

4 Análise e Discussão dos Resultados

4.1 Nanoindentação

4.1.1 Influência da Carga

Para analisar a influência da carga nos resultados de dureza e módulo de elasticidade, uma amostra da liga Q4 (alto níquel e baixo carbono) foi ensaiada com três diferentes cargas: 10.000 μ N, 5.000 μ N e 2.000 μ N. Os resultados mostram que os valores de dureza e módulo de elasticidade aumentam com a diminuição da carga, como apresentado na Tabela 4.1. Neste ensaio as indentações foram feitas nas regiões mais claras das imagens, como mostrado na Figura 4-1, para uma indentação com carga de 10.000 μ N.

Tabela 4.1: Relação entre carga aplicada, dureza e módulo de elasticidade em uma amostra Q4.

Carga (μ N)	Dureza (GPa)	Módulo de Elasticidade Reduzido (GPa)
10.000	6,81	151,80
5.000	7,00	176,20
5.000	7,90	185,50
2.000	9,02	221,20
2.000	9,20	208,80
2.000	8,43	194,90

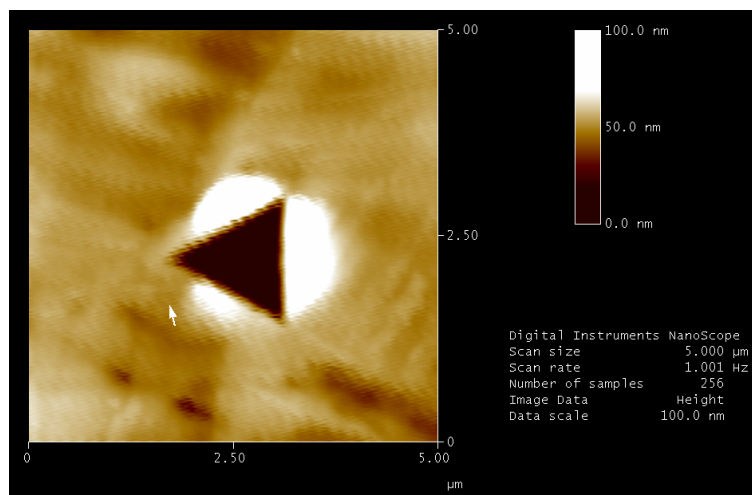


Figura 4-1. Indentação em uma amostra Q4 utilizando uma carga de 10.000μN.

A diminuição da dureza com o aumento da carga também foi observada por Q. Furnémont em aços TRIP, por M. Delincé em aços Dual Phase e por diversos outros pesquisadores em diferentes materiais. O efeito do tamanho da indentação é a causa mais provável desta diferença e pode ser provocado por diversos fatores tais como, erro nas funções de área das indentações e pelas discordâncias geometricamente necessárias [37, 38].

Q. Furnémont, trabalhando com aços TRIP de alto e baixo silício, mostrou que houve uma queda nos valores de dureza da bainita com o aumento da carga, como apresentado no gráfico da Figura 4-2.

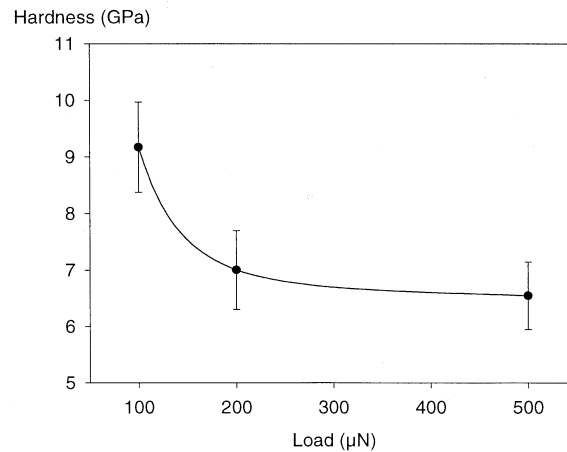


Figura 4-2. Gráfico dureza vs carga mostrando os resultados de dureza da bainita em um aço TRIP para diferentes cargas.

M. Delincé, trabalhando com tamanhos de grão variando entre 0,7 a 4μm em um aço Dual Phase, observou que há um valor mínimo que a dureza atinge quando há um aumento no carregamento e que a partir de uma determinada carga os valores de dureza voltam a aumentar. O fenômeno foi explicado como sendo causado pela interação entre a zona plástica e o contorno de grão ou partículas de segunda fase. A diminuição inicial da dureza com o aumento da profundidade da indentação foi atribuída aos efeitos de plasticidade devido ao gradiente geométrico de deformação [39].

4.1.2 Influência da preparação da amostra

Para analisar a influência da preparação das amostras nos resultados de dureza e módulo de elasticidade, uma amostra da liga Q3 (alto níquel e alto carbono) foi preparada utilizando três diferentes preparações metalográficas: nital 2%, pasta de diamante até 1μm e OPS (Oxide Polishing Solution, fabricado pela Struers). A Figura 4-3 apresenta os resultados obtidos: as linhas verdes representam as amostras preparadas com nital 2%, as linhas vermelhas as amostras preparadas com pasta de diamante de 1μm e as linhas azuis representam as amostras preparadas com OPS. Os resultados mostram que a amostra preparada com nital 2% apresentou dureza e módulo de elasticidade menores que as amostras

preparadas com pasta de diamante e OPS. As amostras preparadas com pasta de diamante e OPS apresentaram dureza e módulo de elasticidade similares, apesar de a amostra preparada com OPS apresentar uma dispersão maior nos resultados. As indentações foram feitas tanto nas áreas de martensita quanto em áreas de austenita retida, como mostrado na Figura 4-4.

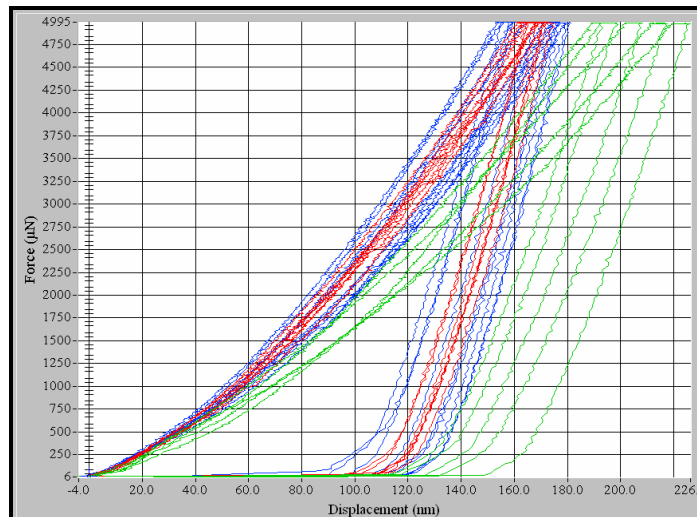


Figura 4-3. Resultados das amostras preparadas com pasta de diamante até 1µm (linhas vermelhas), OPS (linhas azuis) e nital 2% (linhas verdes). As amostras preparadas com nital 2% apresentam módulo de elasticidade e dureza maiores que as amostras preparadas com pasta de diamante e OPS.

Furnémont [40], trabalhando com aços TRIP, também analisou a influência da preparação das amostras na dureza das fases presentes nos aços estudados e constatou que os aços polidos mecanicamente e atacados com nital 2% apresentaram durezas maiores que os aços polidos eletroliticamente ou atacados termicamente. Ele considerou que o ataque de nital 2% não foi capaz de remover o encruamento causado pelo polimento mecânico, enquanto que o ataque eletrolítico conseguiu removê-lo. No presente trabalho, as amostras atacadas com nital 2% apresentaram dureza e módulo de elasticidade menores que as amostras polidas com pasta de diamante até 1µm e OPS, o que provavelmente foi causado pela diminuição do encruamento causado pelo desbaste.

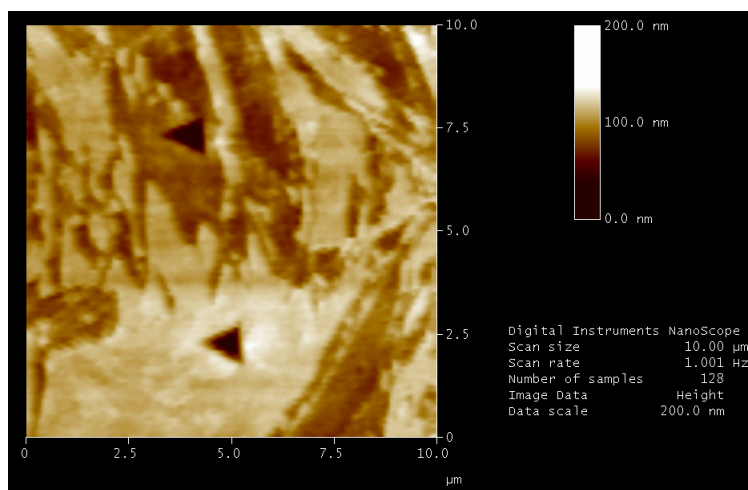


Figura 4-4. Localização das indentações em uma amostra da liga Q3.

4.1.3 Dureza e módulo de elasticidade da martensita e austenita retida de uma amostra da liga Q3.

O ensaio de nanoindentação foi realizado utilizando uma carga de 5000 μ N em uma amostra de liga Q3 para caracterizar a dureza e o módulo de elasticidade da martensita e da austenita retida. Os resultados apresentados na Tabela 4.2 e na Figura 4-5 mostram que a martensita e a austenita apresentaram valores dispersos para os módulos de elasticidade e dureza, sem predomínio consistente de uma das fases.

Tabela 4.2. Tabela relacionando a dureza e módulo de elasticidade da martensita e da austenita em uma amostra da liga Q3.

Fase	Dureza (GPa)	Módulo de Elasticidade Reduzido(GPa)
Martensita	7,06	97,0
Austenita	5,98	91,2
Martensita	7,6	110,0
Austenita	6,61	89,4
Austenita	8,08	107,6

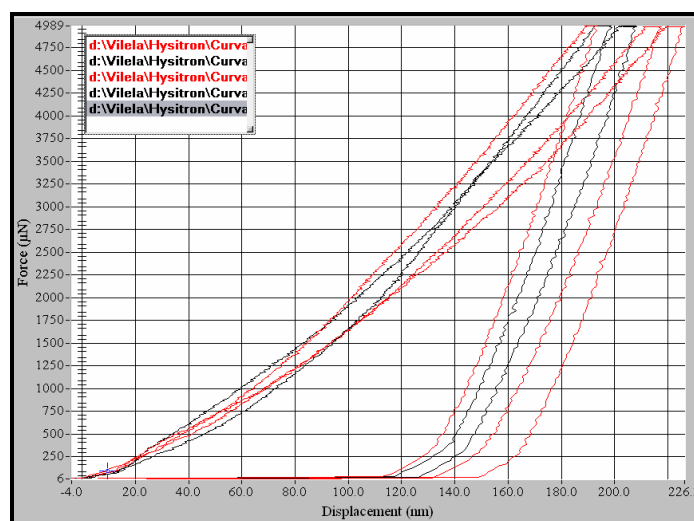


Figura 4-5. Gráfico força-deslocamento para a martensita (linha preta) e para a austenita retida (linha vermelha).

Os valores de dureza obtidos para a martensita foram maiores que os encontrados por M. Delincé utilizando uma carga de 4000 μN , o qual encontrou valores entre 4.87 e 5.38 GPa [39].

Furnémont [40] obteve valores de 4.8GPa para a ferrita, 10GPa para austenita, 7GPa para a bainita e 16,7GPa para a martensita em um aço TRIP utilizando cargas de 200 μN e 500 μN . Furnémont explica este alto valor de dureza da austenita como sendo causado pelo alto teor de carbono encontrado na austenita ou por um maior encruamento desta fase.

Os valores de dureza da austenita e da martensita obtidos nesta dissertação foram muito próximos e a austenita até apresentou alguns valores superiores aos da martensita. Esta similaridade entre os valores foi provavelmente causada pelo fato de a austenita estar enriquecida de carbono devido à partição do carbono entre a martensita e a austenita.

4.2 Tratamento Intercrítico

As amostras Q2 e Q4 foram produzidas com um teor de carbono menor que as amostras Q1 e Q3 visando um tratamento intercrítico para obter uma austenita intercrítica com teores de carbono similares às austenitas das ligas Q1 e Q3. Utilizando o programa Thermo-Calc foi simulado o diagrama de fases das ligas Q2 e Q4 a fim de determinar a região intercrítica.

O diagrama de fases da liga Q2 mostra que a janela de operação para o tratamento intercrítico situa-se entre 990K e 1075K como indicado na Figura 4-6. A temperatura de tratamento intercrítico escolhida foi de 1040K (767°C) para a produção de uma austenita intercrítica com 0,4% de carbono, como planejado na produção da liga.

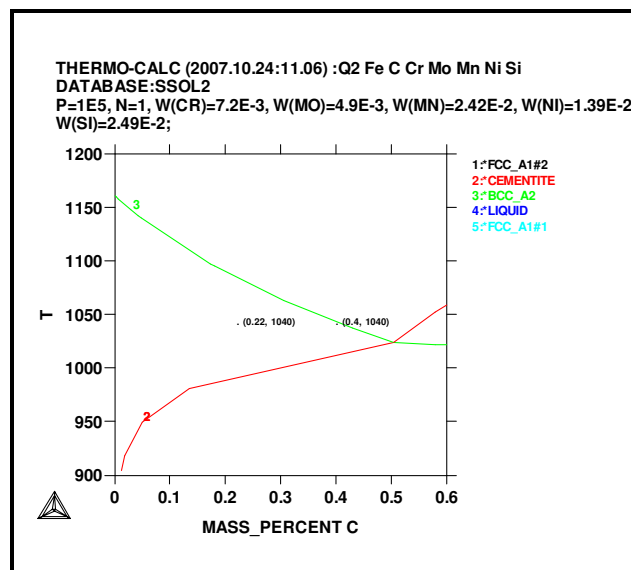


Figura 4-6. Diagrama de fases da liga Q2.

O diagrama de fases da liga Q4 (Figura 4-7) mostra que há somente uma pequena faixa de temperatura para o tratamento intercrítico a ser feito e, por isso, optou-se por não fazer o tratamento intercrítico nesta liga.

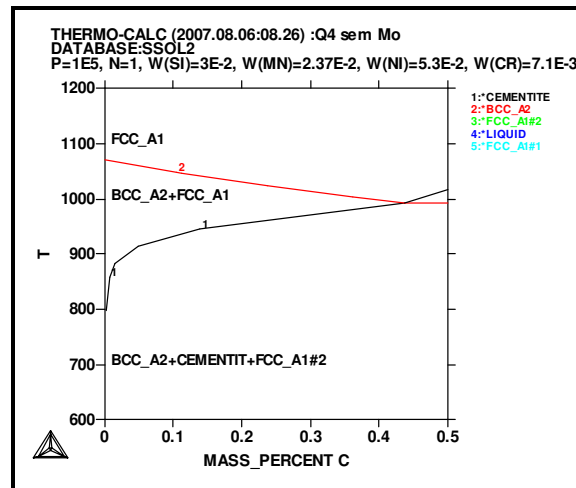


Figura 4-7. Diagrama de fases da liga Q4. Como a liga Q4 tem um teor de carbono de 0,28% observa-se uma pequena janela para ser feito o tratamento intercrítico.

4.2.1 Influência dos elementos de liga na movimentação da interface ferrita/austenita na liga Q2

Para estimar o tempo do tratamento intercrítico necessário para transformar parcialmente a austenita em ferrita e para observar a influência dos elementos de liga na cinética do tratamento, a movimentação da interface ferrita/austenita foi simulada utilizando o software DICTRA considerando um grão de austenita inicial de 10 μ m (estimado entre 10 e 20 μ m a partir de observação metalográfica) e à temperatura de 767°C.

Os resultados mostram que para uma liga contendo somente ferro e carbono, Figura 4-8, a cinética da transformação requer um tempo de 75 segundos no tratamento intercrítico, para que a transformação se complete nesta temperatura.

A adição de Ni ou de Cr diminui a movimentação da interface ferrita/austenita como pode ser visto nas Figura 4-9 e Figura 4-10. A adição de Mn também diminui a movimentação da interface, entretanto, na liga Fe-C-Mn a temperatura de 767°C está fora do campo intercrítico. Não foi possível realizar a

simulação com Mo. O silício é o único elemento da liga que aumenta o deslocamento da interface, como apresentado na Figura 4-11.

A combinação dos elementos torna a movimentação da interface extremamente lenta fazendo com que um tempo de 10^6 segundos seja necessário para que a interface se desloque cerca de $1\mu\text{m}$, como apresentado na Figura 4-12. Na simulação da movimentação da interface ferrita/austenita da liga Q2 não foi possível utilizar Mo e o teor de Mn foi diminuído de 2,42 para 1,42%.

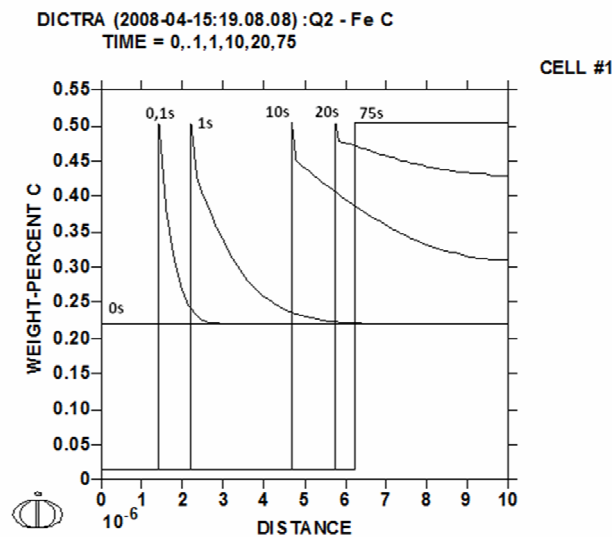


Figura 4-8. Gráfico mostrando o deslocamento da interface ferrita/austenita para tempos de 0; 0,1; 1; 10; 20 e 75 segundos na liga Fe-C.

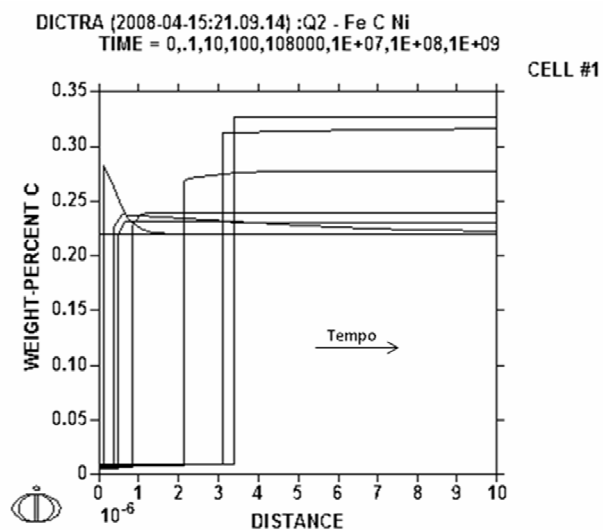


Figura 4-9. Gráfico mostrando o deslocamento da interface ferrita/austenita para tempos de 0; 0,1; 10; 100; 108000; 1×10^7 ; 1×10^8 e 1×10^9 segundos na liga Fe-C-Ni.

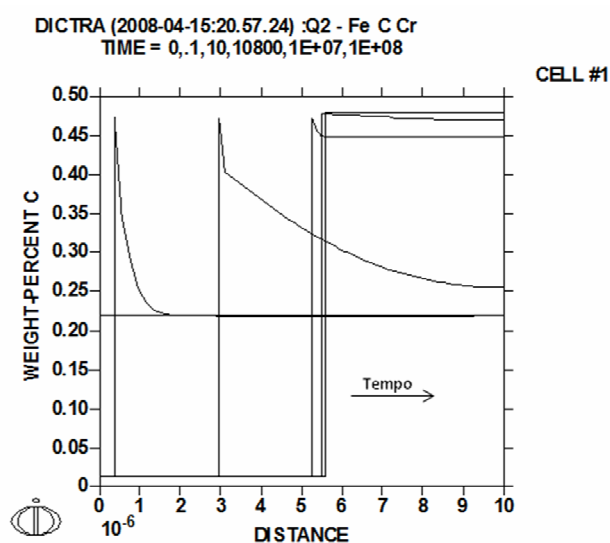


Figura 4-10. Gráfico mostrando o deslocamento da interface ferrita/austenita para tempos de 0; 0,1; 10; 10800; 1×10^7 e 1×10^8 segundos na liga Fe-C-Cr.

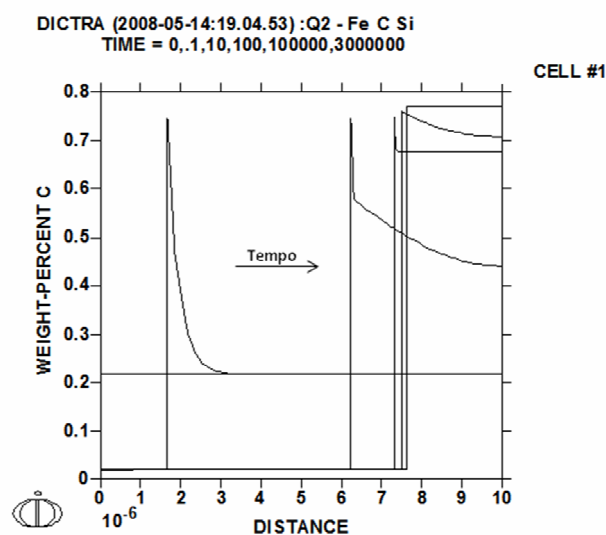


Figura 4-11. Gráfico mostrando o deslocamento da interface ferrita/austenita para tempos de 0; 0,1; 10; 100; 1×10^5 e 3×10^6 segundos na liga Fe-C-Si.

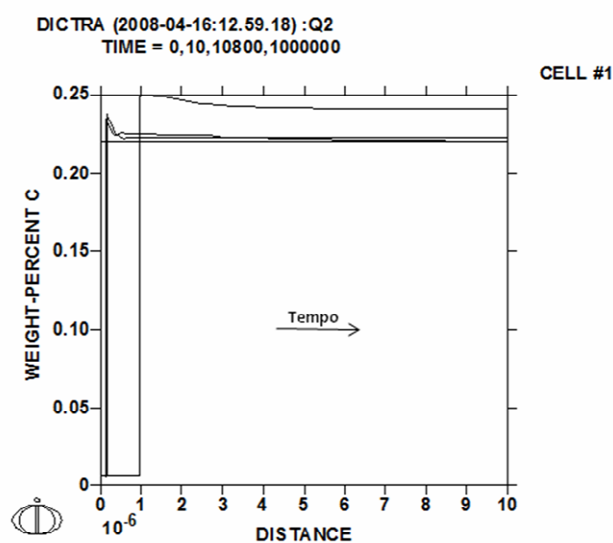


Figura 4-12. Gráfico mostrando o deslocamento da interface ferrita/austenita para tempos de 0; 10; 10800 e 1×10^6 para a liga Q2.

4.2.2 Resultados dos tratamentos intercríticos realizados na liga Q2

No primeiro tratamento intercrítico utilizado, uma amostra Q2, como recebida, foi aquecida a 767°C por três horas e temperada em água. A microestrutura resultante deste tratamento pode ser vista na Figura 4-13 e na Figura 4-14. As figuras mostram uma estrutura martensítica e a presença de uma fase finamente dispersa, como resultante de uma precipitação. A presença de ferrita equiaxial delineando o contorno de grão austenítico original não pode ser inequivocamente associada a qualquer elemento da microestrutura. Levando em conta a escala ultra-fina da microestrutura destes aços, é possível que esta fase se forme com uma outra morfologia.

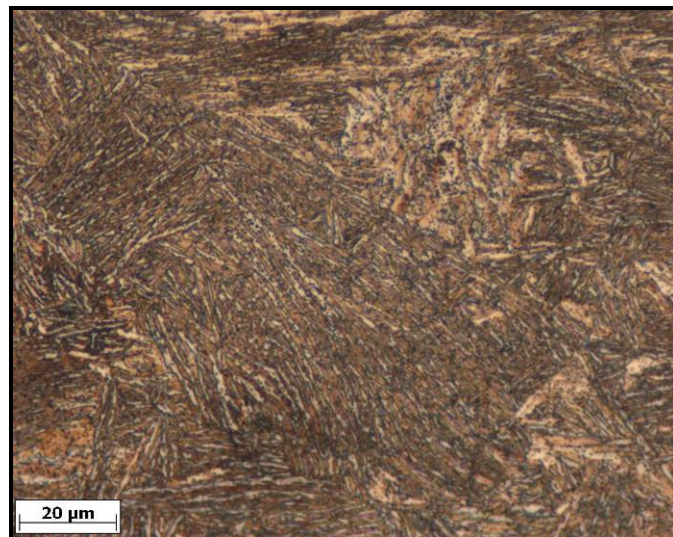


Figura 4-13. Liga Q2 aquecida a 767°C por 3 horas. Microestrutura com aspecto martensítico, sem evidência da presença de ferrita equiaxial delineando os contornos de grão austeníticos originais. Nital 2%.

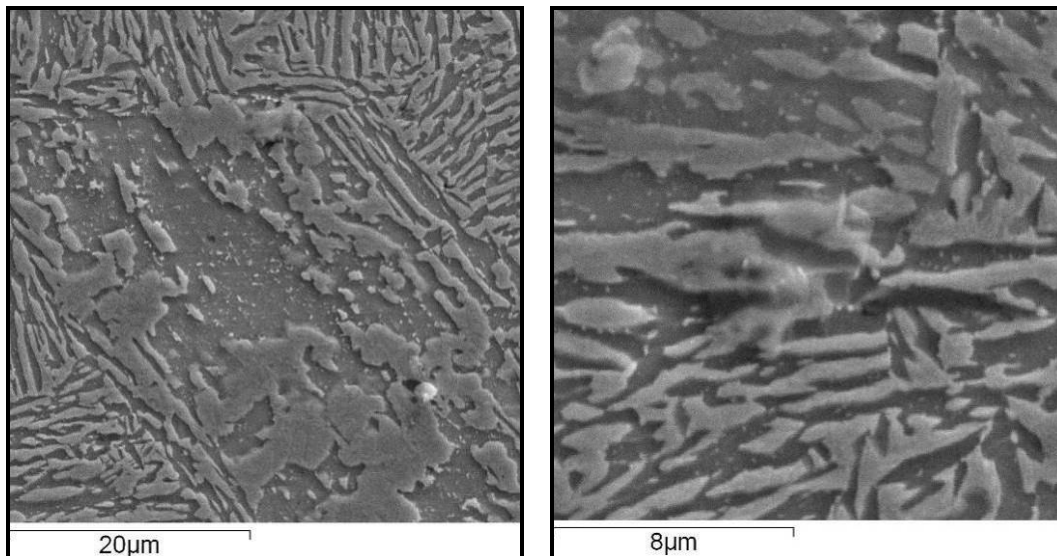


Figura 4-14. Liga Q2 aquecida a 767°C por 3 horas. Microestrutura com aspecto martensítico, revelando a presença de uma segunda fase finamente dispersa. Nital 2%.

Como no primeiro tratamento intercrítico não foi observada uma quantidade expressiva de ferrita, uma nova tentativa foi feita fazendo primeiro uma austenitização completa a 930°C por trinta minutos, seguida de um tratamento intercrítico por 3 horas. As temperaturas do tratamento intercrítico variaram entre 700°C e 805°C. Este tratamento produziu uma microestrutura martensítica com a presença de alguns grãos de ferrita, principalmente nos pontos triplos. O tamanho e a quantidade dos grãos variaram pouco na faixa de temperatura utilizada. A Figura 4-15 e a Figura 4-16 mostram uma amostra austenitizada a 930°C por 30 minutos e recozida durante 3 horas a 767°C.

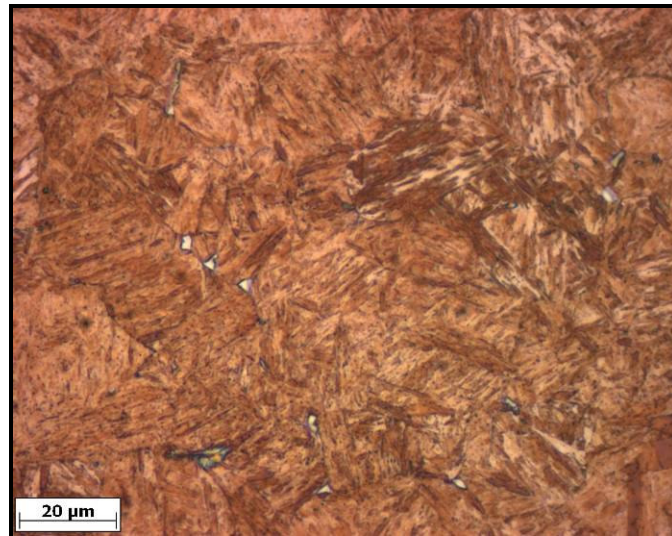


Figura 4-15. Liga Q2 austenitizada a 930°C por 30 minutos e recozida durante 3 horas a 767°C. Microestrutura com aspecto martensítico e alguns grãos de ferrita. Nital 2%.

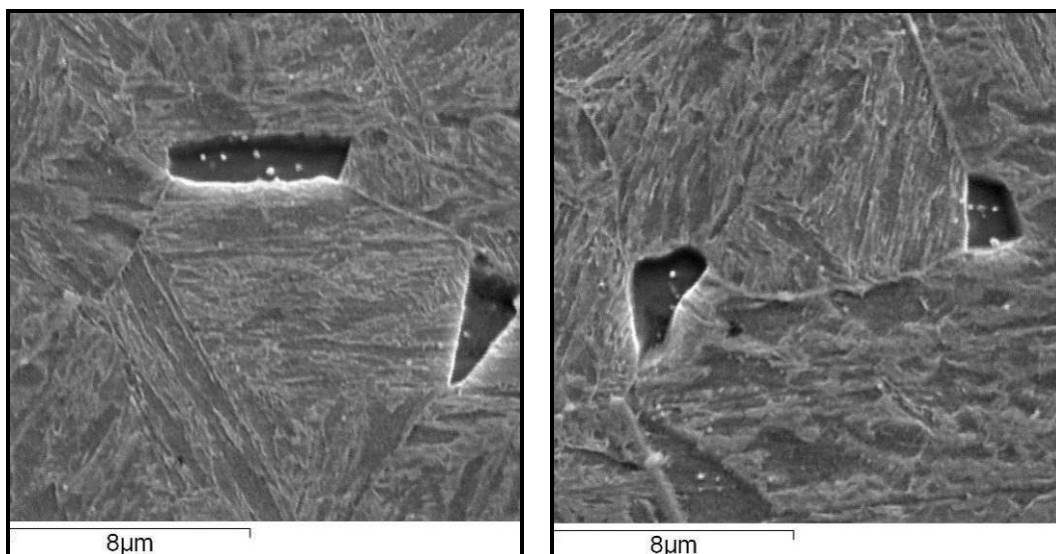


Figura 4-16. Liga Q2 austenitizada a 930°C por 30 minutos e recozida durante 3 horas a 767°C. Microestrutura martensítica com alguns grãos de ferrita nos pontos triplos. Nital 2%.

4.3 Difração de Raios-X

A difração de raios-X foi utilizada para calcular a fração de austenita retida nas ligas Q1 e Q4. Em geral, o aumento de tempo e temperatura de partição aumentaram a fração de austenita retida nas duas ligas.

4.3.1 Liga Q1

Os resultados da Liga Q1 (alto carbono e baixo níquel) estão apresentados na Tabela 4.3 e na Figura 4-17.

Tabela 4.3. Dados obtidos na difração de raios-X para a liga Q1.

Temperatura de Partição (°C)	Tempo de Partição (segundos)	Fração de Austenita Retida
350	10	0.1273
	30	0.1357
	100	0.1071
	1000	0.1965
400	10	0.1139
	30	0.1736
	100	0.2065
	1000	0.2158
450	10	0.1712
	30	0.1991
	100	0.1853
	1000	0.1704

Na Figura 4-17 pode-se comparar a influência do tempo e temperatura de partição. Para as temperaturas de partição de 350°C e 400°C a fração de austenita retida aumentou, em geral, com o tempo de partição. As amostras com temperatura de partição de 450°C não mostraram uma tendência definida.

A maior porcentagem de austenita retida, 19,65%, foi encontrada na amostra com temperatura de partição de 350°C e tempo partição de 1000 segundos. A menor porcentagem de austenita retida, 12,73%, foi encontrada na amostra com temperatura de partição de 350°C e tempo de partição de 10 segundos.

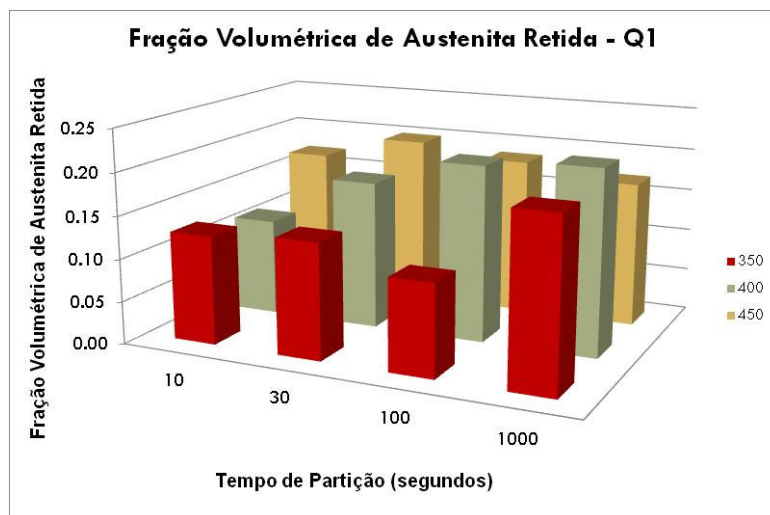


Figura 4-17. Gráfico mostrando a fração volumétrica de austenita retida para diferentes tempos e temperaturas de partição.

4.3.1.1 Comparação entre aços austenitizados a 890°C e a 930°C

Aços austenitizados a 930°C obtiveram, em geral, maior fração de austenita retida que os aços austenitizados a 890°C como pode ser visto nas Figura 4-18 a 4.19. Na Figura 4-18, os resultados da difração de raios-X estão inseridos no gráfico de temperatura ótima de têmpera da liga Q1 e pode-se observar que os valores de austenita retida obtidos experimentalmente foram abaixo do valor ótimo calculado para as duas temperaturas de austenitização. Em ambas as temperaturas de austenitização, um maior tempo e maior temperatura de partição resultaram em frações de austenita retida maiores.

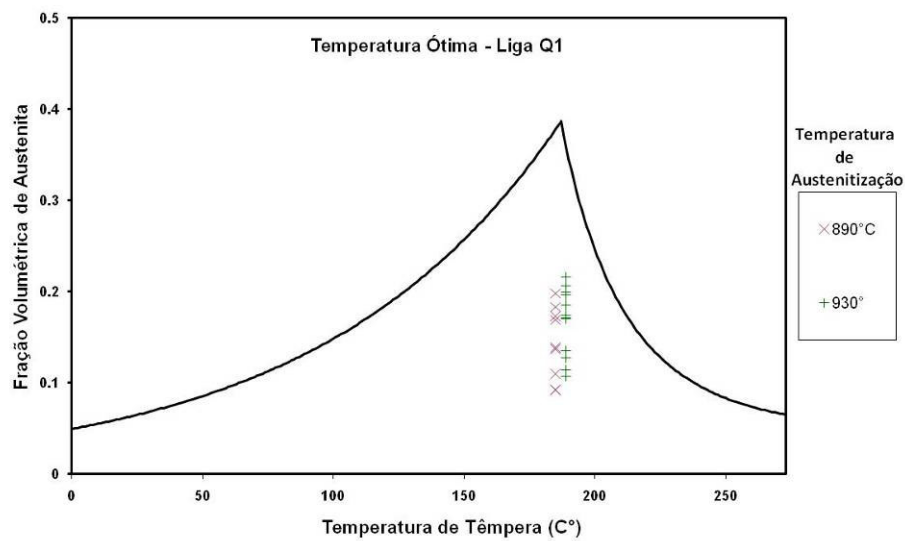


Figura 4-18. Gráfico da temperatura ótima de têmpera da liga Q1, mostrando a fração ótima de austenita retida e os dados experimentais obtidos. Obs: Os dados referentes às duas condições estão ligeiramente deslocados no eixo horizontal para facilidade de visualização.

A maior porcentagem de austenita retida, 21,58%, foi encontrada na amostra austenitizada a 930°C com temperatura de partição de 400°C por 1000 segundos, enquanto que a menor porcentagem de austenita retida, 9,20%, foi encontrada na amostra austenitizada a 890°C com temperatura de partição de 350°C por 10 segundos.

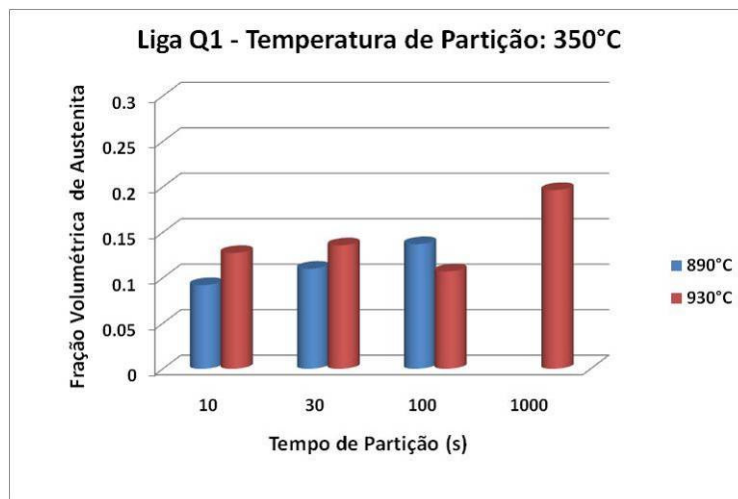


Figura 4-19. Fração volumétrica de austenita retida para uma temperatura de partição de 350°C. O aumento de tempo de partição aumentou a fração de austenita retida.

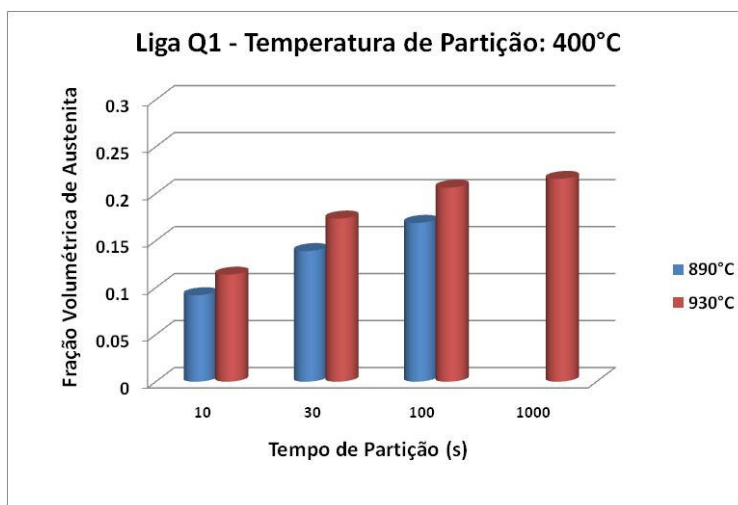


Figura 4-20. Fração volumétrica de austenita retida para uma temperatura de partição de 400°C. O aumento de tempo de partição aumentou a fração de austenita retida.

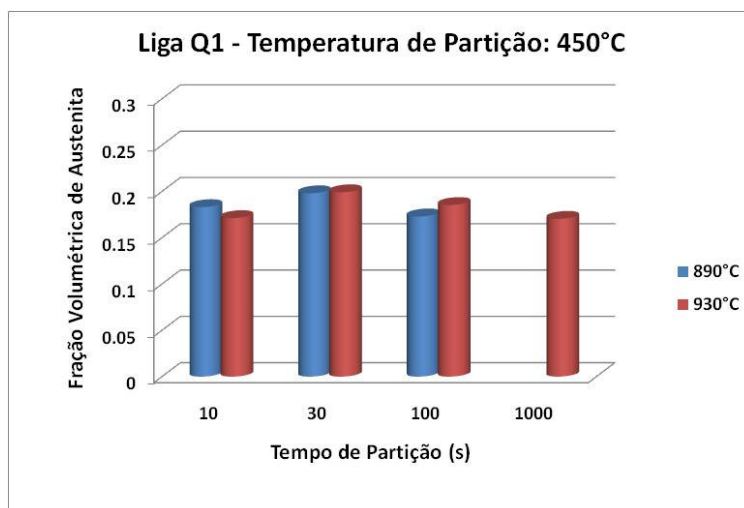


Figura 4-21. Fração volumétrica de austenita retida para uma temperatura de partição de 450°C. As maiores frações de austenita retida foram observadas com tempo de 30 segundos.

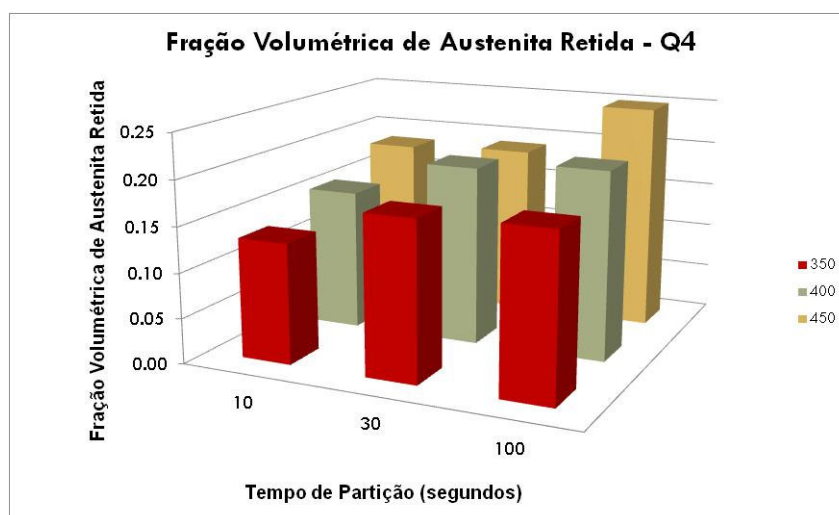
4.3.2 Liga Q4

Os resultados da Liga Q4 estão apresentados na Tabela 4.4 e na Figura 4-22. Na Figura 4-22 pode-se comparar a influência do tempo e temperatura de partição. Para todas as temperaturas de partição a fração de austenita retida aumentou, em geral, com o tempo partição.

A maior porcentagem de austenita retida, 28,20%, foi encontrada na amostra com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. A menor porcentagem de austenita retida, 13,29%, foi encontrada na amostra com temperatura de partição de 350°C e tempo de partição de 10 segundos.

Tabela 4.4. Dados obtidos na difração de raios-X para a liga Q4.

Temperatura de Partição (°C)	Tempo de Partição (segundos)	Fração de Austenita Retida
350	10	0.1329
	30	0.1754
	100	0.1801
400	10	0.1564
	30	0.1980
	100	0.2082
450	10	0.1846
	30	0.1900
	100	0.2820

**Figura 4-22. Gráfico mostrando a fração volumétrica de austenita retida para diferentes tempos e temperaturas de partição.**

4.3.2.1 Comparação entre aços austenitizados a 890°C e a 930°C

Aços austenitizados a 930°C obtiveram, em geral, uma maior fração de austenita retida que os aços austenitizados a 890°C, como pode ser visto nas Figura 4-23 a 4.24. Na Figura 4-23, os resultados da difração de raios-X estão inseridos no gráfico de temperatura ótima de têmpera da liga Q4 e pode-se observar que os valores de austenita retida obtidos experimentalmente foram abaixo do valor ótimo calculado para as duas temperaturas de austenitização. Em ambas as temperaturas de austenitização, um maior tempo e maior temperatura de partição resultaram em frações de austenita retida maiores.

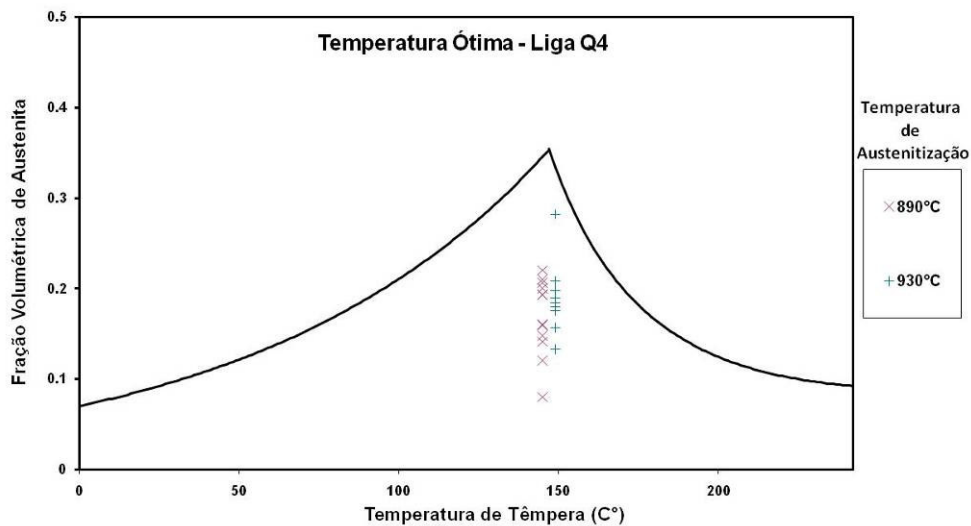


Figura 4-23. Gráfico da temperatura ótima de têmpera da liga Q4, mostrando a fração ótima de austenita retida e os dados experimentais obtidos. Obs: Os dados referentes às duas condições estão ligeiramente deslocados no eixo horizontal para facilidade de visualização.

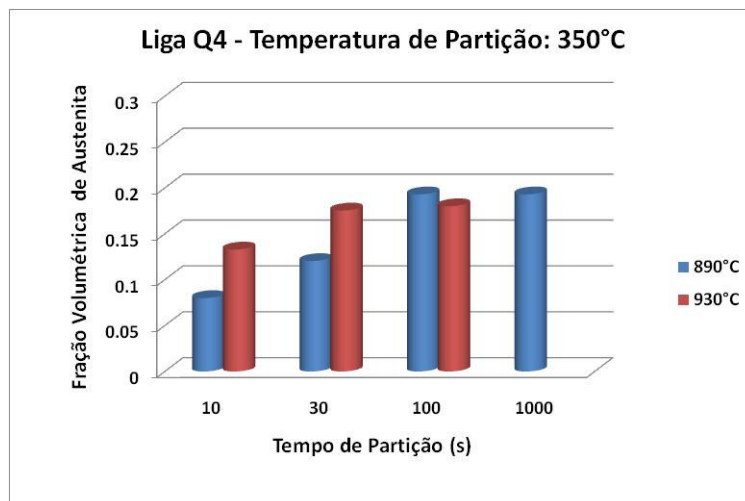


Figura 4-24. Fração volumétrica de austenita retida para uma temperatura de partição de 350°C. O aumento de tempo de partição aumentou a fração de austenita retida.

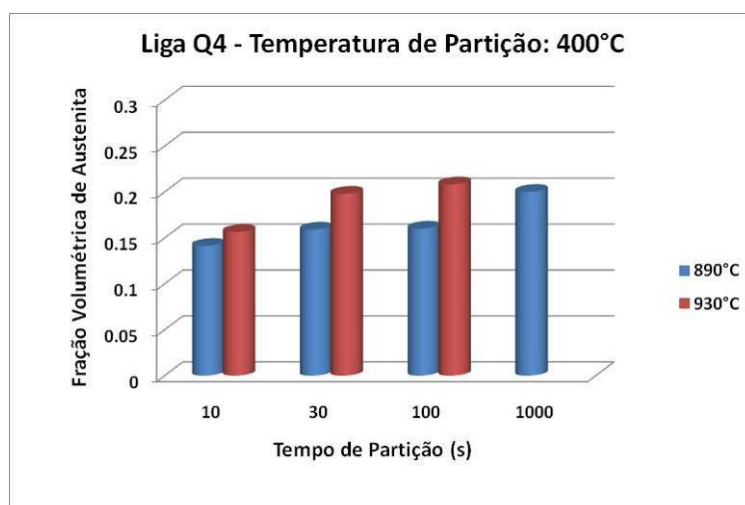


Figura 4-25. Fração volumétrica de austenita retida para uma temperatura de partição de 400°C. O aumento de tempo de partição aumentou a fração de austenita retida.

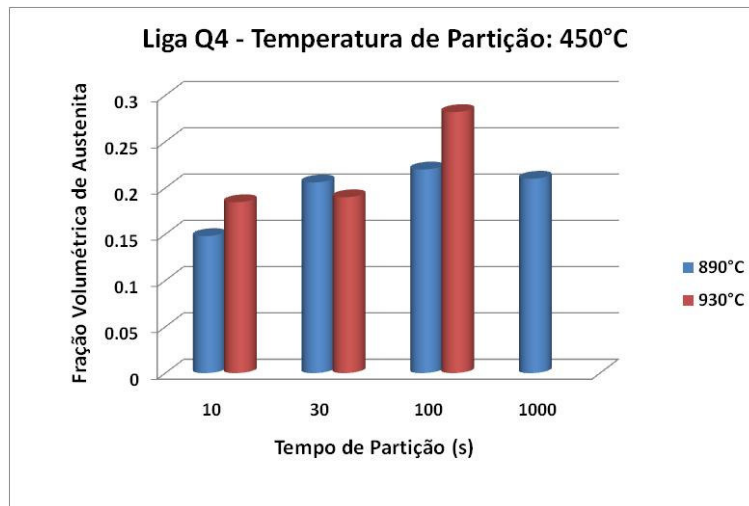


Figura 4-26. Fração volumétrica de austenita retida para uma temperatura de partição de 350°C. O aumento de tempo de partição aumentou a fração de austenita retida.

A maior porcentagem de austenita retida, 28,20%, foi encontrada na amostra austenitizada a 930°C com temperatura de partição de 450°C por 100 segundos, enquanto que a menor porcentagem de austenita retida, 8,00%, foi encontrada na amostra austenitizada a 890°C com temperatura de partição de 350°C por 10 segundos.

4.3.3 Análise dos resultados de fração de austenita retida

Os resultados de fração de austenita retida mostraram que, em geral, há uma tendência de que com o aumento do tamanho de grão obtenha-se mais austenita retida. A. García-Junceda trabalhando com um aço de composição Fe-0,15C - 1,9Mn - 0,2Si - 0,2Cr - 0,03Al mostrou existir uma relação entre o tamanho de grão e a temperatura de início da transformação martensítica, M_s . Os tamanhos de grão utilizados naquele trabalho variaram entre 3 e 29 μm e foi possível observar que a temperatura de M_s aumentou com o aumento do tamanho de grão. Uma das explicações propostas para o aumento de M_s com o aumento do tamanho de grão baseia-se na diferença entre as temperaturas de austenitização, pois quanto maior a temperatura de austenitização, maior o número de vacâncias, o que facilita a

nucleação de martensita. Outra possível explanação para a redução de M_s com a redução do tamanho de grão fundamenta-se no efeito Hall-Petch, segundo o qual a resistência da austenita à deformação plástica aumentaria, o que dificultaria a transformação martensítica [41].

No processo de têmpera e partição, para uma mesma temperatura da têmpera inicial, um aumento na temperatura M_s provoca a formação de uma maior fração de martensita, promovendo, durante a partição, um maior enriquecimento da austenita residual. Como nenhuma amostra austenitizada a 890°C ou a 930°C atingiu os valores ótimos de austenita retida, duas hipóteses podem ser consideradas: 1) o tempo de partição não foi suficiente para homogeneizar e estabilizar completamente a austenita na segunda têmpera, o que torna possível a transformação martensítica durante a segunda têmpera em locais com menor teor de carbono na austenita ou 2) foi formada durante a primeira têmpera mais martensita que aquela necessária para a estabilização da austenita, deixando o aço desde a primeira têmpera com uma fração de austenita menor que o projetado.

Os resultados obtidos neste trabalho mostraram que houve uma maior estabilização da austenita com o aumento do tempo de partição (e ainda assim não foi obtida a fração ótima). Isto suporta a hipótese de que o enriquecimento em carbono da austenita foi ocorrendo gradualmente durante a partição.

Por outro lado, para explicar o maior valor de austenita retida nas amostras austenitizadas na temperatura mais alta, é necessária uma investigação mais aprofundada do efeito do tamanho de grão na microestrutura resultante em escala nanométrica, o que exige uma observação por microscopia de transmissão. A constatação de que a quantidade de austenita obtida varia com o tempo de partição sugere que o tempo de homogeneização desta fase é crítico para sua estabilização. Neste caso, se um aumento na quantidade de martensita inicial, provocada pelo maior M_s , resultar numa diminuição das dimensões laterais das placas de austenita, sua homogeneização pode ocorrer para tempos menores, favorecendo sua estabilização mais rápida. Esta hipótese só pode ser confirmada com adicional evidência experimental.

4.4 Microestrutura

4.4.1 Liga Q1

A liga Q1 (alto carbono e baixo níquel) apresenta uma microestrutura formada por martensita e bainita nas amostras com temperatura de partição de 350°C. Nesta temperatura de partição a quantidade de bainita presente na microestrutura aumenta com o tempo de partição. A bainita aparece nas microestruturas na forma de agulhas com uma coloração mais escura que a martensita escura devido à precipitação de carbeto [42] como pode ser visto na Figura 4-27 até a Figura 4-30.

Nas outras temperaturas de partição a microestrutura apresenta somente placas e ripas de martensita. Com o aumento da temperatura e tempo de partição as placas de martensita apresentaram uma cor mais clara. A cor mais clara pode indicar que houve uma maior partição do carbono, pois com o ataque de Nital 2% a ferrita aparece branca. A microestrutura com maior quantidade de martensita mais clara foi a amostra com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 1000 segundos e esta mesma amostra obteve o maior valor de austenita retida para a liga Q1.

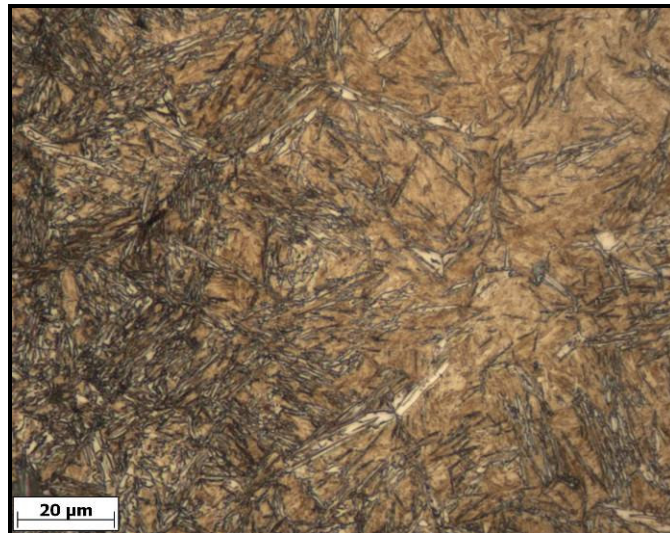


Figura 4-27. Liga Q1 com temperatura de partição de 350°C e tempo de partição de 1000 segundos. A microestrutura apresenta ripas e placas de martensita e bainita. Nital 2%.

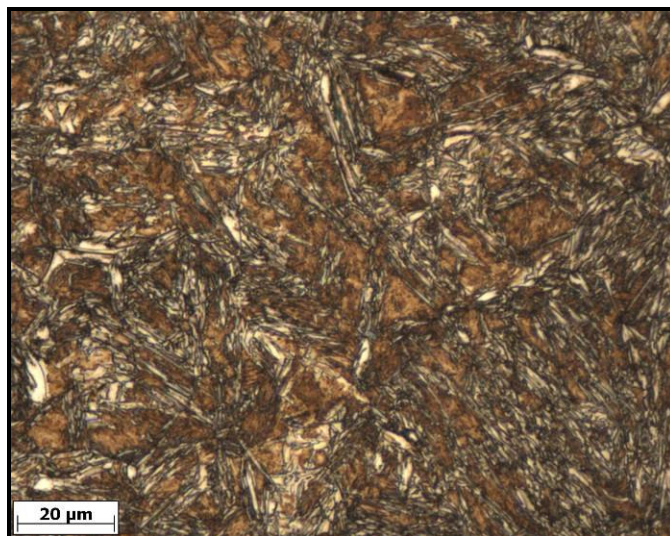


Figura 4-28. Liga Q1 com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 1000 segundos. A microestrutura apresenta ripas e placas de martensita. Nital 2%.

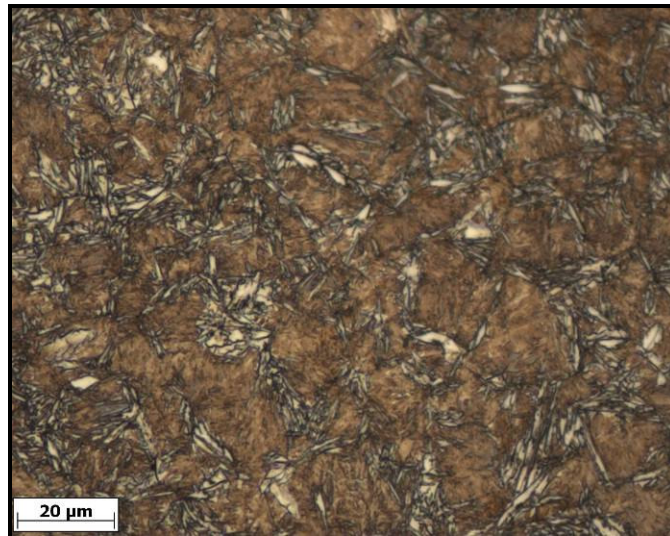


Figura 4-29. Liga Q1 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 1000 segundos. A microestrutura apresenta ripas e placas de martensita. Nital 2%.

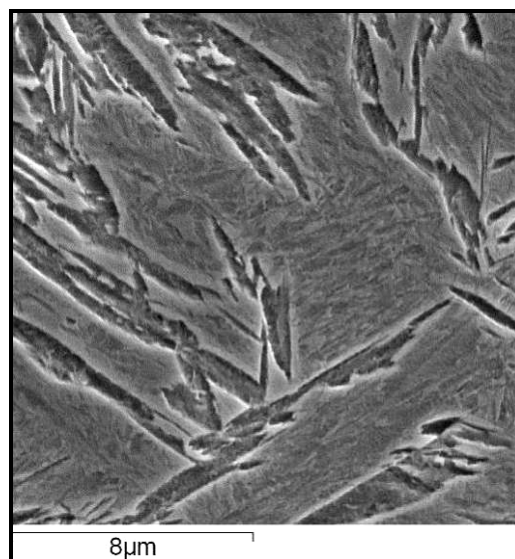


Figura 4-30. Liga Q1 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta ripas e placas de martensita. Nital 2%.

4.4.1.1 Comparação das microestruturas das amostras austenitizadas a 890°C e a 930°C

Não foi possível revelar o tamanho de grão da austenita primária para a liga Q1 com os ataques utilizados nas amostras desta dissertação. Entretanto, pode-se ver que as microestruturas das amostras austenitizadas a 890°C são mais finas que as das amostras austenitizadas a 930°C, como pode ser visualizado na Figura 4-31 até a Figura 4-33. Não foi possível observar se foi formada bainita nas amostras austenitizadas a 890°C.

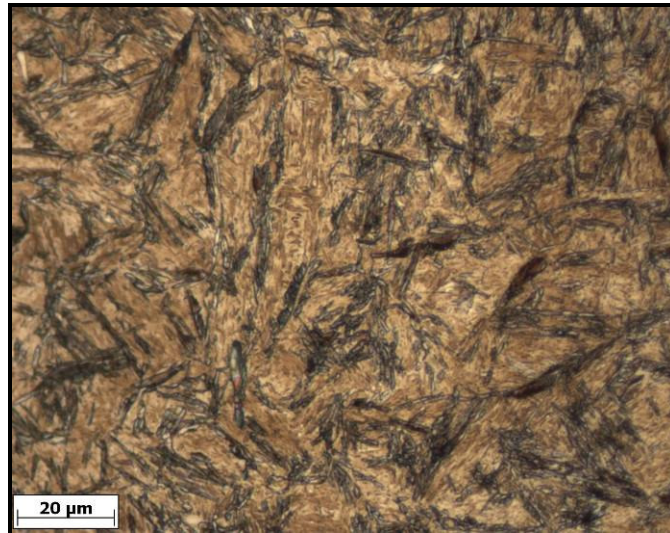


Figura 4-31. Liga Q1 com temperatura de austenitização de 930°C e com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta ripas e placas de martensita. Nital 2%.

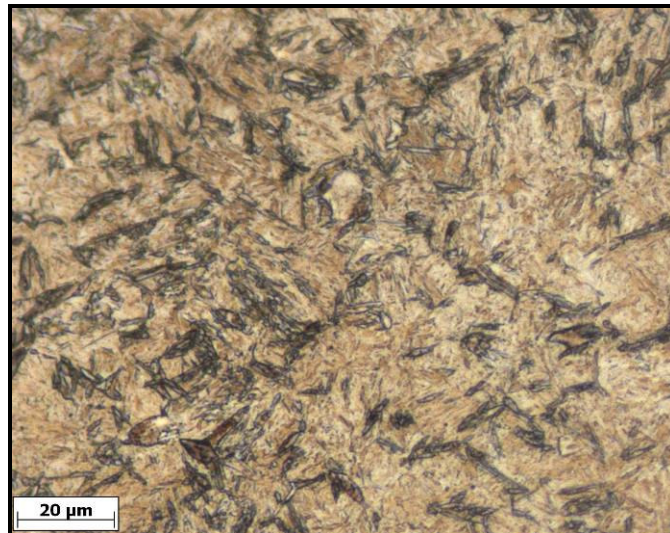
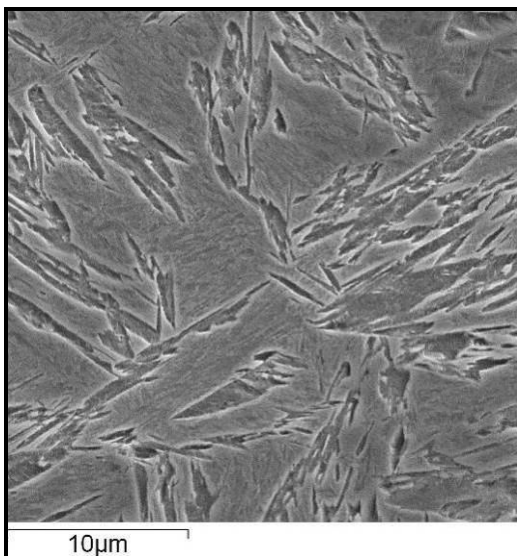
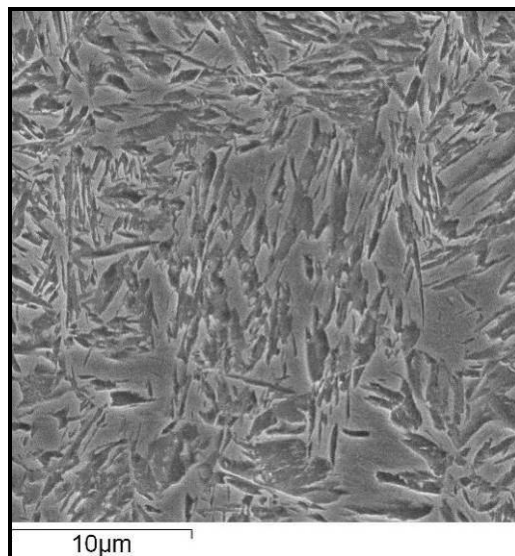


Figura 4-32. Liga Q1 com temperatura de austenitização de 890°C e com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta ripas e placas de martensita. Nital 2%.



Temperatura de Austenitização: 930°C



Temperatura de Austenitização: 890°C

Figura 4-33. Liga Q1 com temperatura de austenitização de 930°C (direita) e 890°C (esquerda) com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 10 segundos. As microestruturas apresentam ripas e placas de martensita. Nital 2%.

4.4.2 Liga Q2

A liga Q2, baixo níquel e baixo carbono, apresentou uma microestrutura com placas e ripas de martensita. As placas de martensita mudaram de cor com o aumento do tempo e da temperatura de partição, o que pode ter sido causado pela partição do carbono. A Figura 4-34, a Figura 4-35 e a Figura 4-36 mostram a microestrutura encontrada nesta liga.

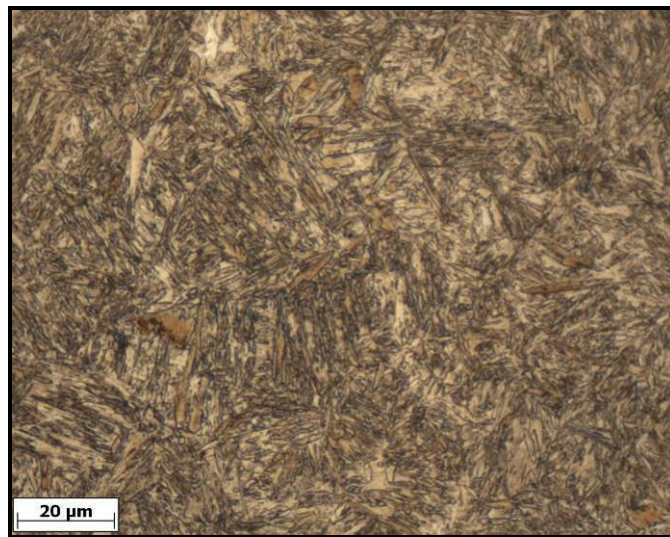


Figura 4-34. Liga Q2 com temperatura de partição de 350°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta placas e ripas de martensita. Nital 2%.

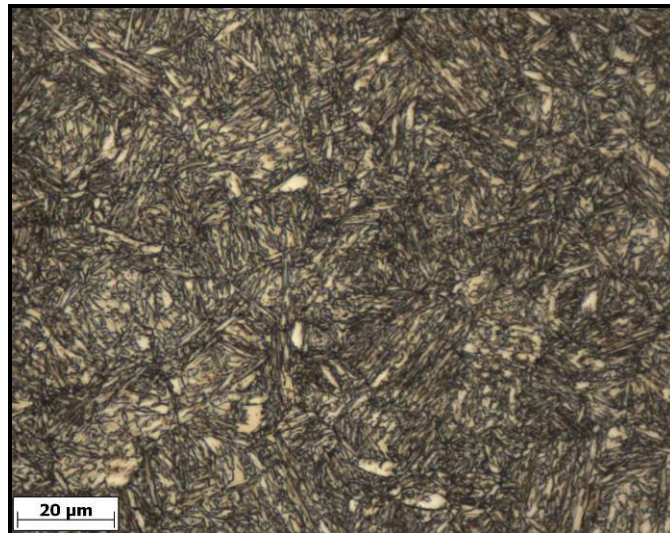


Figura 4-35. Liga Q2 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta placas e ripas de martensita. Nital 2%.

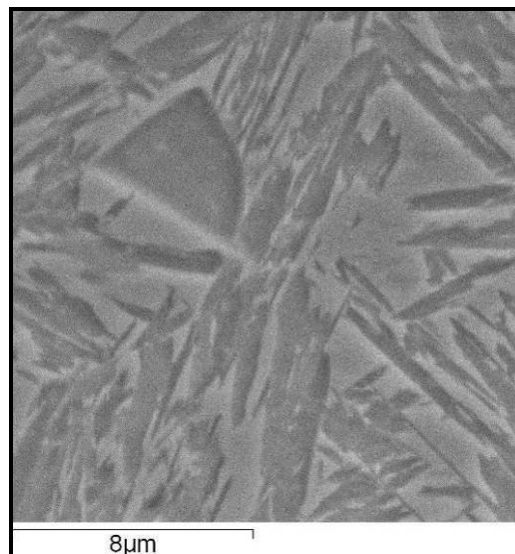


Figura 4-36. Liga Q2 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta placas e ripas de martensita. Nital 2%.

4.4.2.1 Comparação das microestruturas das amostras austenitizadas a 890°C e a 930°C

Não foi possível revelar o tamanho de grão da austenita primária para a liga Q2 com os ataques utilizados nas amostras desta dissertação. Entretanto, pode-se ver que as microestruturas das amostras austenitizadas a 890°C são mais finas que das amostras austenitizadas a 930°C como pode ser visualizado na Figura 4-37, na Figura 4-38 e na Figura 4-39.

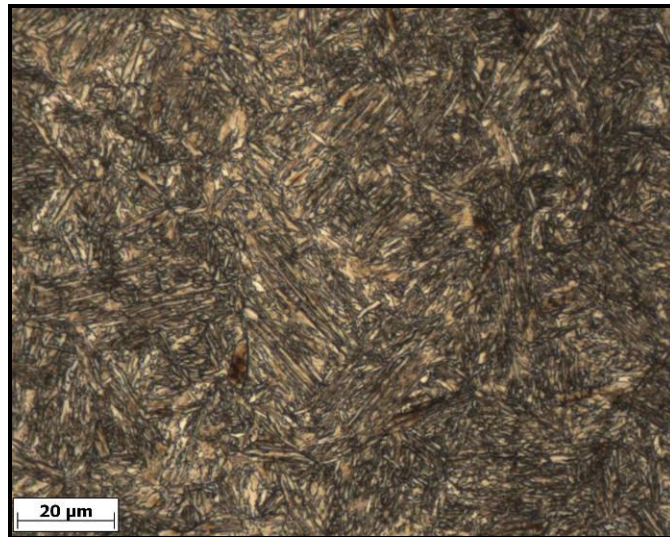


Figura 4-37. Liga Q2 com temperatura de austenitização de 930°C, temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta placas e ripas de martensita. Nital 2%.

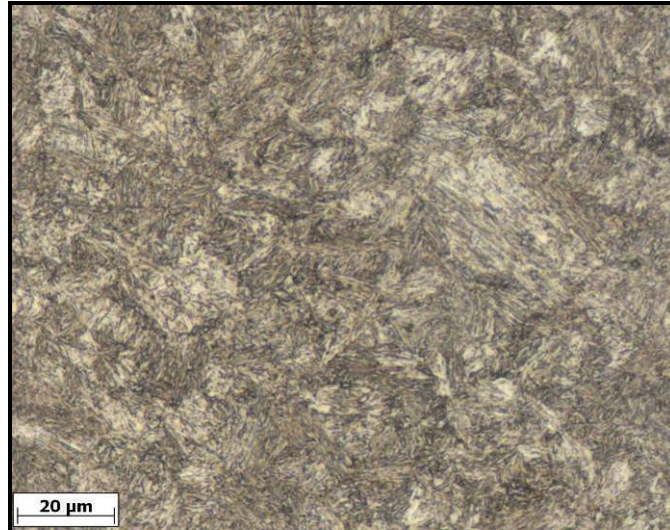
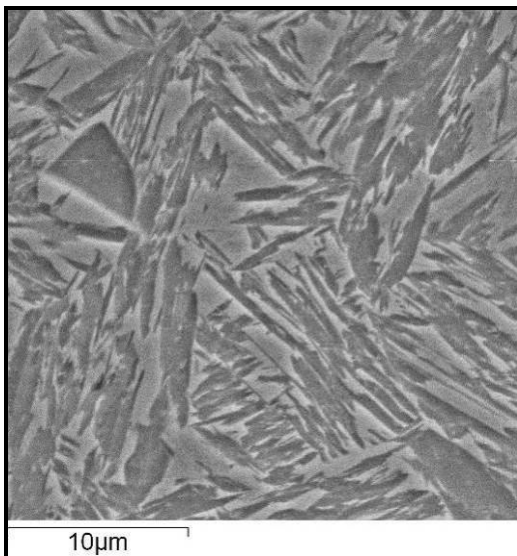
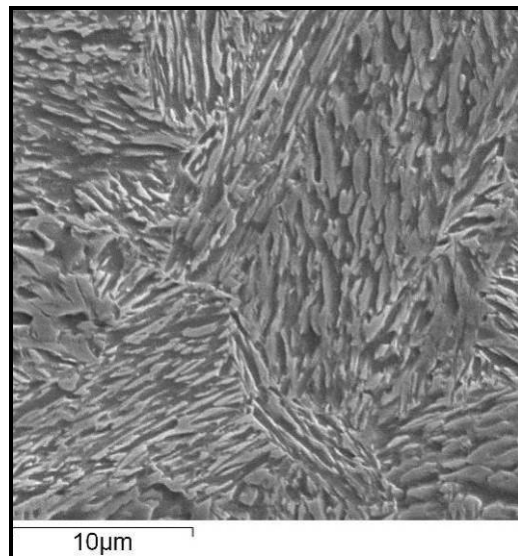


Figura 4-38. Liga Q2 com temperatura de austenitização de 890°C, temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 10 segundos. A microestrutura apresenta placas e ripas de martensita. Nital 2%.



Temperatura de Austenitização: 930°C



Temperatura de Austenitização: 890°C

Figura 4-39. Liga Q2 com temperatura de austenitização de 930°C (direita) e 890°C (esquerda) com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 10 segundos. As microestruturas apresentam ripas e placas de martensita. Nital 2%.

4.4.3 Liga Q3

A liga Q3, alto níquel e alto carbono, apresentou uma microestrutura com placas de martensita, como pode ser visto na Figura 4-418 até a Figura 4-442. Nas amostras austenitizadas a 930°C foi possível medir o tamanho de grão por processamento de imagem e a distribuição de tamanho de grãos é apresentada na Figura 4-40. A média dos tamanhos de grão medidos foi de $7,8 \pm 4$.

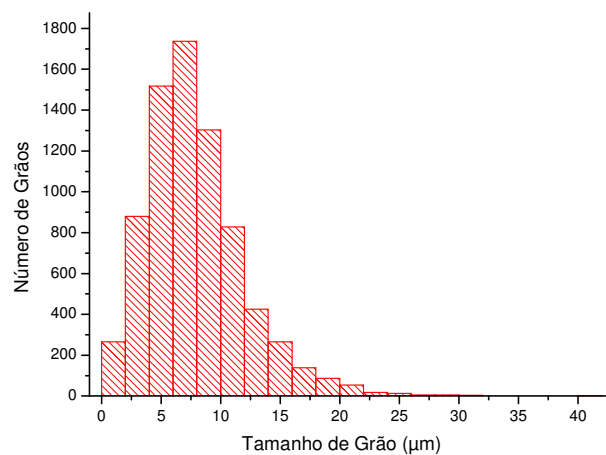


Figura 4-40. Distribuição dos tamanhos de grão para uma amostra Q3 austenitizada a 930°C.

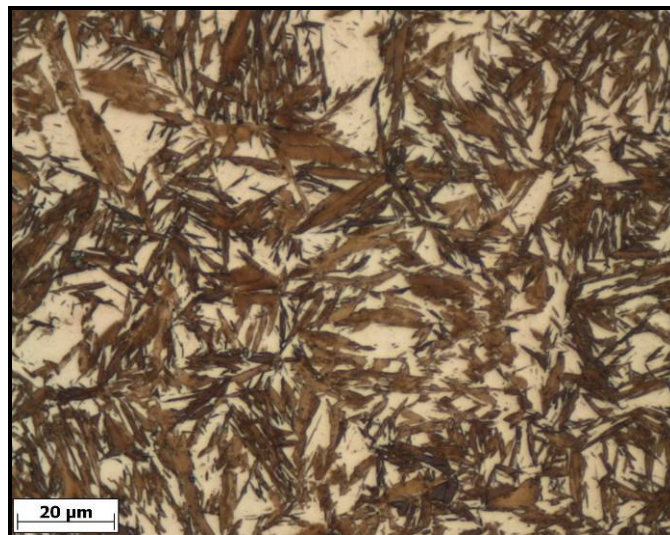


Figura 4-41. Liga Q3 com temperatura de partição de 350°C e tempo de partição de 30 segundos. Microestrutura apresenta placas de martensita. Nital 2%.

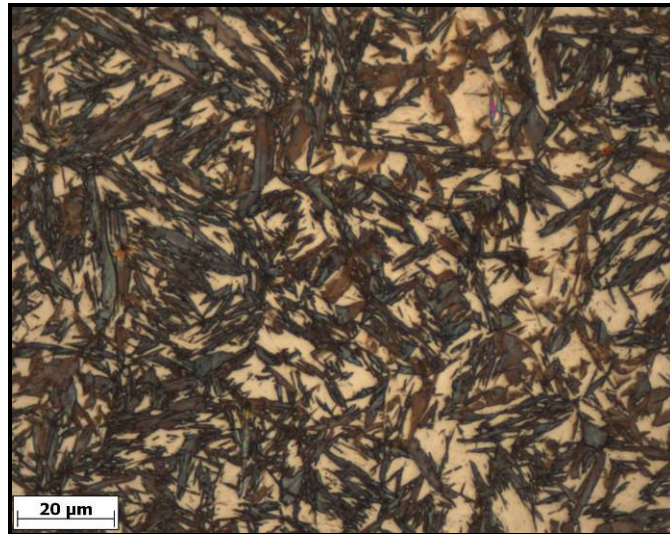


Figura 4-42. Liga Q3 com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 30 segundos. Microestrutura apresenta placas de martensita. Nital 2%.

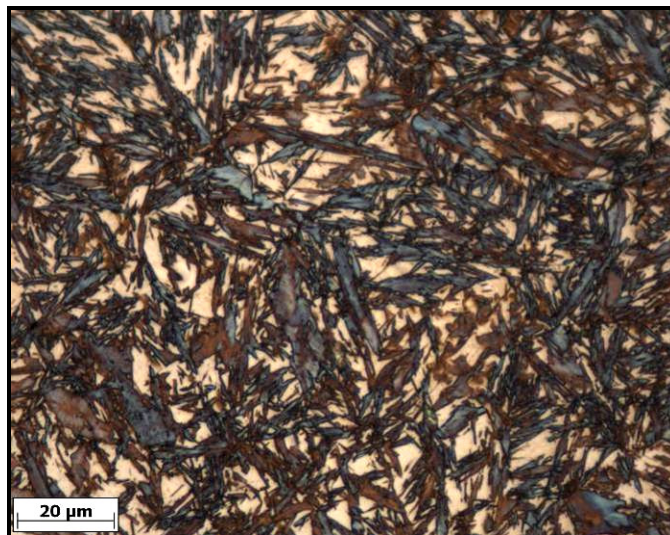


Figura 4-43. Liga Q3 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 30 segundos. Microestrutura apresenta placas de martensita. Nital 2%.

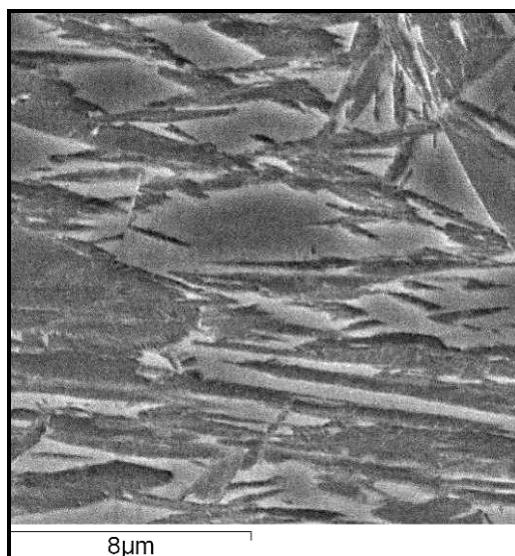


Figura 4-44. Liga Q3 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 10 segundos. Microestrutura apresenta placas de martensita. Nital 2%.

4.4.3.1 Comparação das microestruturas das amostras austenitizadas a 890°C e a 930°C

As amostras austenitizadas a 890°C apresentaram um tamanho de grão menor que as amostras austenitizadas a 930°C como pode ser visualizado na Figura 4-45, na Figura 4-46 e na Figura 4-47. As amostras austenitizadas a 890°C, além de terem grãos menores, apresentam uma maior variação no tamanho de grãos. Nas amostras austenitizadas a 890°C não foi possível medir os tamanhos de grão. As Figura 4-47 e Figura 4-48 mostram o tamanho de grão da austenita primária.

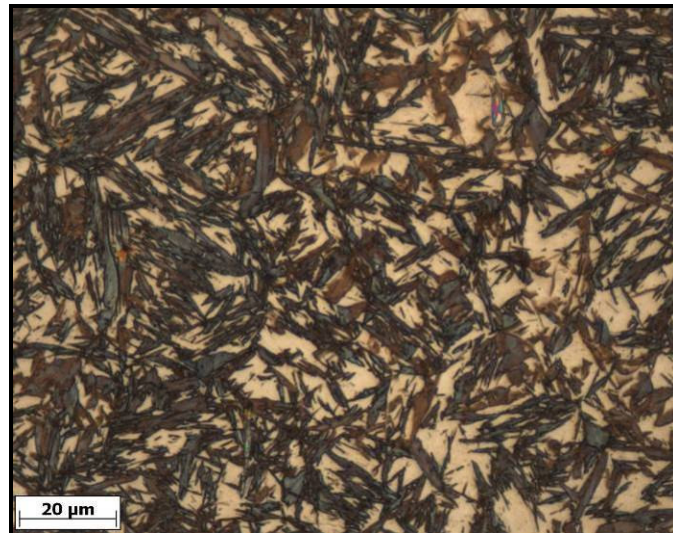


Figura 4-45. Liga Q3 com temperatura austenitização de 930°C e temperatura de partição de partição de 400°C e tempo de partição de 30 segundos. Microestrutura apresenta placas de martensita. Nital 2%.

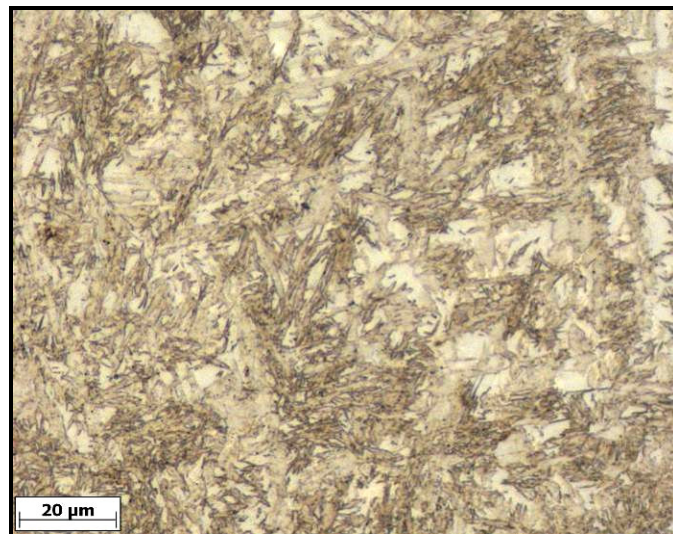


Figura 4-46. Liga Q3 com temperatura de austenitização de 890°C e temperatura de partição de partição de 400°C e tempo de partição de 30 segundos. Microestrutura apresenta placas de martensita. Nital 2%.

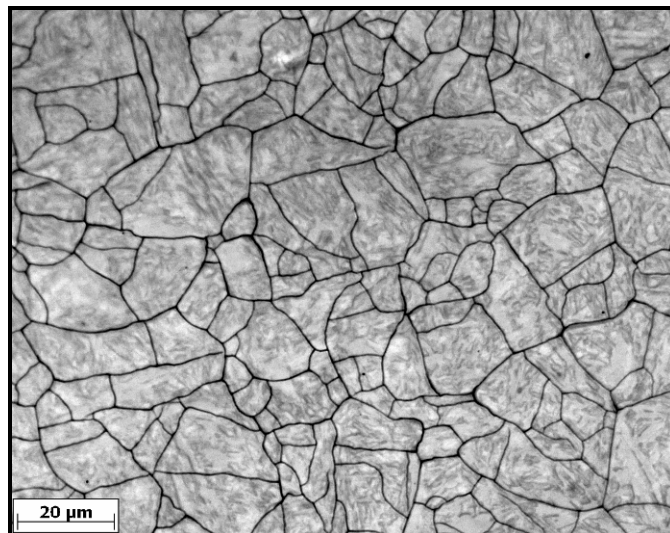


Figura 4-47. Liga Q3 com temperatura de austenitização de 930°C e temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 30 segundos. Grãos de austenita primária. Ataque de Liang Zhang e Dong Cheng Guo.

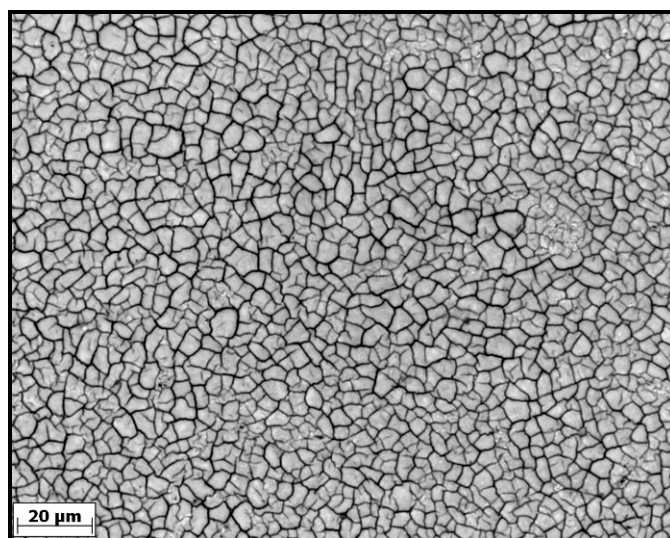
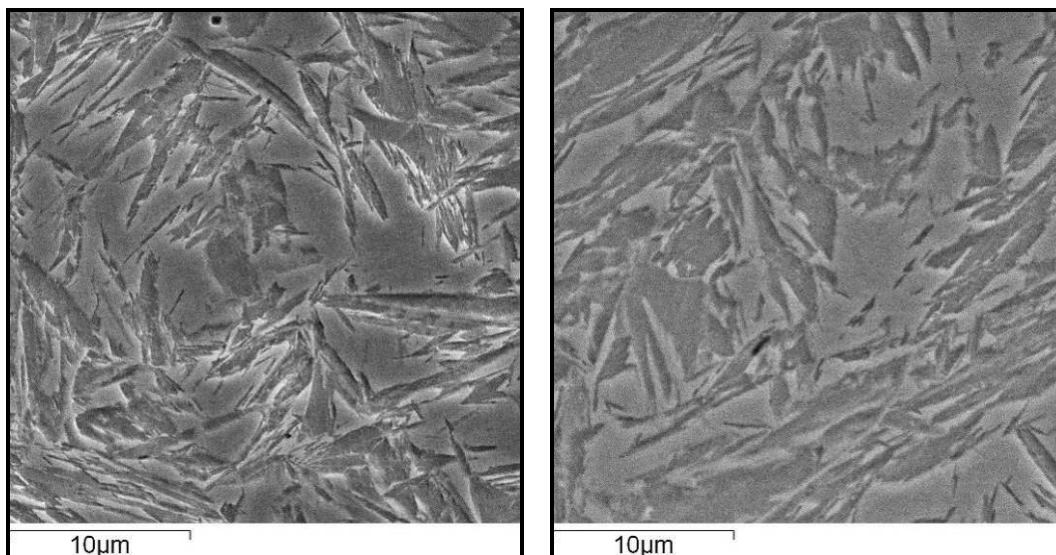


Figura 4-48. Liga Q3 com temperatura de austenitização de 890°C e temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 30 segundos. Grãos de austenita primária. Ataque de Liang Zhang e Dong Cheng Guo.



Temperatura de Austenitização: 930°C

Temperatura de Austenitização: 890°C

Figura 4-49. Liga Q3 com temperatura de austenitização de 930°C (direita) e 890°C (esquerda) com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 30 segundos. As microestruturas apresentam placas de martensita. Nital 2%.

4.4.4 Liga Q4

A liga Q2, baixo carbono e alto níquel, apresentou uma microestrutura martensítica. As placas de martensita mudaram de cor com o aumento do tempo e da temperatura de partição, o que pode ter sido causado pela partição do carbono. A Figura 4-50 e a Figura 4-52 mostram a microestrutura encontrada nesta liga.

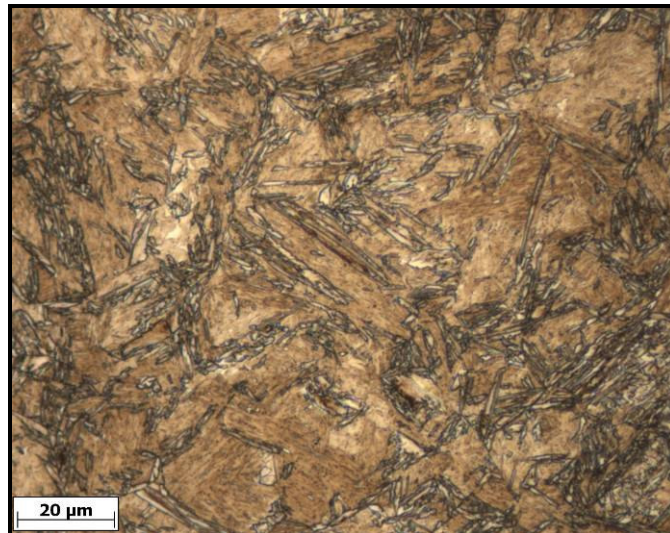


Figura 4-50. Liga Q4 com temperatura de partição de 350°C e tempo de partição de 100 segundos. Microestrutura com ripas e placas de martensita. Nital 2%.

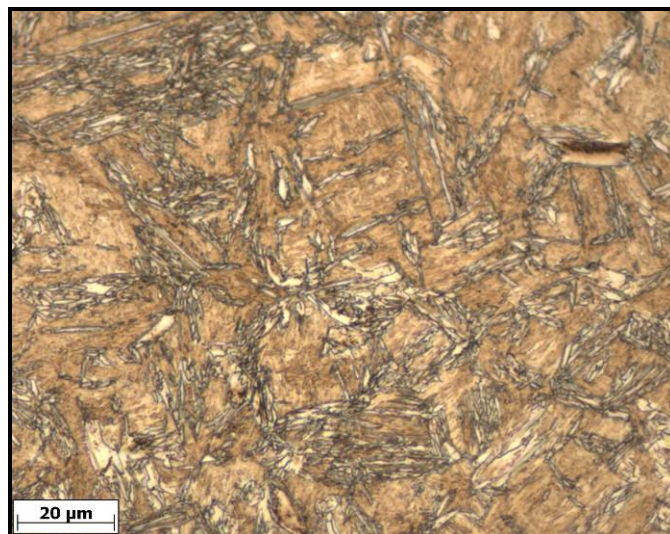


Figura 4-51. Liga Q4 com temperatura de partição de 400°C e tempo de partição de 100 segundos. Microestrutura com ripas e placas de martensita. Nital 2%.

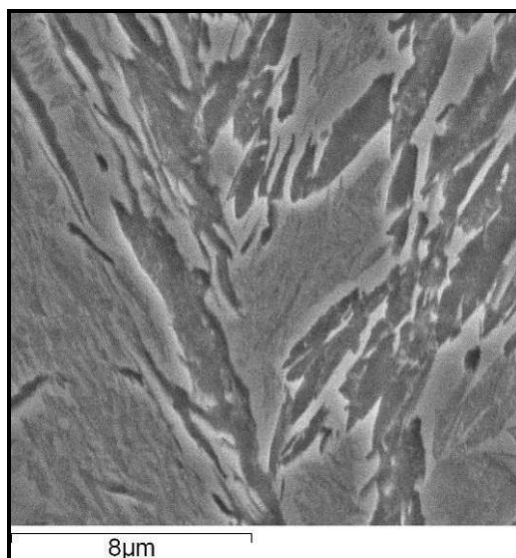


Figura 4-52. Liga Q4 com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. Microestrutura apresenta placas e ripas de martensita. Nital 2%.

4.4.4.1 Comparação das microestruturas das amostras austenitizadas a 890°C e a 930°C

As amostras austenitizadas a 890°C apresentaram um tamanho de grão menor que as amostras austenitizadas a 930°C como pode ser visualizado na Figura 4-55 e na Figura 4-56. As amostras austenitizadas a 890°C, além de terem grãos menores apresentam uma maior variação no tamanho de grão. Em nenhuma das amostras foi possível medir o tamanho de grão por processamento de imagens devido ao baixo contraste entre a matriz e contorno e devido ao elevado número de grãos não fechados. Na Figura 4-53, na Figura 4-54 e na Figura 4-57 pode-se ver a microestrutura martensítica da liga Q4.

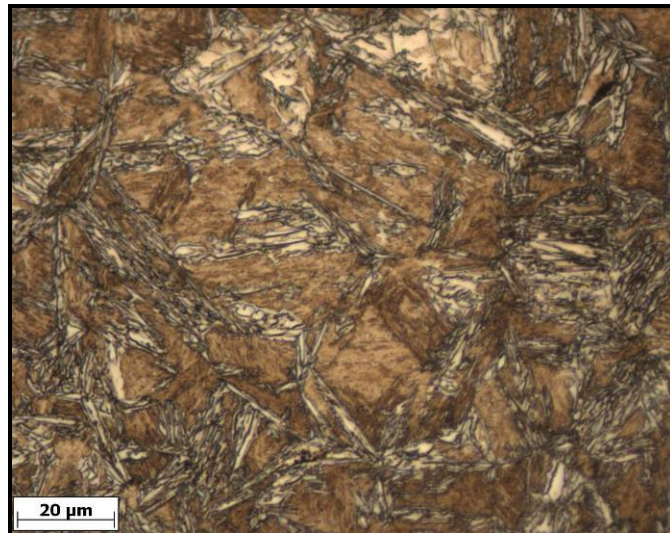


Figura 4-53. Liga Q4 com temperatura de austenitização de 930°C, temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. Nital 2%.

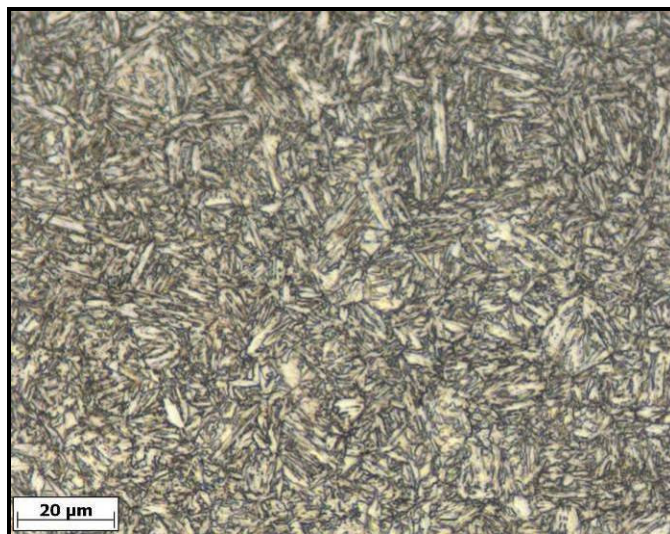


Figura 4-54. Liga Q4 com temperatura de austenitização de 890°C, temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. Nital 2%.

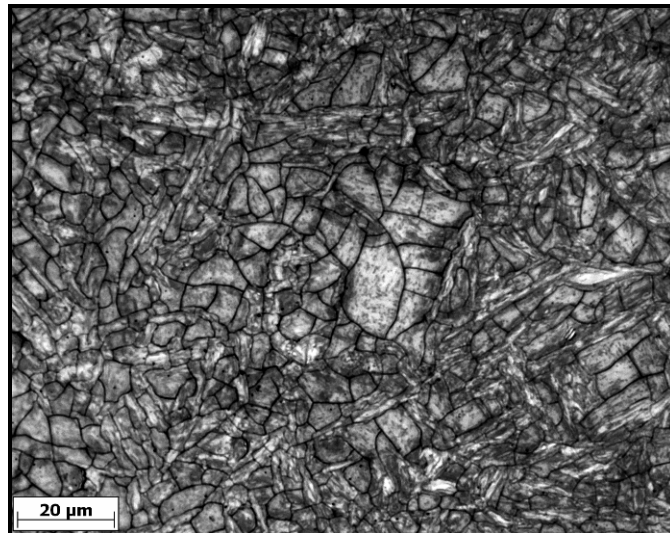


Figura 4-55. Liga Q4 com temperatura de austenitização de 930°C, temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. Microestrutura mostrando grãos de austenita primária. Ataque de Liang Zhang e Dong Cheng Guo.

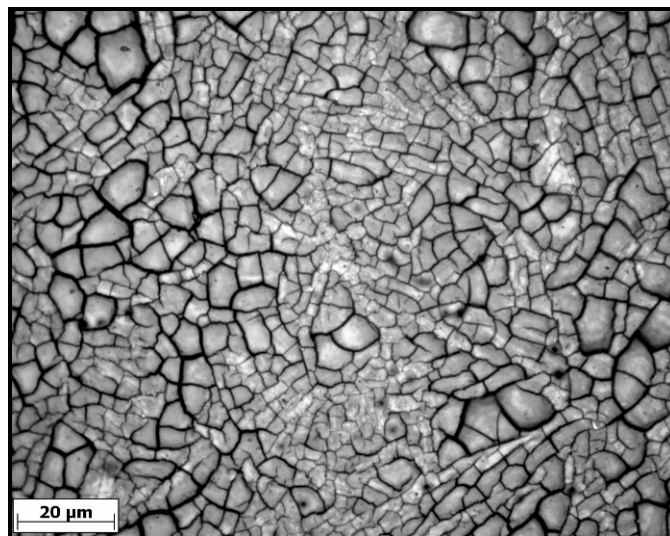
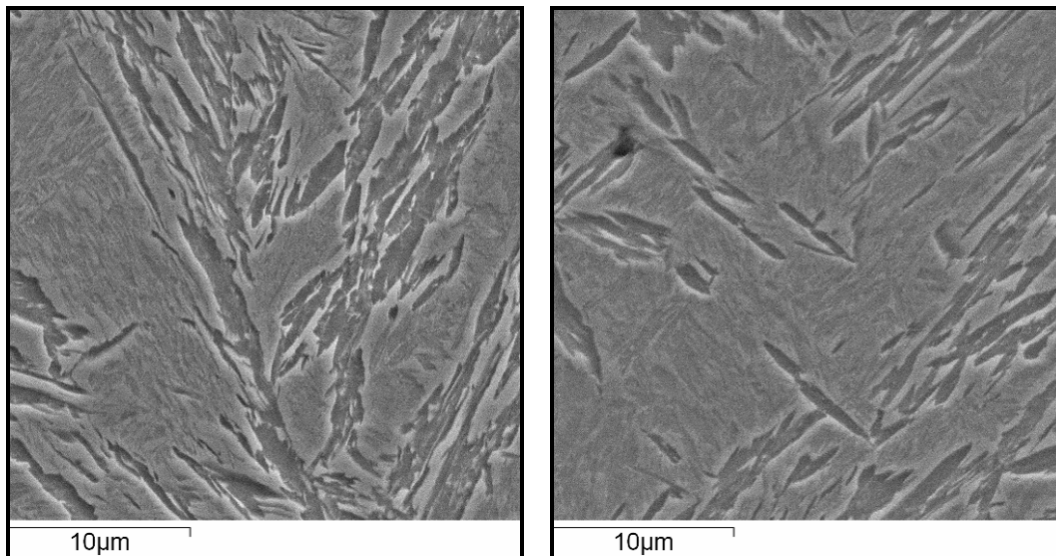


Figura 4-56. Liga Q4 com temperatura de austenitização de 890°C, temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. Microestrutura mostrando grãos de austenita primária. Ataque de Liang Zhang e Dong Cheng Guo.



Temperatura de Austenitização: 930°C

Temperatura de Austenitização: 890°C

Figura 4-57. Liga Q4 com temperatura de austenitização de 930°C (direita) e 890°C (esquerda) com temperatura de partição de 450°C e tempo de partição de 100 segundos. As microestruturas apresentam ripas e placas de martensita. Nital 2%.