NORGE

(12) **PATENT**

(19) NO (11) **313641** (13) B1

(51) Int Cl[7] C 22 C 21/12, 21/00, C 22 F 1/04, 1/057

Patentstyret

(21) Søknadsnr	19960515	(86) Int. inng. dag og søknadsnummer	1994.08.08, PCT/US94/08876
(22) Inng. dag	1996.02.08	(85) Videreføringsdag	1996.02.08
(24) Løpedag	1994.08.08	(30) Prioritet	1993.08.10, US, 103662
(41) Alm. tilgj.	1996.02.08		
(45) Meddelt dato	2002.11.04		

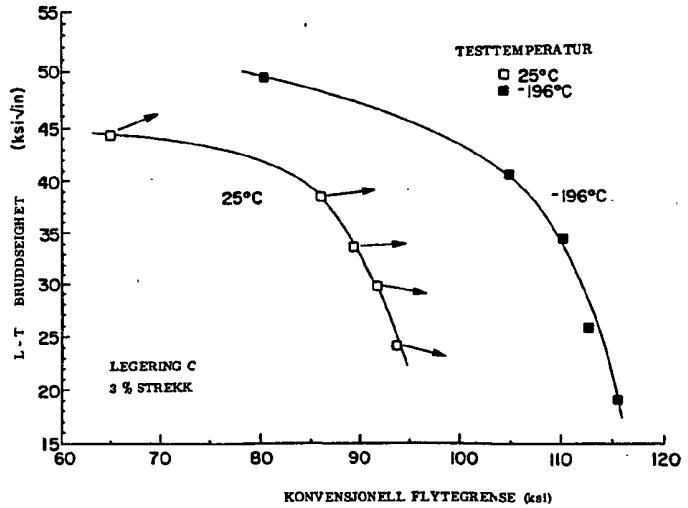
(71) Patenthaver Martin Marietta Corp, 6801 Rockledge Drive, Bethesda, MD 20817, US
(72) Oppfinner Joseph Robert Pickens, Glenelg, MD 21737, US
William Troy Tack, Castle Rock, CO 80104, US
(74) Fullmektig Bryns Zacco AS, 0106 Oslo

(54) Benevnelse **Anvendelse av Al-Cu-Li legeringer med forbedret kryogen bruddseighet**

(56) Anførte publikasjoner NO 180169, EP 432184, WO 95/04837, US 4844750, US 4797165

(57) Sammendrag

Det beskrives en fremgangsmåte for fremstilling av aluminium-kobber-litium legeringer som har forbedret styrke og bruddseighet ved kryogene temperaturer. Forbedrede kryogene temperaturer ble oppnådd ved å kontrollere sammensetningen av legeringen, sammen med prosesseringsparametere slik som grad av kaldbearbeiding og kunstig elding. Evnen til å oppnå vesentlig lik eller større styrke og bruddseighet ved kryogen temperatur sammenlignet med romtemperatur muliggjør anvendelse av legeringene i kryogene tanker for romfartøyer og lignende.



Foreliggende oppfinnelse angår anvendelse av aluminium-kobber-litium legeringer med forbedret bruddseighet ved kryogene temperaturer. Mer spesifikt, gjennom kontroll av sammensetning og prosesseringsparametere, blir legeringer tilveiebragt som utviser forbedret bruddseighet og styrke ved lave temperaturer, og gjør dem egnet for anvendelse i kryogene tanker for romfartøyer og lignende.

Aluminium-kobber-litium legeringer er under vurdering som erstatninger for konvensjonelle aluminiumlegeringer i utskytingssystemer. For tiden blir romfartøyer konstruert primært av Aluminum Association registrert legering 2014 (Titan) og 2219 (Space Shuttle External Tank). Det meste av tørrvekten av slike utskytingssystemer, dvs. eksklusivt drivstoff, er drivmiddelbeholderen. For systemer som er laget av kjent teknikk slik som Space Shuttle External Tank og planlagt Titan IV kryogen øvre trinn, er det foretrukkede drivstoffsystemet flytende hydrogen og flytende oksygen, som hver er kryogene væsker. Det er derfor viktig for den strukturelle legeringen i slike drivstoffbeholdere å ha både høy styrke og høy seighet ved kryogene servicetemperaturer. Videre er det særlig fordelaktig for legeringen å ha vesentlig lik eller høyere styrke og seighet ved kryogene temperaturer enn ved omgivelsestemperatur både i den opprinnelige legering og en hvilken som helst sveising. Evnen til å oppnå høy bruddseighet og styrke ved kryogene temperaturer muliggjør at den strukturelle bevistest for tanken blir gjennomført på en rimeligere måte ved omgivelsestemperaturer enn ved kryogene temperaturer. Dersom både styrke og seighet vesentlig er den samme eller høyere ved kryogene temperaturer, sikrer en vellykket romtemperaturbevistest at verken styrke-overbelastning-indusert eller seighet-begrenset-indusert svikt vil forekomme ved kryogene servicetemperaturer.

Kaldbearbeiding indusert etter oppløsningsvarmebehandling og bråkjøling, men før kunstig elding, er kjent å påvirke de

mekaniske egenskapene til Al-Cu og Al-Cu-Li legeringer. Den vanligste veien å indusere slik kaldbearbeiding er ved plastisk å strekke aksisymmetriske produktformer slik som ekstrusjoner, ark og plate. Strekkingen, som typisk blir gjennomført ved romtemperatur, tjener den doble funksjonen ved å rette produktet ved plast-offset og skaffe til veie dislokasjoner som tjener som kjerneseter for høy-aspekt-forhold styrkende utfellinger, f.eks. plater, lekter, etc., for dermed å øke styrke. Strekking er også kjent å øke romtemperaturseighet i Al-Cu og Al-Cu-Li legeringer, men dens effekt på kryogen seighet har ikke i henhold til kjent kunnskap blitt rapportert.

Flere aluminium-kobber-litium legeringer har blitt kommersialisert. Disse innbefatter Aluminum Association (AA) registrerte legeringer 2020, 2090, 2091, 2094, 2095, 2195 og 8090.

Legering 2020 har en nominell sammensetning i vekt-% på Al-4,5Cu-1,1Li-0,5Mn-0,2Cd og ble registrert på 1950-tallet. Selv om legeringen innehar en relativt lav tetthet og har utviklet høy styrke, innehar den også meget lave nivåer av bruddseighet og duktilitet. Disse problemene sammen med prosesseringsvanskeligheter førte til tilbaketrekking av legeringen fra Aluminum Association registeret.

Legeringen 2090 som omfatter Al-(2,4-3,0)Cu-(1,9-2,6)Li-(0-0,25)Mg-0,12Zr ble utformet som en lavtetthetserstatning for høystyrkelegeringer slik som 2024 og 7075. Selv om denne legeringen utvikler relativt høy styrke, innehar den også dårlig kort tverrgående bruddseighet og dårlig kort tverrgående duktilitet forbundet med delamineringsproblemer og har ennå ikke nådd noen stor kommersiell suksess.

Legering 2091 som omfatter Al-(1,8-2,5)Cu-(1,7-2,3)Li-(1,1-1,9)Mg-0,12Zr ble utformet som en høystyrke, høyduktilitets legering. Ved varmebehandlingsbetingelser som produserer

maksimal styrke er duktiliteten relativt lav i kort tverrgående retning. I tillegg er styrken oppnådd ved legering 2091 i ikke-kald-bearbeidede temperaturer under styrken som blir oppnådd av legeringen i kald-bearbeidede temperaturer.

Legering 8090 som omfatter Al-(1,0-1,6)Cu-(2,2-2,7)Li-(0,6-1,3)Mg-0,12Zr ble utformet for luftfartøyanvendelser hvori eksfolieringskorrosjonsresistens og skadetoleranse var krevet. Legering 8090 har begrenset styrkeevne og dårlig bruddseighet og dette har forhindret at legeringen har blitt en vidt akseptert legering for romfart- og luftfartøyanvendelser.

Legereing 2094 som omfatter Al-(4,4-5,2)Cu-(0,8-1,5)Li-(0,25-0,6)Mg-(0,25-0,6)Ag-0,25 maks.Zn-0,1 maks.Mn-(0,04-0,18)Zr, mens legering 2095 omfatter Al-(3,9-4,6)Cu-(1,0-1,6)Li-(0,25-0,6)Mg-(0,25-0,6)Ag-0,25 maks.Zn-0,10 maks.Mn-(0,04-0,18)Zr. Legering 2195 tilsvarer legering 2095, men har svakt lavere Cu- og Li-grenser. Disse legeringene innehar eksepsjonelle egenskaper slik som ultra-høy styrke, høy modul, god sveisbarhet, etc.

US patent nr. 5.032.359 og 5.122.339 og US patentsøknad serie nr. 07/327.666 inngitt 23. mars 1989, 07/493.255 inngitt 14. mars 1990 og 07/471.299 inngitt 26. januar 1990, hver av disse er med dette innbefattet med referanse, beskriver aluminiumlegeringer som inneholder kobber, litium, magnesium og andre legeringstilsetninger. Disse legeringene har blitt funnet å inneha meget gunstige egenskaper slik som høy styrke, høy modul, god sveisbarhet og god naturlig eldingsrespons.

I lys av den teknologiske viktigheten ved anvendelse av forbedrede legeringer ved kryogene temperaturer, er det ønskelig å skaffe til veie en lavtetthet, aluminiumbasert legering som har høyere styrke og bruddseighet relativt til konvensjonelle aluminiumslegeringer og både øket styrke og

økt bruddseighet ved kryogene temperaturer sammenlignet med romtemperatur. Foreliggende oppfinnelse er blitt utviklet i lys av det foregående og skaffer til veie aluminium-kobber-litium legeringer i definerte sammensetningsområder som utviser forbedrede kombinasjoner av kryogen bruddseighet og styrke når den blir prosessert i overensstemmelse med foreliggende oppfinnelse.

Foreliggende oppfinnelse angår således anvendelse av en legering for å tilveiebringe både styrke og bruddseighet ved kryogen temperatur som er lik med eller større enn romtemperatur, bruddseigheten ved romtemperatur er minst 20,5 Mpa√m (18,7 Ksi√in) og bruddseigheten ved -196°C er minst 21,1 Mpa√m (19,2 Ksi√in), legeringssammensetningen består av 2,0 til 6,5 vekt-% Cu, 0,2 til 2,7 vekt-% Li, 0,2 til 4,0 vekt-% Mg;
eventuelt minst en av 0 til 4,0 vekt-% Ag, og 0 til 3,0 vekt-% Zn, eventuelt 0 til 10,0 vekt-% av andre legeringsadditiver utvalgt fra gruppen som består av Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge og kombinasjoner derav og TiB_2, og balansen aluminium og tilfeldige urenheter, legeringssammensetningen blir bearbeidet og kunstig aldret, hvori bearbeidingen gir legeringssammensetningen ekvivalenten til minst 3% forlengelse, og
aldringen underaldrer kunstig legeringssammensetningen til en ytelsesstyrke på minst 34,5 Mpa (5 Ksi) under toppytelsesstyrken som sammensetningen har evne til å oppnå.

Fordelaktige trekk ved foreliggende oppfinnelse er gitt i de uselvstendige kravene 2-13.

Figur 1 er en graf av bruddseighet versus konvensjonell flytegrense for en legering ved romtemperatur og ved kryogen temperatur. Grafen demonstrerer at bruddseigheten av legeringen øker ved kryogen temperatur når legeringen blir kunstig eldet til en lavere konvensjonell flytegrense, men den kryogene bruddseigheten minsker relativt til den ved

romtemperatur når legeringen blir kunstig eldet til en høyere konvensjonell flytegrense.

Figur 2 er en graf av bruddseighet versus litiuminnhold for legeringer ved romtemperatur og ved kryogen temperatur. Grafen viser en økning i kryogen versus romtemperatur bruddseighet for legeringer med et lavere litiuminnhold, men ingen merkbar økning i kryogen bruddseighet for legeringer som har et høyere litiuminnhold.

Figur 3 er en graf av bruddseighet versus magnesium (Mg) innhold for legeringer ved romtemperatur og ved kryogen temperatur. Grafen viser en økning i kryogen versus romtemperatur bruddseighet for alle legeringene.

Figur 4 er en graf av bruddseighet versus temperatur for en legering som er blitt strukket i forskjellige mengder. Grafen demonstrerer en nedgang i kryogen versus romtemperatur bruddseighet når legeringen blir strukket i en mindre grad, men en økning i kryogen bruddseighet når legeringen blir strukket i en større grad.

Figur 5 er en graf av bruddseighet versus prosent av strekking for en legering ved romtemperatur og ved kryogen temperatur. Grafen viser en nedgang i kryogen versus romtemperatur bruddseighet ved lavere strekknivåer, men en økning i kryogen bruddseighet ved høyere strekknivåer.

Figur 6 er en graf av bruddseighet versus eldingstemperatur for en legering ved romtemperatur og ved kryogen temperatur. Grafen viser at både romtemperatur og kryogen bruddseighet øker når eldingstemperaturen avtar.

Figur 7 er en graf av bruddstyrke versus temperatur for en legering fra foreliggende oppfinnelse som har blitt strukket i varierende grad. I tillegg blir bruddstyrke versus temperatur for en konvensjonell legering vist. Grafen

demonstrerer en øket forbedring i kryogen bruddstyrke når denne legering fra foreliggende oppfinnelse blir strukket i en større grad. En signifikant forbedring både i styrke og bruddseighet fra foreliggende legering sammenlignet med konvensjonell legering er vist.

Oppfinnelsen omhandler kontroll av sammensetning, fremstilling og varmebehandling av aluminium-kobber-litium legeringer for å fremstille forbedret kryogen bruddseighet og styrkeegenskaper. Det blir tilveiebragt en smidd aluminium-kobber-litium legering hvori bruddseighet ved kryogene temperaturer er høyere enn eller lik den til romtemperatur. I tillegg er styrken ved kryogene temperaturer høyere enn den ved romtemperatur. Denne kombinasjon av forbedret bruddseighet og styrke ved kryogene temperaturer er definert i overensstemmelse med foreliggende oppfinnelse som "ønskelig kryogen bruddseighetstendens". Den ønskede tendensen kan bli oppnådd ved å kontrollere nivåer av kobber og litium i legeringene, og ved å kontrollere prosesseringsparametere slik som strekk, elding og rekrystallisasjon av legeringene.

Begrepet "kryogen temperatur" er definert i overenstemmelse med foreliggende oppfinnelse og innbefatter temperaturer som er betydelig under romtemperatur og typisk under 0°C. Temperaturer der hydrogen (-253°C), oksygen (-183°C) og nitrogen (-196°C) blir væsker er innbefattet som kryogene temperaturer. Når formålet er eksperimentell evaluering, blir en temperatur på -196°C betraktet som en kryogen temperatur. Romtemperatur er definert i overensstemmelse med vanlig bruk og innbefatter temperaturer fra 20 til 25°C. Når formålet er eksperimentell evaluering, blir en temperatur på 25°C betraktet å være romtemperatur.

I tillegg til aluminium, kobber og litium kan legeringene i foreliggende oppfinnelse i visse foretrukkede utførelsesformer inneholde magnesium, sølv, sink og kombinasjoner av disse, sammen med andre legerende elementer slik som

kornforfinere, dispersoiddannende elementer og kjernehjelp. Sammensetningsområder av legerende tilsetninger i foreliggende legeringer er gitt under i Tabell 1. Dersom annet ikke er angitt, er alle sammensetningsverdier her i vekt-%.

TABELL 1

Sammensetningsområder av legeringer (vekt-%, balanse Al)

	Cu	Li	Ag	Mg	Zn
Bred	2,0-6,5	0,2-2,7	0-4,0	0-4,0	0-3,0
Foretrukket	2,8-4,8	0,4-1,5	0-0,8	0,2-1,0	0-1,0
Mest foretrukket	3,0-4,5	0,7-1,1	0-0,6	0,3-0,6	0-0,75

Andre legerende additiver slik som Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge og kombinasjoner av disse kan bli innbefattet i mengder opp til totalt 10 vekt-% så lenge som slike tilsetninger ikke signifikant forringer at man oppnår den ønskede kryogene bruddseighetstendens. Kornforfinere slik som Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V og TiB_2 kan bli inkludert i en foretrukket totalmengde på fra 0,01 til 1,0 vekt-% og mer å foretrekke fra 0,08 til 0,3 vekt-%. Mengden av kornforfiningselementer og/eller dispersoiddannende elementer kan bli øket over 1,0 % når pulvermetallurgiprosessering blir benyttet, f.eks. hurtigstørkning, mekanisk legering og reaksjonsknusing. Zirkonium og titan er særlig foretrukkede som kornforfiningstilsetninger, der Zr også er fordelaktig som en rekrystallisasjonshemmer.

Ifølge foreliggende oppfinnelse ble legeringer fremstilt med sammensetninger som er fremsatt i Tabell 2. Selv om det ikke er opplyst i Tabell 2, utgjør aluminium balansen av hver sammensetning.

TABELL 2

Legeringssammensetninger (vekt-%)

Legering	Cu	Li	Ag	Mg	Zn	Zr	Ti
A	6,18	1,35	0,41	0,40	0	0,16	0
B	4,52	1,29	0,40	0,36	0	0,14	0,03
C	4,13	1,27	0,40	0,40	0	0,14	0,02
D	4,38	1,04	0,38	0,38	0	0,14	0,03
E	5,70	1,29	0	0,34	0	0,15	0,04
F	4,01	0,84	0	0,40	0	0,14	0,03
G	6,00	1,00	0,38	0,36	0	0,14	0,04
H	4,23	0,73	0,40	0,34	0	0,15	0,02
I	4,28	0,85	0,36	0,40	0	0,14	0,03
J	3,95	1,03	0,39	0,37	0	0,14	0,03
K	4,19	1,21	0,37	0,38	0	0,14	0,04
L	4,00	1,41	0,38	0,37	0	0,14	0,03
M	3,78	1,81	0,40	0,34	0	0,15	0,03
N	4,04	0,86	0,38	0,24	0	0,14	0,03
O	4,28	0,84	0,36	0,38	0	0,14	0,03
P	4,31	0,80	0,36	0,38	0	0,14	0,03
Q	4,04	0,85	0,38	0,60	0	0,15	0,03
R	4,90	1,15	0,40	0,40	0	0,14	0,02
S	3,58	0,93	0,35	0,34	0,22	0,15	0,04
T	3,79	0,92	0,34	0,34	0,40	0,15	0,03
U	4,00	1,00	0,40	0,40	0	0,14	0,02
V	3,62	0,99	0,35	0,36	0	0,15	0,04
W	3,61	0,91	0	0,33	0,39	0,15	0,04
X	2,8	0,86	0	0,38	0,65	0,14	0,02
Y	3,5	0,79	0	0,41	0,75	0,14	0,02
Z	2,16	0,80	0	0,38	0	0,14	0,03
AA	3,18	0,78	0	0,36	0	0,15	0,02
BB	3,56	0,29	0	0,39	0	0,14	0,03
CC	3,43	0,56	0	0,35	0	0,14	0,03
DD	3,41	1,12	0,38	0,36	0	0,14	0,03
EE	4,47	0,95	0,43	0,43	0	0,14	0,02
FF	4,99	1,23	0,38	0,46	0	0,17	0,04
GG	5,20	1,00	0,40	0	0	0,16	0

Dersom annet ikke er angitt, ble hver av de ovenfor opplistede sammensetningene fremstilt som følger. Legeringene ble støpt som 23 kilograms, 16,5 cm diameters støpeblokker ved å anvende en inertgass induksjonssmelteovn. Støpeblokkene ble homogenisert ved 450°C i 16 timer pluss 504°C i 8 timer, løsnet og ekstrudert til 1,9 x 5,1 cm rektangulære stenger ved en forvarmetemperatur på 370°C. Ekstrusjonen ble oppløsningsvarmebehandlet i en time ved en temperatur rett under solidus og deretter vannbråavkjølt. Varierende strekkmengder fra 0-9,5 % ble påført legeringene og varierende kunstige eldingstemperaturer og tider ble benyttet.

Begrepet "bearbeidet" slik det blir anvendt i forbindelse med foreliggende oppfinnelse er definert som innføring av det ekvivalente av opp til ca. 12 % strekk til en legering. I tillegg til strekking kan andre bearbeidingsmåter bli anvendt, slik som rulling, rulleforming, støtforming, spinning, varmhamring og lignende. Foretrukkede strekkmengder, eller ekvivalenten derav, er i området fra 3 til 9 %, med 4,5 til 7 % som generelt mer foretrukket, avhengig av legeringssammensetning, geometri av delene og andre prosesseringsparametere. Bearbeiding av legeringer blir typisk gjennomført ved romtemperatur (kaldbearbeiding), men både kryogene og varme temperaturer kan være velegnede.

Kunstige eldingstemperaturer kan variere, med temperaturer som er lavere enn 120°C til høyere enn 180°C som de mest tilfredsstillende for de fleste legeringer. Kunstige eldingstemperaturer fra 125 til 145 eller 150°C er foretrukkede for å fremme den ønskede kryogene sprekkseighetstendens. Eldingstider er avhengig av eldingstemperatur og kan strekke seg opp til et punkt hvor tidslengden blir upraktisk. Eldingstider fra 0,25 til 500 timer kan typisk bli anvendt, med fra 2 til 48 timer som foretrukkede, og 4 til 24 timer som de mest foretrukkede, avhengig av legeringssammensetning og andre prosesseringsparametere.

Legeringene i foreliggende oppfinnelse blir typisk støpt i en støpeblokkform eller barreform. Begrepet "støpeblokk" slik det her blir anvendt er vidt definert som en faststoffmasse av legeringsmateriale. Begrepet "barre" slik det her blir anvendt innbefatter varmebearbeidede, halvferdige produkter som er egnet for etterfølgende bearbeiding ved slike metoder som rulling, ekstudering, smiing, etc. Selv om dannelse av støpeblokker eller barrer fra foreliggende legeringer ved støpeteknikker er foretrukket, kan legeringene også bli tilveiebragt i støpeblokk eller barreform konsolidert fra fine pulvere eller partikler. Pulver eller partikkelmateriale kan bli fremstilt ved slike prosesser som atomisering, mekanisk legering, smeltespinning, bråkjøling, plasmaavsetning og lignende.

Legeringene i foreliggende oppfinnelse kan bli tilveiebragt i forskjellige kjente smidde former, som inkluderer ekstrusjon, ark, plate, smidd og lignende. Begrepet "smidd" legering slik det her blir anvendt er definert som et produkt som har vært utsatt for mekanisk bearbeiding ved slike prosesser som ekstrudering, rulling, smiing, spinnforming og lignende. Begrepet "ark" er definert i overensstemmelse med foreliggende oppfinnelse som et rulleprodukt som har et generelt rektangulært tverrsnitt med en tykkelse fra 0,015 cm til 0,632 cm og som har klippede, spaltede eller sagede kanter. Begrepet "plate" er definert på tilsvarende måte som et ark, med den unntagelse at tykkelsen er 0,635 cm eller større.

Følgende eksempler illustrerer forskjellige trekk ved foreliggende oppfinnelse og har ikke til hensikt å begrense rekkevidden av oppfinnelsen. Dersom annet ikke er angitt, er alle utbyttestyrkeverdier i langsgående retning og alle bruddverdier i L-T orientering. Begrepet "L-T" menes at belastningsretningen er parallell til bearbeidingsretningen og at retningen på sprekkspredningen er langs den lengste aksen av produktet som er perpendikulært på bearbeidingsretningen. De fleste sprekkseighetsverdier er ren tøynings-

sprekkseighet målt fra de forhåndssprukkede kompaktspenningsprøvene. Noen sprukkede prøver besto ikke ASTM B399 plastisitetstesten slik at seigheten er beskrevet som K_Q istedenfor K_{IC} (ASTM B399). Den flate naturen til sprekkene antyder at K_Q-verdier er nær K_{IC}-verdier.

De fleste kryogene tanker som blir anvendt for utskytingssystemer anvender aluminiumlegeringer av tilstrekkelig tynne profiler som fungerer under belastningsbetingelser er under plan stress. Plan stress bruddseighet er tykkelsesavhengig og det er vanskelig å oppnå seighetsverdier med tilstrekkelig lav spredning for å adskille svake forskjeller i seighet forårsaket av legering og prosesseringseffekter. For å omgå slike vanskeligheter, ble plantøyningssprekkseighet (K_{IC}) målt fra tykkere profiler for å fastslå seighet og kryogenisk seighetstendens fordi K_{IC} er fundamentale materialparametere og er i stor grad upåvirket av forskjeller i prøvestørrelse. I tillegg viser generelt K_{IC}-verdier lavere spredning enn andre målinger av seighet.

EKSEMPEL 1

En ekstrudering av Legering A (6,18 vekt-% Cu) ble løsningsvarmebehandlet ved 504°C i 1 time, bråavkjølt i vann (WQ) ved 20°C, inkubert i 1 time ved 20°C, strukket i langsgående retning 3 % og kunstig eldet ved 160°C i 6 timer. En langsgående konvensjonell flytegrense (YS) på 650 MPa (94,3 ksi) og en endelig strekkfasthet (UTS) på 680 MPa (98,5 ksi) blir oppnådd, med en forlengelse på 5 % ved 20°C, dvs. undereldede T8-egenskaper. 20°C planbruddseighet (K_{IC}), målt på utmattede forhåndssprukkede kompakte strekkprøver i L-T orientering er 20,5 MPa$\sqrt{m}$ (18,6 ksi$\sqrt{in}$). Ved -196°C økte YS og UTS til henholdsvis 116 ksi og 123 ksi. Styrken på en gitt aluminiumslegering forventes å øke med minskende testtemperatur forutsatt at legeringen ikke opplever for tidlig sprøhetsbrudd, som er en manifestasjon på lav seighet eller duktilitet. Duktilitet ved -196°C avtar til 2,2 % forlengelse

og seigheten avtar til 18,7 MPa√m (17 ksi√in). Dette eksemplifiserer den uønskede kryogene sprekkseighets-tendensen.

EKSEMPEL 2

Legering A ble eldet til et høyere fasthetsnivå enn i Eksempel 1, dvs. eldet ved 160°C i 24 timer, og gir en 20°C YS på 681 MPa (98,7 ksi), UTS på 750 MPa (101,5 ksi) og forlengelse på 5,4 %. Bruddseighet ved 20°C ved dette høyere fasthetsnivå er relativ lav ved 14,7 MPa√m (13,4 ksi√in). Denne seighet er tilstrekkelig lav slik at legeringen ikke vil være konkurransedyktig i seighets-kritiske anvendelser ved dette fasthetsnivå. Seighet ved -196°C ble som en konsekvens ikke målt, men kryoseighetstendensen forventes å være uønsket.

EKSEMPEL 3

Legering B ble prosessert tilsvarende som Legering A i foregående eksempler. Legering B har en tilsvarende sammensetning til den i Legering A, med unntagelse av at Cu-innholdet er betydelig lavere ved 4,52 vekt-%. Legering B's 20°C undereldede T8-egenskaper etter en svakt undereldet varmebehandling (16 t ved 160°C) er høyere når det gjelder fasthet, ved 99,7 YS og 102 UTS, og høyere i strekkforlengelse ved 6,4 %. Legering B's 20°C bruddseighet er også høyere ved en K_{IC} på 24,5 MPa√m (22,3 ksi√in) ved dette høyere fasthetsnivå. Dette er signifikant fordi legeringen ble eldet 5 ksi sterkere enn Legering A i Eksempel 1, der seigheten ved 20°C bare var 20,5 MPa√m (18,6 ksi√in). Disse forbedringer i romtemperaturduktilitet og seighet antas å være resultat av nedgang i Cu-innhold. Ved -196°C øker YS til 852 NOa (122 ksi), UTS øker til 897 MPa (130 ksi) og duktilitet øker til 7,4 % forlengelse. På den annen side ved -196°C avtar seigheten meget svakt til 23,5 MPa√m (21,4 ksi√in), i virkeligheten en flat tendens ved et ekstremt høyt fasthets-

nivå. Minskning av Cu-innhold til 6,18 til 4,52 % kommer meget nær fremstilling av den ønskede kryogene bruddseighetstendens med materiale strukket 3 % og eldet til en 20°C YS på ca. 100 ksi.

EKSEMPEL 4

Legering B ble eldet i 16 timer ved 160°C som i Eksempel 3, men ble strukket 5 % istedenfor 3 %. Ved 5 % strekking ble eldingskinetikk økt slik at kunstig elding i 16 timer ved 160°C nå gir toppstyrke 711 MPa (103 ksi) YS, 725 MPa (105 ksi) UTS med 6 % el). Bruddseighet ved 20°C er 22,2 MPa√m (20,2 ksi√in) ved dette ultrahøye styrkenivå. Seigheten øker imidlertid signifikant ved -196°C til 27,5 MPa√m (25,0 ksi√in). Den ønskede tendensen er oppnådd ved et ekstremt høyt styrkenivå ved å senke Cu til 4,52 % og øke strekknivå til 5 %.

EKSEMPEL 5

Legering C tilsvarer legeringene A og B, men har et Cu-innhold på 4,13 %. Når den ble prosessert på tilsvarende måte (SHT 511°C i 1 time, WQ, strukket 3 % og eldet i 12 timer ved 160°C), ble den noe svakere i T8 temper ved 649 MPa (94 ksi) YS og 676 MPa (98 ksi) UTS, men har bedre bruddseighet enn den med 4,52 % Cu-legering B, dvs. 27,0 (24,5) istedenfor for 24,5 MPa√m (22,3 ksi√in). Ved -196°C øker YS til 794 MPa (115 ksi), men bruddseigheten avtar til 21,3 MPa√m (19,3 ksi√in) (se Figur 1). Selv om nedgangen i Cu til 4,13 % øker seigheten ved 20°C ved 3 % strekknivå, blir den ønskede kryogene bruddseighetstendensen ikke oppnådd ved 649 MPa (94 ksi) YS nivå.

EKSEMPEL 6

Legering C blir undereldet til en 20°C YS på 614 MPa (89 ksi), ved dette punktet blir start av den ønskede tendensen

oppnådd (bruddseighet ved 37,3 MPa√m (33,9 ksi√in) ved 20°C og 37,7 MPa√m (34,3 ksi√in) ved -196°C). Underelding av legering C videre til 593 MPa (86 ksi) YS ved 20°C øker seighet og resulterer klart i den ønskede tendens. Det vil si, 20°C seighet er 42,5 MPa√m (38,7 ksi√in), mens -196°C seighet er 44,4 MPa√m (40,4 ksi√in) (se Figur 1). Dette representerer et ypperlig eksempel på den ønskede kryogene bruddseighetstendens ved både høy styrke og et høyt seighetsnivå.

Effekt av lavere Cu på den ønskede kryogene bruddseighetstendensen er vist i de foregående eksemplene. Det skal imidlertid bemerkes at den ønskede tendensen kan bli oppnådd ved høyere Cu-nivåer med større strekk, slik det er vist i de følgende eksempler.

EKSEMPEL 7

Legering D tilsvarer sammensetningen i Legering B med unntagelse av at Li-innholdet er svakt lavere. Deler av denne ekstrusjonen ble strukket 3 % og deler 6 %. Den ønskede tendensen blir akkurat oppnådd ved en 20°C YS på 607 MPa (88 ksi) ved 3 % strekknivå, men den blir oppnådd meget lett ved 642 MPa (93 ksi) 20°C YS nivå med 6 % strekk (se Tabell 3). Den ønskede tendensen blir nesten oppnådd ved 680 MPa (98,5 ksi) YS. Den ønskede tendensen blir raskere oppnådd på grunn av det høyere strekknivå, og i tillegg det lavere Li-innhold som vil bli illustrert i det etterfølgende.

En enklere måte som den ønskede tendensen kan bli oppnådd med minsket Cu-innhold blir også observert i Al-Cu-Li-Mg systemet. Dette kan man se i eksemplene 8 og 9 under.

EKSEMPEL 8

Legering E har tilsvarende sammensetning som Legering A med unntagelse av at Legering E er Ag-fri. Legering E sin topp

20°C styrke med 3 % strekk kan bli oppnådd ved elding i 16 timer ved 160°C 657 MPa ((95,2 ksi) YS, 678 MPa (98,3 ksi) UTS og 6% el). Toppstyrken for Legering E er noe lavere enn den for Legering A på grunn av fravær av Ag i Legering E. Ved -196°C øker styrken til 787 MPa (114 ksi) YS og 899 MPa (123 ksi) UTS, med en nedgang i forlengelse til 4,0 %. Seigheten ved 20°C er 18,6 MPa√m (16,9 ksi√in), avtagende svakt til 18,3 MPa√m (16,6 ksi√in) ved -196°C. Denne seigheten kan bli økt med bare en svak styrkestraff ved underelding, f.eks. elding i 6 timer ved 160°C, og produserer en YS på 650 MPa (94,2 ksi), UTS på 680 MPa (98,6 ksi), forlengelse på 7,9 % og K_Q på 27,9 MPa√m (25,4 ksi√in) ved 20°C. Egenskapene ved -196°C er 766 MPa (111 ksi) YS, 849 MPa (123 ksi) UTS, 7,5 % el og K_Q på 25,3 MPa√m (23,0 ksi√in). Den ønskede tendensen blir ikke helt oppnådd i noen av tilfellene.

EKSEMPEL 9

Legering F har tilsvarende sammensetning som legering E, men har betydelig lavere Cu- og Li-innhold (se Tabell 2). Nedgang i løsning produserer en lavere topp YS ved 20°C på 627 MPa (90 ksi) sammenlignet med den i legering E. I en svakt undereldet tilstand etter 6 % strekk (eldet ved 143°C i 30 timer) er 20°C egenskapene 608 MPa (88,1 ksi) YS, 627 MPa (90,8 ksi) UTS, 10,5 % el og 43,3 MPa√m (39,4 ksi√in) seighet. Ved -196°C øker YS til 723 MPa (104,8 ksi), UTS øker til 766 MPa (111,2 ksi) og forlengelse øker til 11,2 %. Det viktige er at seigheten øker til 51,8 MPa√m (47,1 ksi√in), et ypperlig eksempel på den ønskede tendens. Med en noe mindre elding av legering F til en 20°C YS på 587 MPa (85 ksi) blir en 20°C K_{IC} på 43,7 MPa√m (39,7 ksi√in) oppnådd, mens en -196°C seighet på 56,1 MPa√m (51,0 ksi√in) blir oppnådd. Den ønskede tendensen blir således oppnådd og beskrivelsen i eksemplene 1-7 for Al-Cu-Li-Ag-Mg legeringer anvendes til Al-Cu-Li-Mg legeringer.

EKSEMPEL 10

Legering G tilsvarer sammensetningen i legering A (høyt Cu-innhold), men har et lavere Li-innhold på 1,0 % (se Tabell 2). Når den blir produsert tilsvarende som legering A (370°C forvarmingstemperatur for ekstrudering, 504°C SHT, WQ, strekk 3 % og elding i 16 timer ved 160°C), blir tilsvarende strekk-egenskaper som de i legering A oppnådd, men med høyere seighet. Det vil si, ved 25°C blir en YS på 711 MPa (103 ksi), UTS på 725 MPa (105 ksi), forlengelse på 3,8 % og K_{IC} på 20,6 MPa√m (18,7 ksi√in) oppnådd. Denne seigheten er høyere enn 14,7 MPa√m (13,4 ksi√in) oppnådd for legering A ved ultrahøyt styrkenivå (se Eksempel 2). Ved -196°C blir tilsvarende egenskaper som de i legering A oppnådd igjen 847 MPa (123 ksi) YS, men med en svakt høyere seighet på 21,1 MPa√m (19,2 ksi√in) enn legering G ved 25°C. Selv ved et slikt høyt Cu-innhold kan en flat eller ønskelig kryogen bruddseighetstendens bli oppnådd ved å senke Li-innhold. Fordelene ved underelding kan også ses ved eldingslegering G i 6 timer ved 160°C istedenfor 16 timer. Styrke ved 25°C er fremdeles høyere ved en YS på 609 MPa (87,6 ks)i og en UTS på 640 MPa (92,8 ksi), men forlengelsen øker til 8 % og seigheten øker til 33 MPa√m (30,0 ksi√in). Ved -196°C er styrken høyere 780 MPa (113 ksi) YS, 823 MPa (121 ksi) UTS og 6,5 % el), men seighet øker til 35,9 MPa√m (32,6 ksi√in), og er en klart ønskelig tendens. Underelding endrer således styrke mot seighet, men det er uventet at den ønskede kryogene seighetstendensen raskere blir oppnådd. Det er viktigere at den ønskede tendensen kan bli oppnådd ved relativt høye Cu-nivåer.

EKSEMPEL 11

Dette eksemplet undersøker effekt av Li-innhold på den ønskede kryogene seighetstendensen. Særlig vil senkning av Li-innholdet øke lettheten ved hvilken den ønskede tendensen blir oppnådd. Dette kan se i Figur 2, hvori sammensetningene

i flere legeringer er meget like med unntagelse av Li-innhold. Legeringene inneholder normalt Al-4,0Cu-XLi-0,4Ag-0,4Mg-0,14Zr (se legeringer H-M i Tabell 2). Hver legering ble forhåndsvarmet til 370°C, ekstrudert ved en rammehastighet på 0,25 cm/s i en 16,2 cm diameters beholder til 5,1 x 1,9 cm stang. Hver stang ble løst ved 4-7°C under dens spesifikke solidus temperatur, vann bråavkjølt ved 25°C og strukket 6 %. Eldingsstudier ved 143°C ble gjennomført for hver ekstrusjon og deretter ble hver eldet ved 143°C til en målromtemperatur YS på 621 MPa (90 ksi). Virkelige YS-verdier oppnådd var tilsvarende med en lav 611 MPa (88,5 ksi) og en høy 640 MPa (92,8 ksi). Som vist i Figur 2 avtok seigheten ved 25°C og -196°C monotont med økende Li-innhold. For Li-innhold som er høyere enn 1,2 % er seighetstendensen tilnærmet flat i hvert tilfelle. Ved Li-nivåer som er mindre enn 1,2 % er seigheten ved -196°C høyere enn ved 25°C, dvs. den ønskede tendensen blir klart oppnådd.

EKSEMPEL 12

Dette eksemplet undersøker effekt av Mg-innhold på den ønskede kryogene seighetstendensen. Støping av nominell sammensetning Al-4Cu-0,8Li-0,4Ag-XMg-0,14Zr (se legeringer N-Q i Tabell 2) ble fremstilt under tilsvarende betingelser. Legeringene ble forhåndsvarmet ved 370°C og ekstrudert i en 16,2 cm diameters beholder ved en rammehastighet på 0,25 cm/s til en 5,1 x 1,9 cm stang. Stengene ble løst ved 3-6°C under den individuelle solidus temperaturen, dvs. oppløseliggjort ved 511-515°C, bråavkjølt med vann ved 25°C og strukket 6 %. De ble deretter eldet ved 143°C til forskjellige YS nivåer. Egenskapene ved nominell 621 MPa (90 ksi) YS nivå, vist i Figur 3, indikerer at bruddseigheten ved 20°C øker med Mg-innhold. Seigheten ved -196°C øker også generelt med Mg-innhold. Legeringene ble deretter testet for bruddseighet ved forskjellige styrkenivåer ved 25 og -196°C. Ved 25°C forbedres styrke-seighetskombinasjonene klart med økende Mg-innhold. Ved -196°C forbedres styrke-seighetskombinasjonene

ved å heve Mg-innhold fra 0,2 til 0,4 vekt-%. Ved 0,6 vekt-% varierer dataene mer, men viser også høyere seighet og ønsket tendens. Den ønskede tendensen blir oppnådd for hvert Mg nivå fra 0,2 til 0,6 %, men 0,4 og 0,6 % Mg-inneholdende legeringer kan bli eldet til høyere styrke, dvs. 670-677 MPa (97-98,1 ksi) YS sammenlignet med 628 MPa (91 ksi) YS for 0,2 % Mg-inneholdende legering. Slik man kan se er seighetsverdiene ved -196°C ekstremt høye for alle disse legeringene. I tillegg forenkler underelding også evenen til å oppnå den ønskede kryogene sprekkseighetstendensen med disse legeringene av varierende Mg-innhold.

EKSEMPEL 13

Dette eksemplet undersøker effekt av kald strekk på den ønskede kryogene bruddseighetstendensen. Legering R, som har en sammensetning av Al-4,9Cu-1,15Li-0,4Ag-0,4Mg-0,14Zr, ble støpt og ekstrudert ved en forhåndstemperatur på 370°C i en 16,2 cm diameter beholder ved en nominell rammehastighet på 0,25 cm/s til 5,1 x 1,9 cm rektangulær stang. Ekstrusjonen ble oppløsningsvarmebehandlet ved 504°C i 3/4 time, vannavkjølt brått ved 25°C, og en del av stangen ble fjernet (med 0 % strekk). Den gjenværende stang ble deretter strukket 1,5%, et stykke ble kuttet av, strukket igjen med materialavkutting, og denne prosedyren ble gjentatt og gir snitt med strekknivåer på 0, 1,5, 4, 7 og 9,5 %. Den kunstige eldingsresponsen ble bestemt for hvert strekknivå og deler av hver ekstrusjon ble varmebehandlet til en 20°C YS på 607 MPa (88 ksi). Plan belastning bruddseighet fra utmattede forhåndssprukkede CT- prøver ble målt ved hvert strekknivå ved 20°C og -196°C. Se Figur 4). Den uønskede tendensen ble oppnådd ved 0, 1,5 og 4 % strekk (se Figur 4 og 5) ved dette styrkenivå. Ved høyere strekknivåer på 7 og 9,5 % blir den ønskede kryogene bruddseighetstendensen oppnådd. Fraktografisk og transmisjonsmikroskopi ble gjennomført på hver prøve. Selv om man ikke skal være bundet av noen spesiell teori, antas det at strekk forfiner styrkepresipitering i det indre

av kornene mens man minsker presipitering av grovere presipitater på korn og underkorngrenser. Slike grove presipitater er kjent å senke romtemperaturseighet. Det overraskende resultat med økende kryogen seighet, sammenlignet med romtemperaturseighet, med økede strekknivåer er ikke forstått. For legering R ved 607 MPa (88 ksi YS) strekknivå endres den kryogene seighetstendensen fra uønsket til ønsket ved rundt 4 % strekk (se Figur 5). Dette omstillingspunktet kunne bli flyttet til lavere strekknivåer ved underelding til lavere YS nivåer, minskning av Cu- og/eller Li-innhold, eller i en mindre grad, minskning av eldingstemperatur.

EKSEMPEL 14

Den nåværende angivelsen for å oppnå den ønskede kryogene seighetstendensen slik det er vist i eksemplene 1 - 13 for Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr og Al-Cu-Li-Mg-Zr legeringer anvendes også for tilsvarende legeringer som inneholder Zn. Legering S, som tilsvarer høy seighet Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr Legering J ved at den har relativt lav Cu og Li og har blitt strukket 6 %, har 1/4 % Zn. Sink er blitt funnet å produsere fordelaktige effekter på legeringen slik som økende eldingsrespons. Når legeringen blir kunstig eldet ved 143°C i 20 timer, oppnår den en 25°C YS på 629 MPa (91,2 ksi), en UTS på 650 MPa (94,2 ksi) og en forlengelse på 12,4 %. Det er nettopp det som er tilfelle for Zn-frie legeringer, styrken øker ved kryogene temperaturer (YS = 723 MPa (112,1 ksi), UTS = 820 MPa (118,9 ksi) og forlengelse = 5,2 % ved -196°C). Høy 25°C seighet på 42,8 MPa√m (38,9 ksi√in) øker til 48,0 MPa√m (43,6 ksi√in) ved -196°C, et viktig eksempel på den ønskelige kryogene seighetstendensen. Seigheten kan økes ytterligere ved å senke Cu og/eller Li-innhold.

EKSEMPEL 15

Legering T har tilsvarende sammensetning som legering S, med unntagelse av at Zn-innholdet er omtrentlig doblet til 0,40%. Legeringen ble eldet i 28 timer ved 143°C, som er noe videre langs eldingskurven enn foregående eksempel for legering S. På den annen side ble legeringen prosessert likt. En svakt høyere 25°C YS på 649 MPa (94,0 ksi), UTS på 661 MPa (95,8 ksi) og forlengelse på 9,9 % blir oppnådd. Ved -196°C øker YS til 787 MPa (114 ksi) og UTS øker til 827 MPa (119,8 ksi), med 9,4 % forlengelse. Høy 25°C seighet på 39,5 MPa√m (35,9 ksi√in) blir i virkeligheten uendret ved 39,7 MPa√m (36,1 ksi√in) ved -196°C, og dette indikerer at terskelen for den ønskede tendensen har blitt nådd. Det faktum at denne Zn-inneholdende Al-Cu-Li-Ag-Mg legering har blitt eldet noe lenger enn tidligere eksempel med legering S, og går derfor fra en meget ønskelig tendens til en flat tendens, og det samme blir observert i Al-Cu-Li-Ag-Mg og Al-Cu-Li-Mg legeringer. Ikke desto mindre blir en ønskelig eller flat tendens oppnådd for hver Zn-inneholdende legering ved meget høye styrkenivåer.

EKSEMPEL 16

Dette eksemplet undersøker effekt av eldingstemperatur på den ønskede kryogene bruddseighetstendensen. Legering K som har en sammensetning Al-4,19Cu-1,21Li-0,37Ag-0,38Mg-0,14Zr-0,04Ti ble støpt, ekstrudert, oppløseliggjort, brått avkjølt og strukket 6 % som beskrevet i Eksempel 11. Prøver ble deretter kunstig eldet ved varierende temperaturer fra 127 til 160°C for å oppnå en romtemperatur YS på 621 MPa (90 ksi). En prøve ble eldet ved 127°C i 100 timer for å oppnå en romtemperatur YS på 616 MPa (88,4 ksi), en UTS på 653 MPa (94,7 ksi), en forlengelse på 8,8 % og en K_Q på 40,3 MPa√m (36,6 ksi√in). Ved -196°C oppnådde prøven eldet ved 127°C en YS på 713 MPa (103,4 ksi), en UTS på 782 MPa (113,4 ksi), en forlengelse på 10,9 % og en K_Q på 40,0 MPa√m (36,4 ksi√in). En annen prøve

ble eldet ved 143°C i 22 timer for å oppnå en 25°C YS på 626 MPa (90,7 ksi), en UTS på 655 MPa (94,9 ksi), en forlengelse på 10,1 % og en K_Q på 35,1 MPa√m (31,9 ksi√in). Ved -196°C oppnådde denne prøven en YS på 750 MPa (108,7 ksi), en UTS på 800 MPa (116,0 ksi), en forlengelse på 9,4 % og en K_Q på 39,1 MPa√m (31,0 ksi√in). En tredje prøve ble eldet ved 160°C i 4,5 timer for å oppnå en 25°C YS på 628 MPa (91,0 ksi), en UTS på 651 MPa (94,4 ksi), en forlengelse på 7,7 % og en K_Q på 31,24 MPa√m (28,4 ksi√in). Ved -196°C oppnådde denne prøven en YS på 749 MPa (108,6 ksi), en UTS på 797 MPqa (115,5 ksi), en forlengelse på 8,7 % og en K_Q på 28,8 %. Som vist i Figur 6 for hver av de ovenfor nevnte eldingstemperaturer, er den kryogene bruddseighetstendensen hovedsakelig flat for hver eldingstemperatur ved dette styrkenivå. Bruddseighetsverdier ved både romtemperatur og kryogen temperatur øker signifikant når eldingstemperaturen for legeringen avtar.

EKSEMPEL 17

Legering U som har en sammensetning Al-4,0Cu-1,0Li-0,4 Ag-0,4Mg-0,14Zr (i virkeligheten den samme som Legering J) ble støpt og rullet til 9,5 mm plate, oppløsningsvarmet ved 510°C, brått avkjølt i vann ved 20°C og enten strukket 3 % eller 6 %. Plate ved hvert strekknivå ble eldet ved 143°C til en 20°C YS på 85 ksi. Platene ble maskinert ned til 2,0 mm for å simulere forventede flymerker for External Tank of the Space Shuttle. For å evaluere bruddseighet i legeringen ved denne tykkelsen, ble overflatesprekkspenningstesten (ASTM E740) anvendt. I denne testen blir et sentralt hakk elektro-utladd maskinert og utmattingsforhåndssprukket til en forhåndsbestemt halvelektrisk størrelse ved utmattingsbelastning. Bristen blir kontrollert slik at sprekkdybde til platetykkelse forhold er 0,66, dvs. bristen strekker seg 2/3 gjennom tykkelsen. Panelet blir deretter undersøkt for svikt i spenning og sprekkstress blir tatt som et mål på seighet i denne for det meste plane stressprøven. Tester ble gjennom-

ført i T-L orientering for å komplementere tidligere data i L-T orientering. Paneler av konvensjonell legering 2219-T87 ble også testet for sammenligning. Som vist i Figur 7, viste begge strekknivåer en signifikant seighetsfordel i forhold til 2219-T87, legeringen som for tiden blir anvendt på Space Shuttle External Tank. Varianten med 6 % strekk har for eksempel en 69 % fordel i fordel til 2219 ved en testtemperatur på 4K, og dette kan oversettes direkte til strukturelle vektbesparinger i tankmembranene. Det skal bemerkes at både strekknivåer viser den ønskede tendens for 2,0 mm merke og at seigheten øker med strekknivå slik det ble vist i de tidligere eksemplene for ekstrusjoner.

EKSEMPEL 18

Legering V, som består av Al-3,62Cu-0,99Li-0,35Ag-0,36Mg-0,15Zr-0,04Ti, faller innenfor det mest foretrukkede sammensetningsområde i foreliggende oppfinnelse. Med 6 % strekk og kunstig elding ved 143°C i 26 timer oppnår legeringen romtemperaturegenskaper på 621 MPa (90,0 ksi) YS, 631 MPa (91,5 ksi) UTS, 8,7 % forlengelse og 42,6 MPa$\sqrt{m}$ (38,7 ksi$\sqrt{in}$) K_{IC}. Ved -196°C oppnår legeringen egenskaper på 792 MPa (114,8 ksi) YS, 828 MPa (120,0 ksi) UTS, 9,6 % forlengelse og 44,8 MPa$\sqrt{m}$ (40,7 ksi$\sqrt{in}$) K_{IC} (se Tabell 3), dvs. den ønskede kryogene bruddseighetstendensen blir oppnådd.

EKSEMPEL 19

Legering W, som omfatter Al-3,61Cu-0,91Li-0,33Mg-0,39Zn-0,15Zr-0,04Ti, ble strukket 6 % og kunstig eldet ved 143°C i varierende tidslengder som vist i Tabell 3. Denne legeringen oppnår en toppstyrke på 621 MPa (90 ksi), som blir oppnådd ved å elde i 26 timer ved 143°C. Ved denne eldingstemperaturen endres styrken ikke signifikant over lengre eldingsperioder. Ved for eksempel å øke eldingstiden med 70 % til 44 timer vil bare overelde legeringen meget svakt når 25°C YS minsker til 614 MPa (89 ksi) (se Tabell 3). Denne økede

eldingen har en negativ effekt på den kryogene bruddseighetstendensen. Slik man kan se i Tabell 3, blir den ønskede kryogene bruddseighetstendensen hovedsakelig oppnådd ved kortere eldingstid, men blir ikke oppnådd ved lengre eldingstid.

EKSEMPEL 20

Legeringene X og Y er Ag-frie og inneholder Zn (se Tabell 2). Slik det er vist i Tabell 3, er romtemperaturstyrken til disse legeringene relativt høy, særlig i betraktning av det relativt lave legeringsinnhold i disse legeringer. Videre er romtemperaturplantøynings-bruddseighetene godt over 551 MPa√m (50 ksi√in). Seigheten i disse legeringene er så høy at gyldige L-T K_{IC} seighetsverdier ikke blir oppnådd med 2 x 1,9 cm ekstruderte stangprøver. Hver av legeringene X og Y har evnen til å oppnå den ønskede kryogene bruddseighetstendensen.

EKSEMPEL 21

Legering Z inneholder 2,16 % Cu (se Tabell 2). Signifikant lavere styrke blir oppnådd med denne lav-kobber varianten som vist i Tabell 3. Selv om den ønskede tendensen kan bli oppnådd med denne legering, er styrkene mindre ønskelige enn de for legeringene i de forannevnte eksemplene.

EKSEMPEL 22

Legering AA faller innenfor det mest foretrukkede sammensetningsområde i foreliggende oppfinnelse (se Tabell 2). Slik det er vist i Tabell 3, blir høye styrker oppnådd ved romtemperatur, særlig under betraktning av det relativt lave legeringsinnholdet i legeringen. Romtemperaturplantøynings-bruddseighet er over 55 MPa√m (50 ksi√in). Siden seigheten er så høy, blir gyldige L-T K_{IC} seighetsverdier ikke oppnådd med 2 x 1,9 cm ekstruderte stangprøver. Legering AA har raskt

evnen til å oppnå den ønskede kryogene bruddseighetstendensen.

EKSEMPEL 23

Legering BB og CC inneholder henholdsvis 0,29 % Li og 0,56 % Li. Ellers er legeringene meget like i sammensetning (se Tabell 2). Legering BB, som inneholder den minste mengden Li, innehar signifikant lavere romtemperaturstyrker sammenlignet med legering CC, som vist i Tabell 3. Selv om hver legering kunne oppnå den ønskede kryogene bruddseighetstendensen, forårsaker lavere Li-innhold i Legering BB at legeringen har mye lavere styrke enn Legering CC, og legeringer i de forannevnte eksemplene.

Fra de foregående eksemplene kan man se at den ønskede kryogene bruddseighetstendensen kan oppnås i overenstemmelse med foreliggende oppfinnelse ved å kontrollere sammensetning, strekk og kunstig elding i legeringene. Effekten av disse parametrene er fremsatt i Tabell 3.

EKSEMPEL 24

Legering DD har tilsvarende sammensetning som legering S, med unntagelse av at den er Zn-fri og har et lavere Cu-innhold på 3,41 % og et høyere Li-innhold på 1,12 %. Den ble produsert tilsvarende som de andre legeringene i studien, men deler av ekstrusjonen ble strukket 3 % og de gjenværende 6 %. 3 % strekkmaterialet ble eldet i 24 timer ved 143°C, og gir en 25°C YS på 611 MPa (88,5 ksi) og en K_Q på 34,8 MPa√m (29,8 ksi√in). (Se Tabell III). Ved -196°C økt YS til 748 MPa (108,4 ksi) og K_Q økt til 45,8 MPa (41,6 ksi). 6 % strekkmaterialet ble eldet i 16 timer ved 143°C og oppnådde i virkeligheten den samme 610 MPa (88,4 ksi) YS og en K_Q verdi på 31,6 MPa√m (28,7 ksi√in) ved 25°C. Ved -196°C økt YS til 740 MPa (107,2 ksi) og seigheten økt til 46,2 MPa√m (42,1 ksi√in) for både 3 % og 6 % strekkmaterialer. Den ønskede

kryogene bruddseighetstendensen ble oppnådd i begge tilfeller. Dette eksemplet viser at med riktig valgt sammensetning kan tilsvarende resultater bli oppnådd ved forskjellige strekknivåer. Med legeringer i foreliggende oppfinnelse kan den ønskede tendensen bli oppnådd ved forskjellige strekknivåer når varmebehandlingen blir nøye kontrollert. Bemerk også at med en legering av sammensetningen ifølge foreliggende oppfinnelse kan den ønskede tendensen bli oppnådd ved høyere styrkenivåer (f.eks. 659 MPa (95,5 ksi) 25°C YS, se Tabell III).

EKSEMPEL 25

Legering EE tilsvarer sammensetning som Legering D, og har sammensetningen Al-4,47CU-0,95Li-0,43Ag-0,43Mg-0,14Zr-0,02Ti. Den ble prosessert tilsvarende som legeringene i foregående eksempler og, dette er viktig, den ble ekstrudert til 2 x 1,9 cm rektangulær stang. Forholdet i denne ekstrusjonen er relativt lavt 2,67 (dvs. 2 : 0,75), slik at lange tverrgående egenskaper forventes å være i nærheten av de korte tverrgående egenskapene.

En seksjon av stangen ble strukket 3 % og eldet ved 160°C i 6 timer, og tilveiebragte en 25°C langsgående YS på 597 MPa (86,5 ksi) og L-T K_{IC} på 44,8 MPa√m (40,7 ksi√in). Denne økte ved -196°C til henholdsvis 733 MPa (106,2 ksi) YS og 340 MPa (49,3 ksi) K_{IC}. I den lange tverrgående orientering var 25°C YS 486 MPa (70,5 ksi) og T-L (dvs. lang tverrgående seighet) K_{IC} var 30,8 ksi√in. Ved -196°C økt lang tverrgående K_{IC} til 40,0 MPa√m (36,4 ksi√in). Den ønskede kryogene bruddseighetstendensen blir oppnådd i både langsgående og tverrgående orientering.

EKSEMPEL 26

En legering med sammensetning FF (Al-4,99Cu-1,23Li-0,38Ag-0,46Mg-0,17Zr-0,04Ti) ble sveiset med gass-wolframbuesveising

ved å anvende en fylltråd av sammensetning GG (Al-5,20Cu-1,00Li-0,40Ag-0,16Zr). Plantøynings-bruddseigheten ble målt fra kompaktspenningsprøver orientert med bruddspredning parallelt og gjennom sammensmeltingssonen, eller parallelt og gjennom den den varmepåvirkede sonen (HAZ). Disse prøvene er orientert i en T-L orientering. I tillegg ble lang tverrgående spenningstesting gjennomført på prøver som innbefatter både sammensmeltingssone og HAZ. Disse testene ble gjennomført ved 25°C og -196°C.

Sveisestyrke økt fra 226 MPa (32,7 ksi) YS, 355 MPa (51,4 ksi) UTS med 6,9 % forlengelse ved 25°C til 290 MPa (42,0 ksi) YS, 439 MPa (63,6 ksi) UTS og 6,1 % forlengelse ved -196°C. I tillegg var sammensmeltingssone-seighet 20,9 MPa√m (19,0 ksi√in) ved 25°C økende til 25,2 MPa√m (22,9 ksi√in) ved 196°C. Videre økt HAZ-seigheten fra 20,8 MPa√m (18,8 ksi√in) ved 25°C til 26,0 MPa√m (23,6 ksi√in) ved -196°C. Den ønskede kryogene seighetstendensen ble oppnådd i sveisingene.

TABELL 3

Egenskaper for varierende sammensetninger med varierende styrke og kunstig elding

					Romtemperatur				-196°C			
Legering (vekt-%)	Cu (vekt-%)	Li (vekt-%)	Strekk	Elding (°C(t))	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)
A	6,18	1,35	3	160 (6)	651	680	5,0	20,5	800	800	2,2	18,7
A	6,18	1,35	3	160 (24)	681	750	5,4	14,8				
B	4,52	1,29	3	160 (16)	688	704	6,4	24,5	842	897	7,4	23,5
B	4,52	1,29	5	160 (16)	711	725	6,0	22,2				27,5
C	4,13	1,27	3	160 (12)	649	676	8,5	27,0	780	831	8,1	21,2
C	4,13	1,27	3	160 (5)	614	635	7,7	37,3	759*	835	8,5	37,7
C	4,13	1,27	3	143 (16)	593	629	10,3	42,6	758	781	12,4	44,4
D	4,38	1,04	3	143 (18)	607	657	14,1	49,2	738	798	12,7	48,6
D	4,38	1,04	6	143 (11)	642	664	10,8	37,8	773	814	12,2	44,8
D	4,38	1,04	6	143 (16)	680	683	9,0	38,5	773	814	12,2	37,6
E	5,70	1,29	3	160 (16)	657	678	6,0	18,6	787	849	4,0	18,3
E	5,70	1,29	3	160 (6)	650	680	7,9	27,9	766	849	7,5	25,3
F	4,01	0,84	6	143 (30)	608	627	10,5	43,3	723	767	11,2	51,8
F	4,01	0,84	6	143 (24)	587	609	13,0	43,7				56,1
G	6,00	1,00	3	160 (16)	711	725	3,8	20,6	849	883	3,6	51,1
G	6,00	1,00	3	160 (6)	604	640	8,0	33,0	780	835	6,5	35,9
H	4,23	0,73	6	143 (35)	613	629	9,6	50,3	732	782	11,1	52,1
I	4,28	0,85	6	143 (14)	610	638	11,2	47,1	747	796	11,5	49,9
J	3,95	1,03	6	143 (13)	613	635	10,5	44,9	721	773	9,2	47,4
K	4,19	1,21	6	143 (12)	560	615	11,2	45,3	688	759	11,8	44,0
K	4,19	1,21	6	127 (100)	610	653	8,8	40,3	713	780	10,9	40,0

TABELL 3 (forts.)

					Romtemperatur				-196°C			
Legering (vekt-%)	Cu (vekt-%)	Li (vekt-%)	Strekk	Elding (°C(t))	YS (MPa)	UTS (ksi)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)
K	4,19	1,21	6	143 (22)	626	655	10,1	35,1	750	800	9,4	34,1
K	4,19	1,21	6	160 (4,5)	621	651	7,8	31,2	750	797	8,7	31,7
L	4,00	1,41	6	143 (16)	611	629	5,6	27,3	733	773	8,5	26,7
M	3,78	1,81	6	143 (24)	631	642	6,2	17,6	766	794	3,9	17,3
N	4,04	0,86	6	143 (14)	562	607	10,3					
N	4,04	0,86	6	143 (20)	590	620	10,3	40,6	714	771	11,7	51,6
N	4,04	0,86	6	143 (22)	621	640	9,5	39,4	727	777	9,9	45,8
O	4,28	0,84	6	143 (14)	606	636	12,0	49,1	668	766	13,2	51,7
O	4,28	0,84	6	143 (24)	655	668	10,2	36,5	794	836	8,9	40,8
P	4,31	0,80	6	143 (14)	618	648	11,6	46,4	725	780	12,2	52,3
P	4,31	0,80	6	143 (18)	629	652	11,3	43,0	769	807	9,4	52,4
Q	4,04	0,85	6	143 (20)	593	624	10,7	50,3	759	815	10,5	52,0
Q	4,04	0,85	6	143 (24)	627	643	9,1	48,0	766	813	11,2	52,8
Q	4,04	0,85	6	143 (34)	647	656	9,6	43,1	783	818	8,7	43,3
R	4,90	1,15	0	170 (15)	600	648	6,8	28,7	725	776	4,1	23,2
R	4,90	1,15	1,5	160 (10)	608	659	9,4	31,8	731	794	8,3	27,9
R	4,90	1,15	4	160 (13)	615	658	11,1	36,5	790	828	10,8	36,0
R	4,90	1,15	7	143 (9)	609	649	12,0	36,0	733	792	12,7	38,1
R	4.90	1,15	9,5	143 (9)	608	650	10,9	38,3	780	818	8,5	40,4
S	3,58	0,93	6	143 (20)	629	650	12,4	42,8	773	820	5,2	48,0
T	3,79	0,92	6	143 (28)	649	661	9,9	39,5	787	827	9,4	39,7

28

313641

TABELL 3 (forts.)

					Romtemperatur				-196°C			
Legering (vekt-%)	Cu (vekt-%)	Li (vekt-%)	Strekk	Elding (°C(t))	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)
V	3,62	0,99	6	143 (26)	621	631	8,7	42,6	792	828	9,6	44,8
W	3,61	0,91	6	143 (28)	624	638	9,8	42,3	745	795	11,3	4,02
W	3,61	0,91	6	143 (44)	614	622	7,8	40,0	778	816	10,9	35,0
X	2,8	0,86	6	143 (12)	386	475	18,9					
X	2,8	0,86	6	143 (30)	513	548	12,3					
X	2,8	0,86	6	143 (60)	542	564	11,8					
X	2,8	0,86	6	143 (90)	567	586	12,0	345				
Y	3,5	0,79	6	143 (12)	491	545	14,3					
Y	3,5	0,79	6	143 (30)	582	607	13,3					
Y	3,5	0,79	6	143 (60)	595	613	12,3	345				
Y	3,5	0,79	6	143 (75)	602	620	11,2					
Y	3,5	0,79	6	143 (90)	612	621	11,1					
Z	2,16	0,80	6	143 (30)	326	414	21,2					
Z	2,16	0,80	6	143 (100)	448	47,6	13,8					
AA	3,18	0,78	6	143 (60)	438	486	17,2					
AA	3,18	0,78	6	143 (90)	540	560	13,0					
AA	3,18	0,78	6	143 (100)	542	560	12,8	345				
BB	3,56	0,29	6	143 (60)	435	489	17,2					
BB	3,56	0,29	6	143 (100)	465	497	14,2					
CC	3,43	0,56	6	143 (60)	487	531	12,8					
CC	3,43	0,56	6	143 (90)	524	547	12,8					
CC	3,43	0,56	6	143 (100)	529	552	11,5					

29

313641

TABELL 3 (forts.)

					Romtemperatur				-196°C			
Legering (vekt-%)	Cu (vekt-%)	Li (vekt-%)	Strekk	Elding (°C(t))	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)	YS (MPa)	UTS (MPa)	El.(%)	K_{IC} (MPa√in)
DD	3,41	1,12	3	143 (24)	611	635	7,9	32,8	748	800	10,9	46,2
DD	3,41	1,12	6	143 (16)	610	627	8,9	31,6	740	798	11,3	46,3
DD	3,41	1,12	6	143 (60)	659	668	6,4	27,7	802	838	9,0	36,3
EE (lang)	4,47	0,95	3	160 (6)	597	627	10,4	44,8	733	790	11,2	54,2
EE (LT)	4,47	0,95	3	160 (6)	486	538	8,4	33,9	512	659	10,5	40,8

30

313641

SAMMENSETNING

I overensstemmelse med foreliggende oppfinnelse kan den ønskede kryogene bruddseighetstendensen bli oppnådd ved å kontrollere Cu og Li nivåer. Kobbernivåer fra 3,0 til 4,5 % og litiumnivåer fra 0,7 til 1,1 % er de mest foretrukkede for raskest mulig å oppnå den ønskede tendens ved høye styrkenivåer. Den ønskede tendens kan bli oppnådd for kobbernivåer fra 2,0 til 6,5 % og litiumnivåer fra 0,2 til 2,7 %. For å produsere den ønskede kryogene bruddseighetstendensen mens man samtidig produserer høye nivåer av styrke, er Cu nivåer fra 2,8 til 4,8 % og Li nivåer fra 0,4 til 1,5 % mer å foretrekke. I disse sammensetningsområder blir kombinert kryogen bruddseighet og styrkeegenskaper maksimalisert, og gjør legeringene meget velegnet for kryogenisk anvendelse. En spesielt foretrukket legering for kryogenisk anvendelse omfatter 4,0 % Cu og 1,0 % Li, mens en annen meget foretrukket legering omfatter 4,5 % Cu og 0,8 % Li. Mengdene av Cu og Li som blir benyttet er uavhengig av hverandre. For kobbernivåer ved den høyere enden av det vide området, f.eks. 6,5 %, bør nivå av litium være nær 1,0 % for å oppnå den ønskede kryogene bruddseighetstendensen ved høye styrkenivåer. Ved den lavere enden av det brede Cu området, f.eks. 2,0 %, kan mer Li være til stede, men den høyeste oppnåelige styrken vil generelt være lavere, som vist ved Legering Z (se Tabell 3). Når i motsatt tilfelle nivå av litium er ved lavere enden av det brede området, f.eks. 0,2 %, kan nivå av kobber være relativt høyt og den ønskede tendensen kan bli oppnådd, men styrken vil være lavere enn ved høyere Li nivåer på 1 %, som vist ved Legering BB (se Tabell 3). Ved den høyere enden av det vide Li området, f.eks. 2,7 %, er lavere Cu nivåer slik som 2 % foretrukket for å oppnå den ønskede tendensen.

Kobber- og litiumnivåer har en signifikant effekt på styrkenivåer som blir oppnådd i foreliggende legeringer. Kobbernivåer over 4 % innebærer de høyeste styrkene, med

signifikant nedgang i styrker under 3 % (se Legering Z i Tabell 3). I tillegg ble høyeste styrker oppnådd med Li nivåer fra 1,05 til 1,35 %, med en topp ved 1,2 % litium. Signifikant nedgang i styrkeresultater under 0,5 % og over 1,5 % Li (se Legering BB sammenlignet med Legering CC i Tabell 3). Selv om den ønskede kryogene bruddseighetstendensen blir enklest oppnådd og styrkenivåer er meget høye ved kobbernivåer ved 4 % og litiumnivåer på 1 %, kan senking av kobber- og litiumnivåer betydelig under disse mengdene fremdeles resultere i den ønskede tendensen, men med lavere styrke. Legeringene i foreliggende oppfinnelse som omfatter fra 2,8 til 4,8 % Cu og fra 0,4 til 1,5 % Li blitt funnet å inneha ypperlige kombinasjoner av både kryogen bruddseighet og styrkeegenskaper, og skaffer således til veie overraskende ytelse når de blir anvendt ved kryogen temperatur. Høye seigheter blir oppnådd uten delaminering assosiert med legeringer slik som 2090, som har utflatede seighetsverdier på grunn av en effekt som er kjent som "delamineringsseighet". Som en konsekvens utviser legeringer slik som 2090 lavere bruddstyrke enn 2219 i virkelige tankanlegg.

Mengden av kobber og litium som blir anvendt påvirker også prosesseringen som må bli benyttet for å oppnå den ønskede tendensen. Ved de mest foretrukkede nivåene av for eksempel 4,0 % kobber og 1,0 % litium kan lite eller ikke noe strekk være nødvendig for å oppnå den ønskede tendens ved høyere styrkenivåer. Når imidlertid grensene for kobber- og litiumnivåer blir nådd, kan optimale mengder av strekk og forsiktig kontrollert kunstige eldingsbehandlinger være nødvendig for å fremstille den ønskede kryogene bruddseighetstendens ved teknologisk nyttige styrkenivåer.

Mengden av magnesium som blir anvendt i foreliggende legeringer har bare en mindre effekt på den kryogene bruddseighetstendensen. Styrken på legeringene er meget avhengig av Mg innhold, med toppstyrker som blir oppnådd ved Mg nivåer fra 0,3 til 0,6 %. Økning av Mg innhold til nivåer

på 0,6 til 1,0 % øker absolutt seighetsverdier ved foretrukkede Cu og Li nivåer.

Tilstedeværelse eller fravær av sølv i legeringene i foreliggende oppfinnelse påvirker ikke signifikant den kryogene bruddseighetstendensen. Ag innebærer imidlertid en forbedret styrke.

Selv om mengden av sink som blir anvendt i legeringene ikke synes å ha noen signifikant effekt på den kryogene bruddseighetstendensen, kan styrkenivåer og eldingskinetikk (hastighet ved hvilken legeringene går langs eldingskurven) bli økt med tilsetning av mindre mengder Zn (se legeringer S, T, W, X og Y i Tabell 3). Tilsetninger av Zn og/eller Ag påvirker ikke negativt evnen til å oppnå den ønskede seighetstendensen, men deres tilstedeværelse kan være fordelaktig for å forbedre andre egenskaper slik som styrke.

STREKK

Mengden av strekk som blir benyttet i overensstemmelse med foreliggende oppfinnelse har en betydelig effekt på den kryogene bruddseigheten og evnen til å oppnå den ønskede tendens. Større mengder av strekk resulterer generelt i en forbedret kryogen bruddseighetstendens. For en gitt Al-Cu-Li legering kan et overkrysningspunkt demonstreres, hvori den ønskede tendens er oppnådd over et visst strekknivå, men blir ikke oppnådd under dette nivået. Figur 5 viser et slikt overkrysningspunkt. I legeringen som er illustrert i Figur 5 forekommer overkrysningen mellom 4 og 5 % strekk ved 90 ksi styrkenivå. Dette punktet kan imidlertid endres når sammensetning og prosesseringsvariablene blir endret. For sammensetninger nær 4,0 % Cu og 1,0 % Li nivåer kan mengden av strekk ikke være så kritisk. Når de øvre grensene av de vide Cu og Li områdene som vist i Tabell 1 kan forbehold om en signifikant mengde strekk være nødvendig for å oppnå den ønskede kryogene bruddseighetstendensen. Mengden av strekk

som blir benyttet er også avhengig av grad av kunstig elding som blir anvendt, slik det blir beskrevet i mer detalj under.

KUNSTIG ELDING

Ifølge foreliggende oppfinnelse har kunstig elding en betydelig effekt på den kryogene bruddseighetstendensen. Generelt har underelding tendens til å produsere den ønskede tendens sammenlignet med topp eller overelding. Ved elding til et punkt under toppstyrken blir den ønskede tendensen raskere oppnådd. Mens en gitt legering av foreliggende oppfinnelse for eksempel kan ha evnen til å oppnå en toppytelsesstyrke på 690 MPa (100 ksi), er underelding for å gi en styrke på 621 MPa (90 ksi) mer sannsynlig for å fremstille den ønskede kryogene bruddseighetstendensen. Dette fenomen er ikke fullstendig forstått, men en mulig forklaring kan involvere en overgang fra intersubgranulær til mikrotom-rombrudd. Grad av underelding som er nødvendig er avhengig av legeringssammensetning og prosesseringshistorie. Ved et foretrukket kobbernivå på 4 % og litiumnivå på 1 %, eller 4,5 % kobber og 0,8 % litium, i et vidt teknologisk område av strekknivåer kan underelding ikke være nødvendig, og den ønskede tendens kan bli oppnådd ved toppstyrke. Nær øvre kobber- og litiumgrenser kan signifikant underelding være nødvendig for å produsere den ønskede tendens. En typisk undereldingsbehandling er kunstig å elde legeringen til en ytelsesstyrke som er minst 34,5 MPa (5 ksi) under toppytel-sesstyrken til legeringen. Slik underelding har vært funnet å betydelig fremme den ønskede kryogene bruddseighetstendensen. For å oppnå den ønskede tendensen med større sikkerhetsmargin i et produksjonsmiljø, kan det være fordelaktig å elde ved en ytelsesstyrke som er 69 ti 138 MPa (10 til 20 ksi) under toppytelsesstyrken. Det er viktig at legeringene i foreligg-ende oppfinnelse kan oppnå en slik høy toppstyrke fordi teknologisk nyttige styrker kan fremdeles bli oppnådd med signifikant underelding.

REKRYSTALLISERING

For smidde Al-Cu-Li legeringer i plate, ark, ekstrusjon, smidde og andre former kan den kryogene bruddseighetstendensen bli betydelig påvirket av mengden av rekrystallisering. Generelt har u-rekrystalliserte plater tendens til å fremme den ønskede kryogene seighetstendensen, mens rekrystallisert plate har tendens til å minske lettheten med hvilken den ønskede tendens kan bli oppnådd etter oppløsningsvarmebehandling, strekking og elding. U-rekrystallisert mikrostruktur er ønskelig for øket bruddseighet ved en gitt temperatur. Det kan derfor være ønskelig for eksempel å rulle legeringen ved høyere temperaturer ved hvilken rekrystallisering mindre sannsynlig forekommer enn ved lavere temperaturer der rekrystallisering kan bli indusert. For produkter med høyere mengder av rekrystallisering er en større grad av underelding og/eller større mengde strekk generelt nødvendig for å oppnå den ønskede kryogene seighetstendens. Videre kan senking av mengdene med Cu og/eller Li muliggjøre at større mengder rekrystallisering blir tolerert mens man fremdeles oppnår den ønskede tendens etter etterfølgende oppløsningsvarmebehandling, bråavkjøling, strekking og kunstig elding.

FREMSTILLING AV KRYOGEN BEHOLDER

Legeringer av foreliggende oppfinnelse kan bli rullet, ekstrudert og smidd til produktformer som er nødvendig for å fremstille en beholder som kan inneholde kryogeniske materialer. En slik kryogenisk tank, når den blir anvendt for å inneholde kryogene væsker slik som flytende hydrogen, oksygen og nitrogen, består generelt av trommelen, som er en hul sylinder, kuplene, som er tilnærmet hemisfæriske av form, og ringene, som binder sammen trommelen til fremre og bakre kuppel. Trommelen kan bli fremstilt fra platen som er blitt prosessert i overensstemmelse med foreliggende oppfinnelse og som deretter blir maskinert slik at den har langsgående T-

formede eller L-formede stivere. Alternativt kan trommelen bli fremstilt fra integrert-avstivede ekstrusjoner som har T-formede eller L-formede langsgående stivere innført under ekstruderingsforløpet. Videre kan enkle stivere bli rullet inn i platen, dvs. lineære stivere. Ringen kan bli formet fra ekstrusjoner som blir bendt over et bøyd verktøy og sveiset til en ring, eller rull-ringsmidd, en operasjon hvori en barre blir gjennomhullet til en smultringform og veggtykkelsen blir bearbeidet til tynnere mål når diameteren øker. Kuplene kan bli dannet fra paneler av plate eller ark som er strukket over et verktøy og sveiset sammen. Alternativt kan kuppelen bli spinn-dannet fra platen ved kalde, varme eller varmbearbeidingstemperaturer.

I hver av disse komponentene i den kryogeniske tanken kan mengden av strekk som er nødvendig for å produsere den ønskede kryogene seighetstendensen bli innført under dannelsesoperasjon etter oppløsningsvarmebehandling og bråkjøling. Platen og ekstrusjonen kan for eksempel bli enkelt strekkutrettet. Kaldbearbeiding kan bli innført når panelene blir strukket over en spindel, trommelpanelene blir støtformet over et verktøy, ringekstrusjonene blir bendt og strukket over et verktøy for å innføre krumning, eller kuppelen blir spinnformet. Kunstige eldingsbetingelser blir valgt som tidligere beskrevet for å sikre at den ønskede tendensen blir oppnådd.

Tankkomponentene kan bli sammensveiset ved en hvilken som helst av de konvensjonelle sveiseteknikkene, inkludert gass-wolframbuesveising, dobbelstrålet gass-wolframbuesveising, metallinertgass-sveising, variabel polaritets plasmabue-sveising, variabel polaritets gass-wolframbuesveising, elektronstrålesveising og andre. Konvensjonelle fyll-legeringer slik som 2319 er akseptable, likeledes er opprinnelige fyll-legeringer fra foreliggende oppfinnelse. I tillegg er legeringer som inneholder større mengder korn-

raffinerere, f.eks. Zr og Ti, og svakt høyere Cu-innhold ofte foretrukket for å øke sveisestyrken.

Ved fremstilling av den kryogene tanken eller beholderen blir trommelpaneler sveiset sammen og danner en rett sirkulær sylinder som deretter blir sveiset til ringen. De to kuplene blir sveiset til ringen, for dermed å danne den kryogene tanken. Det skal bemerkes at den kryogene tanken typisk også har en sekundær hard vare som kan bli fremstilt ved smiing til asymmetriske former, dvs. den kan ikke bli strukket. Disse komponentene bør inneholde de mer foretrukkede mengder av Cu og Li, f.eks. 2,8-4,8 Cu og 0,7-1,1 Li, for å muliggjøre at den ønskelige tendensen blir oppnådd uten strekk, mens man fremdeles opprettholder høye styrkenivåer. I noe sveisearbeid kan bearbeiding praktisk bli innført med skyting av stålsand.

Komponentene i den kryogene tanken kan bli sveiset ved forskjellige parametere avhengig av den valgte teknikken. En foretrukket vei er å sveise komponentene ved å anvende konvensjonell gass-wolframbuesveising med konvensjonell 2319 fyllstoff. Overflatene som skal bli sveiset bør bli mekanisk malt eller kjemisk malt i en 100 g/l NaOH vandig oppløsning slik at 0,5 mm av overflaten er fjernet. Et 75 % Ar/25 % He inertgassdekke ved 14 l/min kan bli anvendt. For 1 mm diameter 2319 fyllstoff gir en transporthastighet på 25 cm/min ved en strøm på 170 amp og en spenning på 12,5 volt en høyintegritetssveising. Dersom vekten av tankene trenger å minskes, kan konvensjonell kjemisk oppmaling bli anvendt for å redusere tykkelsen av trommelen i lavservice belastningsområder. En typisk løsning av slik maling er 103 g/l NaOH, 22 g/l natriumsulfid og 2,2 g/l natriumglukonat for å lage 1 liter oppløsning.

Sveisingene som ble gjort som beskrevet over utviser også økende sveiseseighet og styrke med minsket temperatur. Tanken som blir fremstilt på den måten kan bli kostnadseffektivt

bevistestet ved romtemperatur. Fordi seighet og styrke hver er hovedsakelig de samme eller større ved kryogeniske servicetemperaturer enn ved omgivelsesbevistesttemperaturen, kan tanken med stor sikkerhet bli anvendt ved minimal risiko for seighets-begrenset eller styrke-overbelastning-indusert svikt.

P a t e n t k r a v

1.
Anvendelse av en legering for å tilveiebringe både styrke og bruddseighet ved kryogen temperatur som er lik med eller større enn romtemperatur, bruddseigheten ved romtemperatur er minst 20,5 Mpa√m (18,7 Ksi√in) og bruddseigheten ved -196°C er minst 21,1 Mpa√m (19,2 Ksi√in), legeringssammensetningen består av 2,0 til 6,5 vekt-% Cu, 0,2 til 2,7 vekt-% Li, 0,2 til 4,0 vekt-% Mg;
eventuelt minst en av 0 til 4,0 vekt-% Ag, og 0 til 3,0 vekt-% Zn, eventuelt 0 til 10,0 vekt-% av andre legeringsadditiver utvalgt fra gruppen som består av Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge og kombinasjoner derav og TiB_2, og balansen aluminium og tilfeldige urenheter, legeringssammensetningen blir bearbeidet og kunstig aldret, hvori bearbeidingen gir legeringssammensetningen ekvivalenten til minst 3% forlengelse, og
aldringen underaldrer kunstig legeringssammensetningen til en ytelsesstyrke på minst 34,5 Mpa (5 Ksi) under toppytelsesstyrken som sammensetningen har evne til å oppnå.

2.
Anvendelse ifølge krav 1, hvori nevnte sammensetning inneholder fra 0,01 til 1,0 vekt-% av minst en kornforfiner utvalgt fra gruppen som består av Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V og TiB_2.

3.
Anvendelse ifølge krav 1 eller krav 2, hvori sammensetningen inneholder 2,8 til 4,8 vekt-% Cu, 0,4 til 1,5 vekt-% Li og 0,2 til 1,0 vekt-% Mg.

4.
Anvendelse ifølge krav 1 eller krav 2, hvori sammensetningen inneholder 3,0 til 4,5 vekt-% Cu, 0,7 til 1,1 vekt-% Li og 0,3 til 0,6 vekt-% Mg.

5.
Anvendelse ifølge krav 3 eller krav 4, hvori sammensetningen inneholder 0,08 til 0,3 vekt-% kornforfiner, hvor kornforfineren er utvalgt fra gruppen som består av Zr, Ti og kombinasjoner derav.

6.
Anvendelse ifølge krav 1, 2, 3, 4 eller 5, hvori sammensetningen ytterligere inneholder 0 til 0,8 vekt-% Ag.

7.
Anvendelse ifølge krav 4, hvori sammensetningen ytterligere inneholder 0 til 0,6 vekt-% Ag og 0 til 0,75 vekt-% Zn.

8.
Anvendelse ifølge krav 2, hvori sammensetningen inneholder 3,0 til 4,5 vekt-% Cu.

9.
Anvendelse ifølge krav 2, hvori sammensetningen inneholder 0,7 til 1,1 vekt-% Li.

10.
Anvendelse ifølge et hvilket som helst av de foregående krav for det formålet å tilveiebringe: en ytelsesstyrke større 586 Mpa (85 Ksi) (langsgående) til nevnte sammensetning ved kryogen temperatur som er større enn dens ytelsesstyrke ved romtemperatur, og en plan tøyningsbruddseighet større enn 27,5 Mpa$\sqrt{m}$ (25 Ksi$\sqrt{in}$) til nevnte legering ved kryogen temperatur som er større enn den plane tøyningsbruddseigheten ved romtemperatur.

11.
Anvendelse ifølge et hvilket som helst av de foregående krav, hvori bearbeidingen i det vesentlige utføres ved romtemperatur.

12.
Anvendelse ifølge et hvilket som helst av de foregående krav, hvori bearbeidingen introduserer ekvivalenten til 3 til 7% strekk til sammensetningen.

13.
Anvendelse ifølge et hvilket som helst av de foregående krav, hvori den kunstige underaldringen utføres ved en temperatur i området 125 til 150°C.

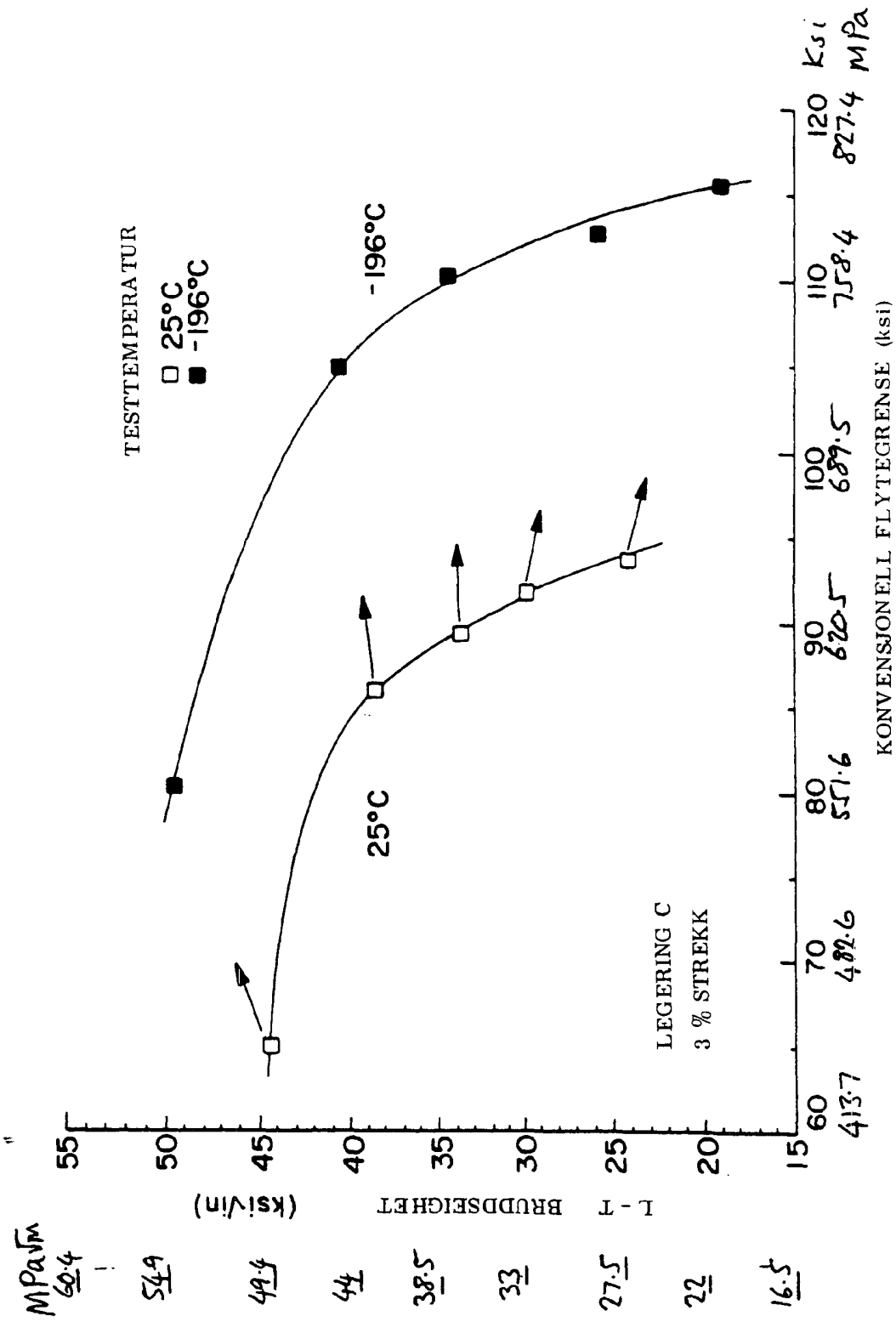

TESTTEMPERATUR
25°C
-196°C
-196°C
25°C
LEGERING C
3 % STREKK
L - T BRUDDSEIGHET (ksi√in)
MPa√m
60.4
54.9
49.4
44
38.5
33
27.5
22
16.5
55
50
45
40
35
30
25
20
15
KONVENSJONELL FLYTEGRENSE (ksi)
60 413.7
70 482.6
80 551.6
90 620.5
100 689.5
110 758.4
120 827.4
ksi
MPa

FIG. 1

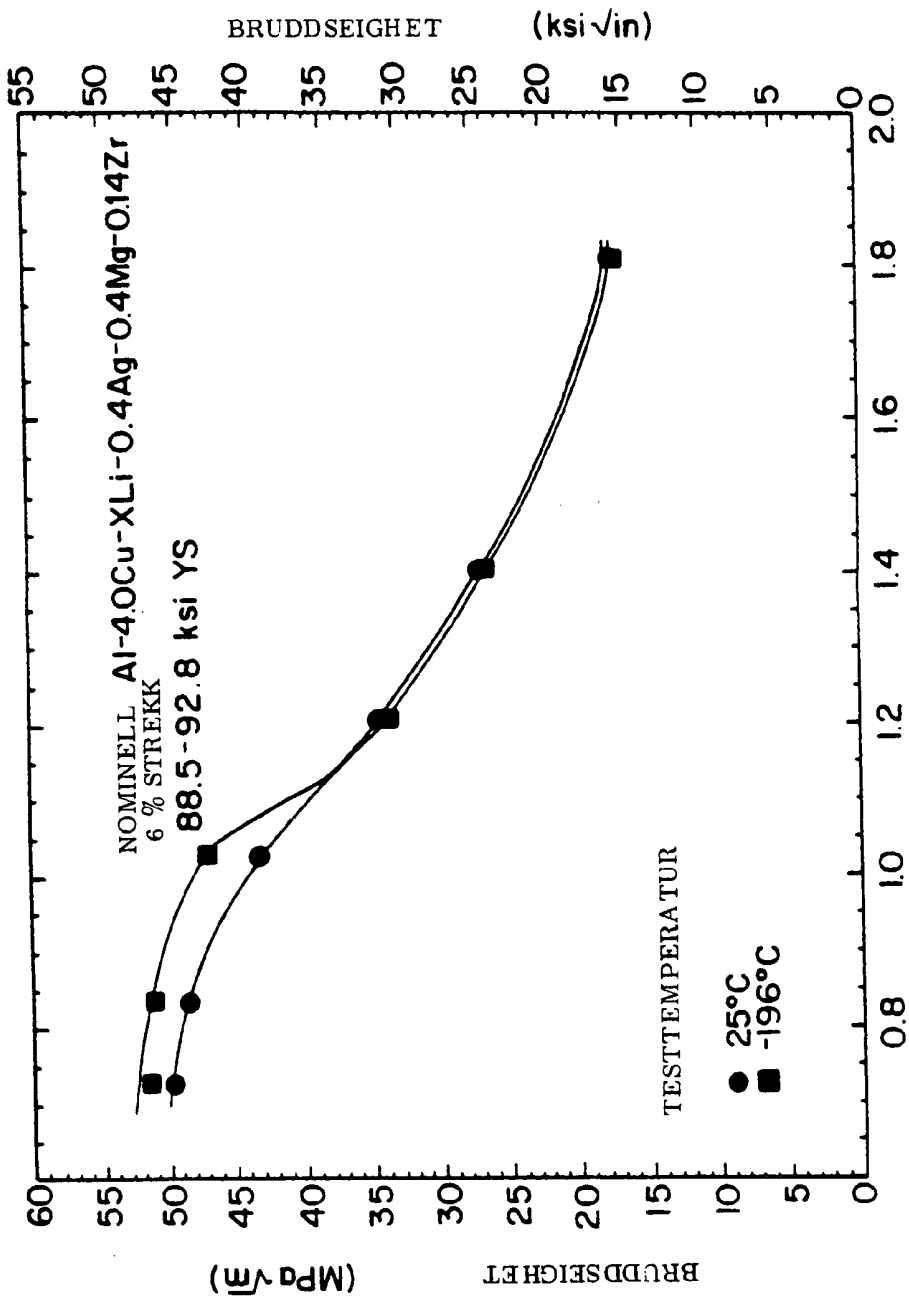

BRUDDSEIGHET (ksi√in)
NOMINELL Al-4.0Cu-XLi-0.4Ag-0.4Mg-0.14Zr
6 % STREKK
88.5-92.8 ksi YS
TESTTEMPERATUR
● 25°C
■ -196°C
BRUDDSEIGHET (MPa√m)
LITIUM-INNHOLD (VEKT-%)

FIG. 2

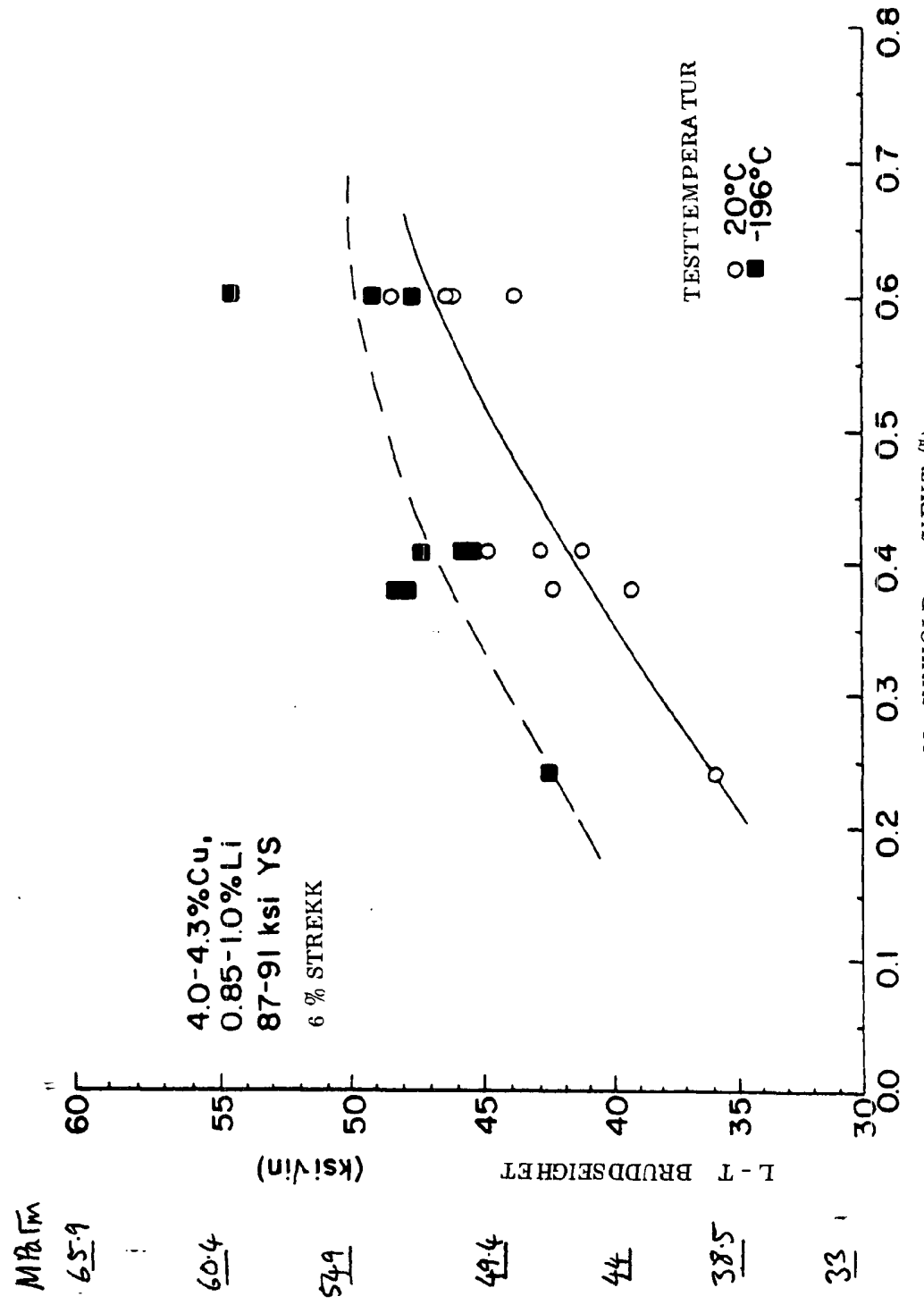

MPa√m
65.9
60.4
54.9
49.4
44
38.5
33
(ksi√in)
60
55
50
45
40
35
30
L - T BRUDDSEIGHET
4.0-4.3%Cu,
0.85-1.0%Li
87-91 ksi YS
6 % STREKK
TESTTEMPERATUR
20°C
-196°C
0.0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
Mg-INNHOLD (VEKT-%)

FIG. 3

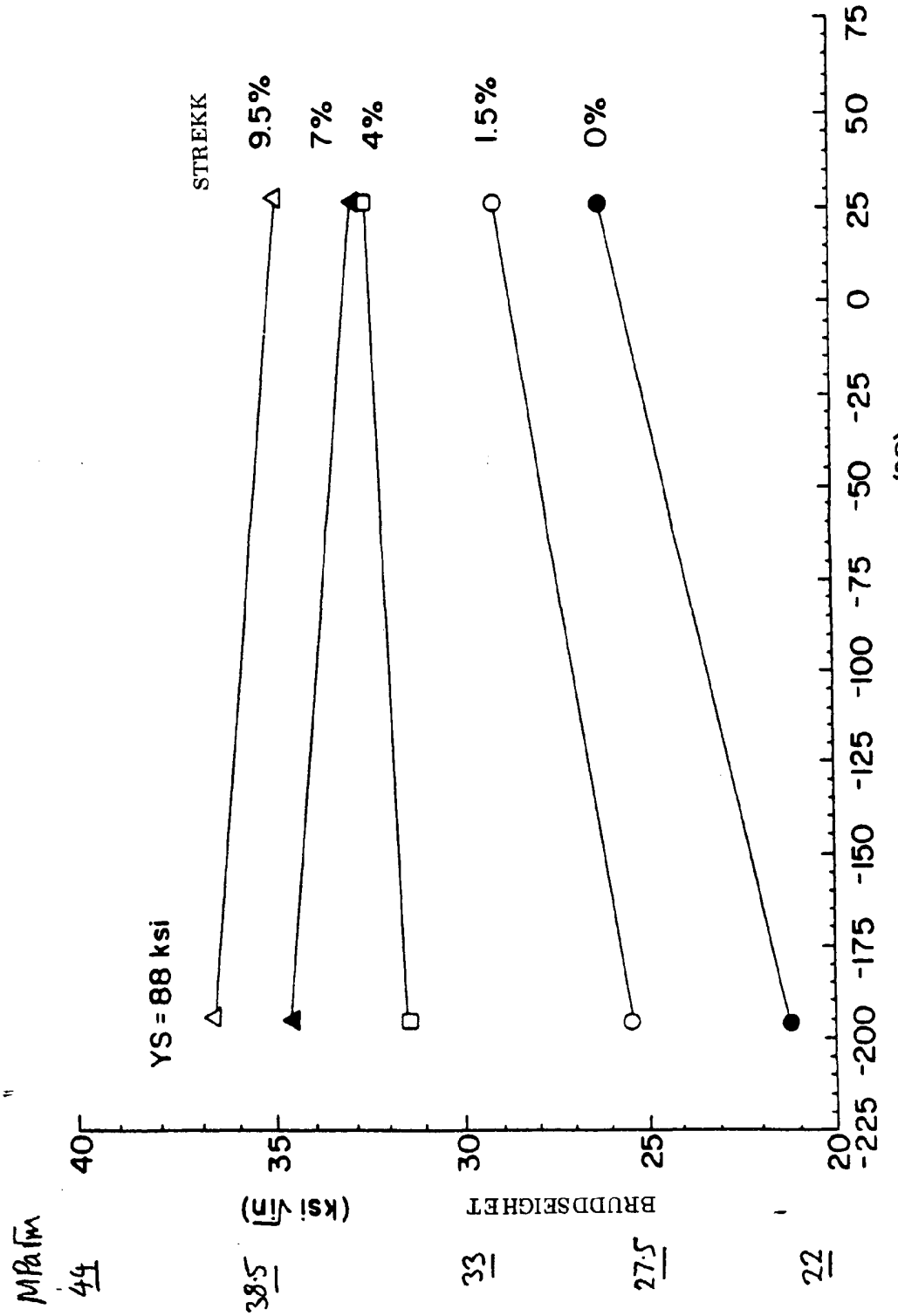

STREKK
9.5%
7%
4%
1.5%
0%
YS = 88 ksi
40
35
30
25
20
(ksi √in)
BRUDDSEIGHET
MPa√m
44
38.5
33
27.5
22
-225 -200 -175 -150 -125 -100 -75 -50 -25 0 25 50 75
TEMPERATUR (°C)

FIG. 4

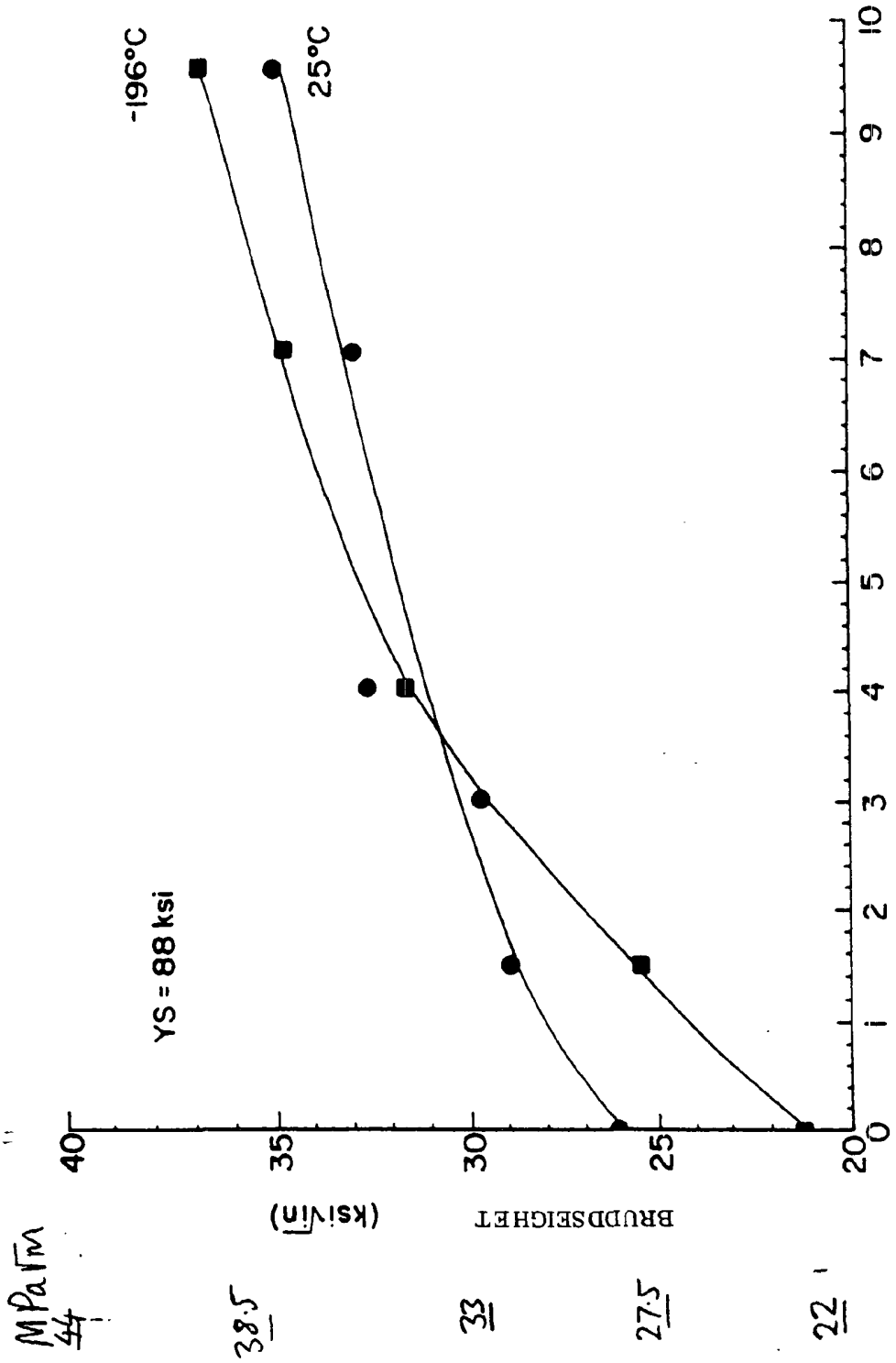

-196°C
25°C
YS = 88 ksi
BRUDDSEIGHET
(ksi√in)
MPa√m
44
38.5
33
27.5
22
40
35
30
25
20
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
% STREKK

FIG. 5

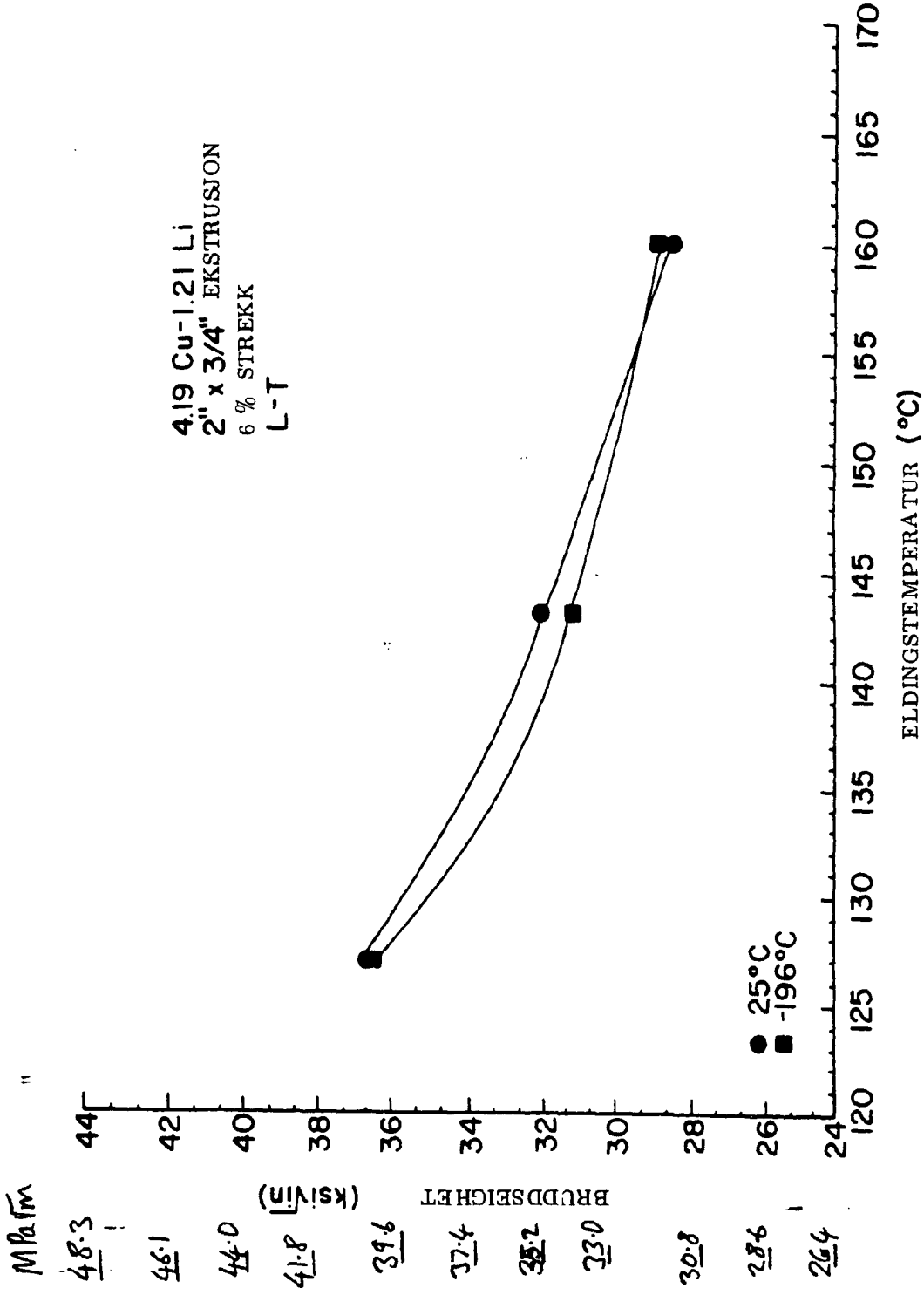

4.19 Cu-1.21 Li
2" x 3/4" EKSTRUSJON
6 % STREKK
L-T
BRUDDSEIGHET (ksi√in)
MPa√m
48.3
46.1
44.0
41.8
39.6
37.4
35.2
33.0
30.8
28.6
26.4
44
42
40
38
36
34
32
30
28
26
24
● 25°C
■ -196°C
120
125
130
135
140
145
150
155
160
165
170
ELDINGSTEMPERATUR (°C)

FIG. 6

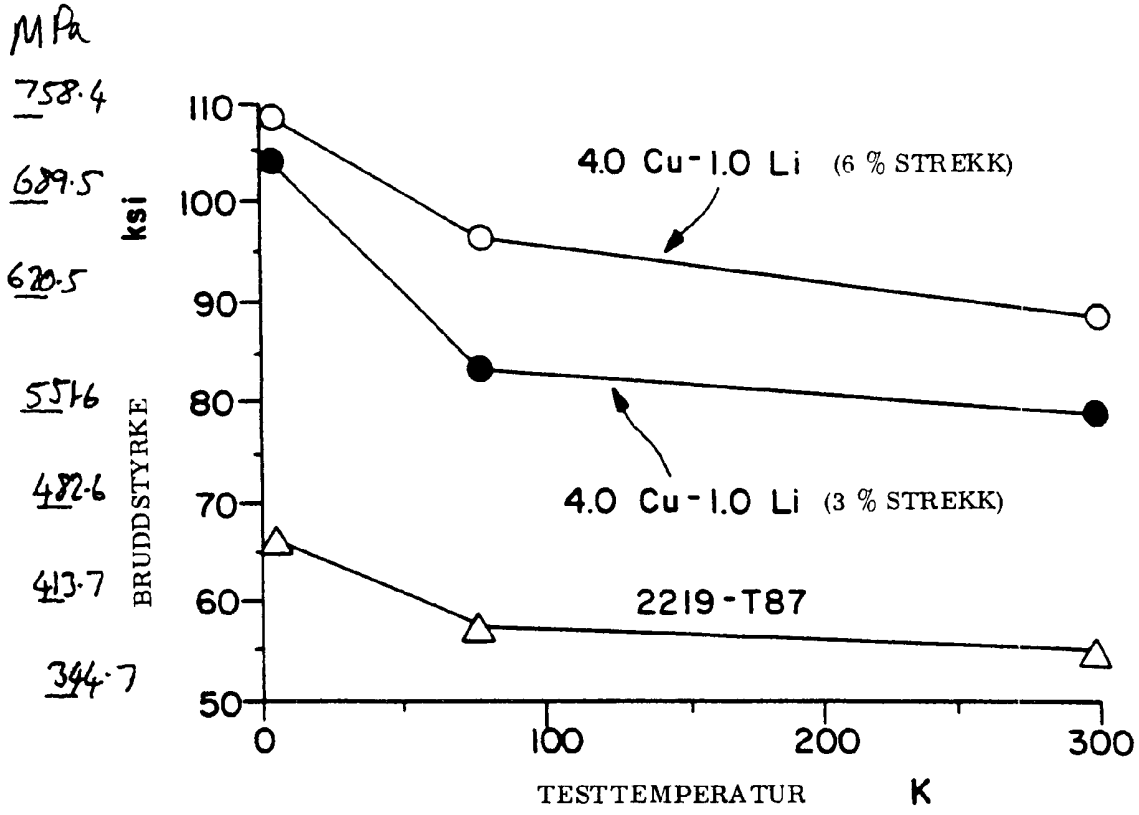

MPa
758.4
689.5
620.5
551.6
482.6
413.7
344.7
ksi
BRUDDSTYRKE
110
100
90
80
70
60
50
0
100
200
300
TESTTEMPERATUR
K
4.0 Cu - 1.0 Li (6 % STREKK)
4.0 Cu - 1.0 Li (3 % STREKK)
2219 - T87

FIG. 7