CAPÍTULO 4 - RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados da simulação termodinâmica e cinética, juntamente com a caracterização microestrutural e mecânica dos materiais nas diferentes condições estudadas. Os resultados serão analisados e discutidos, no Capítulo 5, à luz dos conceitos de transformação de fase no estado sólido.

4.1 ASPECTOS TERMODINÂMICOS

4.1.1 Diagramas de Equilíbrio

Através do uso da termodinâmica computacional (Thermo-Calc®), foi possível verificar a influência de alguns elementos de liga, nos principais campos de equilíbrio do diagrama Ferro-Carbono. As Figuras 4.1 a 4.3 ilustram de forma esquemática a influência dos elementos Mn, Si e Ni nos campos de domínio das fases $\gamma e \alpha$.

Conforme já esperado, o Mn e o Ni apresentam um forte poder estabilizador da austenita. Isso pode ser observado nas Figuras 4.1 e 4.2, através da redução da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e ainda da diminuição das temperaturas A₃ e A₁.

A Figura 4.3 ilustra a influência da adição do Si nos campos de predominância do diagrama Fe-C. Nesse sistema é possível observar uma contração no domínio da austenita. Vale lembrar que a adição do Si nas ligas aqui estudadas teve por objetivo inibir a formação de carbetos durante o tratamento de partição.

Com o auxílio do Thermo-Calc®, foram ainda calculados os diagramas de equilíbrio para os quatro aços estudados, Figura 4.4 e 4.5. Foram consideradas nos cálculos as composições médias dos principais elementos de liga para as ligas Q1 e Q2 (2.5Si-2.3Mn-1.4Ni-0.75Cr-0.5Mo), e para as ligas Q3 e Q4 (2.8Si, 2.38Mn, 5Ni, 0.57Cr, 0.55Mo). Essa simplificação foi possível uma vez que a diferença básica no projeto dos pares, Q1-Q2 e Q3-Q4, é com relação ao percentual de carbono presentes nas ligas, conforme já apresentado anteriormente na Tabela 3.2.



Figura 4.1 Figura ilustrando efeito da adição de Mn nos campos do diagrama Fe-C. A curva pontilhada, corresponde a uma composição Fe-C-3%Mn, e ilustra a expansão do domínio γ quando comparado com as curvas contínuas.



Figura 4.2 Figura ilustrando efeito da adição de Ni no diagrama Fe-C. A curva pontilhada corresponde a uma composição Fe-C-5%Ni, e ilustra a expansão do domínio γ quando comparado às curvas contínuas.



Figura 4.3 Figura ilustrando efeito da adição de Si no diagrama Fe-C. A curva pontilhada corresponde a uma composição Fe-C-3%Si, e ilustra a contração γ quando comparado às curvas contínuas.



Figura 4.4 Parte doDiagrama de equilíbrio para uma liga com 2.5%Si, 2.3%Mn, 1.4%Ni, 0.75%Cr e 0.5%Mo. A concentração de carbono é de 0.37% para a liga Q1 e de 0.22% para a liga Q2. As linhas tracejadas indicam essas posições. A temperatura do eixo y está representada em Kelvin.



Figura 4.5 Parte do diagrama de equilíbrio para uma liga com 2.8%Si, 2.4%Mn, 5.0%Ni, 0.57%Cr e 0.55%Mo, destacando o campo $\gamma \in \alpha$. A concentração de carbono é de 0.39% para a liga Q3 e de 0.28% para a liga Q4. As linhas tracejadas indicam essas posições. A temperatura do eixo y está representada em Kelvin.

4.1.2 Aspectos Relativos ao Equilíbrio Constrito de Carbono (ECC)

Conforme descrito no item 3.2 alguns aspectos relativos ao equilíbrio denominado Equilíbrio Constrito de Carbono (ECC) foram avaliados com o auxílio do Thermo-Calc® com o intuito de fundamentar a metodologia proposta. Uma consideração importante diz respeito à verificação da diferença de concentração de carbono na ferrita e na austenita em função da composição química do sistema, e da fração das fases envolvidas. Essa informação é de extremo interesse uma vez que diz respeito à composição final de carbono na ferrita e na austenita após o tratamento de partição, mantendo a igualdade do potencial químico do carbono nas duas fases. Para a execução desses cálculos foram consideradas as frações iniciais de martensita e de austenita calculadas pela condição ótima de têmpera e partição, para cada uma das ligas estudadas. Os valores obtidos para concentração de carbono na ferrita e na austenita, em função da temperatura, estão apresentados na forma de fração molar de carbono.

Esses resultados permitem estimar não apenas o ponto final para a partição do carbono, mas também ilustrar alguns pontos importantes relativos ao equilíbrio constrito de carbono (ECC). No caso do ECC a composição final das fases é função da composição inicial da liga e da fração inicial das fases, e ainda da temperatura [1,7-10]. Apenas para melhor contextualizar, a condição de

ortoequilíbrio é sempre representada por uma tangente única e a composição das fases não é função da composição inicial da liga. Para a condição de ortoequilíbrio, um ajuste na fração e na composição das fases irá sempre ocorrer, uma vez que a condição de equilíbrio prevê a difusão de átomos substitucionais e intersticiais para correção das frações e composições das fases envolvidas.

As Figuras 4.6 a 4.9*a* e (*b*) ilustram, para a condição de ECC, a dependência entre a temperatura e a composição das fases, com relação ao carbono, para as quatro ligas estudadas. O que se observa é que a concentração de carbono na ferrita aumenta com um aumento da temperatura. Em conseqüência, a concentração de carbono na austenita apresenta uma ligeira redução com a elevação da temperatura. A dependência entre a concentração da austenita e a temperatura é pequena, quando comparado com o observado na ferrita [1,2-7]. Tal questão será abordada no Capítulo 5.



Figura 4.6 Cálculos realizados para a composição da Liga Q1. Os gráficos (a) e (b) ilustram a dependência entre a composição da ferrita e da austenita com a temperatura, (c) variação do potencial químico do carbono na ferrita e na austenita em função da temperatura.



Figura 4.7 Cálculos realizados para a composição da Liga Q2.Os gráficos (a) e (b) ilustram a dependência entre a composição da ferrita e da austenita com a temperatura, (c) variação do potencial químico do carbono na ferrita e na austenita em função da temperatura.



Figura 4.8 Cálculos realizados para a composição da Liga Q3. Os gráficos (a) e (b) ilustram a dependência entre a composição da ferrita e da austenita com a temperatura, (c) variação do potencial químico do carbono na ferrita e na austenita em função da temperatura.



Figura 4.9 Cálculos realizados para a composição da Liga Q4. Os gráficos (a) e (b) ilustram a dependência entre a composição da ferrita e da austenita com a temperatura, (c) variação do potencial químico do carbono na ferrita e na austenita em função da temperatura.

4.1.3 Diagrama de Para-Equilíbrio e Curva To.

As Figuras 4.10 a 4.14 apresentam os diagrama de para-equilíbrio, com superposição da curva To, para as quatro ligas estudadas. As Figuras apresentam ainda alguns valores experimentais obtidos para o teor de carbono na austenita para diferentes condições de têmpera e partição. O enriquecimento de carbono na austenita foi calculado com base nos resultados da difração de raios-X, aplicando o método proposto por Cullity [52].

É possível observar que, para quase todos as temperaturas de partição empregadas (350, 400 e 450°C), o enriquecimento de carbono alcançado pela austenita se mostrou superior ao indicado pela curva To. Apenas para algumas situações onde a partição foi realizada a 350 °C os valores de concentração de carbono se mostraram ligeiramente inferiores à curva To. Os resultados indicaram ainda que os maiores enriquecimentos foram obtidos para as amostras submetidas à partição na temperatura de 450 °C. Tal comportamento está provavelmente relacionado com a ocorrência de reações competitivas que consomem o carbono disponível, e serão abordadas detalhadamente no Capítulo 5.

Estes resultados vem confirmar que o processo de têmpera e partição, permite alcançar níveis de enriquecimento de carbono na austenita superior àqueles indicados na curva To, sugerindo que a natureza da transformação difere de uma transformação bainítica, ou displaciva [6,33,47].



Figura 4.10 Diagramas de para-equilíbrio com superposição da curva T₀, para a liga Q1. Os símbolos apresentam alguns dos valores experimentais encontrados após o tratamento de têmpera e partição para diferentes temperaturas de têmpera (350, 400 e 450 °C).



Figura 4.11 Diagramas de para-equilíbrio com superposição da curva T₀, para a liga Q2. Os símbolos apresentam alguns dos valores experimentais encontrados após o tratamento de têmpera e partição para diferentes temperaturas de têmpera (350, 400 e 450 °C).



Figura 4.12 Diagramas de para-equilíbrio com superposição da curva T₀, para a liga Q3. Os símbolos apresentam alguns dos valores experimentais encontrados após o tratamento de têmpera e partição para diferentes temperaturas de têmpera (350, 400 e 450 °C).



Figura 4.13 Diagramas de para-equilíbrio com superposição da curva T₀, para a liga Q4. Os símbolos apresentam alguns dos valores experimentais encontrados após o tratamento de têmpera e partição para diferentes temperaturas de têmpera (350, 400 e 450 ℃).

4.1.4 Precipitação de Carbetos

Uma outra questão que pode ser parcialmente elucidada com o auxílio do Thermo-Calc®, diz respeito à verificação das fases estáveis em equilíbrio com a matriz, na faixa de temperatura entre 350°C e 450°C. Essa informação pode ser obtida através do cálculo da força motriz (J/mol) para a precipitação dos carbetos que estarão em equilíbrio termodinâmico com a ferrita e a austenita. A força motriz fornece uma indicação da estabilidade de cada carbeto no sistema. Assim, quanto maior a força motriz, maior será a sua tendência a precipitar.

Uma vez que conforme será descrito na apresentação dos resultados do DICTRA[™] a austenita apresenta um acúmulo de carbono na interface ferrita/austenita, para os tempos iniciais do processo de partição, tornando essa região a mais propícia à precipitação de carbetos. Dessa forma, os cálculos para a determinação da força motriz para a precipitação de carbetos na austenita levaram em consideração as concentrações de carbono indicadas pelo DICTRA[™] para os momentos iniciais, para um determinado tamanho de ferrita e de austenita.

As Figuras 4.14*a* e (*b*) apresentam os resultados do cálculo da força motriz para precipitação de carbetos numa matriz ferrítica e austenítica para a liga Q1. De acordo com essas Figuras é possível observar que, para todos os carbetos listados, a força motriz para precipitação destes na fase CCC é maior que na fase CFC, mesmo considerando uma elevada concentração de carbono na interface da austenita. Esse resultado já era esperado uma vez que o potencial químico do carbono na ferrita é muito maior que na austenita, indicando assim uma maior supersaturação, que favorece a precipitação de carbetos nesta fase como uma das possibilidades de redução de energia livre do sistema. Vale lembrar que uma outra possibilidade para promover uma redução da energia livre é através do empobrecimento da ferrita devido à partição de carbono para a austenita.

As Figuras 4.15 a 4.17 apresentam os resultados para a força motriz de precipitação na ferrita e na austenita, para as ligas Q2, Q3 e Q4. De acordo com as Figuras 4.14 a 4.17, é possível observar que, para todas as ligas estudadas, na faixa de temperatura investigada (623K-723K), a maior força motriz está relacionada com a precipitação do carbeto de transição identificado por MC_SHP.

Os estudos realizados com aços TRIP, e ainda nos aços estudados nesse trabalho, que foram submetidos ao tratamento de têmpera e partição indicaram a precipitação do carbeto epsilon (ε) em algumas condições. No entanto as informações termodinâmicas referente a esse carbeto não estão disponíveis no bancos de dados do Thermo-Calc®. Por sua vez a estequiometria do carbeto ε

 $(Fe_{2.4-3}C)$ é bastante similar à apresentada pelos carbetos shi (χ - $Fe_{2.2-3.5}C$) e pelo eta (η - $Fe_{2.2}C$), dessa forma podemos considerar que o seu comportamento com relação a força motriz para precipitação de carbetos será semelhante aos demais.

Comparando os resultados obtidos para a força motriz para precipitação de carbetos na ferrita, nas quatro ligas avaliadas (Figuras 4.14 a 4.17) não foram observados diferenças significativas. A mesma observação é válida para a força motriz associada com a precipitação de carbetos na austenita. Os resultados também mostram que um aumento na temperatura ocasiona uma redução na força motriz para precipitação, para todos os carbetos, uma vez que aumentam a solubilidade do carbono em ambas as fases.

Vale ainda lembrar que, conforme já abordado ao longo deste trabalho, a literatura relativa ao processo de têmpera e revenido relata com bastante ênfase a questão relacionada com a presença de silício e a supressão na formação da cementita. No caso da martensita revenida, a presença de carbetos de transição não é considerada deletéria para as propriedades do material, dessa forma o grande foco tem sido dado ao entendimento do processo de transformação de carbetos de transição em cementita, e não necessariamente nos mecanismos que governam as etapas iniciais de formação de carbetos de transição. No entanto, uma vez que para o processo de têmpera e partição a precipitação de qualquer carbeto diminui o potencial para enriquecimento de carbono na austenita, é importante um melhor conhecimento das etapas iniciais do processo de precipitação dos carbetos de transição.





Figura 4.14 Liga Q1.Diagrama do cálculo da Força motriz para precipitação de diversos carbetos, considerando uma matriz ferrítica (a) e uma matriz austenítica (b).

77





Figura 4.15 Liga Q2. Diagrama do cálculo da força motriz para precipitação de diversos carbetos, considerando uma matriz ferrítica (a) e uma matriz austenítica (b).





Figura 4.16 Liga Q3. Diagrama do cálculo Força motriz para precipitação de diversos carbetos, considerando uma matriz ferrítica (a) e uma matriz austenítica (b).





Figura 4.17 Liga Q4. Diagrama do cálculo da Força motriz para precipitação de diversos carbetos, considerando uma matriz ferrítica (a) e uma matriz austenítica (b).

4.2 ASPECTOS CINÉTICOS DA PARTIÇÃO

Serão aqui apresentados alguns resultados obtidos nas simulações realizadas com o software DICTRA[™]. Informações relativas ao perfil de concentração do carbono, do ferro, tanto na ferrita (martensita) quanto na austenita, para diferentes tempos e temperatura de partição serão descritos e analisados, assim como os resultados relativos à atividade química do ferro e do carbono na interface. Esses últimos serão muito importantes para esclarecer algumas questões relativas ao Equilíbrio Constrito de Carbono (ECC).

Conforme já descrito no item 3.9, algumas suposições relativas à largura da célula de ferrita/martensita foram realizadas. Nos cálculos foram consideradas as dimensões tipicamente observadas para a martensita na forma de ripas (0,15 e 0,20 µm) e para a martensita na forma de placas (2µm), [35,46].

4.2.1. Distribuição do Carbono durante a Partição

Com o auxílio do DICTRA[™] foram calculados os perfis de concentração de carbono, em função da distância, para diferentes tempos de partição para a liga Q1 (0,37C-2,45Si-2,27Mn-1,47Ni-0,8Cr), considerando a ferrita com dimensões de 0,15, 0,20 e 2 µm [35,54]. As diferentes temperaturas de têmpera empregadas experimentalmente (167, 187 e 207 °C) foram também consideradas com o intuito de variar a fração de austenita retida, o que foi implementado nas simulações ajustando-se a austenita final.

A Figura 4.18 apresenta o perfil de concentração do carbono, a partir do centro de cada fase, até a interface ferrita/austenita, para a condição de temperatura de têmpera de 187 °C. Os cálculos foram realizados para as temperaturas de partição empregadas experimentalmente (350, 400 e 450 °C), para uma fração de austenita de 38%, calculada a partir da metodologia apresentada no item 3.3. Para esta condição, metade da largura da placa de ferrita é 0,1 μm, enquanto metade do filme de austenita mede 0,063 μm. A posição da interface está localizada à direita de cada gráfico, e os centros das células de ferrita e de austenita estão localizados no lado esquerdo dos gráficos. As representações gráficas realizadas pelo DICTRA[™] sempre apresentam apenas metade das células, uma vez que o sistema é considerado simétrico.



Figura 4.18 Perfil de concentração de carbono na ferrita e na austenita em função da distância para a liga Q1. A fração de austenita é de 38%, para a temperatura de têmpera de 187ºC e temperaturas de partição de 350, 400 e 450ºC. Os cálculos foram realizados empregando o software DICTRATM e considerando como sendo 0,1 μm a distância do centro da ferrita até a interface com a austenita, enquanto distância do centro da austenita até interface foi de 0,063 μm. Os tempos considerados nos cálculos foram de 0,0001s até 100s.

O perfil de concentração de carbono, calculado para uma condição de temperatura de tempera de $167 \,^{\circ}$ C, está apresentado na Figura 4.19. Para essa condição, mais uma vez, foi considerado que o tamanho de metade da ferrita é de 0,1 µm, enquanto, para a austenita de acordo com o menor teor, 31%, metade da placa de austenita corresponde a 0,045 µm.



Figura 4.19 Perfil de concentração de carbono na ferrita e na austenita em função da distância para a liga Q1. A fração de austenita é de 31%, para a temperatura de têmpera de 167°C. Os cálculos foram realizados na temperatura de partição de 450°C, considerando como sendo 0,1 μm a distância do centro da ferrita até a interface com a austenita, enquanto a distância do centro da austenita até interface foi de 0,045 μm. Os tempos considerados nos cálculos foram de 0,0001s até 100s.

A Figura 4.20 apresenta o perfil de concentração de carbono na ferrita e na austenita, para a liga Q1, para uma temperatura de partição de 450°C, assumindo uma dimensão da célula de ferrita e da austenita de 2μm, e 1,25μm, sendo assim, uma ordem de grandeza superior ao apresentado na Figura 4.18. O objetivo dessa simulação é verificar o efeito das dimensões das ripas/placas de ferrita e do filme de austenita no mecanismo de partição do carbono. Esse ponto será analisado e discutido no Capítulo 5.



Figura 4.20 Perfil de concentração de carbono na ferrita e na austenita em função da distância para a liga Q1. A fração de austenita é de 38%, para a temperatura de têmpera de 187ºC. Os cálculos foram realizados na temperatura de partição de 450ºC, considerando como sendo 1,0 μm a distância do centro da ferrita até a interface com a austenita, enquanto a distância do centro da austenita até interface foi de 0,625 μm. Os tempos considerados nos cálculos foram de 0,0001s até 500s.

4.2.2 Atividade do Carbono

As informações obtidas através da análise dos resultados das simulações feitas com o DICTRATM podem auxiliar na compreensão de algumas questões fundamentais relativas à proposta de equilíbrio constrito de carbono. Uma questão que merece enfoque está relacionada com a evolução da atividade, e da concentração do carbono, na interface ferrita (martensita)/austenita, com o tempo, durante o tratamento de partição.

O que é possível observar com clareza nas Figuras 4.18 a 4.20 é que a concentração de carbono de um lado e do outro da interface ferrita/austenita não é a mesma. Os resultados mostram ainda a existência de um acúmulo de carbono na interface do lado da austenita, uma vez que a difusão do carbono na austenita é cerca de 100 vezes mais lenta que na ferrita. Nas Figuras acima citadas é possível ainda notar que a concentração de carbono na interface do lado da ferrita atinge rapidamente as concentrações finais, dadas pelo limite de solubilidade do carbono na interface, ao longo do processo, é muito diferente da concentração alcançada após o equilíbrio final ter sido estabelecido. Os resultados mostram ainda que, próximo ao equilíbrio final, a concentração de

carbono na interface com a austenita diminui muito, até atingir a concentração final de equilíbrio.

Essas observações abrem caminho para uma outra questão que está relacionada com as diferentes composições escolhidas pelo sistema para equilibrar o potencial químico (atividade química) do carbono nas duas fases. Cálculos termodinâmicos realizados com o auxílio do Thermo-Calc® e do DICTRA[™] podem ajudar a esclarecer essa questão.

Uma das possibilidades inicialmente consideradas seria a interface ferrita/austenita, num primeiro momento, atingir a composição de equilíbrio dada pela tangente comum, que significa que o potencial químico do ferro é igual nas duas fases ($\mu_{Fe}{}^{\alpha} = \mu_{Fe}{}^{\gamma}$), assim como potencial químico do carbono ($\mu_{C}{}^{\alpha} = \mu_{C}{}^{\gamma}$). No entanto, os resultados obtidos e apresentados na Figura 4.21 mostram que em nenhum momento o potencial o ferro é o mesmo nas duas fases. Dessa forma a proposta da "tangente comum" como uma das possibilidades de explicar o equilíbrio termodinâmico pode ser descartada.



Figura 4.21 Gráficos ilustrando a variação na atividade do ferro na interface da ferrita e da austenita em função do tempo. A fração de austenita é de 38%, para a temperatura de têmpera de 187 °C. Os cálculos foram realizados na temperatura de partição de 400C. O tamanho da metade da ferrita é de 1,0 μm, enquanto metade da austenita mede 0,625 μm.

A Figura 4.22 apresenta os perfil da atividade do carbono na ferrita e austenita em função da distância. Informações referente a cada região dessa curva e ainda a relação com a o fluxo de carbono e concentração na ferrita e na austenita serão analisados e discutidos no Capítulo 5.



Figura 4.22 Perfil da atividade do carbono na ferrita e na austenita em função da distância para a liga Q1. A fração de austenita é de 38%, para a temperatura de têmpera de 187°C. Os cálculos foram realizados na temperatura de partição de 400°C, considerando como sendo 1,0 μm a distância do centro da ferrita até a interface com a austenita, enquanto a distância do centro da austenita até interface foi de 0,625 μm. Os tempos considerados nos cálculos foram de 0,0001s até 500s.

4.3 Fração de Austenita Retida e Enriquecimento de Carbono

Serão apresentados nessa seção os resultados obtidos para a fração volumétrica de austenita e a concentração de carbono na austenita, para as diferentes condições de têmpera e partição, para as quatro ligas estudadas. Conforme já descrito no capítulo 3, a quantificação da fração de austenita foi realizada a partir de análise dos difratogramas de raios-x, utilizando a metodologia proposta por Rietveld. O percentual de carbono na austenita foi determinado a partir da posição do pico (220) da austenita, utilizando equações presentes na literatura.

<u>Liga Q1</u>

Os espectros de raios-x das amostras analisadas apresentaram, em maior ou menor intensidade, a presença dos picos característicos da austenita e da ferrita. Não foi observada, para nenhuma das condições de tratamento térmico, a presença de textura nas amostras. As posições dos picos da martensita foram coincidentes com os da ferrita, não tendo sido observada a ocorrência de separação dos picos da ferrita, o que seria indicativo da presença de martensita de alta tetragonalidade, geralmente associada com uma martensita de alto teor de carbono (>0,6%C). Essa observação sugere a não ocorrência de grandes quantidades de martensita enriquecida em carbono, após o tratamento de



Figura 4.22 Espectro de difração de raios-X da liga Q1, temperada a 167ºC, por 10s, seguido de tratamento de partição a 350 ℃ por 100s. As setas indicam os picos da austenita e da ferrita (martensita).

A Figura 4.23 apresenta os resultados obtidos, a partir da análise e aplicação da metodologia proposta por Rietveld, para a fração de austenita e ferrita (martensita), calculadas para as amostras austenitizadas a 890°C, por 300 segundos, seguidos de têmpera nas temperaturas de 167, 187 e 207 ℃, por 10 segundos, e finalmente submetidas ao tratamento de partição nas temperaturas de 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100s. Para as amostras temperadas a 187 ℃, nas três temperaturas de partição, foram ainda analisadas as amostras tratadas por um período de 1000 segundos



Figura 4.23 Fração final de austenita em função do tempo de diferentes tempos de partição para amostras austenitizadas a 890 ℃ temperadas a 167, 187, 207 ℃ e submetidas à partição por 10, 30 e 100s nas temperaturas de (*a*) 350 ℃, (*b*) 400 ℃ C e (*c*) 450 ℃. A curva indica a fração de austenita teórica retida em função da temperatura de partição calculada conforme a metodologia descrita no item 3.3.

Liga Q2

A Figura 4.24 apresenta o espectro de uma amostra analisada para a condição de austenitização plena a 890°C, seguido de têmpera a 182 ℃ e finalmente partição a 350°C por 30s. Para esse grupo de amostras os espectros de raios-x apresentaram, apenas a presença dos picos característicos da austenita e da ferrita. Não foram observados para nenhuma das condições de tratamento térmico a presença de textura nas amostras. Embora, conforme será mostrado na seção referente à análise microestrutural, tenha sido observado à presença de carbeto de transição nas amostras analisadas por microscopia de transmissão, essa fase não foi detectada pela difração de raios-x, provavelmente, devido a sua baixa fração volumétrica.



Figura 4.24 Espectro de difração de raios-X da liga Q2, temperada a 182ºC, por 10s, seguido de tratamento de partição a 350 ℃ por 30s. As setas indicam os picos da austenita e da ferrita (martensita).

A Figura 4.25 apresenta os resultados obtidos para a fração de austenita e a concentração de carbono na austenita para as amostras da liga Q2 submetidas ao tratamento de têmpera e partição. As amostras foram austenitizadas a 890°C, por 300 segundos, em seguida as amostras foram temperadas a 182 °C por 10 segundos, e finalmente submetidas à partição nas temperaturas de 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100 e 1000 segundos.



Continua na próxima página



Figura 4.25 Fração final de austenita em função do tempo de diferentes tempos de partição para a liga Q2. As amostras foram austenitizadas a 870°C temperadas 182°C submetidas à partição por 10, 30, 100 e 1000s nas temperaturas de 350, 400 e 450°C. A curva indica a fração de austenita teórica retida em função da temperatura de partição calculada conforme a metodologia descrita no item 3.3.

Liga Q3

Os espectros de raios-x das amostras analisadas apresentaram, em maior ou menor intensidade, a presença dos picos característicos da austenita e da ferrita (martensita), Figura 4.26.



Figura 4.26 Espectro de difração de raios-X da liga Q3, temperada a 147ºC, por 10s, seguido de tratamento de partição a 450 °C por 30s. As setas indicam os picos da austenita e da ferrita (martensita).

A Figuras 4.27 ilustram a fração de austenita para o grupo de amostras austenitizadas a 890°C, por 300 segundos, seguidos de têmpera nas temperaturas de 147 e 167°C, por 10 segundos, e finalmente submetidas à partição nas temperaturas de 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100 segundos.



Figura 4.27 Fração final de austenita em função do tempo de diferentes tempos de partição para amostras austenitizadas uma temperatura intercrítica a 870°C temperadas a 147 °C e 167°C e submetidas à partição por 10, 30, 100s nas temperaturas de 350, 400 e 450 °C. A curva indica a fração de austenita teórica retida em função da temperatura de partição calculada conforme a metodologia descrita no item 3.3.

Liga Q4

As Figuras 4.28 e 4.29 apresentam espectros obtidos para uma amostra submetida a austenitização plena a temperatura de 890 °C, e austenitização intercrítica a temperatura de 735 °C, respectivamente. Os parâmetros

empregados na austenitização plena (Figura 4.28) foram: têmpera a $147 \,^{\circ}$ C, seguido de partição a 400 $^{\circ}$ C por 100segundos. Para o difratograma apresentado na Figura 4.35 a austenitização foi realizada a 735 $^{\circ}$ C, seguido de têmpera a 142 $^{\circ}$ C e partição a 400 $^{\circ}$ C por 30s.



Figura 4.28 Espectro de difração de raios-X da liga Q4, temperada a 147ºC, por 10s, seguido de tratamento de partição a 400 °C por 100s. As setas indicam os picos da austenita e da ferrita (martensita).



Figura 4.29 Espectro de difração de raios-X da liga Q4, tratada intercriticamente a 735°C, temperada a 147°C, por 10s, seguido de tratamento de partição a 400 °C por 100s. As setas indicam os picos da austenita e da ferrita (martensita).

A Figura 4.30 ilustra a fração de austenita obtida para o grupo de amostras austenitizadas a 890°C, por 300 segundos, seguidos de têmpera nas temperaturas de 147 e 167°C, por 10 segundos, e finalmente submetidas à partição nas temperaturas de 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100 e 1000 segundos.

Conforme descrito no item 3.4, a liga Q4 foi submetida a um tratamento intercrítico com o objetivo de obter na microestrutura uma fração de ferrita intercrítica. A Figura 4.31 apresenta os resultados obtidos para a fração de austenita e concentração de carbono na austenita em função do tempo de partição, para amostras austenitizadas a 735°C por 1800s, temperadas a 147°C por 10 seguidas e em seguida submetida à partição a 400°C por 10, 30, 100 e 1000s.



Figura 4.30 Fração final de austenita em função do tempo para amostras austenitizadas a 870°C, temperadas a 147°C e 167°C e submetidas à partição a 350, 400 e 450 °C por 10, 30, 100 e 1000s. A curva indica a fração de austenita teórica retida em função da temperatura de partição calculada conforme a metodologia descrita no item 3.3.



Figura 4.31 Fração final de austenita em função do tempo para amostras austenitizadas intercriticamente a 735°C, temperadas a 147°C e submetidas à partição a 400 °C por 10, 30, 100 e 1000s. A curva indica a fração de austenita teórica retida em função da temperatura de partição calculada conforme a metodologia descrita no item 3.3, para amostras submetidas a austenitização intercrítica a 735 °C.

4.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Nessa seção serão apresentados alguns aspectos relativos às microestruturas obtidas após a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e partição. Apenas de forma orientativa serão ilustradas algumas micrografias de amostras submetidas a diferentes condições de têmpera. As microestruturas foram analisadas com base nas informações obtidas utilizando os recursos de microscopia ótica, eletrônica de varredura e de transmissão, e ainda considerando os resultados obtidos nas seções anteriores.

Microestruturas relativas à Liga Q1

A liga identificada como Q1 apresentou na condição de como recebida uma microestrutura composta por martensita e bainita, Figura 4.32. A análise realizada por DR-X não identificou à presença de austenita retida nessa amostra. A Figura 4.33 ilustra a microestrutura gerada após o tratamento de austenitização a 890°C, têmpera a 187°C por 10s, seguido de resfriamento ao ar. A microestrutura resultante desse tratamento é composta por uma mistura de martensita, ferrita e carbetos e, de acordo com o difratograma de raios-X, 9,1% de austenita. Esse valor de austenita retida está compatível com os valores observados para as amostras que após a têmpera a 187°C, sofreram partição por tempos curtos (10s) a temperaturas baixas (350 °C), que conforme discutido na seção anterior não se mostraram suficientes para homogeneizar a austenita.



Figura 4.32 Amostra da liga Q1. Micrografia da seção transversal da amostra na condição como recebida.



Figura 4.33 Amostra da liga Q1. Micrografia da seção transversal da amostra austenitizada a 890 °C, temperada a 187 °C e resfriada ao ar.

A Figura 4.34 apresenta as micrografias obtidas após a realização de têmpera em água a 25ºC (a) e em nitrogênio líquido (b). As microestruturas

dessas duas amostras são bastante semelhantes, sendo compostas por martensita. Em ambas as situações não foi detectada a presença de austenita nos espectros de difração de raios-X.





Figura 4.34 Amostra da liga Q1. Micrografia da seção transversal da amostra na condição de têmpera (a) em água e (b) em nitrogênio líquido. A difração de raios-X não indicou a presença de austenita retida em ambas amostras.

As microestruturas obtidas para as amostras tratadas nas diferentes temperaturas de têmpera (167, 187 e 207 °C) e para as diferentes condições de temperatura de partição (350, 400 e 450 °C) e de tempo de partição (10, 30, 100 e 1000s) foram examinadas a fim de verificar a evolução da microestrutura em função dos parâmetros empregados. A análise por microscopia ótica e de varredura, e ainda de acordo com os resultados da difração de raios-X, indicou a presença de uma microestrutura mista composta, basicamente, por martensita e austenita, em diferentes proporções para todas as condições de tratamento térmico. A observação da fase austenita utilizando microscopia ótica e eletrônica de varredura não foi possível em virtude da morfologia na qual esta se apresenta, como será mostrado nas imagens obtidas por microscopia de transmissão. As Figuras 4.35 a 4.46 ilustram algumas das microestruturas obtidas, em função dos tratamentos térmicos aplicados.

Em complementação às informações obtidas por microscopia ótica e de varredura, algumas amostras foram selecionadas para serem analisadas por microscopia eletrônica de transmissão. A seleção das amostras foi baseada nos resultados obtidos na difração de raios-x, no aspecto microestrutural observado na microscopia ótica, e ainda nos resultados fornecidos pelos ensaios de tração.

As Figuras 4.35 a 4.37 apresentam a microestrutura da amostra austenitizada a 890 °C, temperada a 167 °C, submetida à partição a 400 °C por 100s. Essa amostra quando analisada por microscopia de transmissão (Figura 4.37) indicou a presença de grandes quantidades de martensita apresentando maclas.



Figura 4.35 Amostra da liga Q1. Micrografia da seção transversal da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, seguido de têmpera a 167 ℃ e partição a 400 ℃ por 100 s.



Figura 4.36 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio eletrônico de varredura da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C por 300 s, têmpera a 167 °C e partição a 400 °C por 100 s.



Figura 4.37 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 167 ℃ por 10 s e finalmente tratamento de partição a 400 ℃ por 100 s. Imagem em campo claro mostrando martensita contendo maclas.

A microestrutura característica de uma outra amostra da liga Q1, submetida a diferentes condições de partição (450ºC por 30s) está apresentada nas Figuras 4.38 a 4.41. A Figura 4.40 apresenta uma imagem em campo claro destacando a presença de ferrita, e em campo escuro os carbetos de transição identificados carbetos epsilon (ε). Na microscopia de transmissão, Figura 4.41, é possível observar que a martensita apresenta grande quantidade de maclas. Em outras regiões dessa amostra foi possível observar a presença de austenita na forma de filmes. A existência de regiões ferríticas nessas amostras é um forte indício da ocorrência de descarbonetação da martensita durante o processo de partição. A precipitação de carbetos de transição na ferrita, não era desejado, uma vez que diminui a quantidade de carbono disponível para o enriquecimento da austenita.



Figura 4.38 Amostra da liga Q1. Micrografia da seção transversal da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃ por 300 s, têmpera a 167 ℃ e partição a 450 ℃ por 30 s.



Figura 4.39 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio eletrônico de varredura da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃ por 300 s, temperada a 167 ℃ e partição a 450 ℃ por 30 s.





Figura 4.40 Amostra da liga Q1, na condição de austenitização a 870 °C por 300 s, seguido de têmpera a 167 °C e partição a 450 °C por 30 s. *(a)* Imagem em campo claro destacando a presença de ferrita e em *(b)* campo escuro os carbetos de transição (ε).

A microestrutura da amostra temperada a 187 °C, e que foi submetida à partição a 400 °C por 10s apresentou uma região martensítica e uma região, provavelmente, composta por um agregado ferrita-carbetos-austenita, Figura 4.41. As micrografias da mesma amostra analisada utilizando microscopia eletrônica estão apresentadas nas Figuras 4.41 a 4.45. Na análise por

microscopia de transmissão, mais uma vez, foi observada a presença de martenita apresentado maclas (Figura 4.43). A Figura 4.44*a* apresenta uma região, em campo claro, ilustrando a presença de martensita e ferrita. Uma região adjacente, Figura 4.44*b* é possível observar austenita na forma de filmes. A Figura 4.45*a* ilustra uma região em campo claro indicando a presença de ferrita. Na região indicada pela seta, é possível observar martensita apresentando maclas. A Figura 4.45*b* ilustra a mesma região em campo escuro, destacando a presença de carbetos, que foram identificados por carbetos epsilon.



Figura 4.41 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio ótico da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, temperada a 187 ℃ e partição a 400 ℃ por 10 s.


Figura 4.42 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio eletrônico de varredura da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, temperada a 187 ℃ e partição a 400 ℃ por 10 s



Figura 4.43 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃ por 300 s, temperada a 187 ℃ e partição a 400 ℃ por 10 s.



Figura 4.44 Amostra da liga Q1, na condição de austenitização a 870 °C por 300 s, seguido de têmpera a 167 °C e partição a 450 °C por 30 s. *(a)* Imagem em campo claro destacando a presença de ferrita. *(b)* imagem em campo escuro, austenita na forma de filmes entre os grãos de ferrita.



Continua na próxima página



Figura 4.45 Amostra da liga Q1. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃ por 300 s, temperada a 187 ℃ e partição a 400 ℃ por 10 s. (a) Imagem em campo claro (b) imagem em campo escuro, presença de carbetos identificados por carbetos epsilon (ε).

<u>Microestruturas relativas à liga Q2</u>

A liga identificada como Q2 apresentou na condição de como recebida uma microestrutura composta por martensita e bainita, Figura 4.46. A análise realizada por difração de raios-x não identificou à presença de austenita retida nessa amostra.

As microestruturas obtidas para as amostras temperadas a 182°C, nas diferentes condições de partição (350, 400 e 450°C) e de tempo (10, 30, 100 e 1000s) foram examinadas a fim de verificar a evolução da microestrutura em função dos parâmetros empregados. A análise por microscopia ótica e eletrônica de varredura, e ainda de acordo com os resultados da difração de raios-x, indicou a presença de uma microestrutura mista composta por martensita e austenita, em diferentes proporções para todas as condições de tratamento térmico. A presença da austenita não foi evidenciada na microscopia ótica, e na varredura, em virtude da morfologia na qual ela se apresenta, como será observado na análise por microscopia de transmissão. As Figuras 4.47 a 4.49 ilustram a microestrutura observada, por microscopia de transmissão, para a amostra austenitizada a 890°C, temperada a 182°C e submetida à partição a 400°C por

100s. A Figura 4.49 destaca uma região de martensita contendo maclas. De uma forma geral, a microestrutura obtida, ao final do tratamento de têmpera e partição, para essa liga foi bastante similar a observada para as amostras da liga Q1.



Figura 4.46 Amostra da liga Q2. Micrografia da seção transversal da amostra na condição como recebida. Aumento: 200x



Figura 4.47 Amostra da liga Q2. Micrografia observada no microscópio ótico da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C, temperada a 182 °C e partição a 400 °C por 100 s.



Figura 4.48 Amostra da liga Q2. Micrografia observada no microscópio eletrônico de varredura da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃ por 300 s, temperada a 182 ℃ e partição a 400 ℃ por 30 s.



Figura 4.49 Amostra da liga Q2. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, temperada a 187 ℃ e partição a 450 ℃ por 100 s. Imagem em campo claro indicando a presença de muitas regiões de martensita.

Microestruturas relativas à liga Q3

A fim de avaliar a evolução microestrutural da liga Q3, em função dos parâmetros de tratamento térmico empregados, foram analisadas amostras nas condições de como recebida, temperada a 147 ℃ em banho metálico por 10s, temperada em água, temperada em nitrogênio líquido e em diversas condições de têmpera e partição.

A análise realizada por microscopia ótica na amostra na condição como recebida indicou a presença de duas fases bem distintas, Figura 4.50. É possível observar uma microestrutura composta por martensita (fase mais escura) e austenita (fase mais clara). O resultado da difração de raios-X para essa amostra indicou uma fração volumétrica de austenita de 10,2%.

As microestruturas para as diferentes temperaturas de têmpera estão apresentadas na Figura 4.51. O que se observa nestas micrografias é uma mudança na morfologia da martensita, e uma diminuição na fração de austenita, à medida que a temperatura de têmpera diminui. A amostra temperada a 147 °C forneceu 15% de austenita, enquanto a amostra temperada em água 12%. Para a amostra que sofreu têmpera em nitrogênio líquido, não foi realizada análise por difração de raios-x, no entanto a microestrutura resultante (Figura 4.51*c*) se mostrou diferente das demais, não apresentando regiões claras, que de acordo com as demais amostras representam a austenita. Nessa amostra a martensita se apresenta numa forma mista composta por ripas e placas. Essas observações estão de acordo com a equação proposta por Koistinen-Marburger [32], que relaciona a fração de austenita transformada com a temperatura de têmpera.



Figura 4.50 Amostra da liga Q3. Micrografia da seção transversal da amostra na condição como recebida.





Continua na próxima página



Figura 4.51 Amostra da liga Q3. Micrografia da seção transversal da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: austenitização a 870 °C, (*a*) têmpera em banho metálico a 147 °C (*b*) têmpera em água a 25C, (*c*) têmpera em nitrogênio líquido.

Todas as microestruturas analisadas da amostra Q3, diferentemente do observado nas amostras das liga Q1, Q2, e também nas amostras da liga Q4 (como será visto mais adiante) apresentam uma martensita na forma de placas, Figuras 4.52 e 4.53. A mudança na morfologia da martensita da forma de ripas, conforme observado para as demais ligas, para placas de martensita está relacionada com fatores tais como: diminuição da temperatura de transformação, aumento da concentração de carbono e de outros elementos substitucionais (principalmente Ni e Mn) e ainda função da resistência e capacidade de acomodação da matriz austenítica. Para a composição química da liga Q3, o teor de carbono equivalente calculado, é cerca de 0,77% [6] favorecendo assim a formação de martensita na forma de placas, para as temperaturas de têmpera aqui empregadas.

As microestruturas observadas por microscopia ótica e ainda por MEV para as amostras temperadas a 147 °C e 167°C, e para diferentes condições de temperatura e tempo de partição, não apresentaram diferença quanto à morfologia das fases presentes, estando a martensita sempre presente na forma de placas sobre uma matriz austenítica. A diferença básica, entre as diferentes amostras, consiste na fração de austenita e de martensita presentes.



Figura 4.52 Amostra da liga Q3. Micrografia da seção transversal da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C, seguido de têmpera a 147 °C e partição a 450 °C por 30 s.



Figura 4.53 Amostra Q&P3. Micrografia da seção transversal da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 167 ℃ e tratamento de partição a 450 ℃ por 100 segundos.

Apenas para confrontar os resultados obtidos para a fração de austenita utilizando a difração de raios-x, foram realizadas medições, em algumas amostras, utilizando a técnica de processamento digital de imagens. Esse procedimento se mostrou de fácil implementação uma vez que conforme mostrado nas micrografias, obtidas por microscopia ótica, as fases presentes

possuem morfologia e coloração bastante distintas entre si. A Figura 4.54 apresenta uma micrografia para uma amostra temperada a 147 °C e cujo tratamento de partição foi realizado a 450 °C por 30 segundos. A imagem segmentada está apresentada na Figura 4.54(b). As frações de austenita obtidas por difração de raios-x e utilizando processamento de imagens estão apresentadas na Tabela 4.1 e é possível observar que valores encontrados foram muito próximos.

Tabela 4.1. Resultados obtidos para a fração de austenita medida pela técnica de DR-X e utilizando processamento digital de imagens.

	Fração de austenita (%)		
Identificação	DR-X	Processamento Digital de Imagens	
Austenitização a 870 °C seguido de têmpera em água a 25ºC.	16,0	14,1 ± 2,1	
Austenitização a 870 ℃, têmpera a 167 ℃ e partição a 350 ℃ por 10s.	16,7	17,2 ± 3,0	
Austenitização a 870 ℃, têmpera a 167 ℃ e partição a 350 ℃ por 30s.	20,5	20,1 ± 2,7	
Austenitização a 870 ℃, têmpera a 167 ℃ e partição a 350 ℃ por 100s.	19,7	20,6 ± 2,2	



Figura 4.54 Amostra da liga Q3. Austenitização a 870 °C seguido de têmpera em água a 25°C. (a) Imagem obtida no microscópio ótico, (b) imagem segmentada.

As Figuras 4.55 a 4.57 ilustram a microestrutura da amostras Q3 austenitizada a 870 °C, temperada a 147 °C e submetida à partição a 450 °C por 100s analisada no microscópio eletrônico de varredura e de transmissão. É possível observar a presença de grandes áreas de martensita contendo maclas. A Figura 4.57(b) ilustra uma imagem em campo escuro destacando a presença de austenita (regiões claras) entre as placas de martensita. As amostras da liga

Q3 quando analisadas por microscopia de transmissão indicaram a quase ausência de carbetos presentes.





20µm

Figura 4.55 Amostra da liga Q3. Micrografia observada no microscópio eletrônico de varredura da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C, têmpera a 147 °C, partição a 450 °C por 100s.



Figura 4.56 Amostra da liga Q3. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 147 ℃ e finalmente tratamento de partição a 450 ℃ por 100s. Imagem em campo claro. Presença de martensita contendo maclas.



Figura 4.57 Amostra da liga Q3. Microestrutura observada ao microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 147 ℃ por 10 segundos e partição a 450 ℃ por 100s. (a) imagem em campo claro, presença de martensita apresentando maclas, (b) imagem em campo escuro, austenita na forma de filmes (regiões claras).

Nas Figuras 4.58 a 4.60 estão apresentados as microestruturas da amostra austenitizada a 870 °C, temperada a 167 °C e submetida à partição a 400 °C por 30s. Os aspectos microestruturais observados são muito semelhantes aos apresentados anteriormente.



Figura 4.58 Amostra da liga Q3. Micrografia da seção transversal da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 167 ℃ e partição a 400 ℃ por 30s.



Figura 4.59 Amostra da liga Q3. Micrografia observada no microscópio eletrônico de varredura da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C, têmpera a 167 °C, partição a 400 °C por 30s.



Figura 4.60 Amostra da liga Q3. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870°C, têmpera a 167°C e partição a 400°C por 30s. Presença de martensita apresentando maclas, imagem em campo claro.

As Figuras 4.61 e 4.62 apresentam uma imagem em campo claro obtida por microscopia de transmissão, de uma região da amostra temperada a 147 °C e que sofreu partição a 450 °C por 100s. Na Figura 4.61*a* está apresentada uma imagem em campo claro onde é possível observar a martensita e a mesma região quando observada em campo escuro *(b)*, destacando a austenita (fase clara). A Figura 4.62 evidencia a presença de martensita apresentando maclas.



Figura 4.61 Amostra da liga Q3. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 147 ℃ e tratamento de partição a 350 ℃ por 100s. (a) imagem em campo claro, destacando a presença de martensita (b) Imagem em campo escuro, destacando a presença de austenita retida na forma de filmes.



Figura 4.62 Amostra da liga Q3. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃, têmpera a 147 ℃ por 10 s e partição a 350 ℃ por 100s. Presença de martensita apresentando maclas, imagem em campo claro.

As micrografias observadas utilizando recursos de microscopia ótica e eletrônica, e ainda os resultados da difração de raios-X permitiram caracterizar a microestrutura como sendo composta por uma martensita na forma de placas sobre uma matriz de austenita. Conforme ilustrado nas imagens obtidas por microscopia ótica e de varredura, a austenita se apresenta em grandes dimensões. No entanto na microscopia de transmissão foi observado apenas filmes de austenita e não austenita com o aspecto grosseiro. Tal inconsistência, muito provavelmente, está relacionado com a transformação da austenita durante o processo de preparação mecânica das amostras analisadas por transmissão. Conforme será visto mais adiante a austenita quando presente nessa morfologia apresenta baixa estabilidade, podendo então se transformar durante a aplicação de esforços mecânicos (Item 5.3)

Um outro ponto que foi observado, em todas as amostras analisadas por microscopia de transmissão, foi à ausência de áreas ferríticas na microestrutura e a quase ausência de carbetos. Tal fato parece indicar que a martensita não foi completamente descarbonetada durante o tratamento de partição.

Microestruturas relativas à liga Q4

As Figuras 4.63 a 4.65 apresentam as microestruturas, obtidas por microscopia ótica, da amostra da liga Q4 na condição como recebida e após

tratamento de têmpera em diferentes condições, sendo elas: têmpera a 147 °C, em água a 25 °C e nitrogênio líquido. A microestrutura da amostra como recebida é constituída essencialmente por uma mistura de martensita e bainita, Figura 4.63. A austenitização a 890 °C seguido de têmpera a 147 °C, gerou uma microestrutura composta de martensita e segundo os resultados da difração de raios-X com cerca de 7,4% de austenita retida (Figura 4.64) A amostra temperada em água apresenta martensita na forma de ripas, e de acordo com os resultados obtidos na DR-X a fração de austenita presente é de 5,1%, Figura 4.65*a*. A Figura 4.65*b* apresenta uma martensita muita fina oriunda do tratamento térmico de têmpera em nitrogênio líquido. Para essa condição de resfriamento não foi detectada a presença de austenita retida.

A fração de austenita de austenita obtida para a amostra temperada a 147 ℃ e em seguida resfriada ao ar está próxima da fração encontrada para as amostras que para essa mesma temperatura de têmpera sofreram partição a 350 °C por 10s. Essa observação vem então confirmar que temperaturas baixas e tempos curtos não são suficientes para enriquecer a austenita de forma homogênea e dessa forma torná-la estável à temperatura ambiente.



Figura 4.63 Microestrutura da amostra da liga Q4 na condição como recebida. A amostra apresenta basicamente martensita na forma de ripas.



Figura 4.64 Microestrutura da amostra da liga Q4 na condição de têmpera a 147ºC. Presença de martensita na forma de ripas.



Continua na próxima página



Figura 4.65 Microestrutura da amostra da liga Q4 após têmpera em água 25ºC (a). A amostra apresenta basicamente martensita na forma de ripas. A DR-X indicou a presença de 5,9% de austenita retida. (b) na condição de têmpera em nitrogênio líquido. A martensita se apresenta na forma de ripas bem finas, não foi detectada austenita na DR-X

Nas Figuras 4.66 e 4.67 estão apresentadas as microestruturas das amostras austenitizadas a 890ºC, seguido de têmpera na temperatura de 147ºC por 10s e finalmente submetida à partição a 400ºC por 10s. Foi observado, para todas as amostras tratadas termicamente e analisadas por microscopia ótica nas duas temperaturas de têmpera empregadas (147ºC e 167°C) e ainda para as diferentes temperaturas e tempos de partição uma microestrutura bastante similar, diferindo apenas na quantidade de austenita presente.

De modo a complementar as análises feitas por microscopia ótica, eletrônica de varredura, foram investigadas na transmissão duas amostras em diferentes condições de tratamento térmico. A Figura 4.68 ilustra algumas micrografias obtidas para a amostra têmpera a 147°C, partição a 400°C por 10s. Na Figura 4.68*a* está ilustrada uma imagem em campo claro onde é possível observar a presença de ferrita em grandes quantidades A imagem em campo escuro, Figura 4.68*b*, mostra a presença de austenita na forma de filmes. A análise também indicou a presença de martensita maclada conforme mostrado na Figura 4.69 martensita com maclas está geralmente associada com uma martensita de alto carbono, sugerindo assim que a austenita não foi completamente estabilizada levando a formação de martensita durante o processo de resfriamento final.

Os resultados obtidos na difração de raios-X mostraram que para a amostra temperada a 147ºC e que sofreu partição a 400ºC, frações de austenita retida de 14.1, 15.9, 16.0 e 20.1 após a partição a 10, 30, 100 e 1000s, respectivamente.

Esses resultados ajudaram a interpretar os microconstituintes presentes, e para essa condição de tratamento podemos dizer que a microestrutura é composta, essencialmente, por martensita, ferrita e austenita A austenita, conforme será mostrado na análise realizada por microscopia de transmissão, não é visível ao microscópio ótico, uma vez que se apresenta na forma de filmes finos.



Figura 4.66 Microestrutura da amostra da liga Q4 amostra austenitizada a 890C por 180s, seguido de têmpera na temperatura de 147ºC por 10s e finalmente submetida à partição a 400ºC por 10s.



Figura 4.67 Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura para a amostra austenitizada 890°C por 180s, temperada a 147°C por 10s e submetida à partição a 400°C por 10s.



Figura 4.68 Amostra da liga Q4. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C por 300 s, têmpera a 147 °C por 10 s e tratamento de partição a 400 °C por 10 s. (a) imagem em campo claro indicando a presença de ferrita e (b) imagem em campo escuro destacando a austenita. (c) Figura de difração da austenita. A direção do feixe de elétrons foi (200)_γ.



Figura 4.69 Amostra da liga Q4. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 ℃ por 300 s, têmpera a 147 ℃ e tratamento de partição a 400 ℃ por 10 s. Presença de martensita apresentando maclas.

As Figuras 4.70 a 4.72 ilustram as microestruturas obtidas para a amostra submetida à têmpera por 167 °C, e em seguida a partição a 400 °C por 30s. A análise mostrou que a microestrutura é composta por martensita, algumas regiões de ferrita e austenita retida na forma de filmes. A imagem em campo claro, Figura 4.72*a* ilustra uma região em campo claro indicando a presença de ferrita. Na região localizada a direita da Figura, conforme indicado pela seta, é possível observar martensita apresentando maclas. A Figura 4.72*b* ilustra a mesma região em campo escuro, destacando a presença da austenita. Na análise dessa amostra também foi observado à presença de carbetos de transição.



Figura 4.70 Microestrutura da amostra da liga Q4 amostra austenitizada a 890C por 180s, seguido de têmpera na temperatura de 167ºC por 10s e finalmente submetida à partição a 400ºC por 30s.



Figura 4.71 Microestrutura da amostra da liga Q4 amostra austenitizada a 890 ℃, seguido de têmpera na temperatura de 167 °C por 10s e finalmente submetida à partição a 400 °C por 30s.



Figura 4.72 Amostra da liga Q4. Micrografia observada no microscópio eletrônico de transmissão da amostra tratada termicamente, nas seguintes condições: Austenitização a 870 °C por 300 s, têmpera a 167 °C por 10 s e tratamento de partição a 400 °C por 30 s. (a) imagem em campo claro indicando a presença de ferrita e (b) imagem em campo escuro destacando a austenita.

Microestruturas obtidas após tratamento intercrítico

Nas Figuras 4.73 e 4.74 estão apresentadas as microestruturas das amostras tratadas intercriticamente e analisadas por microscopia ótica e de varredura. O tratamento intercrítico consistiu em aquecimento a 735°C, têmpera a 147 °C e partição a 400°C por 10, 30, 100 e 1000s. Essa temperatura de austenitização foi escolhida para fornecer 30% de ferrita intercrítica. A Figura 4.73 apresenta uma região da amostra submetida à partição por 10s, que acordo

com o resultado da difração de raios-x a fração de austenita presente nessa amostra é de 19,1%. A microestrutura, quando observada no microscopio ótico, indicou a presença de regiões mais claras, provavelmente ferrita, e regiões escuras, onde deve predominar a martensita.



Figura 4.73 Microestrutura da amostra da liga Q4 amostra austenitizada intercriticamente a 735C por 300s, seguido de têmpera na temperatura de 147ºC por 10s e finalmente submetida à partição a 400ºC por 10s.



Figura 4.74 Microestrutura da amostra da liga Q4 amostra austenitizada intercriticamente a 735 °C por 300s, seguido de têmpera na temperatura de 147°C por 10s e finalmente submetida à partição a 400°C por 10s.

4.5 ENSAIOS MECÂNICOS E ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Nessa seção serão apresentados os resultados obtidos no ensaio de tração. Foram avaliados, para algumas das condições estudadas, os valores de tensão de escoamento (σ_e), tensão de ruptura (σ_r) e percentual de alongamento na fratura (%A).

<u>Liga Q1</u>

As Figuras 4.75 e 4.76 apresentam os valores obtidos para a tensão de escoamento, de ruptura e ainda alongamento em função do tempo de partição para corpos de prova austenitizados a 890 °C, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450 °C por 10, 30, 100s. Para todos os corpos de prova ensaiados os valores de alongamento uniforme foram coincidentes com o alongamento na fratura (%A). Na Tabela 4.2 estão listados os resultados obtidos no ensaio de tração e ainda a fração de austenita.

Tabela 4.2 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para os corpos de prova da liga Q1 austenitizadas a 890 °C e temperados a 167 °C e submetidos a diferentes condições de partição.

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura(MPa)	Alongamento na Fratura (%)	Austenita Retida (%)
890/167/350/10	870	1642	4,8	9,9
890/167/350/30	832	1607	6,7	13,1
890/167/350/100	812	1517	6,2	14,0
890/167/400/10	990	1790	15,1	18,1
890/167/400/30	894	1708	7,9	21,1
890/167/400/100	885	1611	11,0	23,5
890/167/450/10	896	1658	4,4	18,3
890/167/450/30	744	1647	11,5	14,9
890/167/450/100	810	1521	9,1	20,4

^{*}Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.



Figura 4.75 Valores de tensão de escoamento e ruptura em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450 °C por 10, 30 e 100s.



Figura 4.76 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100s.

Na Figura 4.77 está ilustrada a curva tensão x deformação para a amostra temperada a 167 °C e que sofreu partição a 400 °C por 10s.



Figura 4.77 Curva tensão-deformação para a liga Q1 na condição de austenitização a 890C, têmpera a 167ºC seguido de partição a 400ºC por 10s.

As Figuras 4.78 e 4.79 apresentam os valores obtidos para a tensão de escoamento, de ruptura e ainda alongamento em função do tempo de partição para corpos de prova austenitizados a 890 ℃, temperados a 187 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450 °C por 10, 30, 100s. Na Tabela 4.3 estão listados os resultados obtidos no ensaio de tração e ainda a fração de austenita.

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para o	s
corpos de prova da liga Q1 austenitizadas a 890 °C e temperados a 187ºC	е
submetidos a diferentes condições de partição.	

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura (MPa)	Alongamento na Fratura (%)	% de austenita retida
890/187/350/10	896	1701	5,2	9,20
890/187/350/30	822	1410	4,7	10,2
890/187/350/100	807	1380	7,3	14,1
890/187/400/10	921	1821	8,8	13,9
890/187/400/30	715	1690	4,2	13,9
890/187/400/100	690	1511	8,1	16,9
890/187/450/10	992	1684	8,3	19,5
890/187/450/30	903	1677	9,8	19,9
890/187/450/100	777	1430	7,2	16,6

*Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.



Figura 4.78 Valores de tensão de escoamento e de ruptura em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890ºC, temperados a 187 ℃ e que sofreram partição a 350, 400 e 450ºC por 10, 30, 100s.



Figura 4.79 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 187 ℃ e que sofreram partição a 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100s.

A Figura 4.80 mostra uma curva tensão x deformação para um corpo de prova austenitizado a 890°C, temperado a 187°C, que sofreu partição a 450°C por 30s.



Figura 4.80 Curva tensão-deformação para a liga Q1 na condição de austenitização a 890 ℃, têmpera a 187ºC seguido de partição a 450ºC por 30s.

Tabela 4.4 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para os corpos de prova da liga Q1 austenitizadas a 890 °C e temperados a 207 °C e submetidos a diferentes condições de partição.

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Ruptura (MPa)	Alongamento na fratura (%)	% de austenita retida
890/207/350/10	940	1925	6,1	12,1
890/207/350/30	917	1710	8,7	11,3
890/207/350/100	810	1380	4,9	12,8
890/207/400/10	840	1903	7,0	15,3
890/207/400/30	864	1805	6,5	15,1
890/207/400/100	822	1450	4,7	14,8
890/207/450/10	820	1703	4,8	18,2
890/207/450/30	810	1585	7,0	18,1
890/207/450/100	820	1410	4,6	16,2

*Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.

As Figuras 4.81 e 4.82 apresentam os valores obtidos para a tensão de escoamento, de ruptura e ainda alongamento em função do tempo de partição para corpos de prova austenitizados a 890 °C, temperados a 207 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450 °C por 10, 30, 100s. Na Tabela 4.4 estão listados os resultados obtidos no ensaio de tração e ainda a fração de austenita



Figura 4.81 Valores de tensão de escoamento e de ruptura em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 207 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450°C por 10, 30,100s.



Figura 4.82 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450°C por 10, 30,100s.

Análise da Superfície de Fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração uniaxial indicaram uma predominância de micromecanismos mistos de fratura ao longo de toda a seção analisada. Foi observada a presença de microcavidades rasas, e de pequenas dimensões (Figuras 4.83*a* e 4.84*a*) e algumas regiões apresentando facetas com indícios de fragilidade (Figuras 4.83*b* e 4.84*b*). A presença de diferentes micromecanimos de fratura nesse material é esperada uma vez que coexistem na microestrutura fases com diferentes características de resistência e ductilidade.

Essas observações estão de acordo com o relato da literatura [55,56] que indica que aços martensíticos com elevados teores de carbono, que não tenham sofrido tratamento de revenido, apresentam micromecanimos de fratura de baixa energia. Dessa forma, a facetas de fratura de baixa energia observadas devem estar associadas com a presença de uma fração de martensita rica em carbono que deve ter se formado durante o resfriamento final após o tratamento de partição. Essa martensita não foi submetida a nenhuma das etapas envolvidas num tratamento de revenido, apresentando assim baixa ductilidade.



Figura 4.83 Superfície de fratura do corpo de prova da liga Q1 austenitizado a 890ºC, temperados a 187ºC e que sofreram partição a 450ºC por 30. (a) Presença de microcavidades (b) Micromecanismo de fratura de baixa energia.



Figura 4.84 Superfície de fratura do corpo de prova da liga Q1 austenitizado a 890°C, temperados a 167 ℃ e que sofreram partição a 400°C por 30. (a) Presença de microcavidades de pequenas dimensões (b) micromecanimo apresentando facetas frágeis.

<u>Liga Q3</u>

Nas Figuras 4.85 a 4.88, e ainda nas Tabelas 4.5 e 4.6, a seguir estão apresentado os resultados de tensão de escoamento, tensão de ruptura e ainda alongamento para as amostras da liga Q3 que sofreram têmpera a 147 e 167ºC e partição a 350, 400 e 450ºC. Para todos os corpos de prova ensaiados os valores de alongamento uniforme foram coincidentes com o alongamento na fratura (%A).

Tabela 4.5 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para os
corpos de prova da liga Q3 austenitizadas a 890 °C e temperados a 147ºC e
submetidos a diferentes condições de partição.

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura (MPa)	Alongamento na Fratura (%)	% austenita
890/147/400/10	601	864	3,7	27,1
890/147/400/30	670	852	3,3	30,0
890/147/400/100	695	905	3,3	24,2
890/147/450/10	711	780	2,1	23,7
890/147/450/30	696	813	2,4	29,9
890/147/450/100	630	687	2,7	34,1

*Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.







Figura 4.86 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 147 ℃ e que sofreram partição a 400 e 450°C por 10, 30,100s.

Tabela 4.6 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para os corpos de prova da liga Q3 austenitizadas a 890 °C e temperados a 167 °C e submetidos a diferentes condições de partição.

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura (MPa)	Alongamento na Fratura (%)	% austenita
890/167/350/10	670	701	1,9	16,7
890/167/350/30	606	632	1,7	20,5
890/167/350/100	522	590	1,6	19,7
890/167/400/10	708	735	2,0	21,7
890/167/400/30	711	753	2,1	23,4
890/167/400/100	591	620	1,9	20,6
890/167/450/10	801	831	2,8	22,1
890/167/450/30	653	676	2,8	22,0
890/167/450/100	601	635	1,4	19,2

*Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.



Continua na próxima página



Figura 4.87 Valores de tensão de escoamento e de ruptura em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890ºC, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450ºC por 10, 30, 100s.



Figura 4.88 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 167 ℃ e que sofreram partição a 350, 400 e 450°C por 10, 30, 100s.

Análise da Superfície de Fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova da liga Q3 rompidos em tração, e que foram analisados por microscopia de varredura, apresentaram na sua grande maioria mecanismos de fratura de baixa energia com regiões apresentando fratura intergranular. As Figuras 4.89 e 4.90 ilustram alguns dos micromecanimos de fratura observados em diferentes amostras.


Figura 4.89 Superfície de fratura do corpo de prova da liga Q3 austenitizado a 890°C, temperados a 147 °C e que sofreram partição a 400°C por 30. (a) presença de facetas de fratura de baixa energia, (b) regiões apresentando fratura intergranular.



Figura 4.90 Superfície de fratura do corpo de prova da liga Q3 austenitizado a 890°C, temperados a 147 ℃ e que sofreram partição a 450°C por 10. (a) presença de facetas de fratura de baixa energia, (b) regiões apresentando fratura intergranular.

LIGA Q4

As Figuras 4.91 e 4.92, e ainda nas Tabelas 4.7 e 4.8, apresentam os valores obtidos para o limite de escoamento, tensão de ruptura e ainda alongamento em função do tempo de partição para corpos de prova da liga Q4 austenitizados a 890 °C, temperados a 147 °C e que sofreram partição a 400 °C por 10, 30, 100 e 1000s. Para todos os corpos de prova ensaiados os valores de alongamento uniforme foram coincidentes com o alongamento na fratura (%A).



Figura 4.91 Valores de limite de escoamento e de ruptura em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 147 °C e que sofreram partição a 400 por 10, 30, 100 e 1000s.



Figura 4.92 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890ºC, temperados a 147 °C e que sofreram partição a 400ºC por 10, 30, 100 e 1000s.

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para os corpos de prova da liga Q4 austenitizadas a 890 °C e temperados a 147 °C e submetidos a diferentes condições de partição.

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura (MPa)	Alongamento na Fratura (%)	% de austenita
890/147/400/10	1001	1789	5,0	14,1
890/147/400/30	881	1660	4,3	15,9
890/147/400/100	840	1721	6,1	16,0
890/147/400/1000	790	1702	6,0	20,1

*Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.

As Figuras 4.93 e 4.94 a apresentam os valores obtidos para o limite de escoamento, de ruptura e alongamento na fratura para as amostras temperadas a 167 °C. O comportamento geral observado foi bastante similar aos obtidos para as amostras dessa liga temperadas a 147°C e ainda para as amostras da liga Q1 na suas diversas condições.



Continua na próxima página



Figura 4.93 Valores de limite de escoamento e de ruptura em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 350, 400 e 450 °C por 10, 30, 100 e 1000s.



Figura 4.94 Valores de alongamento em função do tempo de partição para os corpos de prova austenitizados a 890°C, temperados a 167 ℃ e que sofreram partição a 350, 400, 450°C por 10, 30,100 e 1000s.

A Figura 4.95 mostra uma curva tensão x deformação para um corpo de prova austenitizado a 890 ℃, temperado a 147 ℃, que sofreu partição a 400 ℃ por 10s.



Figura 4.95 Curva tensão-deformação para a liga Q4 na condição de austenitização a 890 °C, têmpera a 147°C seguido de partição a 400°C por 10s.

Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de tração, e da fração de austenita, para os corpos de prova da liga Q4 austenitizadas a 890 °C e temperados a 167 °C e submetidos a diferentes condições de partição.

Identificação (Taus/QT/PT/tempo)*	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Ruptura (MPa)	Alongamento na Fratura (%)	% de austenita
890/167/350/10	840	1590	5,6	9,1
890/167/350/30	905	1705	6,3	13,0
890/167/350/100	821	1651	6,3	14,4
890/167/350/1000	816	1605	6,4	19,3
890/167/400/10	828	1608	6,3	11,6
890/167/400/30	873	1578	5,3	12,7
890/167/400/100	804	1539	5,8	16,1
890/167/400/1000	798	1464	7,2	16,0
890/167/450/10	898	1617	6,5	14,2
890/167/450/30	860	1602	7	18,6
890/167/450/100	830	1610	7,1	16,3
890/167/450/1000	730	1356	6,9	19,7

*Taus=Temp. de austenitização/ QT=Temp. de têmpera/ PT=Temp. de partição/ tempo=tempo de partição.

Análise da Superfície de Fratura

As superfícies de fratura dos corpos de prova rompidos em tração uniaxial indicaram uma predominância de micromecanismos mistos de fratura ao longo de toda a seção analisada. Foram observadas a presença de microcavidades de diferentes dimensões (Figuras 4.96*a* e 4.97*a*) e algumas regiões apresentando facetas mais frágeis de fratura (Figuras 4.96*b* e 4.97*b*). A presença de diferentes micromecanimos de fratura nesse material é esperado uma vez que coexistem na microestrutura fases com diferentes características de resistência e ductilidade.





Figura 4.96 Superfície de fratura do corpo de prova austenitizado a 890°C, temperados a 147 ℃ e que sofreram partição a 400 ℃ por 100s. (a) Presença de microcavidades de diferentes dimensões, (b) região apresentando um aspecto frágil da superfície de fratura.



Figura 4.97 Superfície de fratura do corpo de prova austenitizado a 890°C, temperados a 167 °C e que sofreram partição a 450 °C por 10s. (a) Presença de microcavidades de diferentes dimensões, (b) região apresentando um aspecto frágil da superfície de fratura.