

ALDRING I SVETSGODS I REAKTORTRYCKKÄRL

Rolf Otterberg och Christer Karlsson

IM- 1358

Jan 1979

Skiv- 1 76

## STRAIN AGEING IN WELDS OF NUCLEAR PRESSURE VESSELS

ROLF Otterberg and Christer Karlsson  
Swedish Institute for Metals Research, Stockholm,  
Sweden.

### ABSTRACT

Static and dynamic strain ageing have been investigated on submerged-arc welds and repair welds from plates of the pressure vessel steel A 533B. The results permit the determination of the worst strain ageing conditions existing in a nuclear pressure vessel.

Static strain ageing was investigated by means of data from tension tests, hardness measurements and Charpy-V impact properties for prestrained and aged material for ageing temperatures from room temperature to 350°C and ageing times up to 1000h.

Dynamic strain ageing was investigated by tensile tests up to 350°C at different strain rates.

At the most static strain ageing was found to increase the impact transition temperature from -75°C in the as-received condition to -55°C after prestraining and ageing for the plate material, from -35 to -10°C for the submerged arc weld and from -90 to -40°C for the repair weld.

Approximately 10°C of the deleterious effect is due to the effect of ageing for the two former materials whereas the corresponding figure for the repair weld amounts to 35°C.

The dynamic strain ageing is strongest at very low strain rates at temperatures just below 300°C. The effect of strain ageing can be reduced by stress relief heat treatment or by other means decreasing the content of nitrogen in solution. (author)

## ÅLDNING I SVETSGODS I REAKTORTRYCKKÄRL

Kolf Utterberg och Christer Karlsson  
Institutet för Metallforskning, Stockholm.

### SAMMANFATTNING

Mekaniska egenskaper efter statisk och dynamisk deformationsåldring har kartlagts hos svetsgods från pulverbågsvetsade fogar och manuellt svetsade reparationssvetsar till plåtmaterial av tryckkärletsstålet A 533B. Undersökningen skall ligga till grund för att bestämma de ogynnsammaste åldringsbetingelser som kan tänkas förekomma hos ett reaktortryckkärl.

Statisk deformationsåldring har undersökts genom att dragprovdata, hårdhetsdata och slagseghetsdata har tagits fram för material som försträckts och därefter åldrats i temperaturer från rumstemperatur upp till 350°C under tider upp till 1000 timmar.

Dynamisk deformationsåldring har undersökts genom att dragprovning har utförts från rumstemperatur upp till 350°C för olika deformationshastigheter.

En försträckning av 4% med efterföljande åldring orsakade som mest en höjning av omslagstemperatur från -75° i utgångstillståndet till -55°C för grundmaterialet, från -35 till -10°C för pulverbågsvetsgodset samt från -90 till -40°C för reparationssvetsgodset. Av dessa förändringar har åldringsbehandlingen orsakat upp till 10°C försämring för de två första materialen och som mest 35°C försämring för reparationssvetsgodset. Resten av förändringen är en följd av deformationshårdnandet i samband med fördeformationen.

Den dynamiska deformationsåldringen är kraftigast för mycket låga deformationshastigheter vid temperaturer

strax under 300<sup>o</sup>C. Effekten av åldring kan mildras genom avspänningsglödning eller genom att på annat sätt sänka materialens halt av löst kväve.

## INNI HÄLLSFÖRTECKNING

	Sida
1. INLEDNING .....	1
2. MATERIAL OCH EXPERIMENTELL METODIK .....	2
2.1 Material .....	2
2.2 Försökens genomförande .....	2
2.2.1 Dragprovning .....	2
2.2.2 Hårdhetsmätning .....	3
2.2.3 Slagseghetsprovning .....	3
2.2.4 Strukturundersökning .....	4
3. RESULTAT .....	4
3.1 Mikrostruktur .....	4
3.2 Dragprovning .....	4
3.2.1 Statisk deformationsåldring ..	5
3.2.2 Dynamisk deformations- åldring .....	6
3.2 Slagseghetsprovning .....	7
3.4 Hårdhetsprovning .....	8
4. DISKUSSION .....	9
4.1 Statisk deformationsåldring .....	9
4.2 Dynamisk deformationsåldring .....	11
4.3 Effekt av avspänningsglödning .....	13
5. SLUTSATSER .....	14
REFERENSER	
TABELLER	
FIGURER	

## 1. INLEDNING

Det har tidigare påvisats att tryckkärlsstål för reaktorer (A533B) under vissa omständigheter kan uppvisa åldringseffekter (1) men vad gäller åldringsbenägenheten hos svetsgods i reaktortankar finns ingen motsvarande undersökning gjord. Dock finns en del undersökningar på andra svetsgods (2).

Det finns anledning att förmoda att svetsgodset (3), på grund av dess sammansättning och svalningshastighet, ska kunna undergå åldring på liknande sätt och sannolikt i större omfattning än själva tryckkärlstålet. På grund av betydelsen av åldring för svetsgodsets och därmed tryckkärlens seghetsegenskaper är det därför motiverat att studera åldringsbenägenheten hos svetsgodset just ur synpunkten av dess betydelse för tryckkärlens mekaniska integritet.

Avsikten med projektet är att vid temperaturer från rumstemperatur till de för reaktortryckkärl aktuella drifttemperaturerna och för i svetsgodset förekommande plastiska töjningar studera såväl statisk som dynamisk deformationsåldring. I reaktortryckkärlen är svetsarna normalt avspänningsglödgade men i vissa fall, t.ex. för små reparationssvetsar, sker ingen efterföljande avspänningsglödning utan enbart en lokal värmebehandling vid 250°C. Båda typerna av svetsar undersöks och åldringseffekten jämföres med grundmaterialet A 533 B. Hållfasthet och seghet har undersökts dels efter statisk deformationsåldring som funktion av temperatur och tid dels också under dynamisk deformationsåldring som funktion av temperatur och deformationshastighet.

## 2. MATERIAL OCH EXPERIMENTELL METODIK

### 2.1 Material

Undersökningen omfattar ett 63 mm plåtmaterial av A533B, klass 1 från Marrel Frères, samt 2 olika typer av svetsgods. Kontrollanalys av grundmaterial och tillsatsmaterial finns angivna i tabell 1. Tillsatsmaterialet har i stort sett samma kemiska analys som grundmaterialet. Dock är kolhalten lägre samt dessutom har nickelhalten höjts. Avsikten därmed är att minska risken för uppkomst av hårdsprickor och förbättra segheten i svetsgodset.

Värmebehandlingen av grundmaterialet har varit

- 905<sup>o</sup>C/3,5 timmar, släckt i vatten
- 670<sup>o</sup>C/4 timmar, släckt i vatten
- 620<sup>o</sup>C/40 timmar, värmning och svalning  
50<sup>o</sup>C/timme.

Den ena svetsen innebär en skarvning av två plåtar med pulverbågs svetsning som sedan avspänningsglödgas vid 620<sup>o</sup>C i 10 timmar. Den andra svetsen avser att likna en typisk reparations svets utförd efter den slutgiltiga värmebehandlingen. Det har skett genom att manuellt svetsa igen ett 10 mm djupt och 30 mm brett spår i plåten och sedan hålla den vid 235 ± 20<sup>o</sup>C i två timmar efter svetsningen. Ytterligare svetsdata samt de båda svetsfogarnas utseende framgår av figur 1. Båda svetsfogarna är utförda av UDDCOMB och är svetsade enligt de föreskrifter som gäller för reaktortryckkärl av A533B.

### 2.2 Försökens genomförande

Provningsmetoderna har varit dragprovning, hårdhetsmätning och Charpy-V provning. Provstaverna har tagits ut ur svetsgodset tvärs svetsriktningen.

Dragprovstavens midja innehåller därmed flera svetssträngar som kan påverka flytspänningskurvan. Slagprovstavarnas anvisning är placerad så att sprickan kommer att propagera i svetssträngarnas längdriktning.

#### 2.2.1 Dragprovning

I huvudsak har dragprovstavar med midjelängden 30 mm och diametern 4.5 mm använts. För prov från reparationssvetsgodset var midjan dock 16 mm lång. Provningsen är utförd i en 'Zwick' dragprovmaskin. Varmdragprovning för dynamiska deformationsåldringsförsök har skett i oljebad för temperaturer upp till 250°C och i en motståndslindad ugn för högre temperaturer. Töjningshastigheten varierades från  $10^{-2} s^{-1}$  till  $10^{4,5} s^{-1}$  i dessa försök. Dragprovning för statiska deformationsåldringsförsök utfördes vid rumstemperatur med töjningshastigheten  $10^{-3} s^{-1}$ . Fördeformationen innan åldringsbehandlingen var 4% och åldringen utfördes sedan i oljebad ( $\leq 300^{\circ}C$ ) eller i kammarugn. En kraftigare fördeformation kunde inte användas eftersom midjebildning, speciellt för svetsgodset, inträder vid mycket små töjningar. Dock har det visat sig att grundmaterialet, som klarar högre förtöjningar än svetsgodset, inte erhåller någon märkbart ökad åldringseffekt för större förtöjningar (upp till 12%).

#### 2.2.2 Hårdhetsmätning.

För jämförelse med resultaten från dragprovningen har en del hårdhetsmätningar utförts på material som undergått statisk deformationsåldring. Mätningen är utförd enligt Vickers med belastningen 196 N.

#### 2.2.3 Slagseghetsprovning

Slagprovningen är utförd i en 300 J slagprovmaskin



med konventionella Charpy-V slagprovstavar. Provningsmetoden är i första hand avsedd att kartlägga effekten av statisk deformationsåldring varvid omslagstemperaturen vid 40 J (ITT(40J)) som funktion av åldringsbetingelserna har bestämts. På grund av den höga deformationshastighet som förekommer vid slagprovning och på grund av att denna inte kan regleras är det svårt att mer i detalj registrera effekten av dynamisk deformationsåldring med denna provningsmetod.

#### 2.2.4 Strukturundersökning.

En begränsad mikrostrukturundersökning har gjorts, i syfte att fastställa skillnaderna i struktur mellan grundmaterialet och de två typerna av svetsar. Proverna är etsade i 2%-ig Nital.

### 3. RESULTAT

#### 3.1 Mikrostruktur

De tre olika utgångsstrukturerna skiljer sig något åt beroende dels på olika kemisk sammansättning dels på olika svalnings- och värmebehandlingsförlopp.

Grundmaterialet består av en kraftigt anlöpt marten-sit (figur 2a). En viss randighet framträder klart, i plåtens centrum, genom att karbidpartiklarna före-trädesvis ligger i stråk i valsriktningen.

Pulverbågs svetsgodset består av acikulär ferrit samt en mindre mängd ferrit som skilts ut i gamla austenit-korngränser (figur 2b). Mängden karbidpartiklar är klart mindre än hos grundmaterialet, beroende på lägre kolhalt. Avspänningsglödningen har troligen haft en viss stabiliserande verkan på strukturen genom att kol och kväve har kunnat bilda partiklar.

Udock kan man räkna med att stabiliseringen inte är så kraftig som för det kraftigt anlöpta grundmaterialet.

Den manuellt svetsade reparationssvetsen (figur 2c) består liksom pulverbågsvetsen av acikulär ferrit samt någon ferrit utskilt i gamla austenitkorngränser. Dessutom förekommer små perlitnoder. Mängden karbider är ytterligare lägre än hos pulverbågsvetsgodset vilket är naturligt med tanke på en något lägre kolhalt hos reparationssvetsen. Troligt är också att strukturen inte kunnat stabiliseras i lika hög grad som de två andra strukturerna, på grund av att ingen efterföljande värmebehandling förekommit. Dock är svetsmetoden vid reparationssvetsning sådan att en viss anlöpning, och därmed karbidutskiljning, ska kunna ske genom att varje svetssträng göres så tunn att den anlöpes av värmen från den påföljande svetssträngen.

### 3.2 Dragprovning

#### 3.2.1 Statisk deformationsåldring.

De förändringar av flytspänningskurvan som sker på grund av åldring efter 4% fördeformation visas i figur 3 och 4. Brottgränsen hos grundmaterial och svetsgods påverkas relativt svagt av 10 minuters åldringsbehandling och den ökar med ökande åldringstemperatur upp till minst 350°C. Ökas tiden för åldring till 16 timmar (en faktor 100) blir effekten kraftigare. Vid låg åldringstemperatur (100°C) är brottgränsen lägre än brottgränsen för ej åldrat material för både grundmaterial och pulversvetsgods. Ökas åldringstemperaturen så stiger brottgränsen och når ett maximum för samtliga tre varianter kring 200 - 250°C. Reparationssvetsgodset skiljer sig från de två andra genom att

uppvisa kraftigare effekt av åldring, speciellt vid låga temperaturer. Aldringstider på 1000 timmar har använts vid åldringstemperaturen 280°C. Brottgränsen hos pulverbågsvetsgodset är för så lång åldringstid i stort sett densamma som för åldringstiden 16 timmar. För reparationssvetsgodset tycks brottgränsen öka ytterligare något vid förlängd åldringstid.

I stället för brottgränsen kan man titta på den höjning av flytspänningen vid 4% töjning som orsakas av åldring, vilket visas i figur 4. Resultatet blir att i stort sett samma beteende som brottgränsens åldringsberoende erhålles. Åldringskänsligheten är lika stor för pulverbågsvetsgodset och grundmaterialet både vad gäller olika åldringstemperaturer och storleken på spänningsökningen orsakad av åldring. Reparationssvetsen däremot är klart mer åldringskänslig, speciellt vid låg åldringstemperatur.

Areakontraktionen har inte påverkats av åldringen hos något av de tre materialen.

1.1.2. Dynamisk deformationsåldring.

Den dynamiska deformationsåldringens effekt på sträckgräns och brottgräns redovisas i figur 5. Deformationshastigheten har varierats från  $10^2 s^{-1}$  till  $10^4 s^{-1}$  för att framhäva töjningshastighetsberoendet. Genomgående påverkas sträckgränsen något mindre av åldringen än brottgränsen. Strax ovanför 100°C blir den dynamiska deformationsåldringen märkbar och mellan 200 och 300°C nås ett maximum, varefter spänningarna sjunker relativt snabbt. Starten av den dynamiska deformationsåldringen liksom maximumet tenderar att ligga vid lägre temperatur ju långsammare töjningshastigheten är. Minskad deformationshastighet medför

dessutom högre värden på sträckgräns och brottgräns mellan 200 och 300°C. Reparationssvetsen uppvisar den klart största känsligheten av de tre undersökta materialen medan grundmaterial och pulversvetsgods i stort sett är likvärdiga.

Grundmaterialet och pulversvetsgodset har ingen eller möjligen en mycket svag minskning i areakontraktion vid stigande provningstemperatur enligt figur 6. Däremot är reparationssvetsgodsets areakontraktion mer beroende av provningstemperaturen och minskar från 75% vid rumstemperatur till ca 55% vid 350°C. Någon inverkan av olika deformationshastighet har inte kunnat registreras.

### 3.3. Slagseghetsprovning

Slagseghetsbestämningar har gjorts för ej åldrat material, material som försträcks 4% samt för försträckt och åldrat material. Åldringsbehandlingarna har varit 360°C/16h, 280°C/16h samt 280°C/1000h och resultaten visas i figur 7 och 8. Från slagseghetskurvorna har omslagstemperaturen vid slagenergin 40J bestämts och redovisas i tabell 2.

Utvärderingen är, med tanke på ett relativt begränsat antal slagprovstavar per variant, något osäker men resultaten visar ändå klara effekter av både för-  
töjning och åldring.

Utgångsstrukturen hos de tre olika materialen har mycket olika omslagstemperatur. Pulverbågsvetsen har sämst slagseghet med omslagstemperaturen -35°C mot -75°C och -90°C för grundmaterial respektive reparationssvetsgods. Pulversvetsgods och grundmaterial får ca 10°C försämrade omslagstemperatur på grund av försträckningen och ytterligare 5-15°C

försämring på grund av åldring. Effekten av åldring tenderar att vara något större för pulversvetsgodset än för grundmaterialet. Reparationssvetsgodset får en kraftigare ändring i omslagstemperatur än de två andra materialen. Försträckningen åstadkommer  $15^{\circ}\text{C}$  försämring och åldringen ytterligare  $25-35^{\circ}\text{C}$ . Det kraftigast åldrade reparationssvetsgodset har dock lägre omslagstemperatur än det pulversvetsgodset som varken försträckts eller åldrats.

Av de undersökta kombinationerna av tid och temperatur ger  $280^{\circ}\text{C}/1000\text{h}$  den största höjningen av omslagstemperaturen för samtliga material. En mindre ändring av omslagstemperaturen orsakades av en kortare åldringstid vid samma temperatur ( $280^{\circ}\text{C}/16\text{h}$ ). Åldring  $360^{\circ}\text{C}/16\text{h}$  slutligen gav minst ändring av omslagstemperaturen

Figur 8 visar pulversvetsgodsets slagprovkurva, uppmätt mellan  $-100$  och  $+500^{\circ}\text{C}$ . Slagsegheten är i det närmaste konstant mellan  $100$  och  $300^{\circ}\text{C}$ , varefter den minskar allt snabbare mot högre temperaturer.

#### 3.4 Hårdhetsprovning

De mätningar av hårdheten som gjorts är redovisade i tabell 3. Effekten av statisk deformationsåldring på hårdheten efter 4% fördeformation är relativt måttlig för både grundmaterialet och pulversvetsgodset. Hårdheten har ökat med maximalt 10 Vickers-enheter (eller  $\leq 4,3\%$ ) till följd av de olika åldringsbehandlingarna. Det ej avspänningsglödade reparationssvetsgodset har fått en ökad hårdhet på upp till 14 Vickersenheter (6%) till följd av åldring. Effekten av statisk deformationsåldring på hårdheten är störst för åldringsbehandlingen  $280^{\circ}\text{C}/16\text{h}$  och minskar i ordningen  $280^{\circ}\text{C}/1000\text{h}$  och  $360^{\circ}\text{C}/16\text{h}$ .

Hårdheten har även uppmätts hos avspänningsglödgat reparationssvetsgods ( $620^{\circ}\text{C}/10\text{h}$ ) och en hårdhet på 205 erhöles mot 212 för det ej avspänningsglödgade materialet.

#### 4 DISKUSSION

##### 4.1 Statisk deformationsåldring

Statisk deformationsåldring orsakas av interstitia- lers (kol- och kväveatomernas) diffusion till och anrikning vid dislokationer och den därav uppkomna fastlåsningen av dislokationer. Efter åldringen upp- visar materialet i regel sämre slagseghetsvärden och högre sträck- och brottgräns än innan åldrings- behandlingen. Denna typ av åldring är således ak- tuell då åldring skett vid drift av ett reaktortryck- kärn varefter kärlet låtit svalna till en lägre tem- peratur. Det är vid denna låga temperatur som för- sämrade seghetsegenskaper erhålles.

Det är numera allmänt accepterat (5,6) att föränd- ringarna av de mekaniska egenskaperna orsakas i första hand av att kol- och kväveatomer diffunderar till dislokationer och dekorerar den genom att bilda så kallade Cottrell-atmosfärer. Aldringen är därmed diffusionskontrollerad och den tid och temperatur som krävs för att åstadkomma en viss förändring i de mekaniska egenskaperna kan beskrivas med ett Arrhenius- uttryck:

$$t = A \exp(Q/RT) \quad (1)$$

där  $t$  = tiden för åldring (s)

$A$  = konstant

$Q$  = aktiveringsenergi för åldring (J/mol)

$T$  = absolut temperatur (K)

$R$  = gaskonstanten (J/mol.grad)

Konstanten  $A$  beskriver entydigt ett visst stadium i

Åldringen. Förutsättningen för att relationen ska gälla är att man befinner sig under den temperatur där Cottrell-atmosfärer börjar att upplösas.

En utvärdering av  $Q$  kan med tillgängliga data inte göras varför aktiveringsenergin först antogs ha samma värde som för diffusion av kol- och kväveatomer (90 000 J/mol). Dålig passning erhöles dock varför aktiveringsenergin i stället antogs vara 144 000 J/mol, tidigare utvärderat för Ti och V-stål(7), vilket gav en relativt god passning även för materialet i denna undersökning. I figur 9 är spänningsökningen till följd av åldring, avsatt som funktion av  $\log A$  (med  $Q = 144\ 000$  J/mol).

Figuren visar att ökad hålltid medför ökad spänningsökning under förutsättning att överåldring inte sker. Samtidigt tycks den största möjliga spänningsökningen som funktion av  $\log A$  vara störst för långa åldringstider. Dock är driftstemperaturen för ett reaktortryckkärl av denna typen så hög ( $280^{\circ}\text{C}$ ) att en svag överåldring börjar ske efter långa hålltider vilket framgår tydligast av figur 3 och 4. Jämförelse mellan materialen i figur 9 visar att det material som är känsligast för statisk deformationåldring (reparationssvetsen) erhåller större spänningsökning vid temperaturer och tider som inte ger överåldring (stora  $\log A$ ), än de mindre åldringssärliga materialen. Dock, så fort materialet börjar att överåldras (små  $\log A$ ) försvinner skillnaderna i spänningsökning mellan de tre materialen så gott som helt.

Även om ingen ytterligare förhöjd spänningsnivå erhålles genom att förlänga åldringstiden vid  $280^{\circ}\text{C}$  från 16h till 1000h, eftersom överåldring sker, så visar slagprovresultaten tydligt att omslagstemperaturen fortsätter att öka, se figur 10. Liknande

resultat har tidigare erhållits efter åldring långa tider vid 230°C (8). Detta innebär att slagsegheten ytterligare kan försämrans om åldringstiden kraftigt ökas. De erhållna resultaten antyder dock att denna försämring troligtvis blir liten (<5°C) vid driftstemperaturen 280°C eftersom en ökning av åldringstiden från 16h till 1000h enbart gett en ökning i omslagstemperatur på upp till 5°C. Utöver vad som sagts ovan om de mekaniska egenskaperna märks främst pulverbågsvetsens, relativt de båda andras, höga omslagstemperatur i utgångstillståndet. Av resultaten framgår således att sprödbrott i ett avsvältnat tryckkärl sker lättast i pulversvetsgodset och att det blir allt sprödare efter lång åldringstid (driftstid) vid 280°C.

#### 4.2. Dynamisk deformationsåldring

Vid driftstemperaturer kring 200-300°C kan dynamisk deformationsåldring ske, innebärande att deformation och åldring sker samtidigt. Det ger som resultat att den mekaniska integriteten försämrans vid sänkning av komponentens temperatur till följd av förhöjd omslagstemperatur. Dessutom kan spricktillväxt ske vid hög temperatur under påverkan av åldring och mekaniska påkänningar. I båda fallen är alltså interstitialernas lösning av dislokationer under deformationsprocessen orsak till försämringen i seghetsegenskaperna.

Det har visats av bl.a. Keh et al (9) att uppkomst av sågtandformade spännings-töjningskurvor sker vid en aktiveringsenergi som är densamma som aktiveringsenergin för diffusion av interstitialer i Fe. Sågtandningen är en följd av åldringen genom dels lösning av dislokationer dels dislokationsgenerering. För ökad grad av åldring ökar även aktiveringsenergin något. Maxivärdet nås då temperaturen är så hög att all sågtandning just försvunnit, dvs. då materialet



börjar att överåldras. Arrhenius-relationen lyder

$$\dot{\epsilon} = Z \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

där  $Z$  är en konstant. Varje värde på  $Z$  motsvarar enligt Keh et al ett entydigt bestämt spännings-töjningssamband. Vi kan därför, om man i en första approximation antar att aktiveringsenergin är konstant oberoende av graden av åldring, avsätta sträckgräns som funktion av  $\log Z$ , se figur 11.  $Q$  har valts till 84 000 J/mol, vilket är ett medelvärde på beräknade aktiveringsenergier för uppkomst av sågformade spännings-töjningssamband (10).

Sträckgränsen uppvisar enbart ett obetydligt temperatur- och töjningshastighetsberoende i området för dynamisk deformationsåldring (framgår tydligare i figur 5), vilket är väntat (9). Flytspänningen, eller i detta fall brottgränsen, påverkas kraftigt av både temperatur och töjningshastighet och Arrhenius-sambandet som utnyttjats i figur 11 beskriver åldringens effekt på brottgränsen väl, förutsatt att ingen överåldring skett. I figuren framgår en klar avvikelse från den ritade linjen vid små värden på  $Z$ , vilket är en effekt av denna överåldring (jämför med figur 5). Det framgår att för minskat värde på  $\log Z$ , så ökar graden av åldring och för en viss temperatur så är åldringen kraftigast för låg töjningshastighet. Överåldring innebär att Cottrell-atmosfärerna som låser dislokationerna börjar att upplösas och temperaturen för detta kan beräknas med ekvationen (5)

$$C(=1) = C_0 \exp\left(\frac{-\Delta G_b}{kT}\right) \quad (3)$$

där  $C$  är koncentrationen av interstitialer i den position i dislokationslinjen som ger största bindningsenergin  $\Delta G_b$ , och  $C_0$  är genomsnittliga koncentrationen i legeringen. Denna kritiska temperatur

Är enligt ekvationen helt oberoende av töjningshastigheten, vilket innebär att så länge man befinner sig under denna temperatur, så fås en stegrad åldringseffekt allt eftersom deformationshastigheten minskar. Enligt figurerna 5 och 11 ligger denna temperatur strax ovanför  $300^{\circ}\text{C}$ , dock något högre för reparationssvetsgodset än de två andra materialen. Ekvationen gäller för kväve som är upplöst i grundmassan. Stabilisering genom t.ex. avspänningsglödning som hos grundmaterialet och pulversvetsgodset minskar mängden löst kväve och ökar mängden nitrider, med följd att temperaturen för upplösning av Cottrell-atmosfärer sänkes. Reparationssvetsgodset har därför, trots den lägsta totala halten kväve av de tre, den högsta temperaturen för upplösning av Cottrell-atmosfärer. Ekvation 3 ger, om  $A_{\text{B}}$  väljes till  $0,35\text{eV}$  (5), att för en sänkning av den kritiska temperaturen från  $320$  till  $270^{\circ}\text{C}$  krävs att mängden löst kväve minskar med en faktor 2.

För att kvantifiera den effekt som dynamisk deformationsåldring har på ett reaktortryckkärl, måste brottseghetsstudier göras. Det är helt klart att brottsegheten försämras vid dessa temperaturer och att det är dynamisk deformationsåldring som är orsaken framgår, då föreliggande resultat jämföres med tidigare undersökningar (1) på grundmaterial av stål A533B. Det är väsentligt att sådana bestämningar även göres för mycket låga deformationshastigheter.

Pulverbågsvetsgods som visat betydligt sämre seghetsgenskaper än de två andra materialen vid låg temperatur (fig 7), kan av den anledningen också misstänkas ha dåliga brottseghetsgenskaper även vid temperaturer då dynamisk deformationsåldring förekommer.

#### 4.3. Effekt av avspänningsglödning

Ett sätt att minska åldringen är att avspänningsglöda materialet. Det sker också för grundmaterialet

och alla svetsfogar utom den typ av reparationssvets som ingår i undersökningen.

Då reparationssvetsgodset avspänningsglödgas vid  $620^{\circ}\text{C}/10\text{h}$  fås en lägre hårdhet (se tabell 3), vilket tyder på att i den ferritiska grundmassan upplöst kol och kväve bildar relativt grova karbider och nitrider. Att denna stabiliseringseffekt är kraftig förstås då man jämför åldringskänsligheten hos ej avspänningsglödgat reparationssvetsgodset med det vid  $620^{\circ}\text{C}/10\text{h}$  avspänningsglödgade pulverhågsvetsgodset och grundmaterialet (se fig. 10 och 11). Avspänningsglödning har bortsett från risker med avspänningsglödningssprickor m.m. dessutom det goda med sig att kallbearbetad struktur så gott som helt återhämtas (4), vilket därmed innebär minskad risk för statisk deformationsåldring.

## 5. SLUTSATSER

- a) Statisk och dynamisk deformationsåldring orsakar försämrad seghet hos plåt av A533B samt för svetsgodset till detta material. Åldringskänsligheten, både vad gäller slagseghet och flytspänning var likvärdiga för de två avspänningsglödgade varianterna grundmaterial och pulverhågsvetsgodset. Reparationssvetsgodset, som hade den lägsta totala kvävehalten av de tre, var betydligt känsligare.
- b) Effekten av statisk deformationsåldring på slagsegheten ökar med ökad åldringstid. Detta gäller även för måttlig överåldring. Vid åldringstemperaturen  $280^{\circ}\text{C}$  sker den största delen av försämringen under de första 16 timmarna för både grundmaterial och svetsgodset.
- c) De kraftigaste dynamiska åldringseffekterna fås för mycket låga deformationshastigheter då temperaturen är lägre än den temperatur där överåldring

inträder. Ovanför denna temperatur spelar deformationshastigheten mindre roll och åldringseffekterna blir svagare. Den kritiska temperaturen kan sänkas genom att minska kvävehalten.

- d) Pulverbågs svetsgodset visar betydligt sämre seghetsegenskaper än det betydligt åldringskänsligare reparationssvetsgodset efter kraftig åldring på grund av dålig seghet redan i obehandlat tillstånd.
- e) Avspänningsglödning av grundmaterial och svetsgods medför att åldringskänsligheten kraftigt minskas. Dessutom återhämtas källbearbetad struktur vilket innebär minskad risk för statisk deformationsåldring.

#### ERKÄNNANDE

Denna undersökning (B26/76) har finansierats av Statens Kärnkraftsinspektion.

## REFERENCES

1. ÖSTENSSON, B., WESTIN, R., The influence of temperature and strain rate on the fracture toughness,  $J_{IC}$ , of A533B pressure vessel steel plate material.  
AB Atomenergi, S-536, 1976.
2. BERGH, S., Deformationsåldringskänsligheten i svetsförband: Transactions of production and materials engineering division.  
Lund Techn. University, 1973.
3. OTTERBERG, R., Deformationsåldring i svetsgods i reaktortryckkärl. En litteraturstudie.  
Institutet för Metallforskning, IM-1227, 1977.
4. FORTNER, E., KATZ, L., EVANCHAN, N.L., The effect of strain aging on the mechanical properties of A533 pressure vessel steel, Proc. sec. int. conf. on mechanical behaviour of materials.  
Boston Massachusetts, 1976, 1264-1268.
5. COTTRELL, A.H., Dislocations and plastic flow in crystals, Oxford Univ. Press, London, 1953.  
Oxford Univ. Press, London, 1953.
6. HALL, E.O., Yield point phenomena in metals and alloys.  
Macmillan, London, 1970.
7. RASHID, M.S., Strain aging of vanadium or titanium strengthened high-strength low-alloy steels.  
Met. Trans., 1976:7A, 497-503.

8. GARAFALO, F., SMITH, G.V., The effect of time and temperature on various mechanical properties during strain ageing of normalized low carbon steels.  
Trans. Amer. Soc. Metals, 1955:47, 957-983.
9. KEH, A.H., NAKADA, Y., LESLIE, W.C., Dynamic strain ageing in iron and steel; Dislocation dynamics (Rosenfield m.fl.).  
Mc Graw-Hill, New York, London, 1968, 381-406.
10. BAIRD, J.D., The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals.  
Met. Rev., 1971:16, 1-18.

Tabell 1 Materialens kemiska analys (vikts-%)

Material	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	N
Grundmaterial A533B	0,205	1,480	0,245	0,002	0,008	0,645	0,530	0,009
Pulverbågsvetsgods	0,052	1,55	0,21	0,005	0,012	1,43	0,46	0,014
Reparationssvetsgods. Tråd 4 mm	0,041	1,52	0,27	0,007	0,009	1,09	0,39	0,0066
Reparationssvetsgods. Tråd 3,25 mm	0,041	1,35	0,34	0,008	0,007	1,37	0,45	0,0066

Tabell 2 Omslagstemperaturer ITT(400) för obehandlat, förtöjt  
och ålrat material.

Material	Försträck- ning (%)	Aldrings- temperatur (°C)	Aldringstid (h)	Omslags- temperatur (273) (°C)
Grundmat.	-	-	-	-73
"	4	-	-	-65
"	4	280	16	-55
"	4	360	16	-59
Pulverbåg- svetsgods	-	-	-	-36
"	4	-	-	-27
"	4	280	16	-15
"	4	280	1000	-10
"	4	360	16	-18
Reparations- svetsgods	-	-	-	-86
"	4	-	-	-73
"	4	280	16	-46
"	4	280	1000	-41



Tabell 3 Hårdhet hos obehandlat, försträckt och åldrat material.

Material	Försträckning (%)	Åldrings-temperatur (°C)	Åldringstid (h)	Hårdhet (HV(294N))
Grundmat.	-	-	-	225 ± 8
"	4	-	-	225 7
"	4	280	16	234 4
"	4	360	16	238 3
Pulverbågsvetsgods	-	-	-	248 6
"	4	-	-	259 6
"	4	280	16	270 4
"	4	280	1000	264 4
"	4	360	16	262 4
Reparationssvetsgods	-	-	-	212 4
"	4	-	-	235 7
"	4	280	16	243 4
"	4	280	1000	241 7
"	Avspänningsglödgat 620°C/10h			205 7

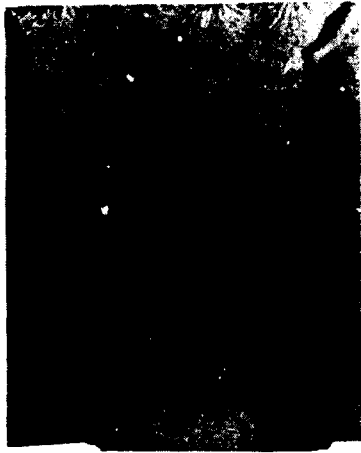


Fig. 1

Pulverbågsvets

tråddiameter 4 mm  
sträckenergi  $19,5 \cdot 10^3$  J/cm  
flersträngssvetsning  
arbetstemp.  $175 \pm 50^\circ\text{C}$

Reparationssvets

tråddiam. (första lagret) 3,25 mm  
strömstyrka ( - " - ) 125A  
spänning ( - " - ) 23 V  
tråddiameter (följande lager) 4 mm  
strömstyrka ( - " - ) 160A  
spänning ( - " - ) 24V  
flersträngssvetsning  
arbetstemperatur  $200 \pm 20^\circ\text{C}$



a. Grundmaterial



b. Pulversvetsgods



c. Reparationsvetsgods

Fig. 2 De tre materialens mikrostruktur. Etsat i 2%-ig Nital.

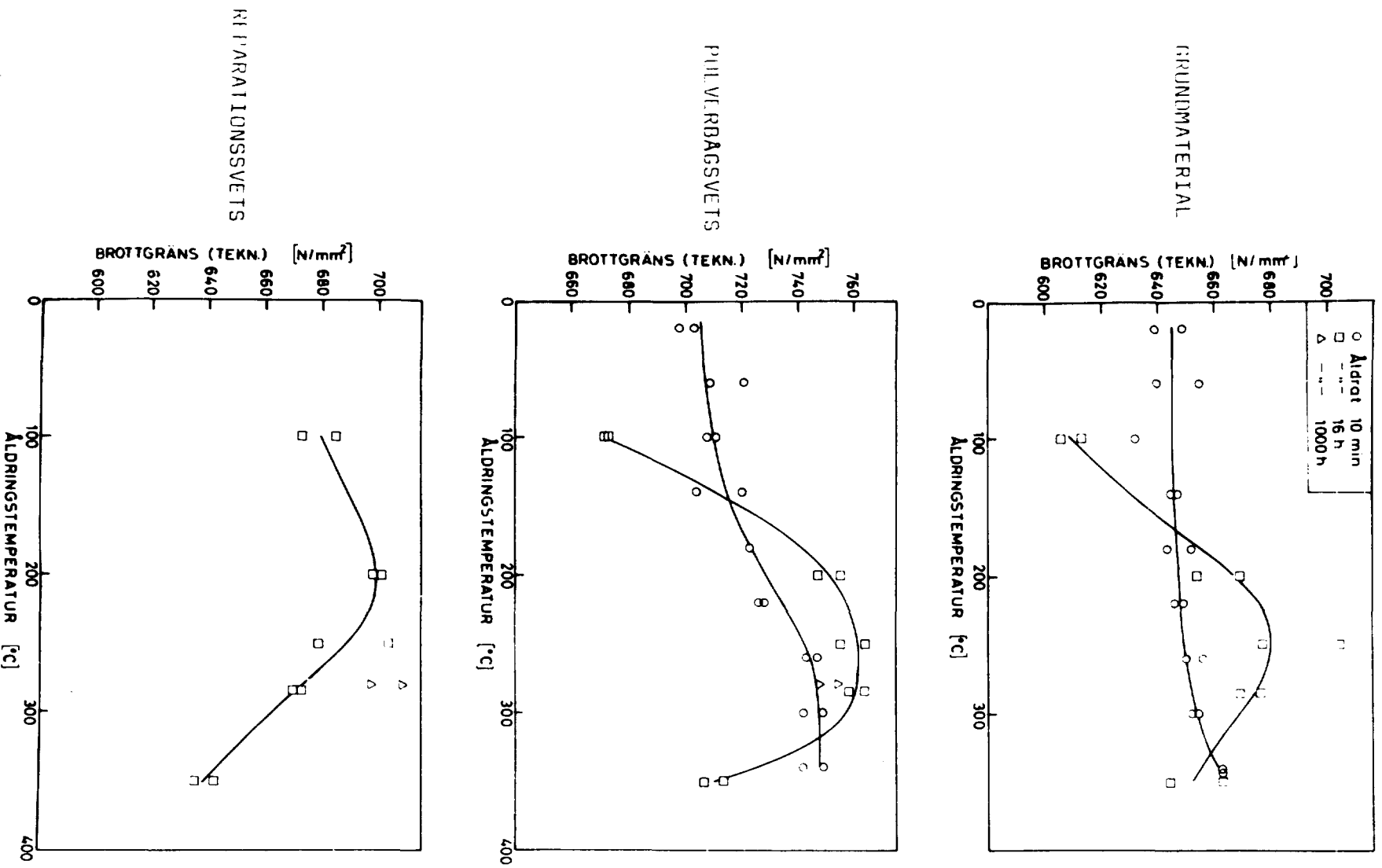
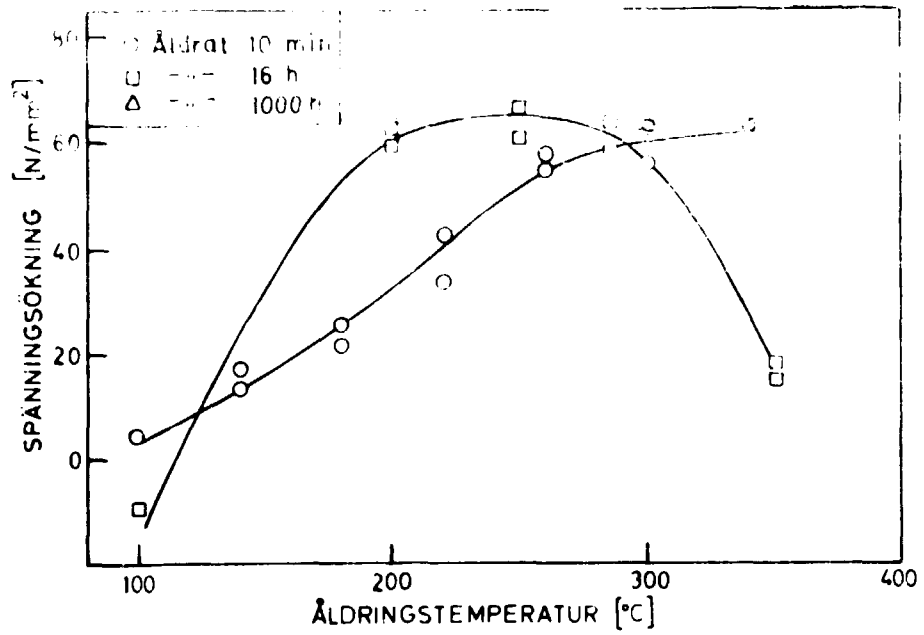
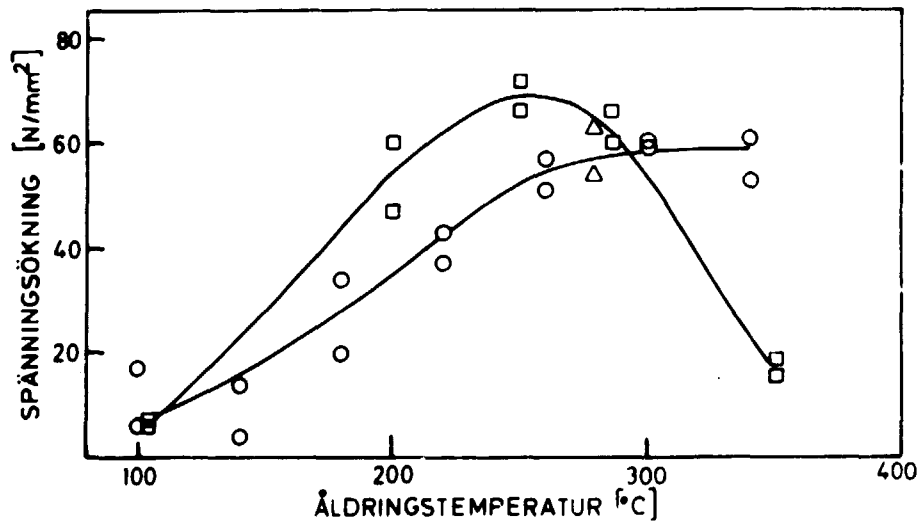


Fig. 3 Brottgränns variation med åldringstemperatur och åldringstid hos statistiskt deformationsåldrat material.

GRUNDMATERIAL



PULVERBÄGSVETS



REPARATIONSSVETS

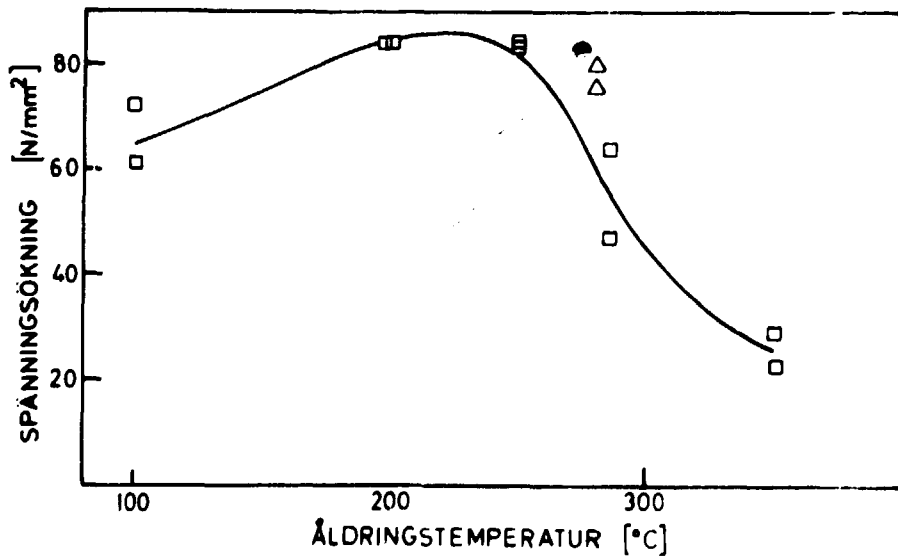


Fig. 4 Ökning i flytspänning till följd av statisk deformationsåldring.

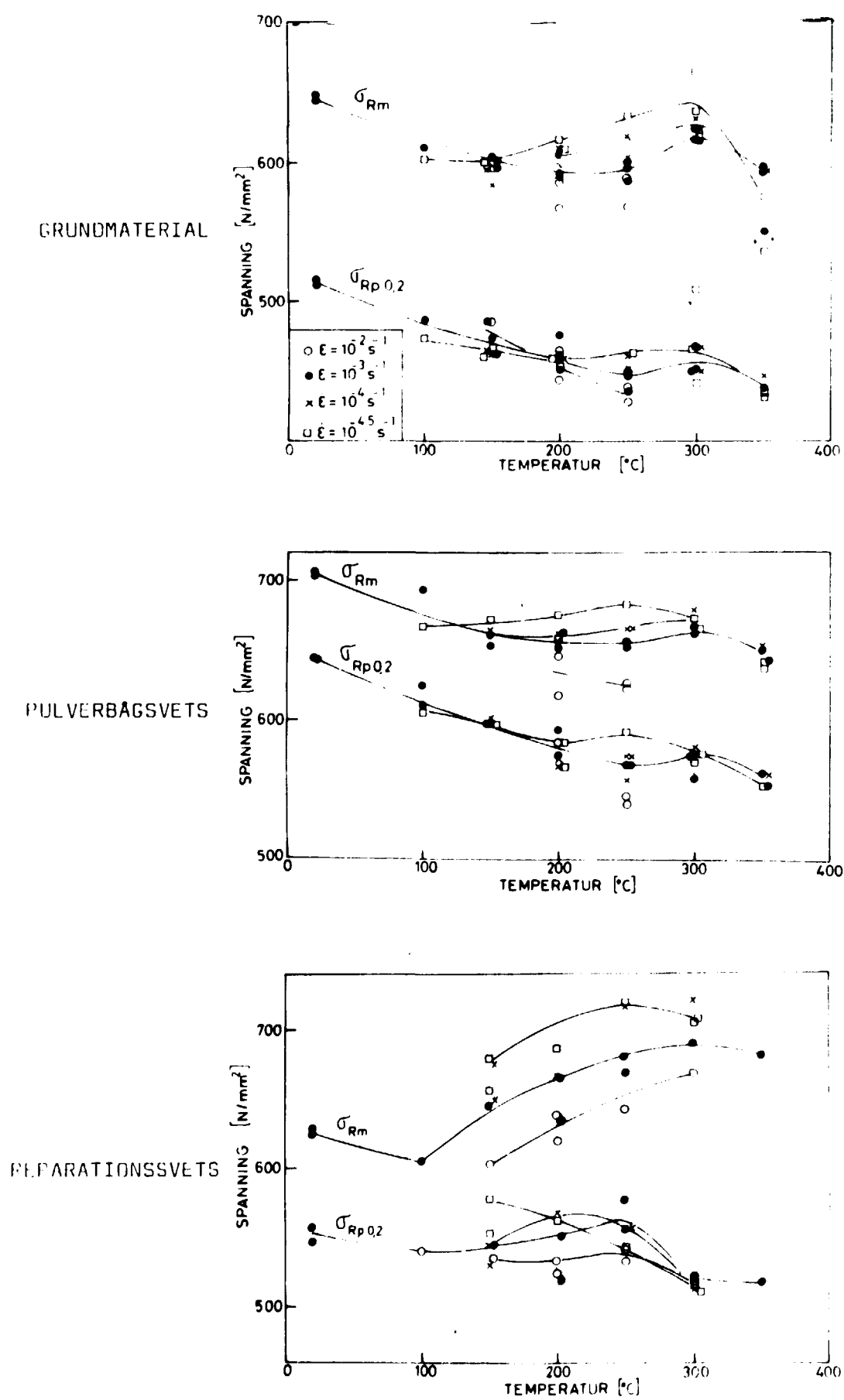


Fig. 5 Sträckgränsens och brottgränsens variation med temperatur och töjningshastighet.

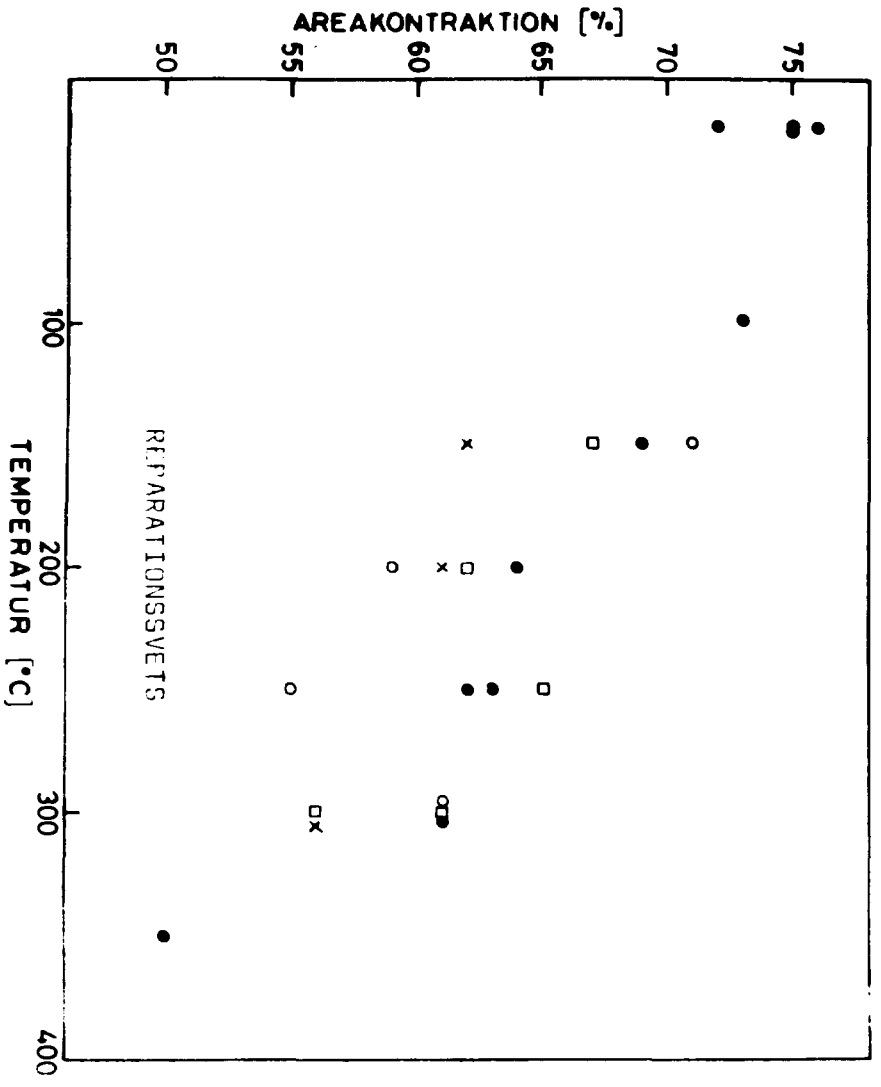
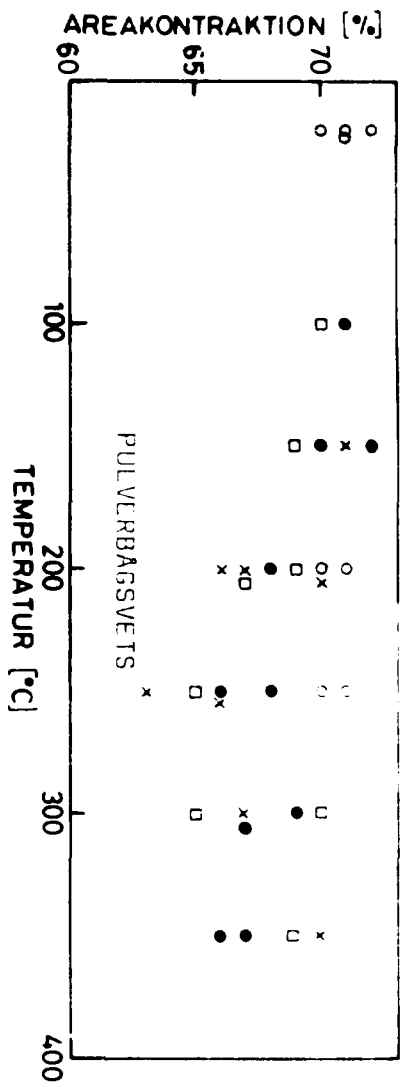
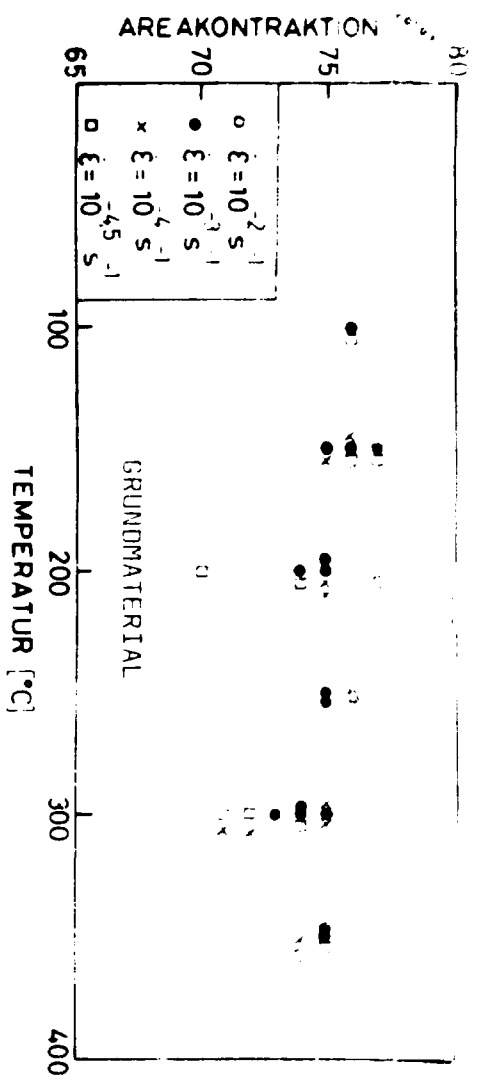
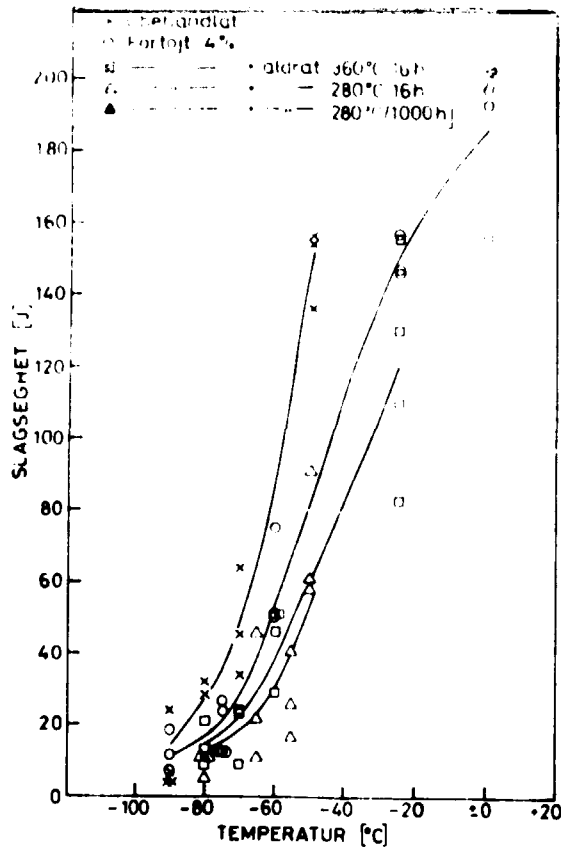
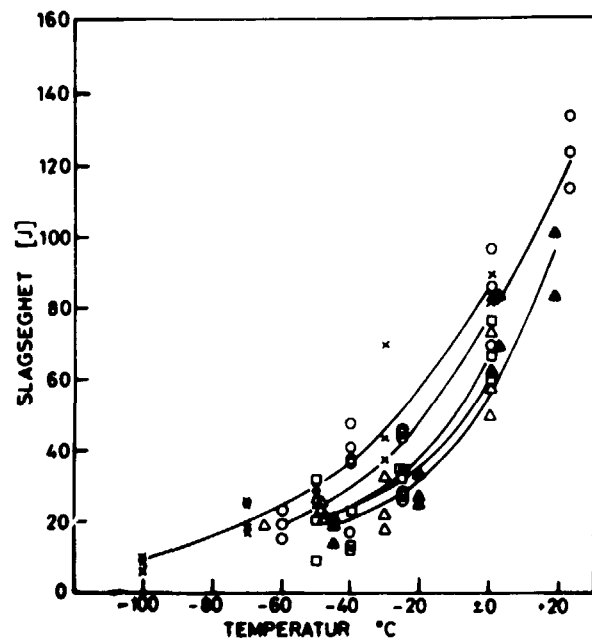


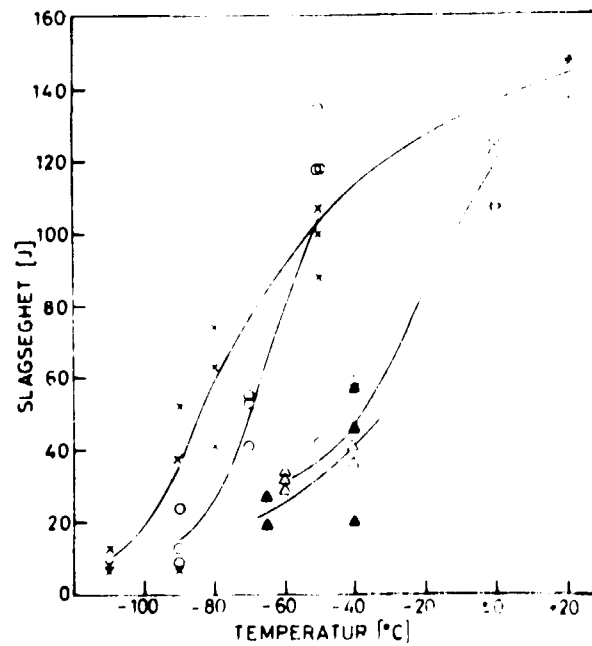
Fig. 6 Areakontraktionen som funktion av temperatur och töjningshastighet.



GRUNDMATERIAL



PULVERBÄGSSVETS



REPARATIONSSVETS

Fig. 7 Slagsegheten (Charpy-V) för obehandlat, förtöjt och åldrat material.



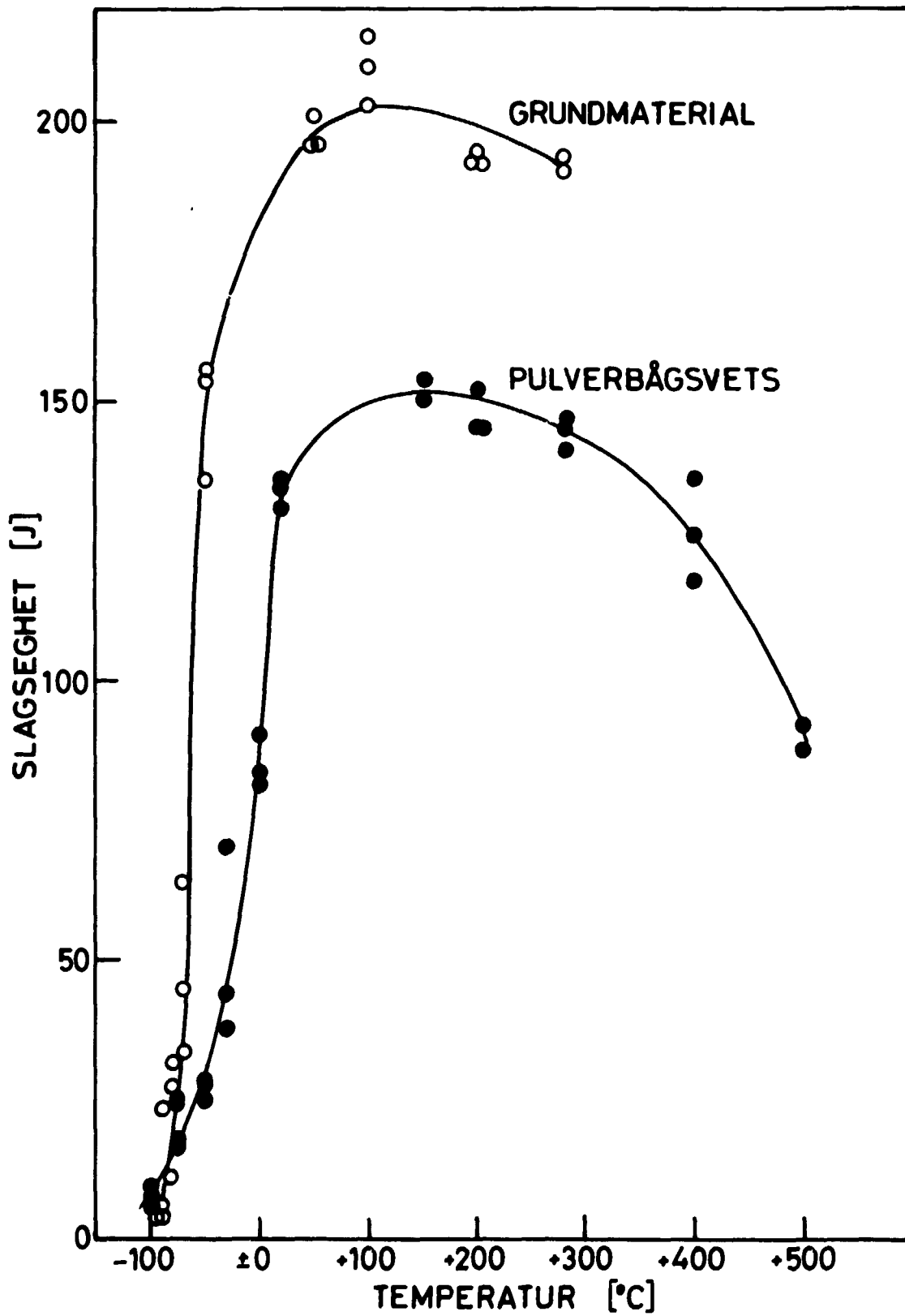


Fig. 8 Grundmaterialalets och pulversvetsgodsets slagseghetskurvor.

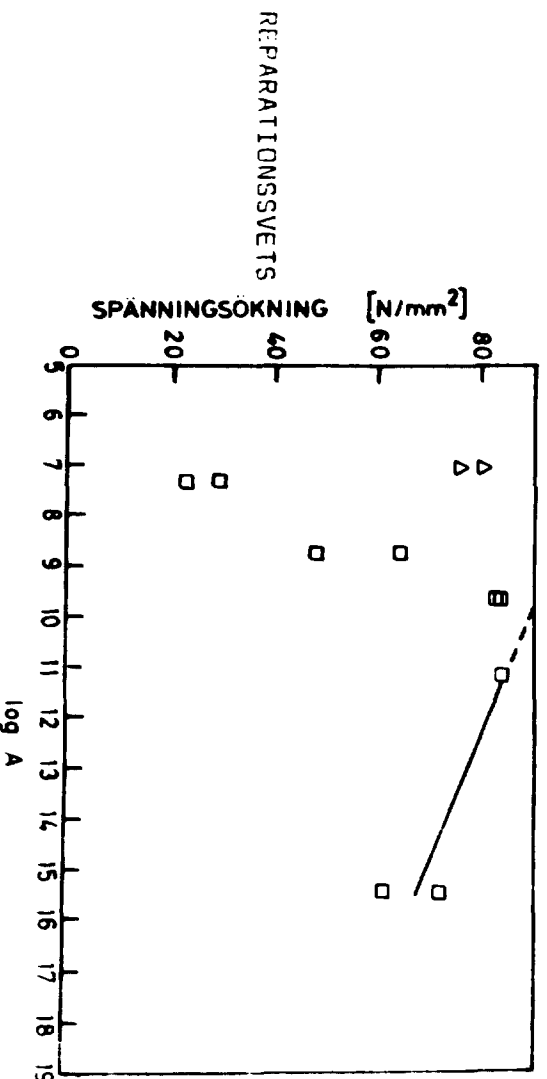
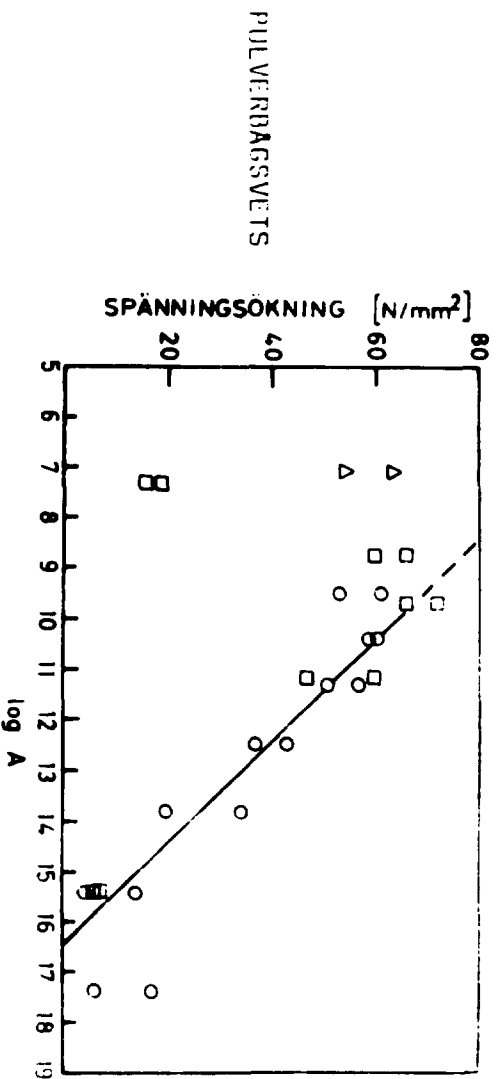
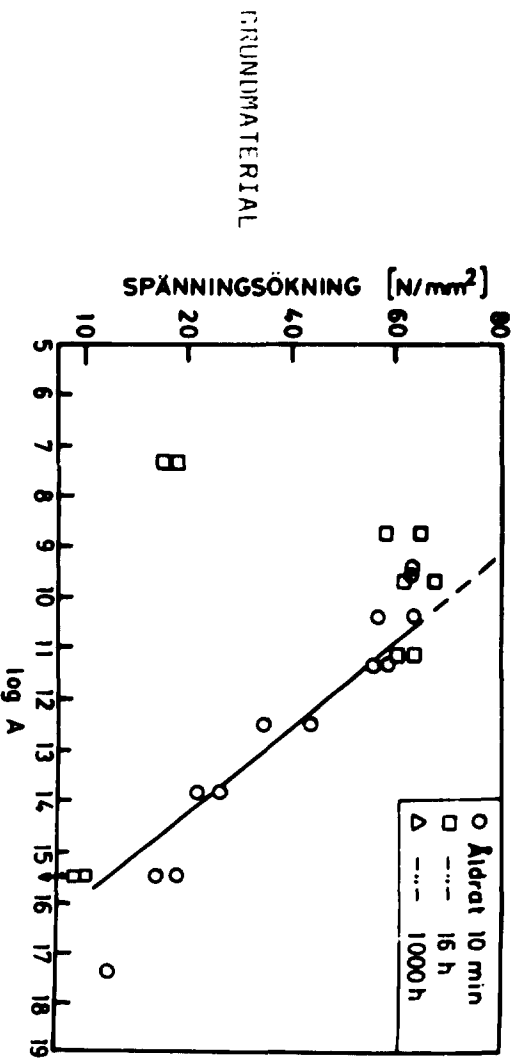


Fig. 9 Ökning i flytspänning till följd av statisk deformationsåldring som funktion av  $\log A$ .  $t = A \exp\left(\frac{-144000}{RT}\right)$

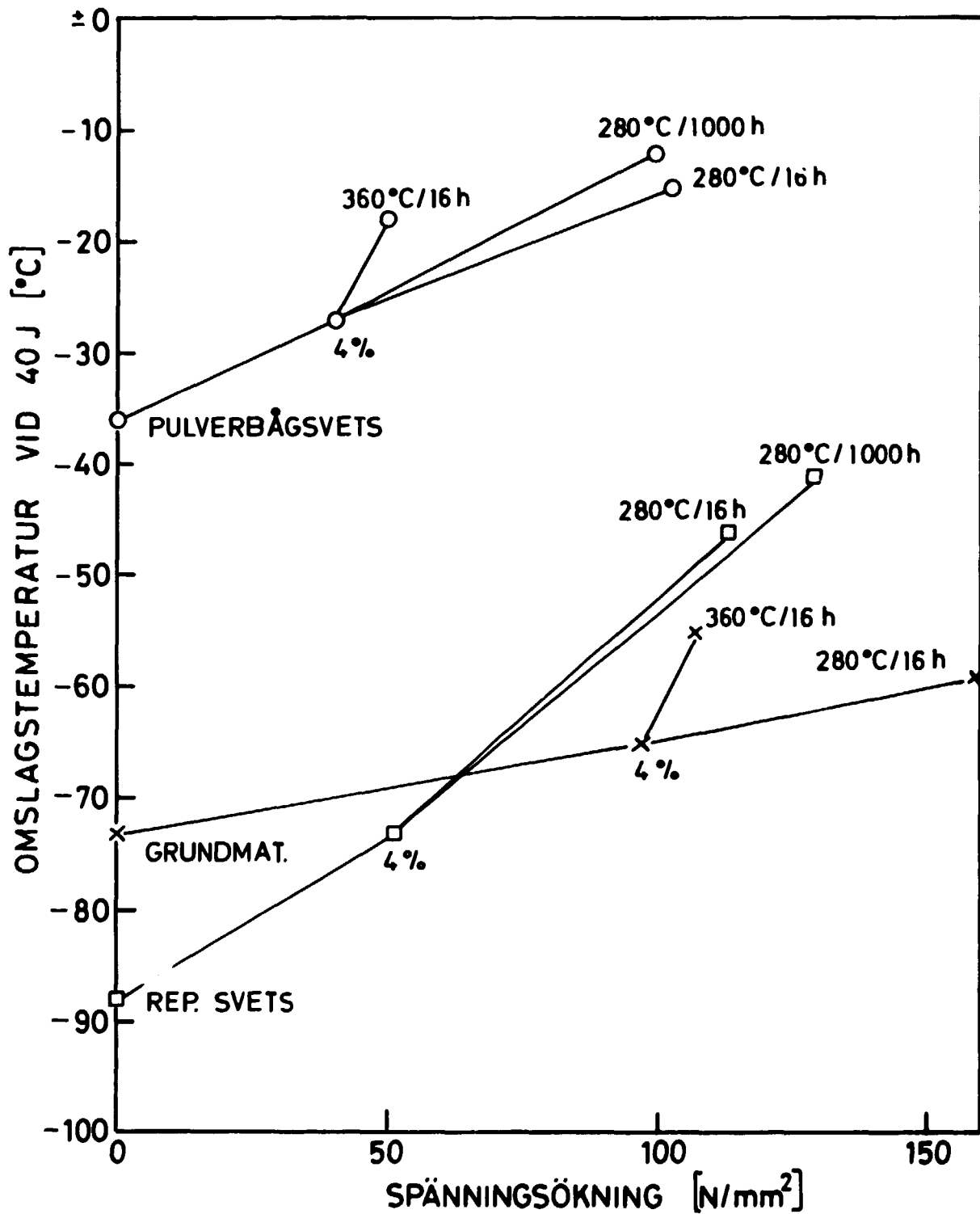


Fig. 10 Omslagstemperatur som funktion av spänningsökning till följd av fördeformation och statisk deformationsåldring.

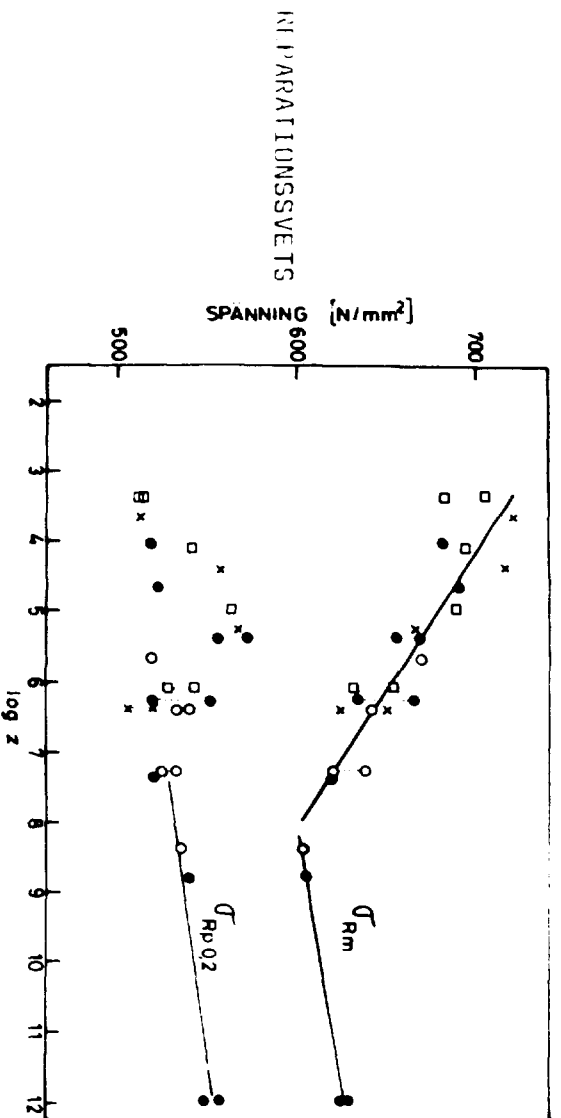
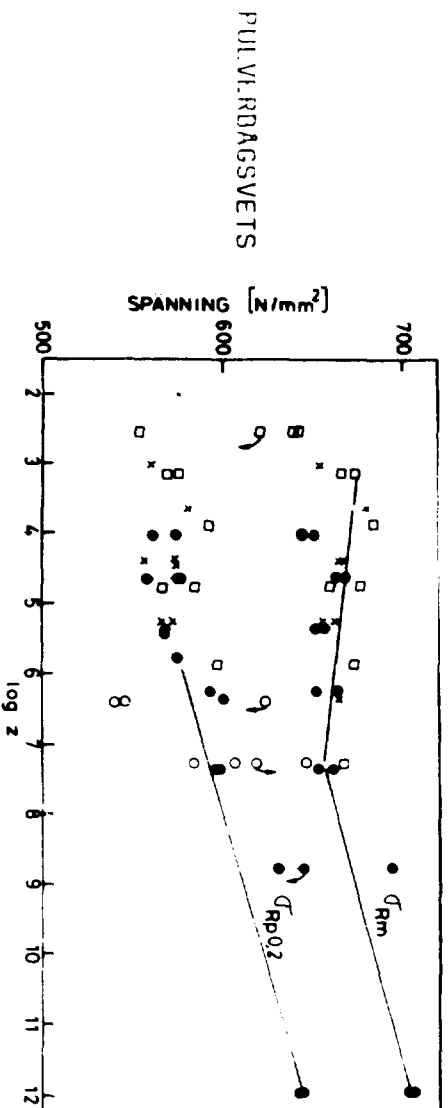
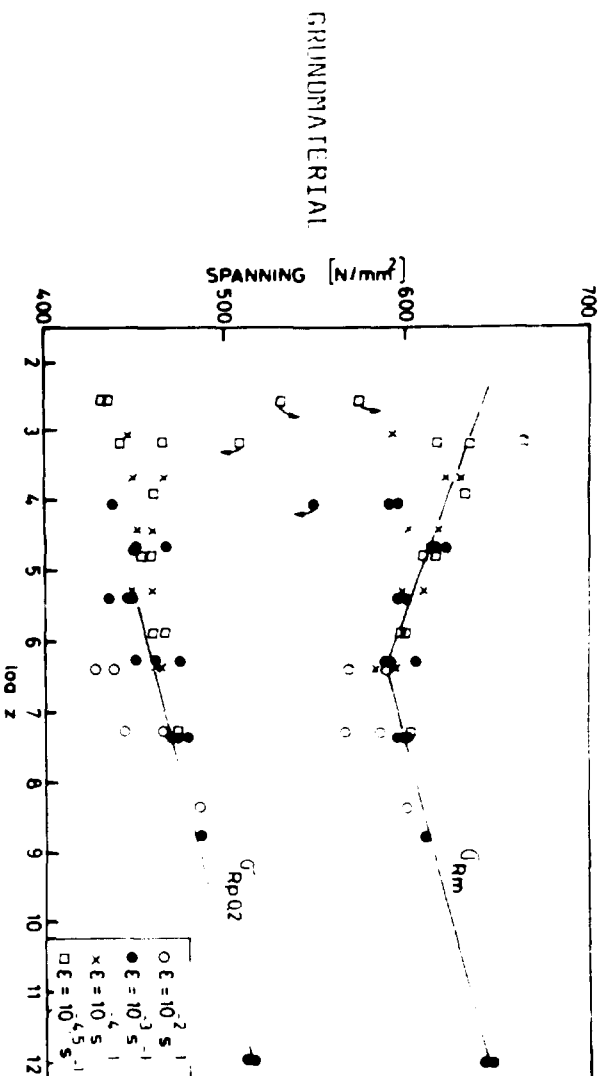


Fig. 11 Sträckgräns och brottgräns som funktion av  $\log z$  vid dynamisk deformationsåldring,  $\dot{\epsilon} = 7 \cdot \exp\left(\frac{RA - 0000}{RF}\right)$



Förteckning över skrifter som publicerats under verksamhetsåret 1978—79

- 1298 *R. Sandström, B. Lehtinen, E. Hedman, I. Groza, S. Karlsson*: Subgrain growth in Al and Al—1 % Mn during annealing. *J. Mat. Sci.* 13 (1978) 1229—1242.
- 1299 *T. Werlefors, S. Ekelund*: Automatic Multiparameter Characterization of Non-metallic Inclusions. *Scand. J. Metallurgy* 7(1978), 60—70.
- 1300 *E. M. Lazarev, G. Eklund*: High Temperature Oxidation of Binary Nb-V Alloys. *Scand. J. Metallurgy* 7(1978), 77—80.
- 1301 *R. Lagneborg, B. Lehtinen*: In Situ Experiments in HVEM. Proc. Fifth Int. Conf. on High Voltage Electron Microscopy, Kyoto 1977, 381—386.
- 1302 *H. Johansson, Ch. Karlsson*: Hot-Cracking Properties of Two Highly Alloyed Stainless Steels. Not for distribution. In Swedish. Stencil.
- 1303 *T. Werlefors, C. Eskilsson, S. Ekelund*: A Method for Automatic Assessment of Carbides in High Speed Steels. Stencil.
- 1304 *T. Werlefors, A. Thuren*: A Description of the Software for Image Analysis in PASEM. In Swedish. Stencil.
- 1307 *L. Kiessling*: Wear and Fatigue Properties of Steels Carbonitrided at 700°C. In Swedish. Stencil.
- 1308 *P. Öström, I. Lindgren*: Relationships Between Microstructures and Mechanical Properties of a Vanadium and a Plain Carbon Dual Phase Steel. Stencil.
- 1309 *H. Johansson, R. Sandström*: Elevated Temperature Fracture Toughness and Critical Flaw Analysis of a Powder Metallurgical High Speed Steel. *Mat. Sci. Eng.* 34 (1978) 165—169.
- 1310 *J. Agren, H. Johansson*: Fracture Toughness of 18Cr-2Mo Ferritic Stainless Steel Subjected to "475°C Embrittlement". *Mat. Sci. Eng.* 34 (1978) 285—289.
- 1312 *R. Lagneborg*: Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels. Paper presented at the Vanitec Seminar in Berlin October 11, 1978. Stencil.
- 1314 *Y. Bergström*: Strain Ageing in Ferritic Steels. A Literature Survey. In Swedish. Stencil.
- 1315 *Ch. Karlsson, R. Sandström*: Static Strain Ageing in Patented Steel Wire. In Swedish. Not for distribution. Stencil.
- 1316 *B. Ivarsson, R. Sandström*: Creep Deformation and Rupture of Butt-Welded Tubes of Cold Worked 316 Steel. VHK Project 55/1977 rapport 115. Not for distribution. Stencil.
- 1317 *B. Ivarsson*: Elevated Temperature Tensile and Creep Properties of Cast Steels. Fourth Progress Report. VHK Project 53/1977 rapport 117. In Swedish. Not for distribution. Stencil.
- 1318 *R. Lagneborg*: Creep Fracture Mechanisms. Stencil.
- 1319 *B. Callmer, O. Grönder*: On the Solidification of Low Interstitial Ferritic Chromium Steels. Stencil.
- 1320 *S. Ekelund*: Optimization of Quenched and Tempered Steels with  $800 < R_m < 1000$  N/mm<sup>2</sup>. In Swedish. Not for distribution. Stencil.
- 1321 *L. Bäckerud, B. Callmer, B. Carlsson, K-B. Johansson, A. Westerlund*: Methods for Modifying the As-Cast Structure, in Particular the Grain Size During Precision Casting of the Superalloys X 40, Udimet 500 and in 738 L.C. Not for distribution. Stencil.
- 1323 *L. Lundberg*: Investigation of the Fe-Zn Phase Diagram at 400 C. Undergraduate project. In Swedish. Stencil.
- 1324 *M. Köhler*: Phosphorus Deoxidation Products in Copper. Undergraduate project. Stencil.
- 1325 *R. Lagneborg*: Creep Deformation Mechanisms. Stencil.
- 1326 *L. Bäckerud, T. Franzén*: Development of Aluminium Alloys for the Production of High Quality Castings for Engine Components. In Swedish. Not for distribution. Stencil.
- 1327 *G. Carlsson*: Solubility of Oxygen in Liquid Lead. Undergraduate project. In Swedish. Stencil.
- 1329 *T. Svensson*: Influence of microstructure on mechanical properties of a hot-work steel at high temperatures. Undergraduate project. In Swedish. Stencil.
- 1330 *R. Sandström*: On the relation between impact transition temperature and some material parameters. In Swedish. Not for distribution. Stencil.
- 1332 *P. Öström*: Application of the Taylor model for simulation of texture development during cold working. In English. Stencil.
- 1333 *W. Roberts*: Hot Deformation Studies on a Vanadium-microalloyed Steel. Stencil.
- 1334 *P. Olsson*: Influence of Particles on Recrystallisation and Grain Growth after Hot Working of a  $\beta$ -brass. Undergraduate project. Not for distribution. Stencil.
- 1335 *R. Otterberg, R. Sandström, A. Sandberg*: Influence of Widmanstätten Ferrite on Mechanical Properties of Microalloyed Steels. Stencil.
- 1336 *A. Kondyr, R. Sandström, A. Samuelsson*: Creep Deformation, Creep Damage Accumulation and Residual Life Prediction for Three Low Alloyed CrMo-Steels. Stencil.
- 1337 *T. Werlefors, C. Eskilsson*: Automatic Multiparameter Characterization of Non-Metallic Inclusions Practical Applications of PASEM in the Study of Inclusions in Steel. *Scand. J. of Metallurgy* 7 (1978) 215—222.
- 1338 *T. Werlefors*: PASEM. The Particle Analysing Scanning Electron Microscope. Acta Universitatis Upsaliensis. Abstracts of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science. No 485. Uppsala 1978.
- 1339 *B. Ivarsson, R. Sandström, Inga Lindgren*: Comparison of Mechanical Properties for Temper Rolled and Temper Annealed Strip of Aluminium and Alpha-brass. Stencil.
- 1340 *R. Sandström, I. Lindgren*: The Combined Influence of Recrystallisation and Recovery on Stress Strain Curves in Aluminium. Stencil.
- 1341 *H. Johansson*: Studies on Microstructure Related Toughness problems in Steel by the Application of Linear Elastic Fracture Mechanics. Acta Universitatis Upsaliensis. Abstracts of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science. No 487. Uppsala 1978.
- 1342 *R. Qvarfort*: Pitting Corrosion of Preoxidized Stainless Steel. In Swedish. Stencil.
- 1343 *L. Lundberg, R. Sandström*: Application of Low Cycle Fatigue Data to Thermal Fatigue Cracking. Stencil.
- 1344 *H. Johansson, T. Bernling, M. Hakulinen, R. Sandström*: On the Effect of Elevated Austenitizing Temperature on the Fracture Toughness Properties of High Strength Low Alloy Quenched and Tempered Steel. *Scand. J. of Metallurgy* 7 (1978) 244—251.
- 1345 *H. Steen, L. Bäckerud*: Horizontal Continuous Casting of Copper and Copper Alloys. *Scand. J. of Metallurgy* 7 (1978) 271—276.

