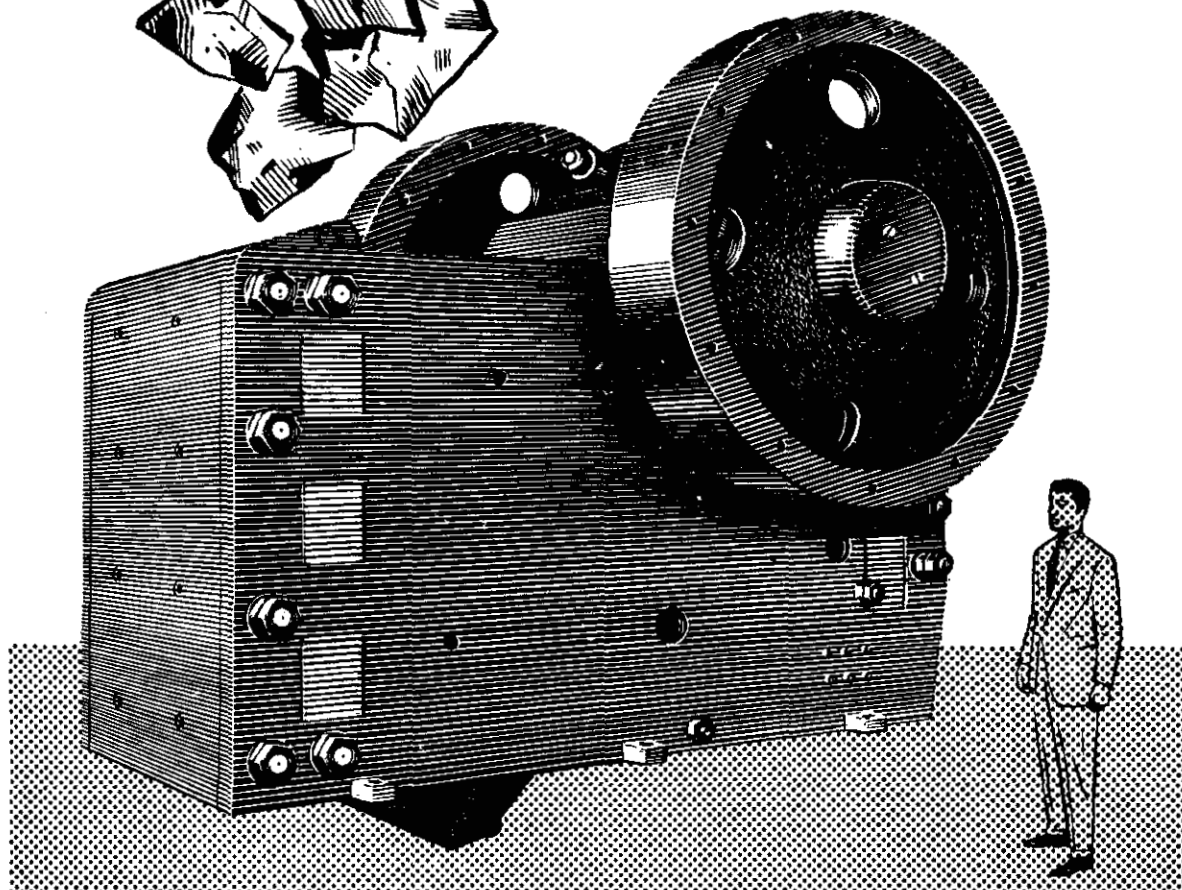
JULIUS TALLBERG



ATLAS DIESEL-OSASTO - OMA HUOLTOKORJAAMO

HELSINKI — ALEKSANTERINKATU 21 — VAIHDE 10 921

LOHKAREMURSKAIMET



Lohkaremurskain, joka yleensä on tarkoitettu asennettavaksi maan alle, on rakennettu sitä silmällä pitäen, että osat on kuljetettava alas kuilujen läpi.

MUITA KONEITA KAIVOKSILLE JA RAUTATEHTAILLE mm.

- Leukamurskaimia
- Symons-kartiomurskaimia 22"
- Syöttökoneistoja
- Täryseuloja
- Kuulamyllyjä
- Tankomyllyjä
- Laahauskauhoja
- Romunvyyhtimiä
- Nostopöytiä
- Jäähdytysarinoita automaattisia
- Valssaamoja
- Saksia

Suuruus	AR 120	AR 150	AR 180
Kidan suu mm	1200x900	1500x1200	1800x1400
Poistoaukko mm	300	300	400
Paino noin kg	36000	90000	140000
Tarvittava moottori hv	75	120	150



Yhteistyössä Morgårdshammars Mek. Verkstads Ab:n kanssa