

5 CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

*“Para onde quer que vás,
vá de todo o coração”*

Confúncio

5.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL

Ensaios de tração foram realizados em amostras da liga 59 nas condições adotadas neste estudo: como recebida e envelhecidas pelos tempos de 1, 10 e 100 horas - às temperaturas de 700 e 900°C.

As condições adotadas para a execução do ensaio estão descritas no item 2.4.2.

Em relação às características mecânicas básicas, os valores médios obtidos nas diferentes condições microestruturais em questão estão listados na Tabela 5.1, na qual σ_Y , σ_u , AL, R.A., ϵ_u e ϵ_f representam, respectivamente, limite de escoamento, limite de resistência, alongamento na fratura, redução de área, deformação real na carga máxima e ductilidade. É importante mencionar que a ductilidade ϵ_f foi calculada segundo a equação (5.1), enquanto a redução de área R.A. fornecida foi obtida através da equação (5.2):

$$\epsilon_f = \ln A_o/A_f \quad (5.1)$$

$$\%R.A. = (A_o - A_f) \times 100 \quad (5.2)$$

Em ambas as equações, A_o e A_f representam a área inicial e final da seção do corpo de prova.

TABELA 5.1: DADOS RESULTANTES DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO.

Condição		σ_Y (MPa)	σ_U (MPa)	AL (%)	R.A. (%)	ϵ_U	ϵ_f
Como-recebida		429 ± 4	816 ± 2	63 ± 1	62 ± 1	0,62	0,97
Envelhecida a 700°C	1 h	431 ± 4	810 ± 2	61 ± 1	61 ± 2	0,61	0,94
	10 h	411 ± 2	778 ± 4	62 ± 1	59 ± 1	0,62	0,92
	100 h	420 ± 4	796 ± 3	56 ± 1	45 ± 1	0,56	0,60
Envelhecida a 900°C	1 h	403 ± 4	807 ± 2	60 ± 1	57 ± 2	0,59	0,84
	10 h	394 ± 2	787 ± 5	50 ± 1	39 ± 1	0,50	0,49
	100 h	401 ± 4	704 ± 3	20 ± 1	17 ± 1	0,20	0,19

As Figuras 5.1 a 5.6 a seguir mostram a variação das propriedades consideradas durante o decorrer dos tratamentos isotérmicos.

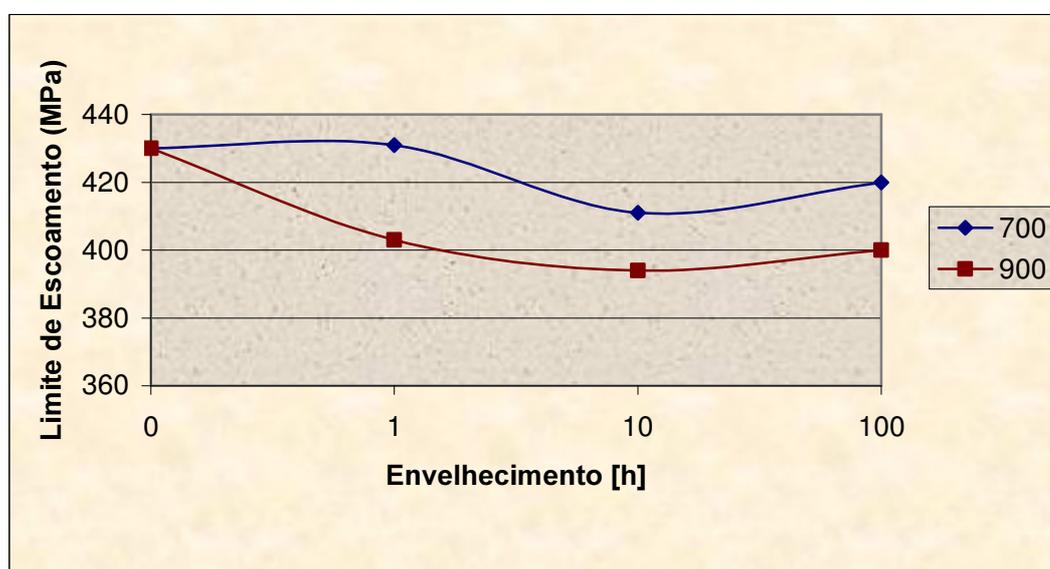


Figura 5.1: Variação do limite de escoamento em relação ao tempo de envelhecimento.

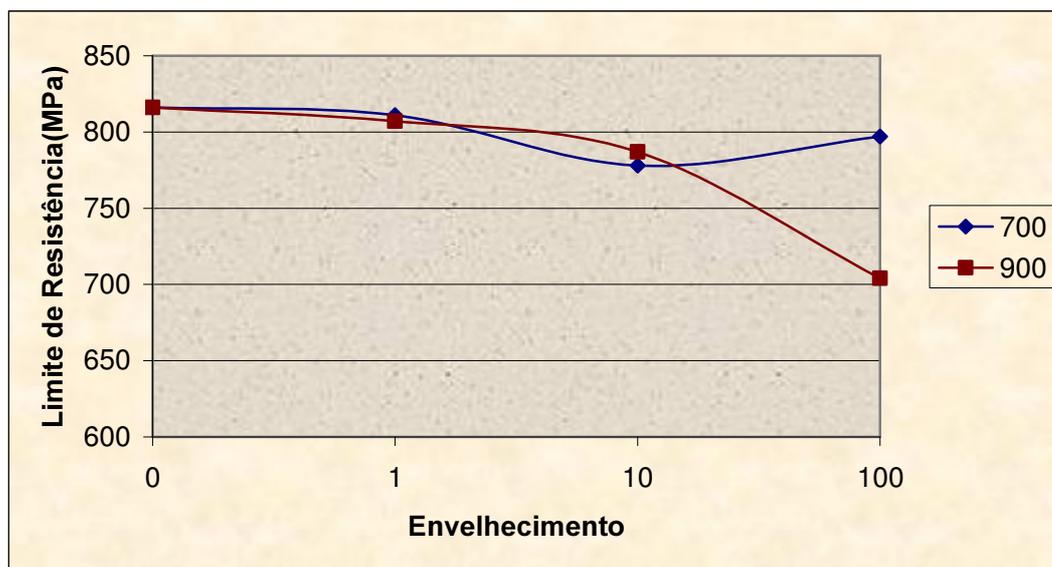


Figura 5.2: Variação do limite de resistência em relação ao tempo de envelhecimento.

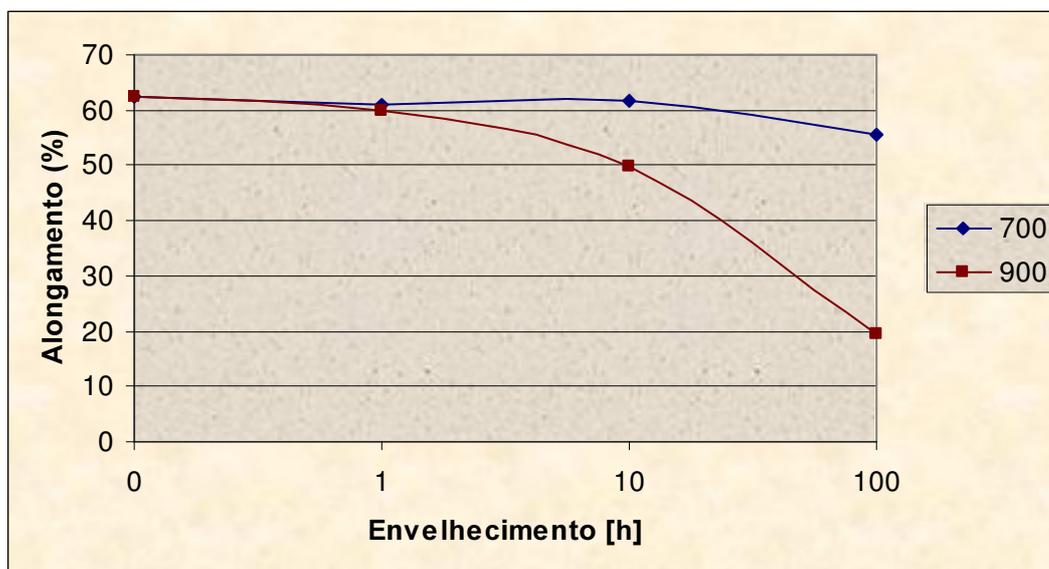


Figura 5.3: Variação do alongamento percentual em relação tempo de envelhecimento.

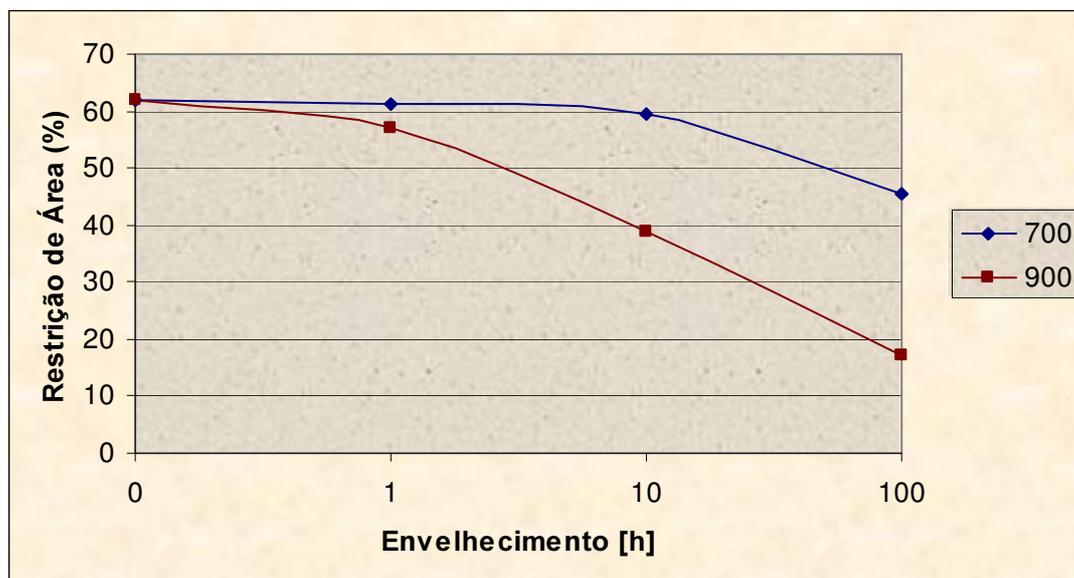


Figura 5.4: Variação da restrição de área percentual em relação ao tempo de envelhecimento.

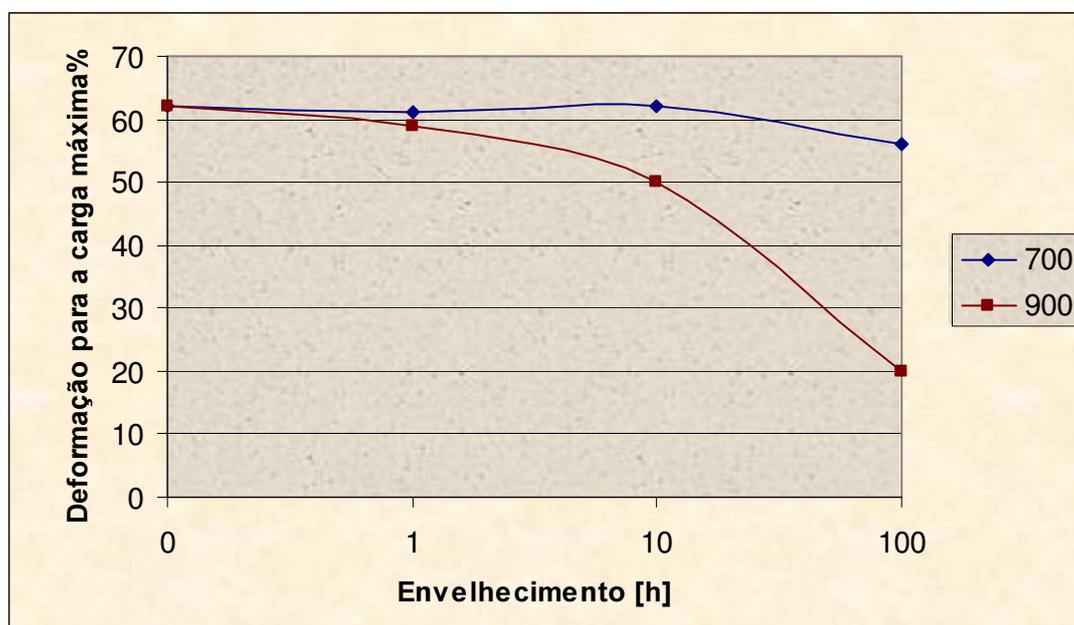


Figura 5.5: Variação da deformação máxima percentual em relação tempo de envelhecimento.

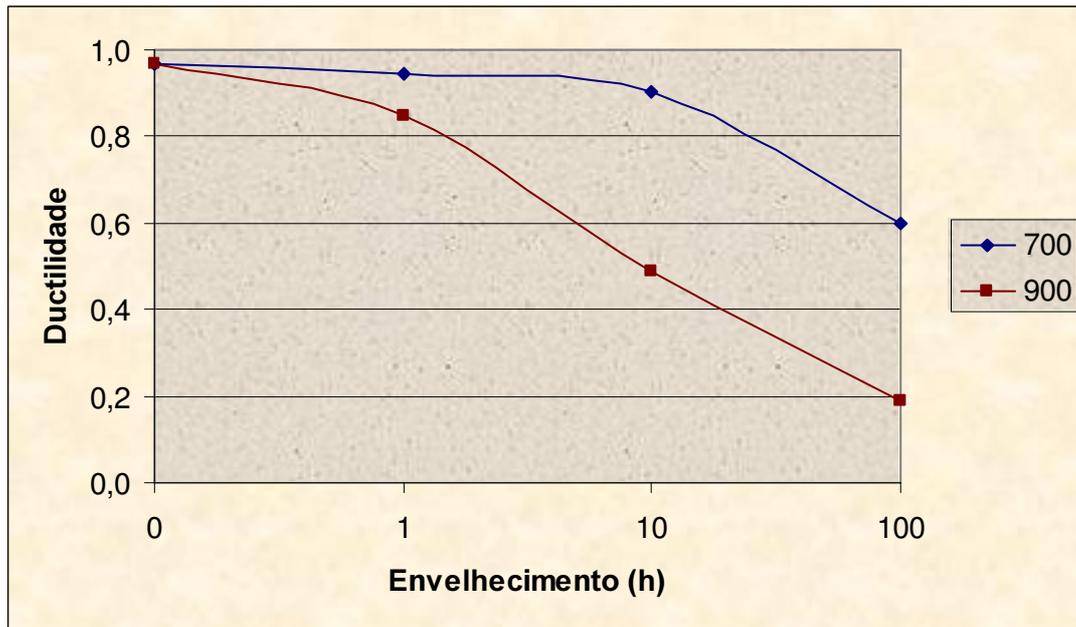


Figura 5.6: Variação da ductilidade em relação ao tempo de envelhecimento.

Uma das primeiras constatações da análise desses resultados refere-se ao amolecimento da liga. De fato, observou-se uma queda de até 8% para a temperatura de 900°C e de até 4% para o envelhecimento conduzido à temperatura de 700°C. O limite de escoamento aparenta seguir uma relação de proporcionalidade inversa com a fração volumétrica de precipitados presentes no material.

Esta afirmação é corroborada pelo fato dessa propriedade permanecer inalterada para a condição de envelhecimento de 700°C por 1 hora. Na realidade, a microestrutura referente à essa condição pouco difere da original, exceto no que diz respeito à uma recuperação do estado encruado em que o material se encontrava devido às deformações inerentes aos processos de fabricação.

De uma forma geral, a explicação para o fenômeno é relativamente simples: o processo de precipitação de segundas fases ricas em molibdênio induz, naturalmente, a um empobrecimento desse elemento na matriz; sendo que a depleção de Mo em ligas de Ni e Ni-Cr é sabidamente associada ao amolecimento, devido aos seguintes mecanismos [75, 76]:

- relaxamento da rede cristalina de níquel, tencionada pela presença de um átomo muito maior que seu constituinte básico;

- aumento da energia de falha de empilhamento na matriz de níquel, que é dramaticamente reduzida na presença do Mo, tendo como consequência a liberação de deslizamento cruzado de discordâncias. Isso funciona como um mecanismo para o alívio de tensões durante o carregamento, facilitando o escoamento;
- a quantidade de SRO na matriz é outro fator endurecedor que é restringido pela redução do teor de Mo dissolvido na matriz de Ni.

Por outro lado, a continuidade do processo de envelhecimento por 100 horas induz à uma certa recuperação na resistência à deformação plástica (da ordem de 2 a 3%), que pode ser atribuída à competição do mecanismo de depleção de Mo na matriz com a formação de barreiras à movimentação das discordâncias representadas pela precipitação em larga escala. A literatura [75-76] costuma associar o processo de endurecimento em ligas Ni-Cr-Mo à mudança do modo deslizamento de discordâncias para maclação de precipitados. Apesar de terem sido constatadas maclas no interior de alguns precipitados (vide Fig. 5.10), as evidências disponíveis não são suficientes para sustentar essa argumentação no presente trabalho, principalmente devido ao fato de van Tendeloo, Delavignete, Landuyt e Amelinckx terem associado a presença de "micromaclas", de espaçamento similar ao encontrado, à ocorrência de desvios composicionais localizados, delimitando regiões mais e menos ricas em Ni através de adensamento APB's (periodic antiphase boundaries) [81].

O limite de resistência mecânica dos corpos de prova envelhecidos a 700°C, apresentaram um comportamento bastante similar ao observado para o limite de escoamento: queda de 5% a 10 horas seguida de uma recuperação da ordem de 2%, para 100 horas de envelhecimento. Por outro lado, o material submetido à temperatura de 900°C por 100 horas tem uma queda de quase 14% em relação à condição inicial de como recebido. A copiosa precipitação que ocorre nesta condição, parece ter induzido a uma forte fragilização do material, sendo este fenômeno certamente decorrente do processo de descoesão, nas interfaces matriz/precipitado, originado pelas diferenças de deformação entre ambas as fases durante o processo de carregamento.

Em paralelo ao comportamento apresentado pela resistência da liga à fratura e ao processo de escoamento plástico, foi observada uma acentuada redução da ductilidade e dos percentuais de redução de área, alongamento e deformação máxima da liga no decorrer dos processos de envelhecimento, com o aumento tanto quanto do tempo de tratamento. De um modo geral, observou-se que os valores correspondentes à condição de 700°C por 10 horas são bastante próximos daqueles referentes à condição representada pelo tratamento de 900°C por 1 hora, enquanto que na condição de 700°C por 100 horas os valores obtidos se encontram num patamar até mais elevado que os valores das mesmas propriedades para a condição de 900°C por apenas 10 horas.

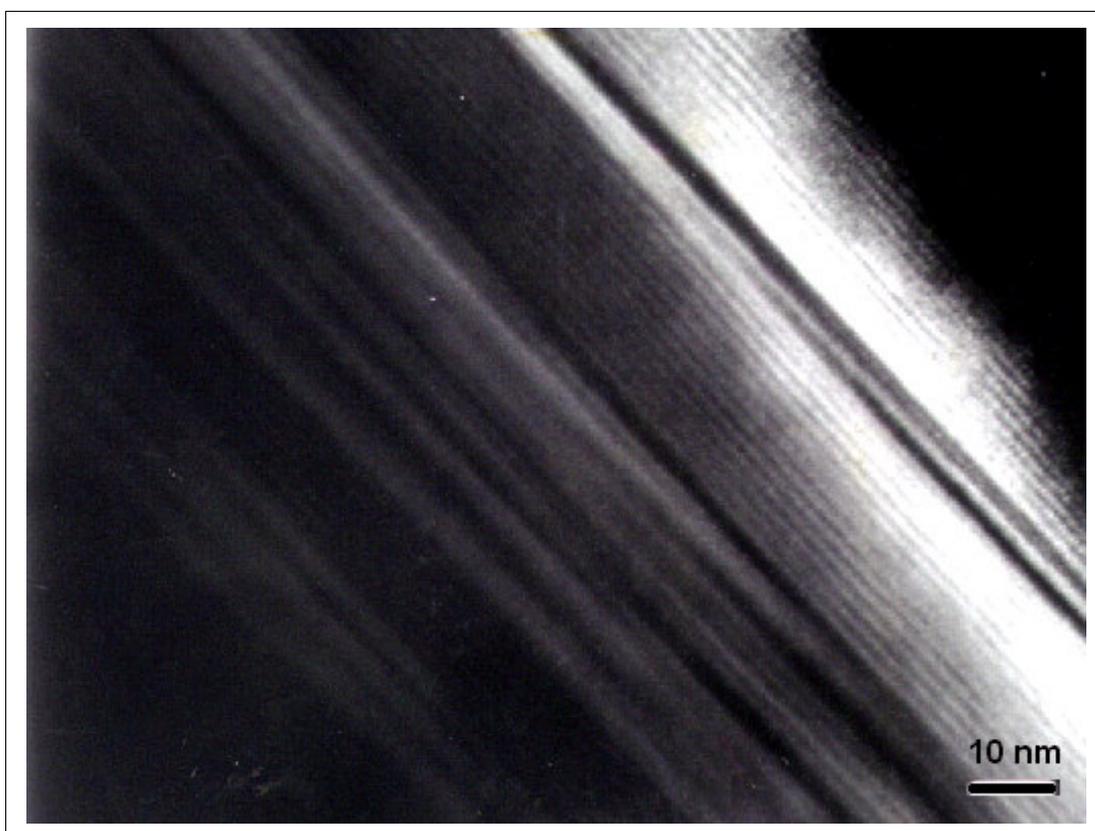


Figura 5.7: Microscopia eletrônica de transmissão, campo claro, evidenciando a existência de micromaclas no interior de um precipitado micrométrico localizado na região de contorno de grão.

O retardo na perda de ductilidade para a temperatura mais baixa é bastante consistente com as variações microestruturais observadas. O fato de que as microestruturas das condições citadas acima apresentam certas semelhanças, principalmente no tocante à extensão de contorno de grão coberta por

precipitados, pode ser percebido comparando-as par a par, conforme é observado nas Figuras 5.8 a 5.10. A Fig. 5.11 demonstra, mais uma vez, o quanto aumenta a ordem de grandeza do processo de precipitação para a condição de 900°C por 100 horas.

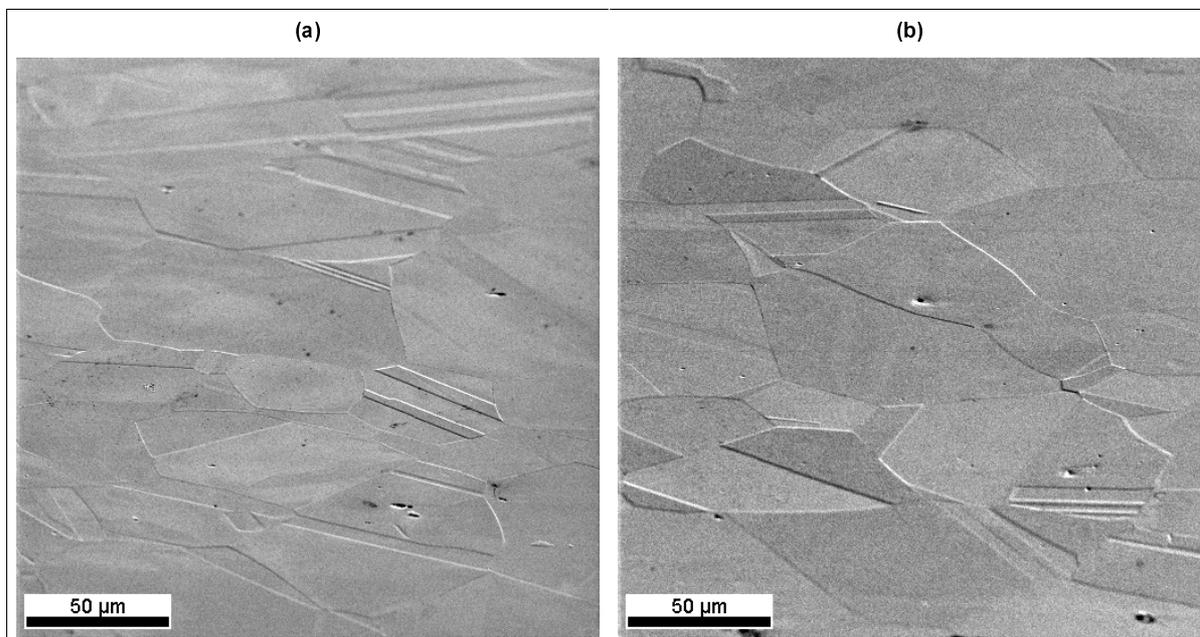


Figura 5.8: Comparação das características microestruturais da liga 59, por microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários, nas condições de (a) como recebida e (b) envelhecida a 700°C por 1 hora.

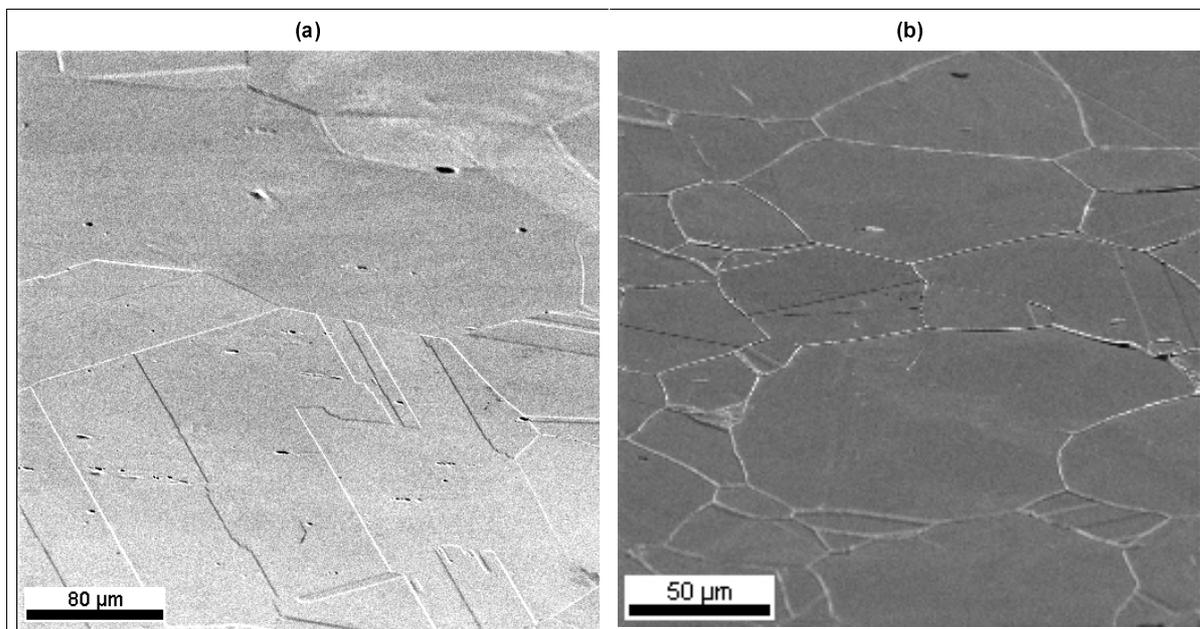


Figura 5.9: Comparação das características microestruturais da liga 59, por microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários, nas condições de (a) envelhecida a 700°C por 10 horas e (b) envelhecida a 900°C por 1 hora.

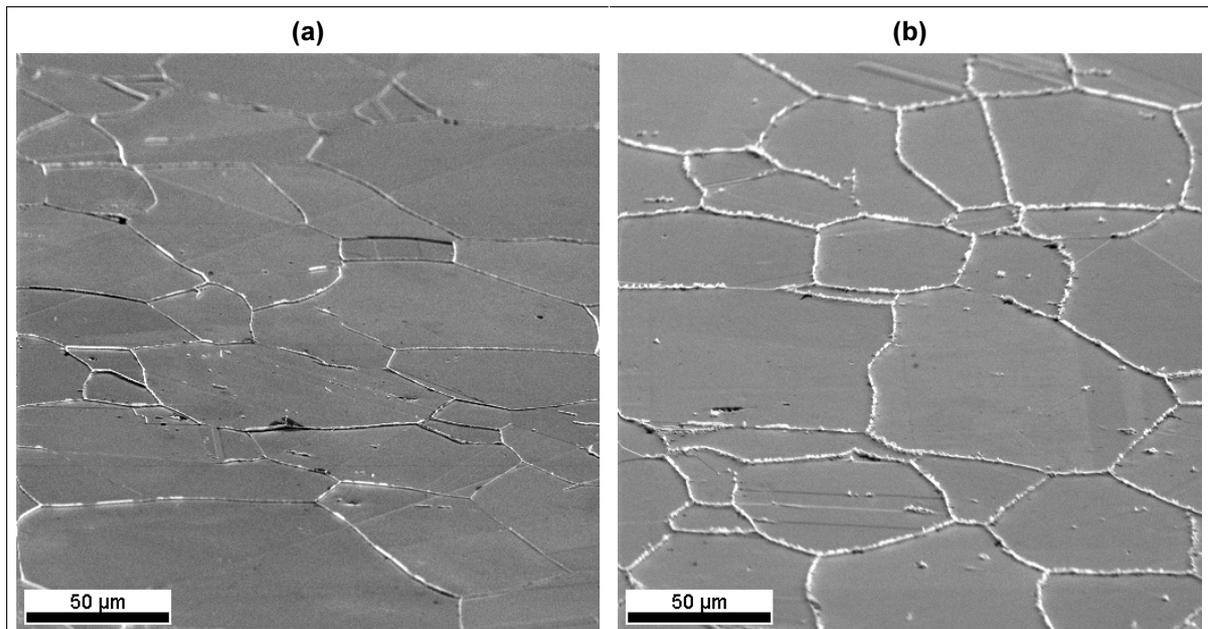


Figura 5.10: Comparação das características microestruturais da liga 59, por microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários, nas condições de (a) envelhecida a 700°C por 100 horas e (b) envelhecida a 900°C por 10 horas..

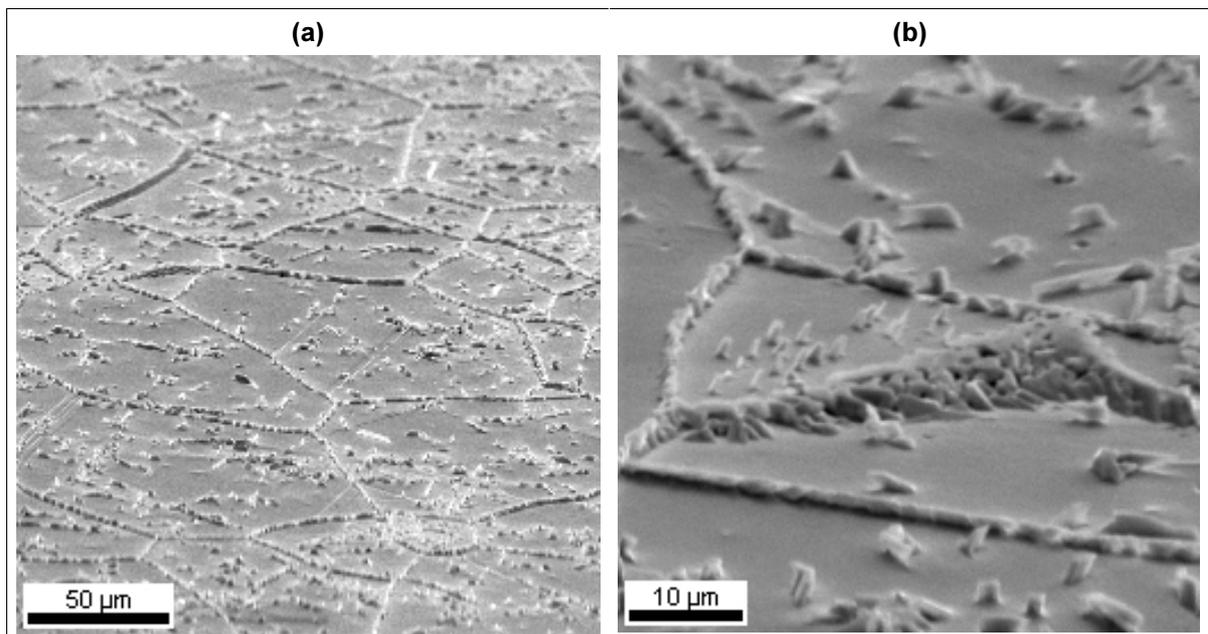


Figura 5.11: Características microestruturais da liga 59 na condição de envelhecida a 900°C por 100 horas, por microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários.

Portanto, dado os fatos observados pode-se afirmar que a perda de ductilidade do material no decorrer dos tratamentos de envelhecimento (na faixa de temperaturas considerada) está intimamente associada à ocorrência de precipitação preferencial nos contornos de grão, em conformidade com o

observado por Dymek, Dollar e Faroqi [74], que também concluíram que essa propriedade não sofre grande influência da precipitação nanométrica por eles observada na liga Haynes 242. A análise fractográfica conduzida no item 5.2 tanto reforça quanto justifica esse comportamento ao constatar uma transição do modo de fratura dominante de transgranular para intergranular.

5.1.1 MODELAGEM DO ESCOAMENTO NA LIGA

O comportamento do escoamento plástico da liga, em suas diferentes condições microestruturais, foi modelado a partir das curvas de escoamento obtidas nos ensaios de tração. Abaixo são apresentadas o conjunto de relações utilizadas para calcular as tensões e deformações reais; a partir de seus valores correspondentes de engenharia [20, 21, 80].

$$(\varepsilon_p)_{eng} = \varepsilon_{eng} - \sigma_{eng} / E \quad (5.3)$$

$$\varepsilon_p = \ln [1 + (\varepsilon_p)_{eng}] \quad (5.4)$$

$$\sigma = \sigma_{eng} [1 + (\varepsilon_p)_{eng}] \quad (5.5)$$

onde,

- $(\varepsilon_p)_{eng}$ – parcela de deformação plástica de engenharia
- ε_{eng} – deformação total de engenharia
- ε -deformação plástica real
- σ_{eng} – tensão de engenharia
- σ - tensão real
- E - módulo de elasticidade

Embora seja usual a condução de estudos baseados na deformação total, no presente trabalho optou-se, como se pode observar, por realizar a análise considerando apenas a deformação plástica, eliminando a parcela referente ao regime elástico.

Os expoentes de encruamento foram calculados supondo que a curva de escoamento obedece ao comportamento representado por uma equação de potência entre σ e ε , conhecida como equação de Ludwig (5.6) apresentada a seguir e onde a constante k representa o $\Delta\sigma$ ($\sigma - \sigma_0$) hipoteticamente necessário para produzir uma deformação plástica de 100%.

$$\sigma - \sigma_0 = k(\epsilon)^n \quad (5.6)$$

onde,

k - constante

σ_0 – limite de escoamento do material;

n – expoente de encruamento.

O método de mínimos quadrados foi utilizado para ajustar as curvas reais à equação de Ludwig sendo que uma compilação dos valores médios obtidos para n e k está disponível na Tabela 5.2, enquanto a evolução dessa propriedade no decorrer dos processos de envelhecimento é apresentada na Fig 5.12.

Tabela 5.2: Resultados Obtidos pela Modelagem do Escoamento.

Condição			n	k
Como recebida			0,82 ± 0,01	1532 ± 25
Solubilizada a 1200°C / 2h			0,99 ± 0,01	1524 ± 46
ENVELHECIDAS	700°C	1 h	0,83 ± 0,02	1570 ± 36
		10 h	0,88 ± 0,01	1615 ± 29
		100 h	0,82 ± 0,01	1540 ± 19
	900°C	1 h	0,87 ± 0,01	1642 ± 46
		10 h	0,83 ± 0,01	1567 ± 23
		100 h	0,51 ± 0,02	746 ± 38

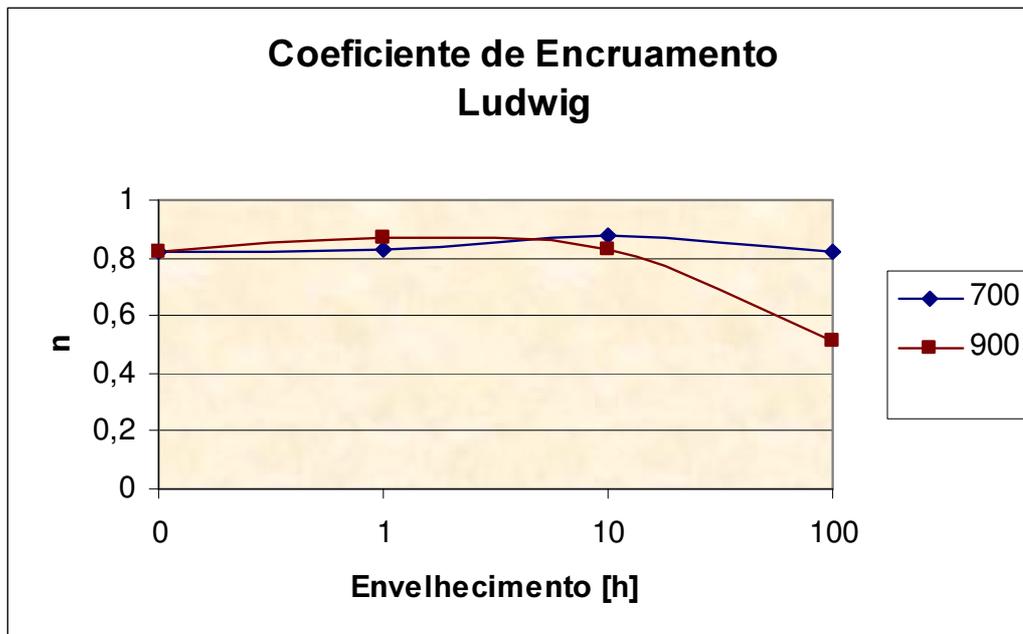


Figura 5.12: Comportamento da taxa de encruamento calculada em relação aos tempos de envelhecimento para as temperaturas de 700 e 900°C, de acordo com modelagem por Ludwig.

Através da Fig. 5.12 percebe-se que o coeficiente de encruamento do material é pouco afetado pelos tratamentos térmicos, com exceção à condição de envelhecimento a 900°C por 100 horas.

Obviamente, as variações observadas nos valores de n se devem às mudanças microestruturais, decorrentes do processo de precipitação. O fato de todo o molibdênio da liga se encontrar em solução sólida certamente induz a uma significativa redução da energia de falha de empilhamento, com conseqüente liberação do mecanismo de deslizamento cruzado de discordâncias, aumentando a capacidade de encruamento do material, conforme extensivamente documentado pela literatura.

A literatura costuma ainda associar valores elevados de n à presença de SRO [64, 66, 75, 78, 82-85]; entretanto, esse estado foi documentado - mas não quantificado - em todas as condições analisadas tornando difícil estabelecer comparações.

Outra modelagem segundo a equação de Hollomon (5.7) também foi executada e, apesar da grande diferença em termos de valores absolutos, a tendência demonstrada foi praticamente a mesma: pequenas alterações em relação à amostra no estado de como recebido, como pode ser observado no gráfico apresentado na Fig. 5.13.

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \quad (5.7)$$

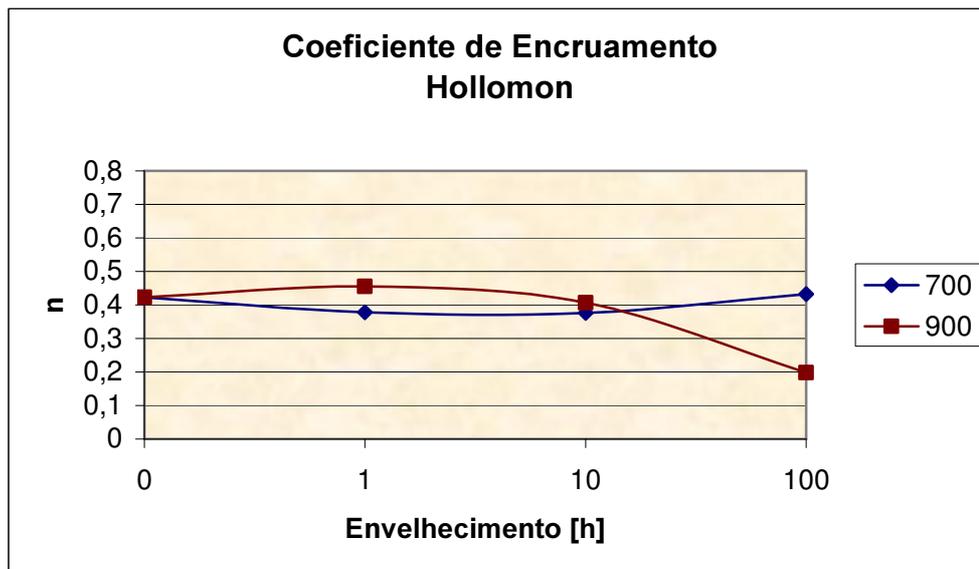


Figura 5.13: Comportamento da taxa de encruamento calculada em relação aos tempos de envelhecimento para as temperaturas de 700 e 900°C, de acordo com a modelagem de Hollomon.

5.2 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Amostras metalograficamente preparadas da liga 59 nas condições consideradas neste estudo foram submetidas a ensaios de microdureza Vickers; os resultados são apresentados na Fig. 5.14.

O endurecimento observado para os tempos de 1 e 10 horas se deveu à ocorrência de processos de ordenação, os quais induziram à formação de estados de ordenação de curto e longo alcance (SRO e LRO) já discutidos em capítulos anteriores. A presença de regiões ordenadas afeta a movimentação das discordâncias, principalmente nas interfaces matriz desordenada/região ordenada.

O posterior amolecimento para as amostras envelhecidas por intervalos de 100 h se deve ao coalescimento das partículas formadas.

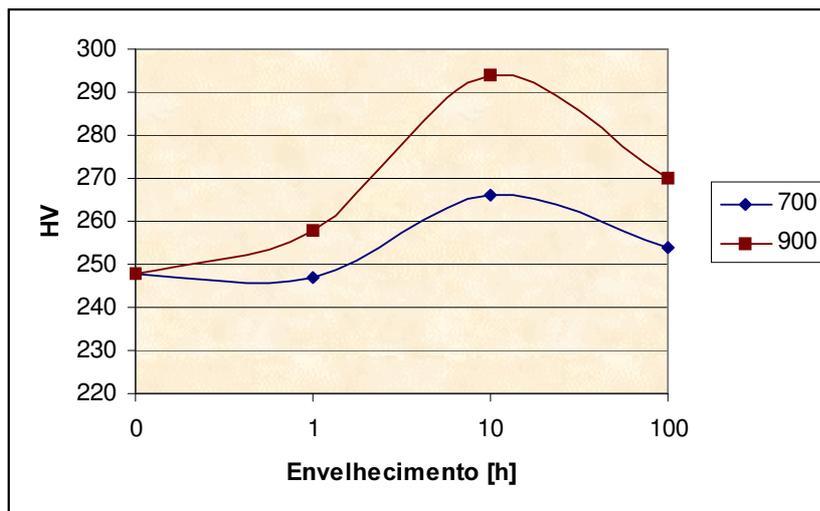


Figura 5.14: Comportamento observado da propriedade de microdureza no decorrer dos processos de envelhecimento às temperaturas de 700 e 900°C a partir da condição inicial de como-recebido.

O processo de endurecimento máximo e seu subsequente amolecimento fica ainda mais claro se considerarmos as amostras nas condições de envelhecida a 900°C por 5 e 25 horas. Uma curva para a temperatura de 900°C incluindo esses novos pontos é apresentada na Fig. 5.15, comparando as microestruturas apresentadas nas Figuras 4.36 a 4.40, referentes aos intervalos de 25 e 100 horas percebe-se que o endurecimento é máximo a 25 horas devido à grande dispersão de partículas no interior dos grãos e que o amolecimento a 100 horas se deve à redução do número total de partículas e seu aumento de tamanho.

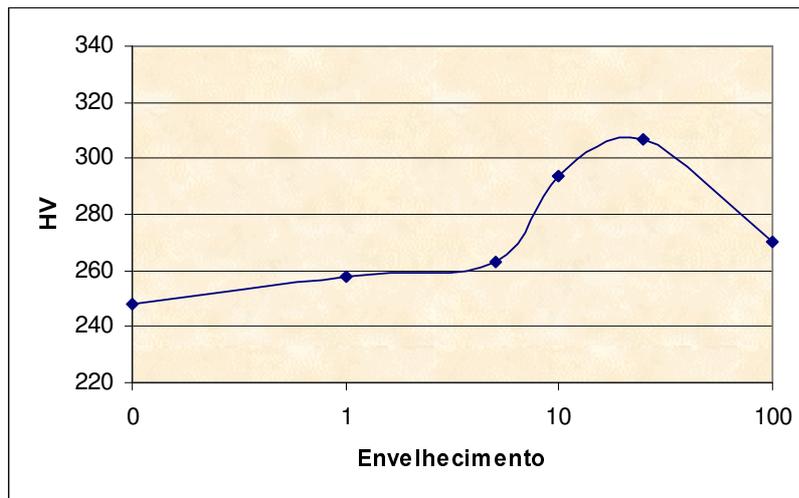


Figura 5.15: Nova modelagem do comportamento da micro-dureza à temperatura de 900°C com pontos extras de 5 e 25 horas.

5.3 ESTUDO FRACTOGRÁFICO

Amostras no estado de como recebido do material, apresentaram fraturas dúcteis, tendo sido observado modo de fratura predominantemente transgranulares, com formação de “dimples” e coalescência de vazios na maior parte das fractografias, como pode ser observado na Fig. 5.16.

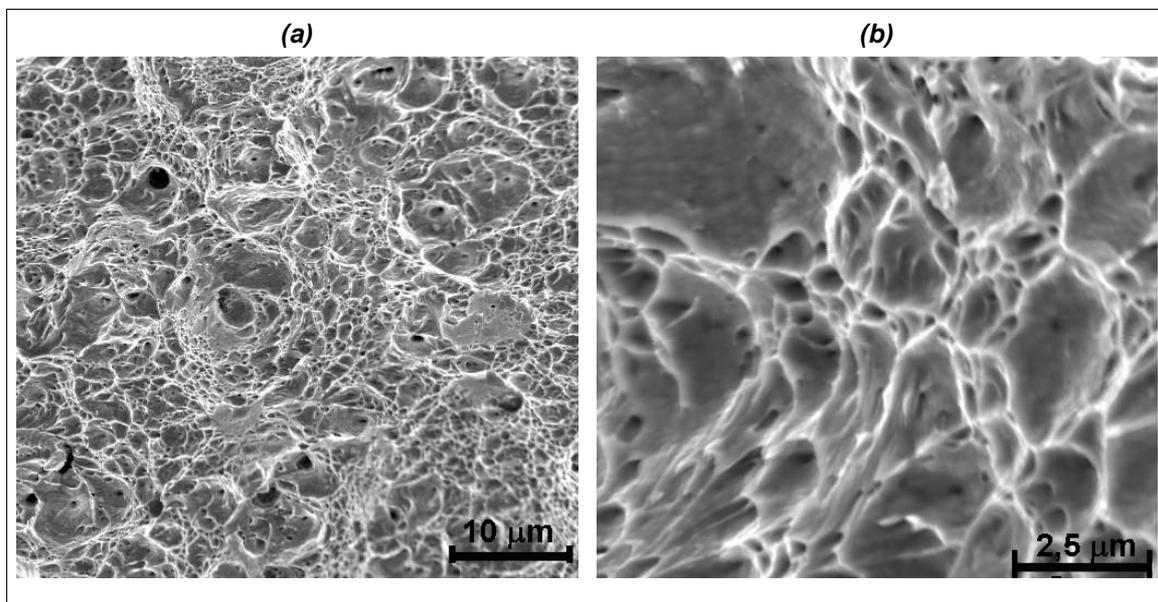


Figura 5.16: Fractografias obtidas a partir de corpos de prova nas condição de como recebido, em diferentes magnificações.

Em amostras tratadas à temperatura de 700°C, a tendência observada foi a gradual transferência para o modo de fratura intergranular. Tal fato é comprovado pela redução do número de dimples por unidade de área, quando comparadas as microestruturas apresentadas pelas condições de como recebida da liga em relação às microestruturas resultantes do envelhecimento do material à temperatura de 700°C (1 e 10 h), vide Fig 5.17. A quantidade de dimples por unidade de área está relacionado ao número de sítios de nucleação de microcavidades. O fenômeno de redução do número de dimples com o envelhecimento a 700°C é, portanto, atribuído ao processo de precipitação intragranular o qual, apesar de incipiente, passa a controlar, preferencialmente a nucleação das microcavidades.

Em relação a uma comparação direta das fractografias resultantes dos ensaios de tração realizados em corpos de prova envelhecidos à 700°C por 1 e 10 h, pode-se dizer que não foram observadas diferenças significativas entre as mesmas, sendo uma característica comum entre elas um aplainamento da superfície de fratura.

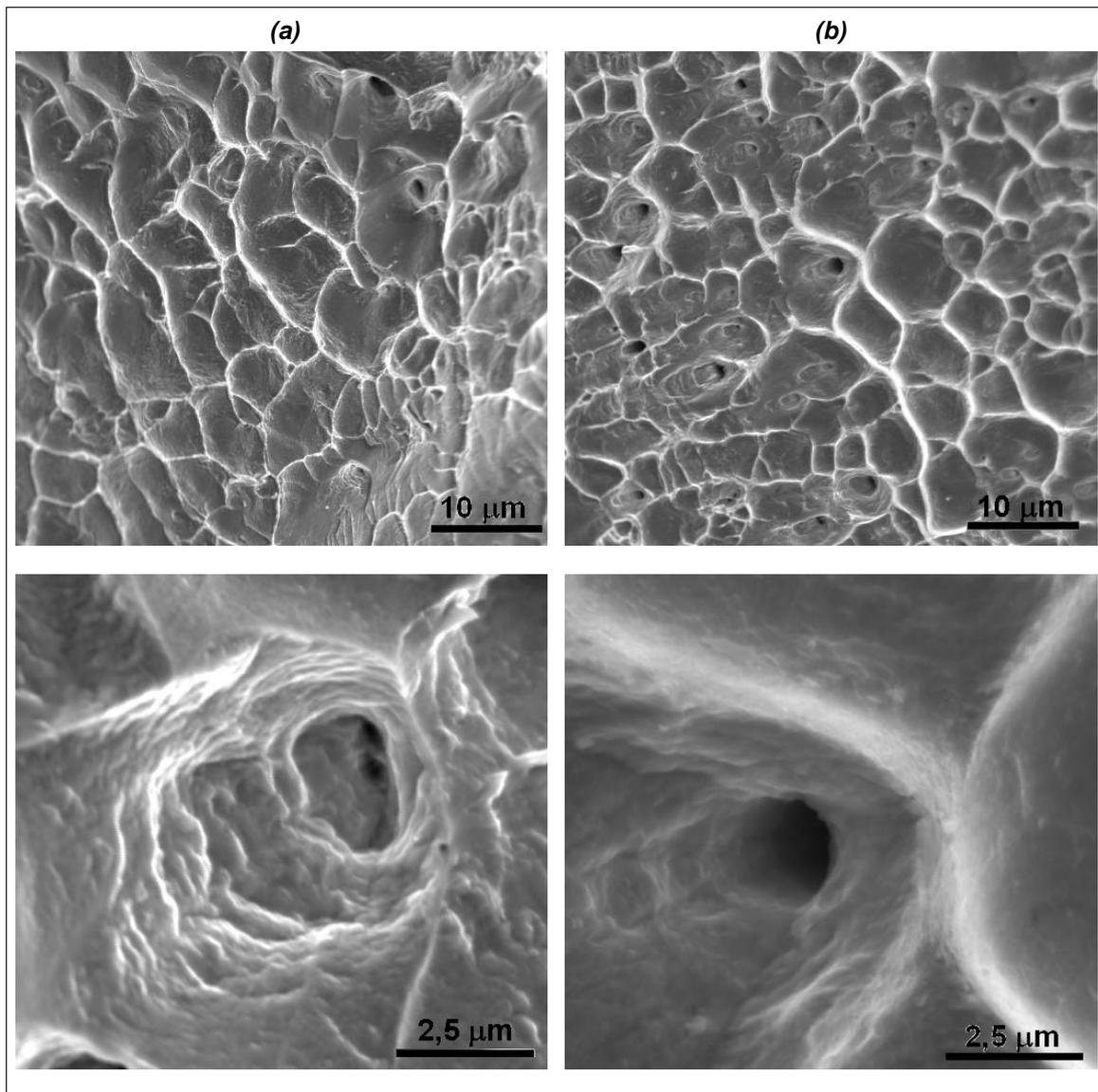


Figura 5.17: Fractografias obtidas a a partir de corpos de prova nas condição de envelhecido a 700°C pelos intervalos de tempo de (a) 1 hora e (b) 10 horas.

Após 100 horas de envelhecimento a 700°C tem-se como resultado um modo misto de fratura frágil e dúctil, podendo se observar tanto regiões de coalescência de vazios como de fratura intergranular, semelhante ao que ocorreu em amostras envelhecidas a 900°C por 1 hora (ver Fig. 5.18). As grandes trincas e regiões falha abrupta observadas se devem, basicamente, a um processo de sensitivação dos contornos de grão devido devido à precipitação que ali ocorre de forma preferencial nessas condições.

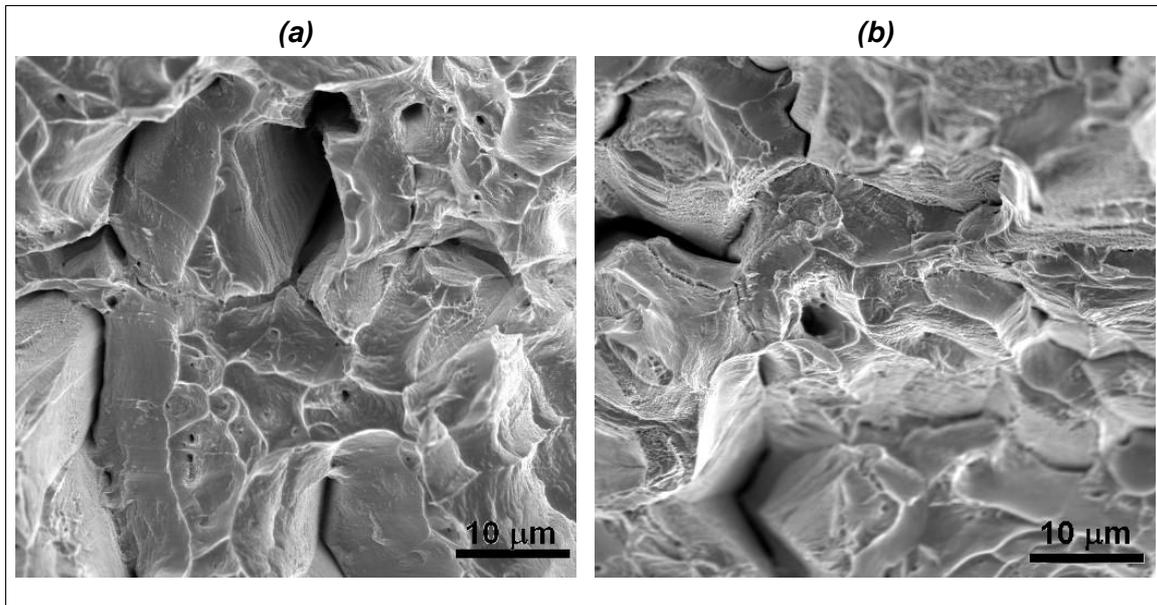


Figura 5.18: Fractografias obtidas a partir de corpos de prova nas condições: (a) envelhecida a 700°C por 100 horas e (b) envelhecida a 900°C por 1 hora.

As superfícies de fratura de corpos de prova envelhecidos a 900°C por 10 e 100 horas apresentam similaridades no tocante ao modo principal de fratura, nitidamente intergranular, com fraturas transgranulares ocasionais e apresentando o relevo das superfícies dos grãos com grande quantidade de *dimples* (Fig. 5.19). O ressurgimento de *dimples* no interior da matriz se deve ao processo de coalescimento dos micro-precipitados, que passam a oferecer grandes áreas de matriz que podem ser deformadas livremente.

Portanto, de acordo com o que foi exposto, pode-se concluir que a ocorrência de precipitação preferencial intergranular governa, como fator de efeito predominante, a transição entre o modo de fratura intragranular para intergranular.

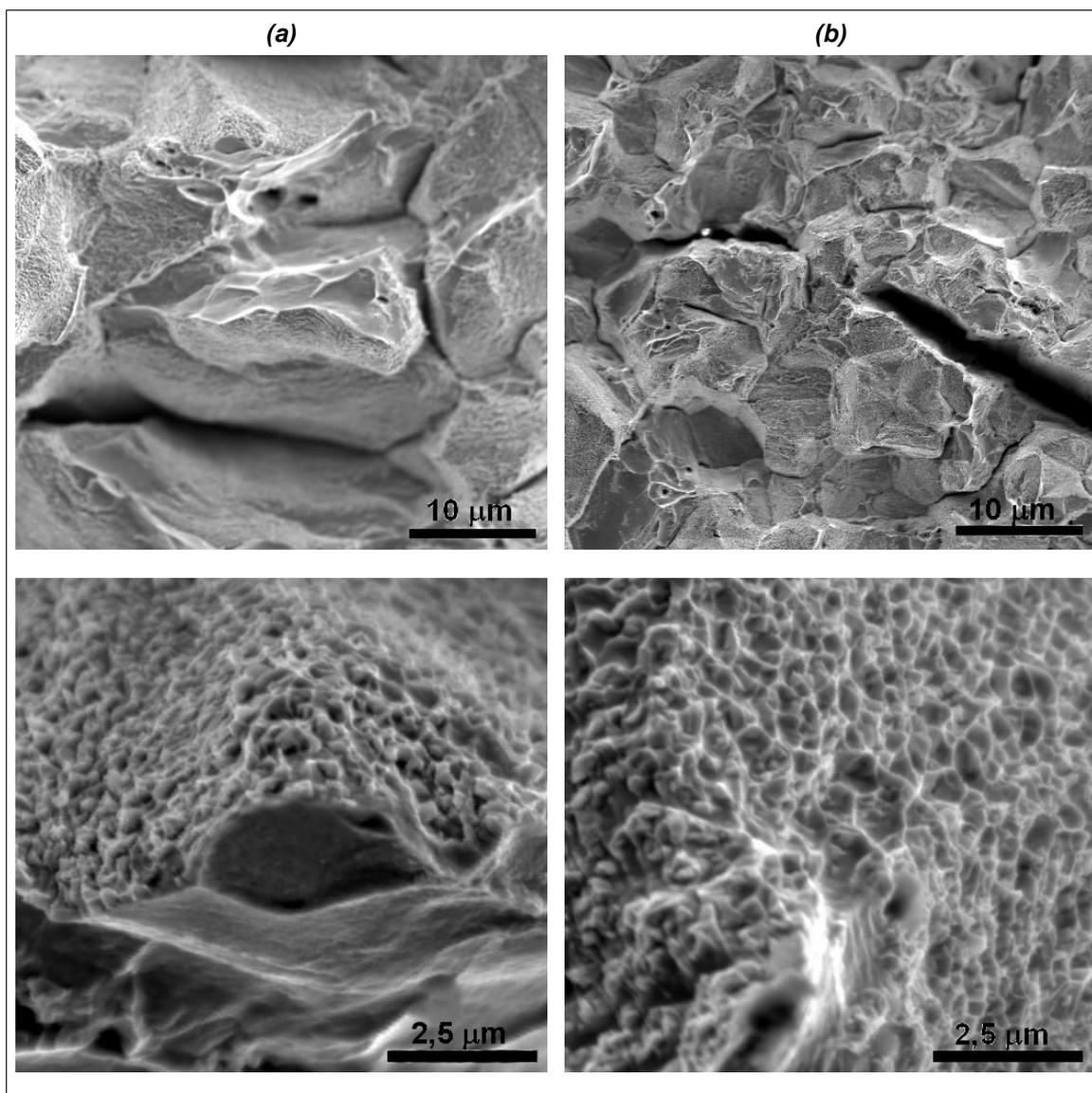


Figura 5.19: Fractografias obtidas a a partir de corpos de prova nas condição de envelhecido a 900°C pelos intervalos de tempo de (a) 10 horas e (b) 100 horas.