

4 Assimetria Tração-Compressão

Este capítulo destina-se a explorar e discutir os resultados obtidos para a assimetria tração-compressão. É feito um ajuste quantitativo entre os resultados numéricos obtidos pelo modelo e resultados experimentais encontrados na literatura para ligas Ni-Ti (Gall et al., 1999).

4.1 Comparação com Resultados Experimentais para Ensaio Envolvendo a Assimetria no Comportamento Tração-Compressão

A seguir, apresenta-se um ajuste quantitativo para testes envolvendo tração e compressão. Para isso, utilizam-se os resultados experimentais obtidos por Gall et al. (1999, 2001). As ligas analisadas são do tipo Níquel-Titânio cuja composição química apresenta 50,8% de Níquel. Os autores fazem uma analogia entre o comportamento à tração e à compressão de uma liga monocristalina com uma direção preferencial [111] e uma liga policristalina com uma textura preferencial $\langle 111 \rangle \{110\}$. Os testes de tração e compressão foram executados à temperatura ambiente ($T = 295 K$). São ressaltadas ainda as discrepâncias quantitativas entre os resultados obtidos para dois tratamentos térmicos distintos (envelhecimento por 1,5 hora a uma temperatura $T = 673 K$ e envelhecimento por 15 horas a uma temperatura $T = 773 K$).

Conforme verificado anteriormente, os parâmetros α^T e α^C influenciam o tamanho vertical do laço. Os ensaios experimentais à temperatura ambiente não prevêm transformação inversa, portanto não se pode avaliar o tamanho vertical do laço. Para uma correta estimativa desses parâmetros, realizam-se ensaios numéricos de tração e compressão à temperatura acima da qual a austenita é estável (T_A).

Os ensaios experimentais conduzidos por Gall et al. (1999) foram realizados com deformação prescrita com uma taxa de $100 \mu\epsilon/s$ tanto para tração como para compressão. Os ensaios numéricos são conduzidos utilizando tensão prescrita com uma taxa de carregamento de 150 MPa por unidade de tempo.

Em seu trabalho, Gall e colaboradores, apesar de apresentarem termogramas para as diferentes amostras analisadas, não fazem a identificação das temperaturas necessárias ao modelo. Para tanto, utiliza-se o processo adotado por Shaw & Kyriakides (1995) em seu trabalho para identificação das diversas temperaturas, conforme Figuras 4.1 e 4.2.

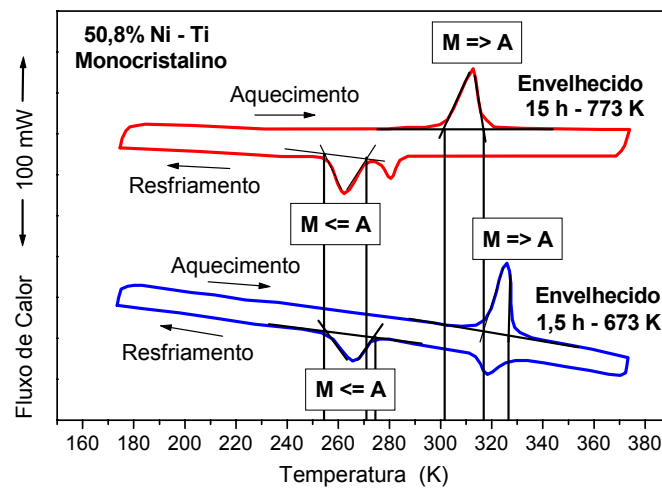


Figura 4.1 – Termograma para liga 50,8% Ni-Ti monocristalina (Gall et al., 2001).

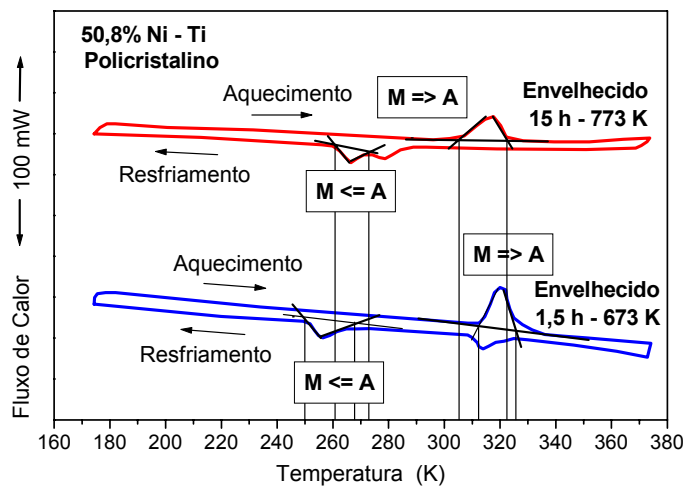


Figura 4.2 – Termograma para liga 50,8% Ni-Ti policristalina (Gall et al., 2001).

A seguir, identificam-se as temperaturas necessárias ao modelo, conforme mostrado na Tabela 4.1. São elas: temperatura abaixo da qual a martensita é estável (T_M) e temperatura acima da qual a austenita é estável (T_A).

Tabela 4.1 – Temperaturas para transformação de fase (Gall et al., 1999).

	T_M (K)	T_A (K)
Monocristalino (1,5 h; 673 K)	273,5	317,5
Monocristalino (15 h; 773 K)	271,2	301,7
Policristalino (1,5 h; 673 K)	262,2	314,0
Policristalino (15 h; 773 K)	273,8	305,8

4.1.1 Resultados Obtidos

Na Figura 4.3(a), observa-se uma comparação entre curvas tensão-deformação experimentais e numéricas para tração e compressão à temperatura ambiente constante ($T = 295 K$) para uma liga monocristalina com orientação [111] submetida a um tratamento térmico de envelhecimento por 1,5 hora a uma temperatura $T = 673 K$. Os resultados numéricos mostrados nas Figuras 4.3(a) e (b) foram obtidos conforme as propriedades apresentadas na Tabela 4.2.

Como existe uma discrepância nos resultados experimentais entre os módulos elásticos da fase matriz à tração e à compressão, adota-se para o ensaio numérico uma média de ambos. Isso justifica a pequena diferença na tensão crítica entre os resultados numérico e experimental para transformação de fase martensítica à tração. Além disso, há uma dificuldade para o ajuste do trecho final de transformação de fase martensítica.

Tabela 4.2 – Propriedades para liga 50,8% Ni-Ti (monocristalino, orientação [111] e tratamento térmico de envelhecimento por 1,5 hora e $T = 673 K$).

E_A (GPa)	E_M (GPa)	α^T (MPa)	α^C (MPa)	ε_R^T	ε_R^C
36,5	107	4044	1520	0,0646	-0,0227
L (MPa)	L_M^T (MPa)	L_M^C (MPa)	$\sigma_Y^{A,i}$ (GPa)	$\sigma_Y^{A,f}$ (GPa)	σ_Y^M (GPa)
152	-120	87,5	5	3,5	2,5
Ω_A (MPa/K)	Ω_M (MPa/K)	T_M (K)	T_A (K)	T_F (K)	T_0 (K)
0,74	0,17	273,5	317,5	423	295
K_A (GPa)	K_M (GPa)	H_A (GPa)	H_M (GPa)	η_{ci}	η_{ck}
1,4	0,4	0,4	0,11	0	0
η_C^T (MPa.s)	η_D^T (MPa.s)	η_C^C (MPa.s)	η_D^C (MPa.s)	η_C^A (MPa.s)	η_D^A (MPa.s)
6,02	6,02	4,09	4,09	3,8	3,8

Quanto à incoerência entre os resultados numérico e experimental encontrada na deformação residual máxima à tração, Gall et al. (1999) atestam que não existe diferença entre os módulos elásticos da fase produto à tração e à compressão e que deve-se identificá-lo através do trecho linear durante o descarregamento à compressão. Os autores ressaltam apenas que o trecho de descarregamento à tração é altamente não-linear, enquanto o descarregamento à compressão é quase perfeitamente elástico e que isto indica uma maior estabilidade da martensita induzida por compressão após o descarregamento. Vale lembrar que a curva experimental à tração não apresenta resposta elástica da fase produto após a transformação martensítica, o que permitiria a identificação do módulo elástico à tração.

Apresenta-se na Figura 4.3(b) as curvas tensão-deformação numéricas para tração e compressão à temperatura constante $T_A = 317,5 K$. Este ensaio destina-se à calibração dos parâmetros α^T e α^C que influenciam o tamanho vertical do laço. É importante notar que esta é temperatura limite para que ocorra a transformação inversa.

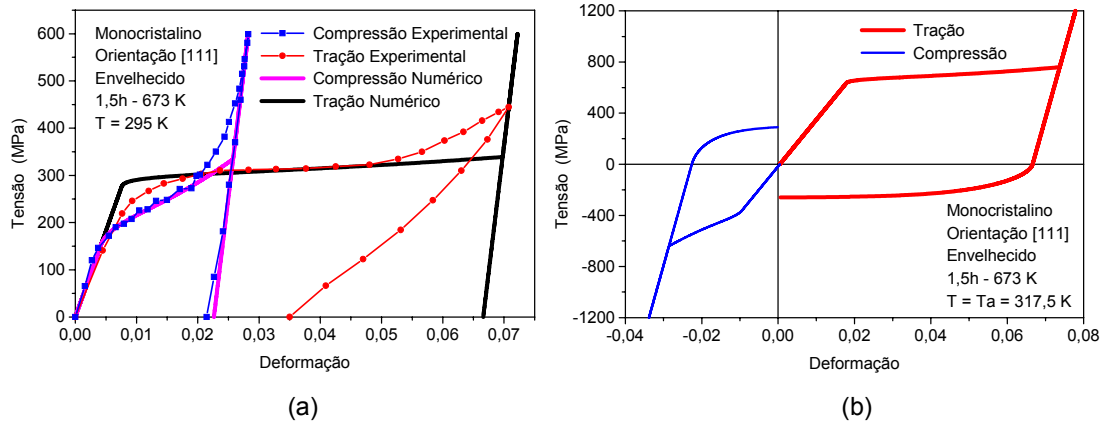


Figura 4.3 – Curvas tensão-deformação (monocristalino, orientação [111] e tratamento térmico de envelhecimento por 1,5 hora e $T = 673 K$).

(a) $T = 295 K$; (b) $T = T_A = 317,5 K$.

A Figura 4.4(a) apresenta uma comparação entre curvas tensão-deformação experimentais e numéricas para tração e compressão à temperatura ambiente constante ($T = 295 K$) para uma liga policristalina com textura $\langle 111 \rangle \{110\}$ submetida a um tratamento térmico de envelhecimento por 1,5 hora a uma temperatura $T = 673 K$. Os resultados numéricos mostrados nas Figuras 4.4(a) e (b) foram obtidos conforme as propriedades apresentadas na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Propriedades para liga 50,8% Ni-Ti (policristalino, textura $\langle 111 \rangle \{110\}$ e tratamento térmico de envelhecimento por 1,5 hora e $T = 673 K$).

E_A (GPa)	E_M (GPa)	α^T (MPa)	α^C (MPa)	ε_R^T	ε_R^C
58	96,5	1817	910	0,0525	-0,0268
L (MPa)	L_M^T (MPa)	L_M^C (MPa)	$\sigma_Y^{A,i}$ (GPa)	$\sigma_Y^{A,f}$ (GPa)	σ_Y^M (GPa)
120	-69	76	5	3,5	2,5
Ω_A (MPa/K)	Ω_M (MPa/K)	T_M (K)	T_A (K)	T_F (K)	T_0 (K)
0,74	0,17	262,2	314	423	295
K_A (GPa)	K_M (GPa)	H_A (GPa)	H_M (GPa)	η_{ci}	η_{ck}
1,4	0,4	0,4	0,11	0	0
η_C^T (MPa.s)	η_D^T (MPa.s)	η_C^C (MPa.s)	η_D^C (MPa.s)	η_C^A (MPa.s)	η_D^A (MPa.s)
5,7	5,7	6,75	6,75	7	7

Novamente, encontram-se as discrepâncias discutidas durante a análise da Figura 4.3(a). Neste caso particular, dois aspectos merecem destaque, pois apresentam-se de maneira mais pronunciada. A discrepância entre os resultados numérico e experimental durante o trecho final de transformação de fase martensítica à compressão e o comportamento perfeitamente linear durante o descarregamento à compressão.

A exemplo do que se fez na análise anterior, utilizam-se ensaios numéricos para tração e compressão à temperatura constante $T_A = 314 K$ para identificação dos parâmetros α^T e α^C . Na Figura 4.4(b), tem-se as curvas tensão-deformação numéricas para este caso.

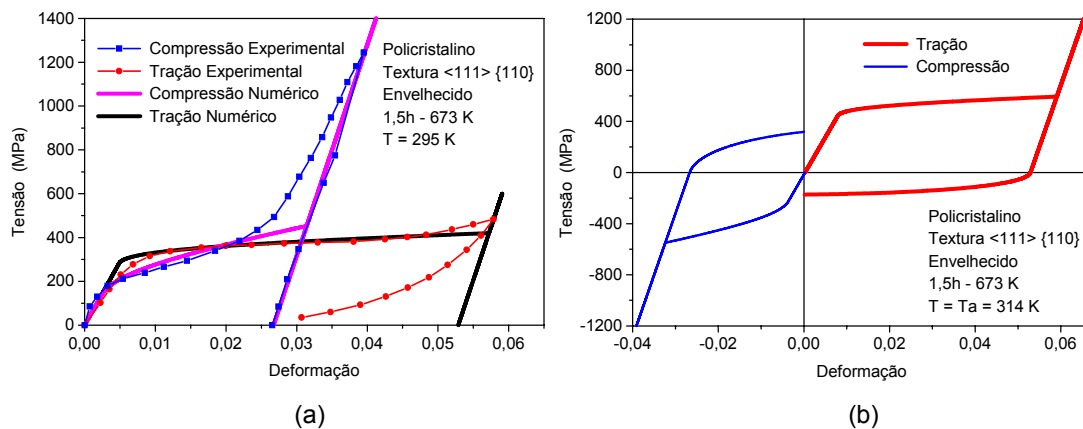


Figura 4.4 – Curvas tensão-deformação (policristalino, textura $\langle 111 \rangle \{110\}$ e tratamento térmico de envelhecimento por 1,5 hora e $T = 673 K$).

(a) $T = 295 K$; (b) $T = T_A = 314 K$.

A Figura 4.5(a) ilustra uma comparação entre curvas tensão-deformação experimentais e numéricas para tração e compressão à temperatura ambiente constante ($T = 295 K$) para uma liga monocristalina com orientação $[111]$ submetida a um tratamento térmico de envelhecimento por 15 horas a uma temperatura $T = 773 K$. Os resultados numéricos mostrados nas Figuras 4.5(a) e (b) foram obtidos conforme as propriedades apresentadas na Tabela 4.4.

Estes resultados apresentam uma boa concordância entre os resultados numérico e experimental para ambos os casos (tração e compressão), exceto pela discrepância apresentada na deformação residual máxima à tração, já discutida.

Tabela 4.4 – Propriedades para liga 50,8% Ni-Ti (monocristalino, orientação [111] e tratamento térmico de envelhecimento por 15 horas e $T = 773 K$).

E_A (GPa)	E_M (GPa)	α^T (MPa)	α^C (MPa)	ε_R^T	ε_R^C
94	161	2250	1670	0,0723	-0,0311
L (MPa)	L_M^T (MPa)	L_M^C (MPa)	$\sigma_Y^{A,i}$ (GPa)	$\sigma_Y^{A,f}$ (GPa)	σ_Y^M (GPa)
152	-85	40	5	3,5	2,5
Ω_A (MPa/K)	Ω_M (MPa/K)	T_M (K)	T_A (K)	T_F (K)	T_0 (K)
0,74	0,17	271,2	301,7	423	295
K_A (GPa)	K_M (GPa)	H_A (GPa)	H_M (GPa)	η_{ci}	η_{ck}
1,4	0,4	0,4	0,11	0	0
η_C^T (MPa.s)	η_D^T (MPa.s)	η_C^C (MPa.s)	η_D^C (MPa.s)	η_C^A (MPa.s)	η_D^A (MPa.s)
1,91	1,91	2,063	2,063	2	2

Novamente, tem-se na Figura 4.5(b) resultados numéricos para tração e compressão à temperatura constante $T_A = 301,7 K$, visando identificar os parâmetros α^T e α^C .

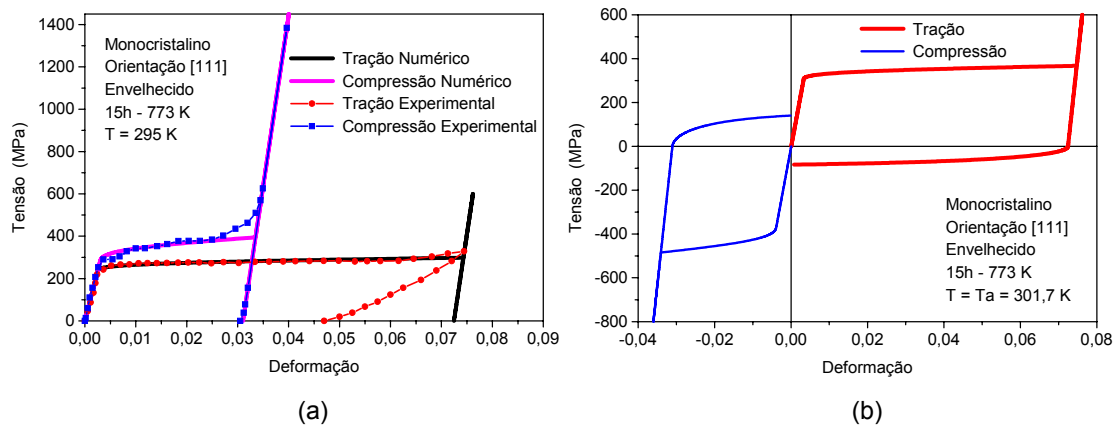


Figura 4.5 – Curvas tensão-deformação (monocristalino, orientação [111] e tratamento térmico de envelhecimento por 15 horas e $T = 773 K$).

(a) $T = 295 K$;

(b) $T = T_A = 301,7 K$.

Na Figura 4.6(a), observa-se a comparação entre curvas tensão-deformação experimentais e numéricas para tração e compressão à temperatura ambiente constante ($T = 295 K$) para uma liga policristalina com textura $\langle 111 \rangle \{110\}$ submetida a um tratamento térmico de envelhecimento por 15 horas a uma temperatura $T = 773 K$. Os resultados numéricos mostrados nas Figuras 4.6(a) e (b) foram obtidos conforme as propriedades apresentadas na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Propriedades para liga 50,8% Ni-Ti (policristalino, textura $\langle 111 \rangle \{110\}$ e tratamento térmico de envelhecimento por 15 horas e $T = 773 K$).

E_A (GPa)	E_M (GPa)	α^T (MPa)	α^C (MPa)	ε_R^T	ε_R^C
78	148	1880	1443	0,0536	-0,0262
L (MPa)	L_M^T (MPa)	L_M^C (MPa)	$\sigma_Y^{A,i}$ (GPa)	$\sigma_Y^{A,f}$ (GPa)	σ_Y^M (GPa)
100	-60	27	5	3,5	2,5
Ω_A (MPa/K)	Ω_M (MPa/K)	T_M (K)	T_A (K)	T_F (K)	T_0 (K)
0,74	0,17	273,8	305,8	423	295
K_A (GPa)	K_M (GPa)	H_A (GPa)	H_M (GPa)	η_{ci}	η_{ck}
1,4	0,4	0,4	0,11	0	0
η_C^T (MPa.s)	η_D^T (MPa.s)	η_C^C (MPa.s)	η_D^C (MPa.s)	η_C^A (MPa.s)	η_D^A (MPa.s)
3,24	3,24	3,58	3,58	3,3	3,3

Uma vez mais, notam-se pequenas discrepâncias entre os resultados teórico e experimental nos trechos finais de transformação de fase martensítica (tração e compressão). Durante o descarregamento à compressão, identifica-se um patamar horizontal no topo do trecho elástico da fase produto. Isto poderia indicar que o material havia entrado no regime plástico. Porém, como os autores dos resultados experimentais (Gall et al, 1999) asseguram em seu trabalho que isso não acontece, entende-se que pode ter sido algum problema ocorrido durante o ensaio experimental. Portanto, para o ajuste numérico considera-se o trecho de descarregamento descrito pela curva experimental. Caso houvesse uma redução da tensão residual máxima à compressão, bastaria corrigir o valor da propriedade

ε_R^C e efetuar alguns pequenos ajustes na tensão crítica para transformação de fase e no tamanho vertical do laço de histerese, conforme discutido no Item 2.4.

Por fim, curvas numéricas para tração e compressão à temperatura constante $T_A = 305,8 K$ são apresentadas para calibrar os parâmetros α^T e α^C para este caso, conforme Figura 4.6(b).

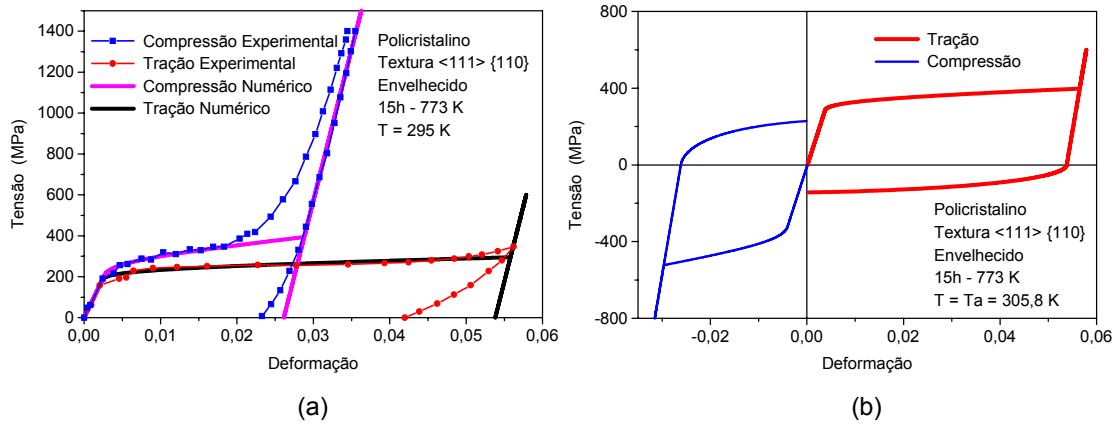


Figura 4.6 – Curvas tensão-deformação (policristalino, textura $\langle 111 \rangle \{110\}$ e tratamento térmico de envelhecimento por 15 horas e $T = 773 K$).

(a) $T = 295 K$;

(b) $T = T_A = 305,8 K$.

4.1.2

Comparação das Propriedades Obtidas para os Diversos Ensaios

A seguir, a Tabela 4.6 apresenta uma comparação das propriedades do modelo entre os quatro ensaios propostos.

A primeira diferença a ser ressaltada consiste nas temperaturas para transformação de fase T_M e T_A , consideradas no modelo e obtidas através dos termogramas experimentais (Figuras 4.1 e 4.2), retirados do trabalho proposto por Gall et al. (1999). Observa-se que além do tratamento térmico, o tipo de estrutura (monocristalina ou policristalina) influencia estas temperaturas.

Em função da discrepância entre as temperaturas acima da qual a austenita é estável (T_A), têm-se diferentes valores para os parâmetros α^T e α^C , pois T_A é a temperatura limite para que ocorra a transformação inversa influenciando portanto diretamente os parâmetros α^T e α^C .

De acordo com a análise feita no Item 2.4, os parâmetros α^T e α^C , além de exercerem influência sobre o tamanho vertical do laço de histerese, alteram ligeiramente as tensões críticas para transformação de fase. Portanto, além das discrepâncias nas tensões críticas identificadas experimentalmente para cada um dos quatro ensaios, os valores dos parâmetros L , L_M^T e L_M^C são influenciados pelos diferentes valores de α^T e α^C .

Em seu trabalho, Gall et al. (1999) ressaltam as diferenças encontradas para as tensões críticas para transformação de fase e para as deformações residuais máximas em função do tratamento térmico. Além disso, afirmam que, apesar de discrepâncias quantitativas, a resposta de materiais policristalinos com uma textura preferencial em dada direção possui um comportamento qualitativamente equivalente a uma liga monocristalina com essa mesma direção de orientação. Isso justifica os diferentes valores encontrados para ε_R^T e ε_R^C .

Quanto à análise dos parâmetros de dissipação (η_C^T , η_D^T , η_C^C , η_D^C , η_C^A e η_D^A), utilizaram-se os mesmos parâmetros para transformação martensítica e para transformação inversa em cada caso, já que à temperatura ambiente os ensaios não prevêm transformação inversa. Como a taxa de carregamento utilizada para os ensaios numéricos é sempre a mesma, os diferentes

valores dos parâmetros de dissipação para cada caso, indicam diferentes inclinações durante o trecho de transformação de fase.

Já as diferenças encontradas para os módulos elásticos E_A e E_M , atestam mais uma vez a influência do tratamento térmico e do tipo de estrutura.

Tabela 4.6 – Propriedades que variam com tratamento térmico e com o tipo de estrutura (monocristalina ou policristalina).

Propriedades	Monocristalino (1,5 h; 673 K)	Policristalino (1,5 h; 673 K)	Monocristalino (15 h; 773 K)	Policristalino (15 h; 773 K)
E_A (GPa)	36,5	58	94	78
E_M (GPa)	107	96,5	161	148
α^T (MPa)	4044	1817	2250	1880
α^C (MPa)	1520	910	1670	1443
ε_R^T	0,0646	0,0525	0,0723	0,0536
ε_R^C	-0,0227	-0,0268	-0,0311	-0,0262
L (MPa)	152	120	152	100
L_M^T (MPa)	-120	-69	-85	-60
L_M^C (MPa)	87,5	76	40	27
T_M (K)	273,5	262,2	271,2	273,8
T_A (K)	317,5	314	301,7	305,8
η_C^T (MPa.s)	6,02	5,7	1,91	3,24
η_D^T (MPa.s)	6,02	5,7	1,91	3,24
η_C^C (MPa.s)	4,09	6,75	2,063	3,58
η_D^C (MPa.s)	4,09	6,75	2,063	3,58
η_C^A (MPa.s)	3,8	7	2	3,3
η_D^A (MPa.s)	3,8	7	2	3,3

A Tabela 4.7 mostra as propriedades que foram mantidas constantes independentemente do tratamento térmico e do tipo de estrutura (monocristalina

ou policristalina). Vale lembrar que para estes ensaios não é considerado o fenômeno de plasticidade e portanto todos os parâmetros associados à plasticidade ($K_A, K_M, H_A, H_M, \sigma_Y^{A,i}, \sigma_Y^{A,f}, \sigma_Y^M, \eta_{ci}$ e η_{ck}) são considerados iguais para todos os ensaios. Em seu trabalho, Gall et al. (1999) não fazem referência explícita aos coeficientes de expansão térmica (Ω_A e Ω_M) e como seus valores não são relevantes para a análise em questão, consideraram-se valores típicos iguais para estes parâmetros em todos os ensaios. A temperatura de referência (T_0) para qual o material apresenta deformação nula para um estado livre de tensões foi considerada igual à temperatura em que foram conduzidos os ensaios ($T = 295 K$).

Tabela 4.7 – Propriedades constantes independentemente do tratamento térmico e do tipo de estrutura (monocristalina ou policristalina).

Propriedades	Monocristalino (1,5 h; 673 K) Policristalino (1,5 h; 673 K) Monocristalino (15 h; 773 K) Policristalino (15 h; 773 K)
K_A (GPa)	1.4
K_M (GPa)	0.4
H_A (GPa)	0.4
H_M (GPa)	0.11
Ω_A (MPa/K)	0.74
Ω_M (MPa/K)	0.17
$\sigma_Y^{A,i}$ (GPa)	5
$\sigma_Y^{A,f}$ (GPa)	3,5
σ_Y^M (GPa)	2,5
η_{ci}	0
η_{ck}	0
T_0 (K)	295
T_F (K)	423