ca. 1/5 af den årlige Al-produktion går til dåsefabrikation. Pr. dåse ca. 15 g, som bør gå 10 – 15% ned

MIKROSTRUKTUREL MODELLERING AF INDUSTRIEL VALSNING*

Dorte Juul Jensen
Afdelingen for Materialeforskning
Forskningscenter Risø
4000 Roskilde

***Dette arbejde er blevet financieret via to BRITE/EURAM projekter: BREU-CT91-0399 og BRPR-CT96-0299.**

evsq\n.juulje70.doc

ABSTRACT

Detailed microstructural studies have been made on 1050 Al, Al-1% Mn, Al-1% Mg and 3104 Al deformed by hot plane strain compression testing and experimental rolling. The experimental results have been combined with finite element modelling to develop the understanding of the macroscopic heterogeneities in wrought products and to guide the development of physically based models of deformation and recrystallization microstructures and textures. The role of retained cube texture are examined specifically in relation to modelling recrystallization after hot deformation.

1. INTRODUKTION

Mikrostruktur blev indarbejdet i computermodeller for industriel valsning, første gang i 1976 (1). Modellene var udviklet for at kunne beregne deformationskræfter ved valsning af stål og baserede sig i det væsentlige på to input parametre: Den austenitiske kornstørrelse og residual spændingen efter det foregående valsestik.

I dag er der interesse for at udvikle langt mere raffinerede modeller, som kræver detaljeret viden om de mikrostrukturelle ændringer under valsningen (se også (2)). Denne interesse blev f.eks. i 1994 udtrykt af den europæiske aluminiumindustri (3):

"Recently attempts have been made to classify the various features of a deformed microstructure in aluminium (4), listing all the various heterogeneities, many of which will undoubtedly prove to be of significant influence in the development of microstructures during recovery and recrystallisation, including texture development. Such work forms the foundations of any proposed "model", or hypothesis, from which any credible predictive capability can be developed".

I denne artikel resumeres nogle af resultaterne af to Brite/Euram projekter, hvis formål netop var/er at udvikle moderne mikrostrukturelle modeller til simulering af industriel valsning af aluminium. Det ene af disse projekter blev afsluttet i 1994 og det andet afsluttes i 2001. Følgende partnere er/var med:

Alcan International Ltd.,	UK	(projekt I).
Pechiney Recherche,	F	(projekt I + II)
Hydro Aluminium as,	N	(projekt I + II).

Gränges AB,	S	(projekt II)
University of Sheffield,	UK	(projekt I)
University of Manchester,	UK	(projekt I)
SINTEF,	N	(projekt I + II)
Risø National Laboratory,	DK	(projekt I + II)
NTNU,	N	(projekt II)
Swedish Institute for Metals Research,	S	(projekt II)
Ecole des Mines Saint Etienne,	F	(projekt II).

Projekterne baseres på en detaljeret mikrostrukturel karakterisering af valsede (eventuelt varmebehandlede) prøver. Disse eksperimentelle data bruges i kombination med "finite element" modelling (FEM) til at forstå de makroskopiske variationer i de valsede plader og til at udvikle analytiske modeller til forudsigelse af deformations- og rekrystallisations mikrostruktur og tekstur.

2. EKSPERIMENTELLE PROCEDURER

body af dåsen

I projekterne anvendes dels modelmaterialer (Al-1% Mn og Al-1% Mg), dels materialer udtaget fra de involverede industriers produktion (1050 Al og 3104 Al). Meget vigtig for begge typer materialer er, at resultaterne kan bruges til industrielle forudsigelser. Derfor blev også modelmaterialerne fremstillet i industriel skala og ved typiske industrielle metoder.

AA6060 AA6082

For at kunne studere deformationstrukturer efter varmdeformation er det nødvendigt at afkøle de deformerede prøver meget hurtigt, således at man ikke studerer en struktur, der er helt eller delvist restitueret på grund af for lang holdetid ved høj temperatur. En sådan hurtig afkøling er ikke mulig for industrielt valsede prøver. Derfor benyttes laboratoriernes "plane strain compression (PSC) testing" til at deformere prøverne. Det er tidligere vist, at PSC simulerer valsning (centerlinien) særdeles præcist (3) og efter PSC deformation kan prøverne køles til stuetemperatur i løbet af 1 – 2 sekunder.

De deformerede mikrostrukturer karakteriseres med transmissions (TEM) og skanning elektron mikroskopi (SEM). Deformationsteksturerne karakteriseres ved hjælp af røntgen og neutron diffraktion samt på lokal skala med den såkaldte "Electron Back Scattering Pattern (EBSP)" teknik i SEM. Til at karakterisere rekrystallisationsprocesser i de deformerede prøver benyttes udover de ovennævnte teknikker også optisk mikroskopi.

Baseret på de eksperimentelle resultater udvikles metoder til at modellere både deformations og rekrystallisations mikrostrukturer og teksturer. FEM metoder benyttes til beregning af

makroskopiske variationer i deformationsparametre (ε, $\dot{\varepsilon}$, T) igennem de valsede plader. Disse resultater benyttes så sammen med de eksperimentelle resultater og de mikrostrukturelle modeller til at forudsige variationer i mikrostruktur og tekstur i de valsede plader. I det følgende beskrives nogle af de opnåede resultater.

3. PSC OG FEM

Trækarbejdslinier fås direkte fra "plane strain composition (PSC)" forsøgene. Et eksempel er vist i Fig. 1. Des ses, at kurverne har det typiske forløb med en deformationshærdningsperiode efterfulgt af ligevægt. Kurvernes form beskrives præcist med en Voce funktion med en eksponent n = 0.5 (nærmere detaljer er givet i (5)). Spændingerne afhænger også af tøjningshastighed ($\dot{\varepsilon}$) og temperatur (T). Denne afhængighed kan udtrykkes via den såkaldte Zener-Hollomon parameter Z som:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} Z/A \qquad (1)$$

hvor α og A er konstanter, der bestemmes for hver legering og Z er givet ved

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \qquad (2)$$

hvor Q er aktiveringsenergien (156 kJ/mol), R er den universelle gaskonstant (8.31 J/(molK)).

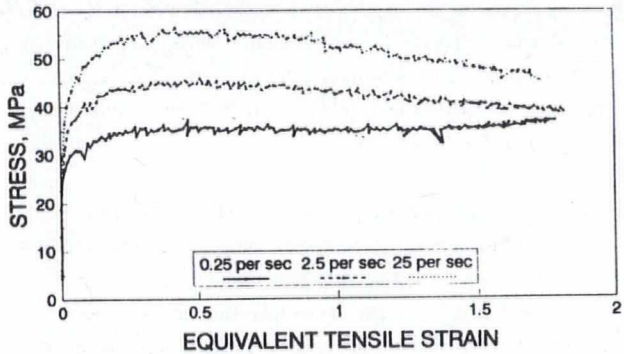


Fig. 1. Eksperimentelle trækarbejdslinier for Al-1% Mn ved 400°C med deformationshastigheder på henholdsvis 0,25, 2,5 og 25 s^{-1}

Med disse ligninger som input benyttes en koblet termisk og mekanisk Eulerian finite element model (6) til at beskrive materialernes deformationshistorie ved givne valseprocesser. Som output får man information om både fordelingerne af tøjning, tøjningshastighed og temperatur. Eksemplet i Fig. 2 viser, at der er meget store variationer gennem pladetykkelsen. Dette er typisk for alle de undersøgte processer og materialer.

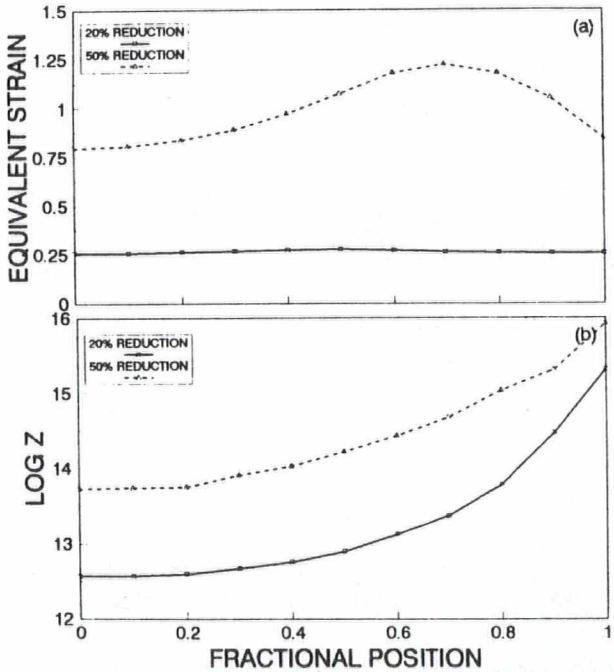


Fig. 2. FEM beregninger af variationen i a) tøjning og b) Zener Hollomon parameter (se lign. 2) fra centrum til overfladen af Al-1% Mn plader valset ved 400°C.

4. TEKSTUR

Deformationsteksturer. Teksturen i aluminium og aluminiumlegeringer med et lavt indhold af tilsætningsstoffer i opløsning er efter varmvalsning typisk af samme type som efter kold valsning. Et eksempel er vist i Fig. 3. Dette forudsætter naturligvis, at materialet ikke rekrystalliseres dynamisk under varmvalseprocessen. Som det kan ses af Fig. 3, er teksturen bygget op af en række komponenter:

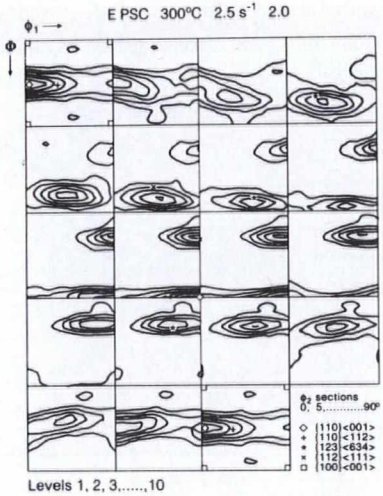


Fig. 3. Tekstur af 1050 Al deformeret ved 300°C, $\dot{\varepsilon}$ = 2.5 s^{-1}, ε = 2,0. Teksturen er repræsenteret som en orienteringsfordelingsfunktion som funktion af de 3 Euler vinkler φ_1, ϕ og φ_2. Konturlinier viser intensiteter.

- Goss, som har et {110} krystallografisk plan parallelt med valseplanet og en krystallografisk <001> retning langs med valseretningen.

- B, som også har et {110} krystallografisk plan parallelt med valseplanet, men en krystallografisk <112> retning langs med valseretningen.

- S, som har et {123} krystallografisk plan parallelt med valseplanet og en krystallografisk <634> retning langs med valseretningen.

- C, som har et {112} krystallografisk plan parallelt med valseplanet og en krystallografisk <111> retning langs med valseretningen.

Hvor stærke disse 4 teksturkomponenter er afhænger dog bl.a. af valseparametrene (ε, $\dot{\varepsilon}$ og T). Dette er illustreret i Figurer 4 og 5. Figur 4 viser at styrken af valsetekstureu udtrykt som summen af de ovenfor nævnte valsekomponenter stiger med stigende deformation, hvorimod tøjningshastigheden ikke synes at have en systematisk effekt på valsetekstureudviklingen. Temperaturen derimod har en klar effekt - desto højere temperatur desto kraftigere valsetekstur (se Fig. 5).

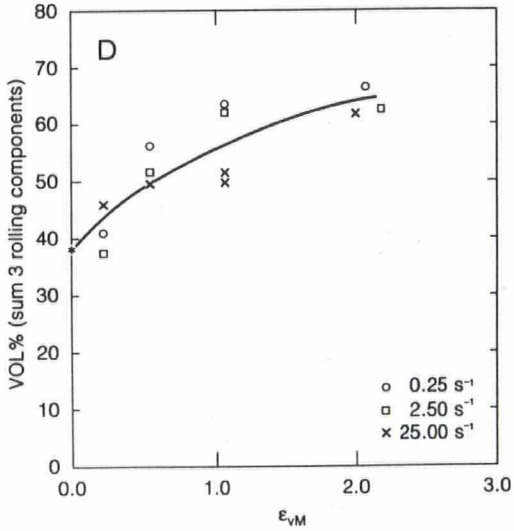


Fig. 4. Udviklingen i valsetekstur som funktion af valsereduktion i Al-1% Mg deformeret ved 400°C. Volumenandelen af valsetekstur er beregnet ved integration over 15° omkring de tre væsentligste valsekomponenter: B, S og C.

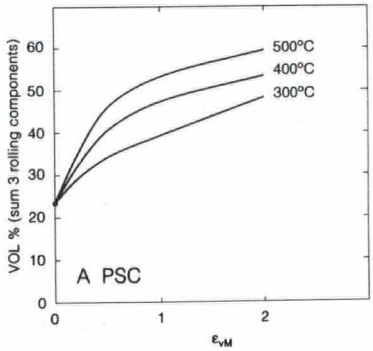
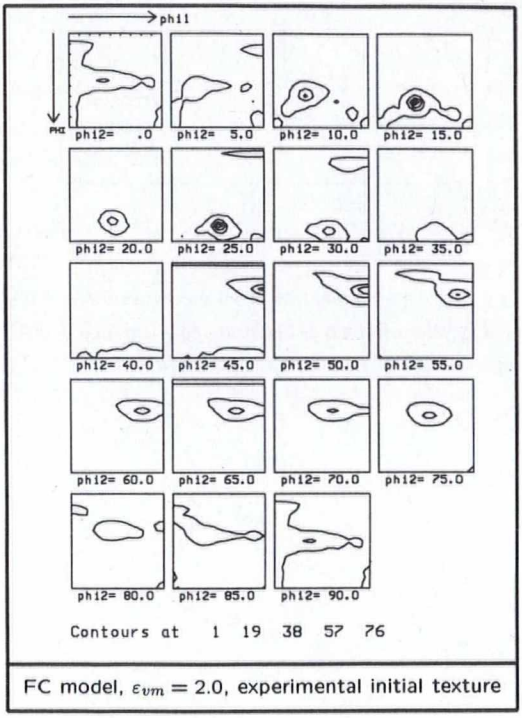


Fig. 5. Udvikling i valsetekstur beregnet som angivet i Fig. 4 for Al-1% Mn.

Til modellering af teksturudviklingen i aluminium benyttes sædvanligvis den såkaldte Taylor model, hvor man antager, at alle korn deformeres med mindst 5 aktive slip systemer, og de enkelte korns geometriske form følger prøvens form, dvs. bliver længere langs valseretningen og smallere langs normalretningen. Et eksempel på en simuleret tekstur er vist i Fig. 6. Ved sammenligning med Fig. 3 ses at den simulerede og den eksperimentelt målte tekstur er af samme type (indeholder de samme komponenter), men at den simulerede tekstur er væsentlig stærkere end den målte. Bedre overensstemmelse kan opnås ved at bruge mere avancerede modeller, f.eks.: (i) Introducere "tilfældige spændinger" (7) eller ii) indføre ekstra udtværing af de simulerede orienteringer, som det er muligt i Los Alamos Polycrystal Plasticity Simulation Code (8) eller iii) tillade slip på andre slip systemer end {111} <110> (9).



FC model, $\varepsilon_{vm} = 2.0$, experimental initial texture

Fig. 6. Simuleret tekstur af 1050 Al ved ε = 2.0. Denne figur kan sammenlignes med Fig. 3, der viser det eksperimentelle resultat.

Rekrystallisationsteksturer. Teksturen efter varmvalsning og efterfølgende rekrystallisation består typisk af en såkaldt kubisk komponent med et krystallografisk {100} plan parallelt med valseplanet og en krystallografisk <001> retning langs med valseretningen samt de samme 4 komponenter som efter valsning (se ovenfor). Styrken af disse teksturkomponenter afhænger bl.a. af valseparametrene (ε, $\dot{\varepsilon}$ og T) og varmebehandlingstemperaturen, f.eks. for Al, Al-1% Mg og Al-1% Mn fås den kraftigste kubiske komponent ved høj deformationstemperatur, lav tøjningshastighed og kraftig valsedeformation. Da netop den kubiske komponents styrke i forhold til styrken af valsekomponenterne er særdeles vigtig for den valsede plades formbarhed, er det nødvendigt at udvikle rekrystallisationsmodeller, der kan forudsige dette forhold korrekt. Der eksisterer ikke standard modeller til beskrivelse af dannelse af kubisk orienterede kim og i det følgende beskrives en ny teori samt eksperimentelle data for dannelsen af kubiske kim.

5. DANNELSE AF KUBISKE KIM

Kimdannelse er eksperimentelt meget kompliceret at studere og der er flere forskellige modstridende teorier for, hvor kubiske kim dannes i den deformerede mikrostruktur (10). For varmdeformeret aluminium er den mest accepterede teori, at de kubiske kim dannes i såkaldte kubiske bånd – dvs. langagtige områder i den deformerede struktur, der har krystallografiske orienteringer tæt på den kubiske orientering (10, 11). Det studeres, hvordan de oprindelige korn med kubisk orientering i udgangsmaterialerne sønderdeles under varmvalsningen. Et resultat er vist i Fig. 7. I Fig. 7a er vist hvordan tykkelsen (målt langs normal retningen) af kubiske korn/bånd reduceres med stigende deformation. Den målte reduktion svarer nogenlunde til reduktionen i prøvens tykkelse. Som det kan ses i Fig. 7b reduceres mængden af materiale med den kubiske orientering også under deformation. Efter en valsereduktion på 86% er der kun ca. halvt så meget cube som i udgangsmaterialet. Dette skyldes, at korn der oprindeligt havde den kubiske orientring roterer væk fra denne orientering under deformationen (se f.eks. (7)). Deformationshastigheden og temperaturen har også indflydelse på stabiliteten af den kubiske orientering (se Fig. 7): Stigende Zener-Hollomon parameter (ligning (2)) medfører, at orienteringen bliver mere ustabil.

Fig. 8 viser størrelsesfordelinger for kubiske underkorn, dvs. underkorn i de kubiske bånd, og for underkorn af andre orienteringer. Som det kan ses, er der flere store kubiske underkorn. og den gennemsnitlige underkornstørrelse for kubiske og for andre underkorn er henholdsvis 3,8 µm og 2,9 µm. Netop denne størrelsesfordel for underkornene i de kubiske bånd er muligvis forklaringen på, at disse bånd er potentielle kimsteder for kubiske korn.

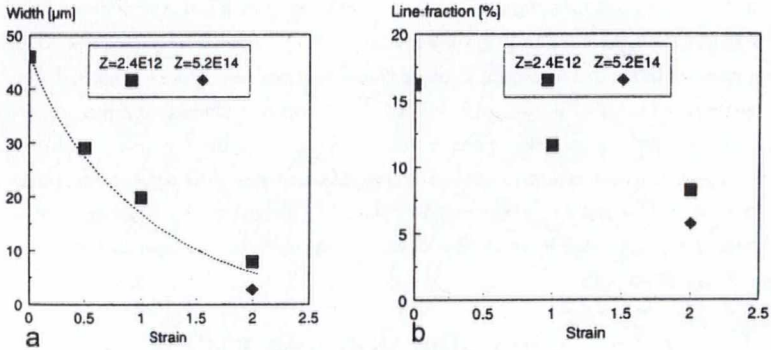


Fig. 7. Effekt af deformation på a) bredden af bånd med kubisk orientering og b) koncentration af kubisk tekstur (målt som en linieandel).

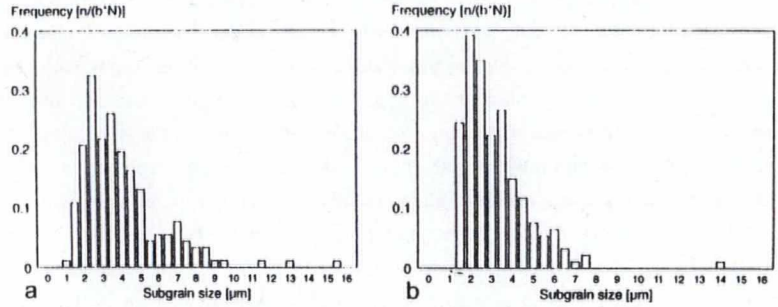


Fig. 8. Fordelinger af underkornstørrelser i 1050 Al, T = 300°C, ε = 2.0. a) kubisk b) andre orienteringer.

6. REKRYSTALLISATIONSMODELLERING

Den ovenfor beskrevne teori for dannelse af kubiske kim er bygget ind i en ny model for rekrystallisation af varmvalset aluminium (13 - 15). Modellen er forholdsvis simpel, men kan alligevel give ret præcise forudsigelser af kornstørrelse og tekstur efter rekrystallisation.

For kimdannelsen benyttes følgende antagelser:

- Kubiske kim dannes i kubiske bånd i den deformerede struktur.
- Kim med valseorienteringer dannes langs de oprindelige korngrænser.
- Kim med andre orienteringer dannes ved store partikler (som er tilstede i de undersøgte legeringer).

Dannelsesfrekvensen af de forskellige kimtyper afhænger af den oprindelige kornstørrelse, koncentration af kubisk tekstur i udgangspunktet, antallet og størrelsen af partikler samt af valseparametrene (ε, ε, T).

I modellen antages det i) at alle kim dannes momentant ved starten af varmebehandlingen, ii) at kimstederne er tilfældig fordelt i strukturen og iii) at alle kim vokser lige hurtigt uafhængigt af deres krystallografiske orientering. Under disse antagelser kan den rekrystalliserede kornstørrelse, D, og tekstur direkte beregnes som

$$D = \left(\frac{1}{N_{Tot}} \right)^{1/3}$$

$$C_i = \frac{N_i}{N_{Tot}}$$

hvor C_i er volumenandelen af materiale med orientering i (i kan betyde kubisk, valse eller andet), N_i er antallet af kim med orientering i per volumenelement og N_{Tot} er det totale antal kim, dvs. $N_{Tot} = \sum_{i=1}^{3} N_i$

Som det kan ses i Fig. 9, kan der opnås rimelig god overensstemmelse mellem modelberegninger og eksperimentelle målinger. Men modeludviklingen fortsætter og målet er at udvikle en model med færre kritiske antagelser og færre frie fitte parametre, førend projektet er afsluttet i år 2001.

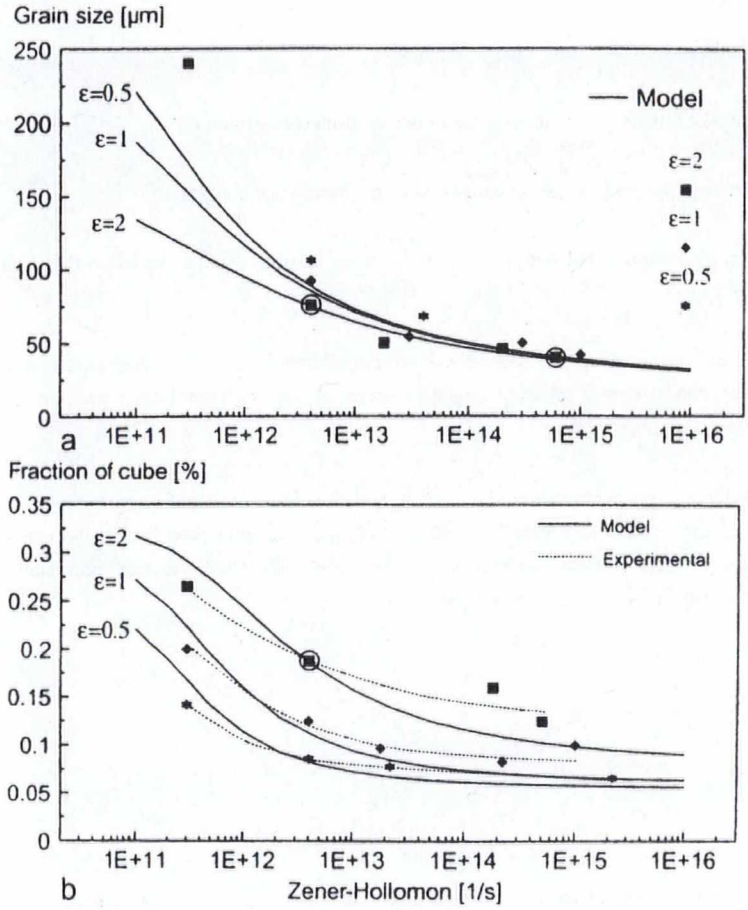


Fig. 9. Eksperimentelle resultater og modelberegninger for a) rekrystalliseret kornstørrelse og b) koncentration af kubisk tekstur (i rekrystalliseret tilstand) i 1050 Al.

KONKLUSIONER

Arbejdet har vist nytten af at kombinere detaljeret eksperimentel karakterisering med teoretisk modellering. På denne måde har det været muligt at få en bedre forståelse for nogle af de komplekse relationer mellem materiale/proces-parametre og metallurgiske processer, som styrer udviklingen af deformations- og rekrystallisations-mikrostruktur og tekstur.

Selvom de udviklede mikrostrukturelle modeller er forholdsvis simple - indeholdende forenklede antagelser, empiriske relationer samt frie fitte parametre, giver de gode forudsigelser af f.eks. rekrystallisations mikrostruktur og tekstur som funktion af valseparametrene. De industrier, der er involverede i arbejdet benytter i dag modellerne dels til at få et overblik over betydningen af at ændre en eller flere valseparametre dels til træning af nye medarbejdere.

LITTERATUR

1. C.M. Sellars and J.A. Whiteman. In BSC Product Technology Conference, York, 1976.
2. N. Hansen. I denne bog, 1998.
3. R.A. Ricks, R.K. Bolingbroke, R. Ørsund, J.L. Strid, R. Shahani og G.M. Raynaud. In Proc. 15th Risø Int. Symp. on Materials Science (eds. S.I. Andersen et al.) 1994, 99.
4. B. Bay, N. Hansen, D.A. Hughes and D. Kuhlmann-Wilsdorf. Acta metall. mater. 40, 1992, 205.
5. C.M. Sellars, F.J. Humphreys, E. Nes and D. Juul Jensen. In Proc. 15th Risø Int. Symp. on Materials Science (eds. S.I. Andersen et al.) 1994, 109.
6. J.H. Beynon, P.R. Brown, S.I. Mizban, A.R.S. Panter and C.M. Sellars. In Comp. Methods for Predicting Material Processing Defects (eds. M. Predeleanu) 1987, 19.
7. T. Leffers, Risø Report No. 302, 1975.
8. LApp. The Los Alamos polycrystal plasticity simulation code. LA-CC-88-6 Los Alamos Nat. Lab., 1988.
9. Cl. Maurice, M.-C. Theyssier and J.H. Driver. In Advances in Hot Deformation Textures and Microstructures (eds. J.J. Jonas et al.) 1994, 411.
10. F.J. Humphreys and M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Pergamon Press, 1995.
11. H. Weiland and J.R. Hirsch. Textures and Microstructures 14-18, 1991, 647.
12. I. Samajdar, R.D. Doherty, S. Panchanadeeswaran and K. Kunze. Mat. Sci. Forum 157-162, 1994, 2025.
13. H. E. Vatne, T. Furu, R. Ørsund and E. Nes. Acta mater. 44, 1996, 4463.
14. R.D. Doherty, L.-C. Chen and I. Samajdar accept for publication in Mat. Sci. Eng. 1998.
15. D. Juul Jensen, In Proc. XVth Physical Metallurgy and Materials Science Conf. on Advanced Materials and Technologies (eds. J. Kusinski et al.) 1998, 637.