

MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO DE LIGAS LAMINADAS DE MAGNÉSIO¹

R. Bormann²
T. Ebeling³
R. Günther⁴
Ch. Hartig⁴
T. Laser³

Resumo

A aplicação industrial das ligas laminadas de magnésio ainda está limitada devido a sua baixa formabilidade em temperaturas baixas. A estrutura cristalina hexagonal oferece somente um número limitado de modos ativos de deformação. O resultado dos tratamentos termomecânicos típicos como rolamento ou extrusão é uma textura forte, e portanto, anisotropia pronunciada das propriedades mecânicas. A investigação dos mecanismos de deformação é importante para entender a evolução da textura e a conduta anisotrópica. Testes de deformação em temperatura ambiente de chapas laminadas a quente e barras extrudadas da liga laminada de magnésio AZ31 foram realizados. Os resultados foram comparados com simulações usando um modelo viscoplástico auto-consistente para ganhar informações mais detalhadas. Com as simulações, informações sobre as atividades dos mecanismos de deformação, evolução de textura e propriedades mecânicas foram obtidas. Com a avaliação da evolução de textura demonstrar-se-á que o modo prismático pode ser ativado em temperatura ambiente. Baseando-se nos resultados das simulações demonstrar-se-á que a atividade do mecanismo basal, prismático, piramidal de escorregamento e o modo de maclagem são necessários para a obtenção de resultados abrangentes para a correlação das propriedades mecânicas, assim como a evolução da textura.

Palavras-chave: Magnésio; Mecanismos de deformação; Modelar; VPSC.

DEFORMATION MECHANISMS OF MAGNESIUM WROUGHT ALLOYS

Abstract

The industrial usage of magnesium wrought alloys is still limited due to the insufficient formability at relatively low temperatures. The hexagonal crystallographic structure offers only a limited number of active deformation modes. It results in a strong texture after typical thermo-mechanical processes such as rolling or extrusion and thus in a pronounced anisotropy in mechanical properties. A detailed investigation of the deformation mechanisms plays an important role for a better understanding of texture evolution and anisotropic behavior of magnesium wrought alloys. Room temperature deformation tests of hot rolled sheets and extruded bars of the magnesium wrought alloy AZ31 have been performed. The results were compared with simulations using a viscoplastic self-consistent model to gain further information about deformation mode activities, texture evolution and mechanical properties. With an evaluation of the texture evolution it will be demonstrated that the prismatic slip mode could be activated at room temperature. Based on the simulations, it will be demonstrated that the activity of the basal, prismatic, pyramidal slip and the twinning mode is required to achieve comprehensive results for the mechanical properties as well as for the texture evolution.

Key words: Magnesium; Deformation mechanisms; Modeling; VPSC.

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *Professor, Universidade de tecnologia de Hamburgo, Inst. da ciência e tecnologia de materiais*

³ *PhD, Universidade de tecnologia de Hamburgo, Inst. da ciência e tecnologia de materiais*

⁴ *Doutor, Universidade de tecnologia de Hamburgo, Inst. da ciência e tecnologia de materiais*

1 INTRODUÇÃO

A crescente exigência de um menor gasto de combustível, uma maior eficiência de operação e a redução da emissão de poluentes são razões da procura intensa por materiais de baixa densidade. Magnésio, como o material estrutural metálico com o menor peso específico, tem despertado atenção da indústria em geral devido à algumas de suas propriedades como, baixa densidade, alta resistência específica, boa fundibilidade e possibilidade de reciclagem. Essas qualidades fazem do magnésio uma alternativa atrativa para a solução destas novas exigências mercadológicas. Por outro lado, a restrita conformabilidade a baixas temperaturas ligada ao limitado número de modos ativos de deformação, limita o uso de ligas laminadas de magnésio em aplicações industriais.^[1] O resultado disso é uma textura forte após os tratamentos termomecânicos típicos, e conseqüentemente, anisotropia pronunciada das propriedades mecânicas. A investigação detalhada dos mecanismos de deformação é importante para entender melhor a evolução da textura e a conduta anisotrópica das ligas laminadas de magnésio.

O modo de deformação mais ativo do magnésio é o modo basal de escorregamento (bas), que oferece somente dois sistemas independentes de escorregamento. Portanto, é necessário ativar os outros modos duros de escorregamento para realizar o critério Von Mises de cinco sistemas independentes de escorregamento.^[2] O modo prismático (pri) oferece dois sistemas independentes adicionais de escorregamento. Os dois modos de deformação com uma parte de deformação na direção do eixo "c" normalmente observados são o modo piramidal $\langle c+a \rangle$ (pir), que oferece cinco sistemas de escorregamento independentes e o modo de maclação predominante $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ (mac).^[3] De acordo com Agnew et al.^[4] o modo de maclação ocorre logo no início da deformação plástica e tem uma influência grande na evolução da textura do magnésio. Em investigações prévias foi verificado que a ativação desses quatro modos de deformação durante a simulação levam a resultados satisfatórios tanto em relação às propriedades mecânicas quanto à evolução de textura.^[5] Entretanto, a determinação do modo de maclação por meio de testes de tração de chapas laminadas a quente na direção da laminação (SL) e transversal (ST) é difícil pois a textura não favorece a atividade de maclação. A maneira de ganhar informações mais detalhadas sobre os modos de deformação é incluir os resultados de ambas nas simulações, a chapa laminada e a barra extrudada. A textura da barra extrudada habilita a atividade do modo de maclação mais freqüentemente que a textura das chapas laminadas e assim os efeitos do modo de maclação ficam mais relevantes.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Métodos Experimentais

Pré-amostras da liga laminada de magnésio AZ31 com uma composição nominal de 3% em peso de alumínio, 1% em peso de zinco e 0.3% em peso de manganês foram fundidos com molde permanente e tratados por 20h a 400°C, com resfriamento ao ar. Em seguida, chapas laminadas foram produzidas a quente com um laminador duo (diâmetro 200mm) e barras extrudadas com uma máquina de extrusão industrial (8.32 MN) no centro de pesquisa e desenvolvimento de extrusão da universidade técnica de Berlim (ERDC).

O processo de laminação foi realizado em três partes até uma deformação logarítmica total de $\varphi=1.6$. Cada parte consistiu de vários passos de deformação seguidos de um reaquecimento (3 min a 400°C) seguido. Esse procedimento foi escolhido para obter uma microestrutura e uma densidade de deslocamentos comparável com as barras extrudadas. As chapas laminadas foram testadas nas condições pós-laminadas.

Durante a extrusão pelo método indireto o movimento e a força do êmbolo foram gravados. A temperatura do processo foi medida com um termopar na matriz. As barras foram pré-aquecidas por 10 min em um forno de indução até uma temperatura de 300°C. Depois elas foram extrudadas com a velocidade do êmbolo de $5.5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ com uma proporção de extrusão de 1:30 (diâmetro do êmbolo: 17 mm). Com uma temperatura inicial da barra de 300°C a temperatura aumentou 160 K. Mais detalhes sobre o processo de extrusão podem ser achados em Laser et al.^[6] e Ebeling et al.^[7]

Os ensaios de tração e de compressão foram realizados em temperatura ambiente utilizando uma máquina universal de teste marca ZWICK com uma velocidade de deformação de $d\varepsilon\cdot dt^{-1} = 10^{-3}\cdot\text{s}^{-1}$.

Para a avaliação metalográfica, todas as amostras foram cortadas, embutidas a frio e polidas, conforme procedimentos padrão. As microestruturas foram reveladas utilizando reagente à base de ácido pícrico^[8] e observadas por microscopia ótica (LAICADMLM). O tamanho médio dos grãos foi determinado com várias micrografias, usando o método do intercepto-linear médio.

As amostras para a avaliação da textura foram preparadas do meio das chapas laminadas, barras extrudadas e do meio das amostras do teste de tração. Seis figuras de pólo incompletas (0001), (10 $\bar{1}$ 0), (10 $\bar{1}$ 1), (10 $\bar{1}$ 2), (11 $\bar{2}$ 0), (11 $\bar{2}$ 2) foram medidas até uma distância do pólo de $\alpha = 85^\circ$ usando um equipamento de raio X D8 (BRUKER AXS Inc.) com uma ótica especial de raios paralelos (óptica policapilar) e a radiação Cu-K α .

2.2 Métodos de Simulação

Para simular a deformação plástica, um modelo viscoplástico auto-consistente (VPSC)^[9] foi implementado num algoritmo genético de otimização.^[10] O objetivo principal das simulações foi o cálculo das tensões cisalhantes críticas resolvidas (TCCR) e o endurecimento de cada modo de deformação. Dessa maneira, que o desvio com os experimentos é mínimo. Três séries de simulação foram executadas (Tabela 1): A primeira levou em conta somente os dados das chapas laminadas obtidos pelo teste de tração no SL e também no ST. A segunda série levou em conta somente os dados das barras extrudadas obtidos pelo teste de tração no sentido da extrusão (SE) e pelo teste de compressão no SE. A terceira finalmente incluiu os dados de ambos.

Tabela 1:		Séries de simulações executados
Simulação	Amostras	base experimental
CL	chapas laminadas (CL)	Tração SL & ST
BE	barras extrudadas (BE)	Tração & Compressão SE
CL+BE	chapas laminadas e barras extrudadas	Tração SL & ST+ Tração & Compressão SE

Um prolongamento na direção da carga e zero tensões de cisalhamento perpendicular da carga foram prescritos nas condições limite das simulações VPSC. O grau de sensibilidade foi nove para todos os modos de escorregamento assim como para o modo de maclação e é um indicador da temperatura da deformação. O endurecimento dos modos de escorregamento assim como do modo de maclação foi levado em conta utilizando a lei de endurecimento Voce, que descreve a tensão cisalhante crítica resolvida como função da deformação total:

$$\tau = \tau_0 + (\tau_S - \tau_0) \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\theta_0 \cdot \Gamma}{\tau_S}\right) \right] \quad \text{Eq. 1}$$

Γ é a tensão cisalhante acumulada no grão. τ_0 é a TCCR logo no início da deformação plástica, τ_S é a tensão cisalhante saturada e θ_0 é o endurecimento por deformação extrapolado para o zero de tensão fluxo.

A função da distribuição das orientações medidas (FDO) foi transformada em distintas orientações e utilizada nas simulações. A deformação plástica total foi no alcance de 0.005 e 0.15. O método dos quadrados menores foi utilizado para calcular a diferença entre os valores experimentais e modelados e no passo seguinte fazer uma otimização. Com os valores Voce ótimos, simulações foram executadas para obter resultados detalhados, especialmente da evolução de textura.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Resultados Experimentais

3.1.1 Chapas laminadas (CL)

A microestrutura da chapa laminada após a laminação da liga AZ31 está representada na Figura 1 e consiste de grãos recristalizados. O tamanho médio fica em torno de 12 μm .

As propriedades mecânicas foram obtidas dos diagramas tensão-deformação e estão representadas na Tabela 2. Uma anisotropia em respeito ao limite de escoamento foi observada - os valores foram mais altos no ST de que no SL.

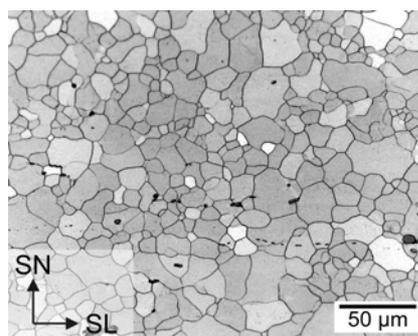


Figura 1: Microestrutura da chapa laminada da liga AZ31 após laminação

Tabela 2: Propriedades mecânicas da chapa laminada da liga AZ31.

Material da amostra	Teste / Direção	$R_{p0.2}$ [MPa]	A [%]
AZ31, CL	Tração - SL	147.2	16.8
	Tração - ST	168.4	2.8

A textura da chapa laminada na condição pós-laminada está representada na Figura 2. Uma textura basal foi evoluída ($\varphi_1; \Phi; \varphi_2$) = ($\pm 90^\circ; < 20^\circ; \varphi_2$). Nas deformações menores uma divisão do máximo em dois máximos foi observada. Isso é um traço da atividade do modo de escorregamento piramidal $\langle c+a \rangle$.

Os planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ rotaram durante o ensaio de tração no sentido de laminação em uma posição perpendicular ao plano da chapa resultando em um componente principal de textura $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (Figura 3, à esquerda). Assim quatro planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ estão orientados favoravelmente para escorregamento prismático durante a deformação no ensaio de tração.

A textura experimental após o ensaio de tração da chapa laminada no ST está representada na Figura 3, à direita. O desenvolvimento da textura não está em uma condição avançada pois a deformação na ruptura da amostra foi 2.8%. Outros experimentos e simulações [5] já mostraram que os planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ rotaram resultando em um componente de textura principal $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$, que é favorável para o modo de escorregamento prismático durante o teste de tração no ST.

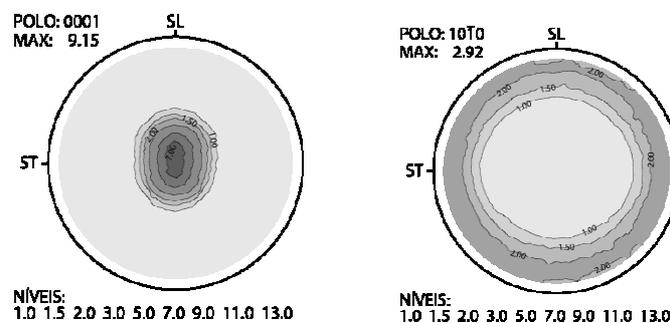


Figura 2: Figuras de pólo basal e prismático experimentais da chapa laminada de AZ31.

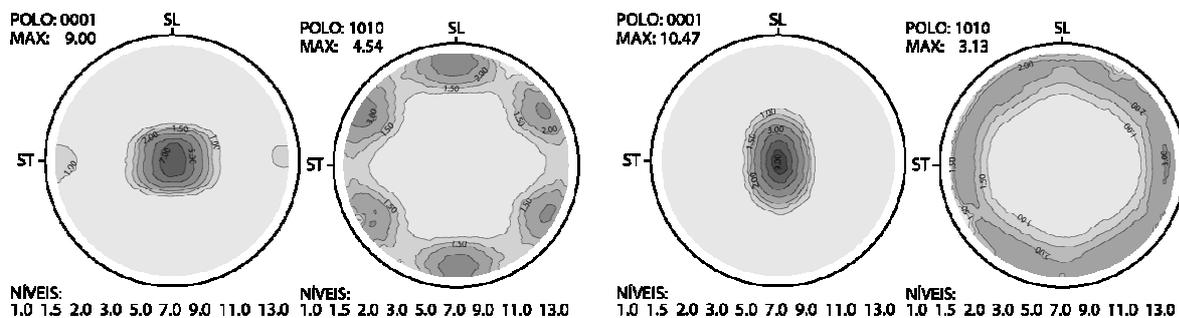


Figura 3: Figuras de pólo basal e prismático experimentais da chapa laminada de AZ31 após o ensaio de tração no SL (à esquerda) e ST (à direita).

3.1.2 Barras extrudadas (BE)

A microestrutura da chapa laminada após a extrusão da liga AZ31 está representada na Figura 4 e consiste de grãos recristalizados. O tamanho médio fica em torno de 12 μm . Poucos grãos alongados no SE foram achados.

As propriedades mecânicas foram obtidas dos diagramas tensão-deformação e estão representadas na Tabela 3. Uma assimetria em respeito ao limite de escoamento foi observada - enquanto que o limite de escoamento da barra extrudada durante o teste de compressão no SE foi aproximadamente 115 MPa ele chegou em um valor de 180 MPa no ensaio de tração no SE.

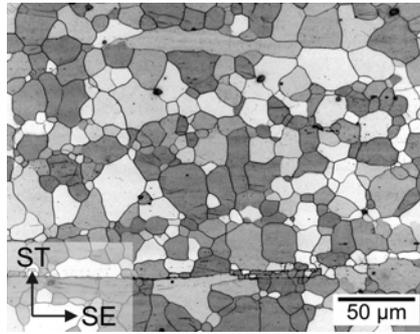


Figura 4: Microestrutura da barra extrudada da liga AZ31 após extrusão.

Tabela 3: Propriedades mecânicas da barra extrudada da liga AZ31.

Material da amostra	Teste / Direção	R _{p0.2} [MPa]	A [%]
AZ31, BE	Tração - SE	181.9	21.9
	Compressão - SE	113.5	13.2

A textura experimental da barra extrudada na condição pós-extrudada está representada na Figura 5. Uma textura radial foi evoluída que pode ser caracterizado como $(\varphi_1; \Phi; \varphi_2) = (\varphi_1; <75^\circ; \varphi_2)$. Assim os vetores normais do plano basal são orientados na direção radial e planos prismáticos na direção da extrusão.

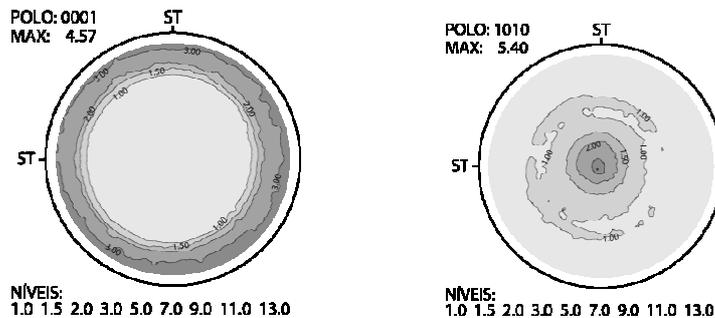


Figura 5: Figuras de pólo basal e prismático experimentais da barra extrudada de AZ31.

3.2 Resultados Modelados

O melhor ajuste dos parâmetros da lei de Voce com uma ativação dos modos de escorregamento basal, prismático e piramidal, assim como o modo de maclação, está representada na Tabela 4. As três séries de simulação resultaram em valores comparáveis, em respeito da TCCR no início da deformação com a exceção do modo de maclação. Enquanto que a série normalmente usada CL deu aproximadamente um valor de 150 MPa as outras duas séries resultaram em valores mais baixos em torno de 60 MPa. Modificações desse valor nas simulações dos testes das CLs resultaram em pequenas diferenças.

Tabela 4: Parâmetros de TCCR's e de endurecimento de acordo com a equação Voce (Eq. 1) da liga AZ31 usando os dados experimentais da chapa laminada (CL) e/ou da barra extrudada (BE).

modo de deformação	plano/direção de escorregamento	dados experimentais incluídos	τ_0 [MPa]	τ_s [MPa]	θ_0 [MPa]
bas	$\{0001\}\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	CL	28.2	504.6	293.4
		BE	26.2	335.8	132.3
		CL+BE	31.2	64.2	291.8
pri	$\{10\bar{1}0\}\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	CL	149.2	229.5	783.1
		BE	167.7	212.8	1074.9
		CL+BE	153.2	211.5	1886.4
pir	$\{12\bar{1}2\}\langle \bar{1}2\bar{1}3 \rangle$	CL	261.0	761.0	3897.7
		BE	300.9	455.9	4394.3
		CL+BE	391.6	654.3	5593.8
mac	$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$	CL	147.9	149.5	1186.7
		BE	66.3	68.2	728.7
		CL+BE	61.5	63.4	824.2

A textura da barra extrudada favorece a atividade do modo de maclação durante compressão no SE e assim uma sensibilidade grande do resultado da simulação das modificações dos parâmetros Voce do modo de maclação está alcançada. A série de simulação dos testes CL+BE deu TCCR's do modo prismático, que é cinco vezes o TCCR do modo basal. Assim, o TCCR do modo piramidal é 12.5 vezes e o TCCR do modo de maclação duas vezes o TCCR do modo basal. Ao contrário dos outros modos de deformação o modo piramidal mostrou um forte endurecimento.

Na Tabela 5 os erros relativos utilizando o método dos mínimos quadrados aplicando os dados obtidos pelas simulações nos testes feitos. O erro maior aparece aplicando os dados obtidos pela simulação dos testes CL nos testes BE (confere Figura 8, à esquerda). Por outro lado, os dados obtidos pela simulação BE parecem ser aplicáveis nos outros testes com um erro aceitável e deste modo sendo mais gerais. Finalmente os dados da série das simulações dos testes CL e BE podem ser aplicados em ambos os testes - CL e BE - de bom acordo com os dados experimentais.

Tabela 5: Erros relativos utilizando o método dos mínimos quadrados

Erro relativo [%]	parâmetros modelados aplicados (série de simulação)			
		CL	BE	CL+BE
dados experimentais	CL	0,7	8,7	3,3
	BE	82,4	5,2	6,5

Em seguida principalmente os resultados das simulações dos testes CL+BE estão apresentados.

3.2.1 Chapas laminadas (CL)

O diagrama tensão-deformação experimental e modelado mostra uma anisotropia em respeito ao limite de escoamento: O limite de escoamento no ensaio de tração está mais alto no ST de que no SL (Figura 6, à esquerda).

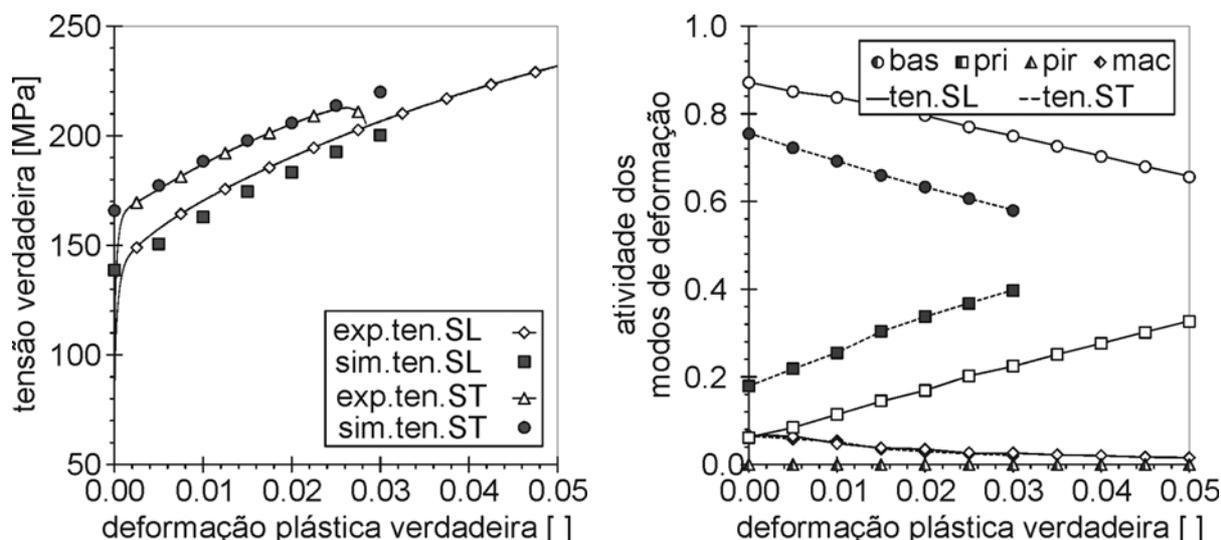


Figura 6: Diagrama tensão-deformação experimental e modelado do teste de tração no SL e ST da chapa laminada (à esquerda) e as atividades dos modos de deformação modeladas (à direita), os dados modelados utilizando os parâmetros obtidos pela simulação dos testes CL+BE.

As atividades dos modos de deformação modelados foram calculadas utilizando as texturas experimentais, assim como os dados Voce obtidos pela simulação dos testes CL+BE anterior. Na Figura 6, à direita, pode ser observado que as atividades são parecidas no SL e ST: O modo basal é o predominante, mas a atividade está diminuindo com uma deformação crescendo. A atividade do modo prismático está moderada, porém crescendo com a deformação. O modo de maclação está ativo no início da deformação e o modo de escorregamento piramidal quase inativo.

A evolução da textura simulada utilizando os quatro modos descritos anteriormente e os parâmetros da série CL+BE durante o teste de tração de chapa laminada na SL e ST está em acordo com a textura experimental (Figura 7).

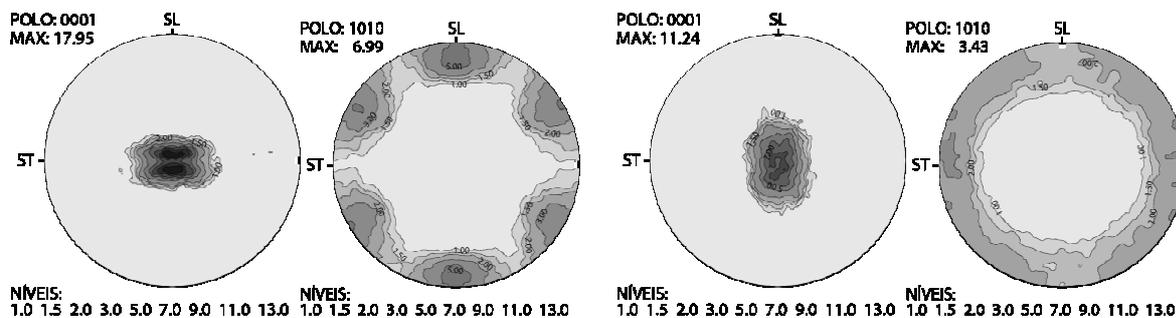


Figura 7: Figuras de pólo basal e prismático modelados da chapa laminada de AZ31 após o ensaio de tração no SL (à esquerda) e ST (à direita), utilizando os parâmetros obtidos pela simulação dos testes CL+BE.

Com um modo prismático inativo esse tipo característico de evolução de textura com o componente principal $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ no SL ou $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ no ST não apareceu na simulação. O componente principal de textura evoluiu somente com um modo prismático ativo e é conseqüentemente um resultado da atividade do modo prismático. Esses resultados mostram que o modo prismático já pode ser ativado em temperatura ambiente e é necessário para poder explicar as texturas medidas. Em outras investigações a atividade do modo de escorregamento prismático foi observada pelo método de difração de elétrons retrodifundidos (EBSD)^[11] e dispersão in situ de nêutrons.^[12] Além disso, simulações utilizando o modelo Taylor

com o modo de escorregamento prismático inativo revelam tensões de incompatibilidade altas.^[13] Finalmente o coeficiente Lankford chega a valores entre 0.6 e 3.7 com o modo de escorregamento prismático ativo (compare os experimentos de Hartig et al.^[14]) enquanto que com o modo inativo os valores são em torno de zero.

3.2.2 Barras extrudadas (BE)

Na Figura 8, à esquerda, os diagramas tensão-deformação experimentais e modelados são comparados. Uma assimetria forte, em respeito ao limite de escoamento foi observada nos diagramas experimentais. Nas deformações mais altas o endurecimento diminui durante o teste de tração, mas durante o teste de compressão cresce drasticamente.

Utilizando os parâmetros da série CL+BE um acordo bom entre os resultados experimentais e modelados foi obtido. Utilizando os parâmetros da série CL, especialmente a assimetria, não podia ser modelada.

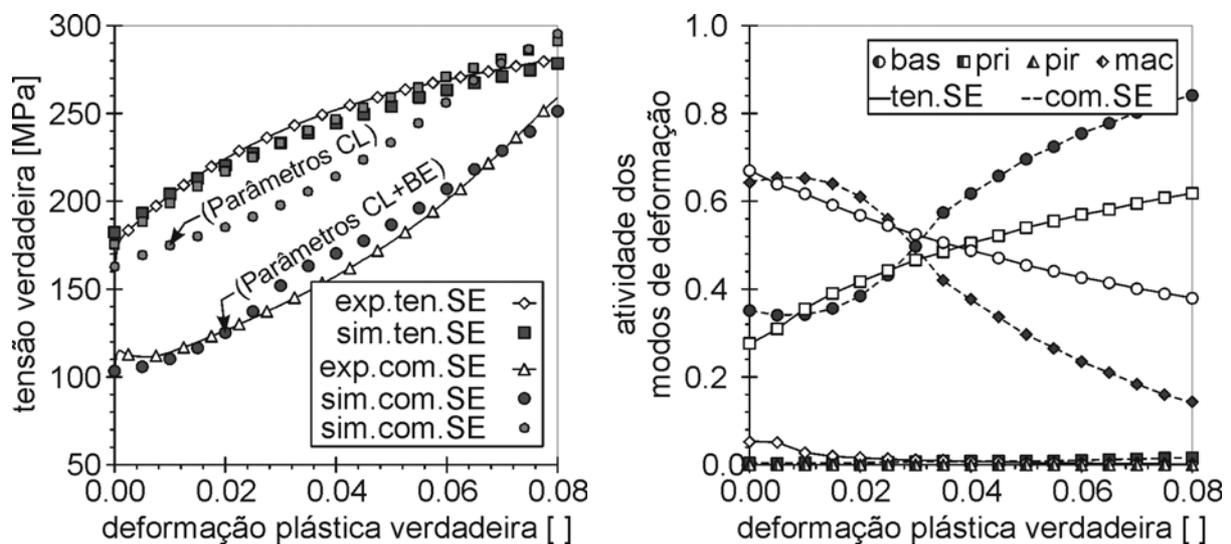


Figura 8: Diagrama tensão-deformação experimental e modelado do teste de tração no SE e do teste de compressão no SE da barra extrudada (à esquerda) e as atividades dos modos de deformação modeladas (à direita), os dados modelados utilizando os parâmetros obtidos pela simulação dos testes CL+BE.

As atividades dos modos de deformação (Figura 8, à direita) durante o ensaio de tração no SE são completamente diferentes das atividades durante o teste de compressão no SE. Durante o ensaio de tração o modo de escorregamento basal está predominante no início da deformação, entretanto, o modo prismático vira o predominante nas deformações altas. Durante o teste de compressão, o modo de maclação está favorecido por causa da textura e assim, é o modo predominante no início da deformação. Como uma atividade do modo de maclação causa uma alteração forte da textura (rotação por 86°) a atividade do modo de maclação diminui e o modo de escorregamento basal vira o predominante. A atividade alta do modo de maclação durante compressão é a razão da assimetria entre tração e compressão.

Em respeito ao modo de escorregamento piramidal <c+a>, a inatividade desse modo de deformação dá a idéia de executar simulações com um modo piramidal desativado. O resultado são tensões internas de incompatibilidade altas, pois esse modo de escorregamento é o único que é capaz de carregar uma deformação na

direção do eixo c.^[11,12] Portanto, o modo de escorregamento piramidal <c+a> sempre foi incluído.

A textura modelada da barra extrudada após o ensaio de tração no SE está representada na Figura 9, à esquerda. Uma análise da função da distribuição de orientação mostra uma textura forte de fibra $\{10\bar{1}0\}$. A maclação quase não aparece. Na Figura 9, à direita, a textura da barra extrudada, após o teste de compressão no SE está representada. O modo de maclação é o predominante no início da deformação por causa da textura que favorece a atividade do modo de maclação. Isso resulta em uma textura forte de fibra basal.

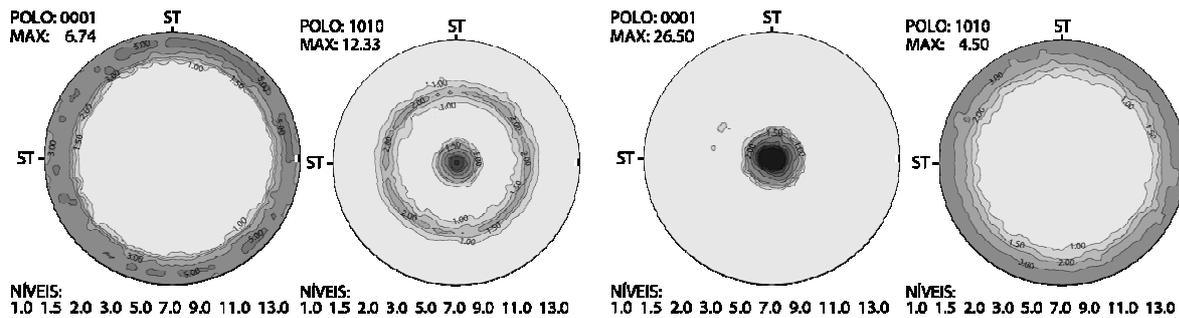


Figura 9: Figuras de pólo basal e prismático modelados da barra extrudada de AZ31 após o Ensaio de tração no SE (à esquerda) e teste de compressão no SE (à direita), utilizando os parâmetros obtidos pela simulação dos testes CL+BE.

4 CONCLUSÕES

Os melhores resultados modelados foram obtidos com os modos de escorregamento basal, prismático e piramidal <c+a> e também o modo de maclação $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$. O modo de escorregamento piramidal <c+a> foi quase inativo nas simulações. Apesar disso, esse modo não foi desativado por causa das tensões de incompatibilidade altas e capacidade do modo de gerar deformação na direção do eixo c. Uma desativação do modo de escorregamento prismático resultou em uma evolução de textura errada e também em coeficientes Lankford errados.

Na temperatura ambiente o modo de escorregamento piramidal <c+a> tem um valor TCCR's relativamente alto (fatores 9.0 - 12.5 comparando com o modo basal) e também endurecimento forte. O modo basal e o modo de maclação (fator 2.0) são os modos de deformação mais fracos em respeito as simulações dos testes BE e também dos testes CL+BE. Com relação às simulações CL, o modo de maclação está muito duro.

A evolução de textura experimental e os resultados dos ensaios de tração e dos testes de compressão foram reproduzidos nas simulações utilizando os parâmetros representados.

Para obter parâmetros universais do material utilizando simulações de deformação, alguns aspectos devem ser considerados:

- A utilização de vários tipos de textura para executar as simulações, para obter informações mais detalhadas do material (parâmetros Voce, atividades dos modos de deformação). As texturas devem favorecer modos de deformação diferentes.
- Entretanto, será também importante que a derivação microestrutural dos resultados experimentais, como diagramas tensão-deformação e texturas medidas seja aproximadamente a mesma.

Agradecimentos

Os autores agradecem à fundação alemã de pesquisa (DFG) pelo suporte financeiro, ao centro de pesquisa e desenvolvimento de extrusão da universidade técnica de Berlim (ERDC) pelo suporte técnico e ao suporte de de software (VPSC6) do C.N. Tomé.

REFERÊNCIAS

- 1 S.B. Yi, H.G. Brokmeier, K.U. Kainer, T. Lippmann, "Texture Development of AM20 Tensile Samples Under Load" (Trabalho apresentado na 6^a conf. int. "Magnesium Alloys and their Applications", Wolfsburg, 2003), p. 220-225.
- 2 S.R. Agnew, M.H. Yoo, C.N. Tomé, "Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y". *Acta Materialia*, v. 49 (2001), p. 4277-4289.
- 3 A. Styczynski, Ch. Hartig, R. Bormann, F. Kaiser, J. Bohlen, D. Letzig, "Texture Formation and Texture Modelling of AZ31 Magnesium Wrought Alloy", (Trabalho apresentado na 6^a conf. int. "Magnesium Alloys and their Applications", Wolfsburg, 2003). p. 214-219.
- 4 S.R. Agnew et al, "Study of slip mechanisms in a magnesium alloy by neutron diffraction and modeling", *Scripta Materialia*, v. 48 (2003), p. 1003-1008.
- 5 T. Ebeling, Ch. Hartig, J. Bohlen, D. Letzig, R. Bormann, "Effects of Calcium on Texture Evolution and Plastic Anisotropy of the Magnesium Alloy AZ31" (Trabalho apresentado na 7^a conf. int. "Magnesium Alloys and their Applications", Dresden, 2006), p. 158-164.
- 6 T. Laser, Ch. Hartig, T. Ebeling, M.R. Nürnberg, D. Letzig, R. Bormann, "The Influence of Calcium and Rare Earth Metals on the Microstructure and Mechanical Properties of Mg-3Al-1Zn during Extrusion" (Trabalho apresentado na conf. int. "Magnesium Technology 2008", New Orleans, 2008)
- 7 T. Ebeling, Ch. Hartig, T. Laser, M.R. Nürnberg, R. Bormann, "Deformation mechanisms of AZ31 Magnesium alloy", (Trabalho apresentado na conf. int. "Magnesium Technology 2008", New Orleans, 2008).
- 8 V. Kree, J. Bohlen, D. Letzig, K.U. Kainer, „The metallographical examination of magnesium alloys”, *Praktische Metallographie-Practical Metallography*, v. 41 (2004), p. 233-246.
- 9 C.N. Tomé, R.A. Lebensohn, "Visco-plastic self-consistent (VPSC) V6", 2003
- 10 M. Eldred, "DAKOTA: A Multilevel Parallel Object-Oriented Framework for Design Optimization, Parameter Estimation, Uncertainty Quantification, and Sensitivity Analysis", <http://www.cs.sandia.gov/DAKOTA>
- 11 Z. Keshavarz, M. Barnett, "EBSD analysis of deformation modes in Mg-3Al-1Zn", *Scripta Materialia*, v. 55 (2006), p. 915-918
- 12 S.R. Agnew, D.W. Brown, C.N. Tomé, "Validating a polycrystal model for the elastoplastic response of magnesium alloy AZ31 using in situ neutron diffraction", *Acta Materialia*, v. 54 (2006), p. 4841-4852.
- 13 A. Styczynski, Ch. Hartig, J. Bohlen, D. Letzig, "Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy", *Scripta Materialia*, v. 50 (2004), p. 943-947.
- 14 Ch. Hartig, A. Styczynski, F. Kaiser, D. Letzig, "Plastic anisotropy and texture evolution of rolled AZ31 magnesium alloys", *Materials Science Forum*, v. 495-497 (2005), p. 1615-1620.