

4. Resultados e Análise dos Resultados

Nesta seção serão exibidos os resultados da caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas nas condições de como recebido e como curvado, antes e após tratamentos térmicos de revenimento. As contribuições do tamanho de grão (caracterizado via MO e MEV), da solução sólida (via sobrenadante da dissolução ácida e ICP), das discordâncias (via DRX) e da precipitação (via MET, resíduo da dissolução ácida analisado no MEV e por DRX) são referentes a fase majoritária, ferrita do tipo poligonal e quase poligonal. Os resultados são referentes a região do meio da espessura de parede do tubo, correspondente a região de espessura de onde foram usinados os corpos de prova de tração e de ensaio de impacto Charpy. Correlações relevantes entre propriedades mecânicas, microestrutura e parâmetros de processamento serão abordadas. Os resultados referentes à média de todos os trechos curvados (extradorso, intradorso e linha neutra) estão identificados como C2500 e C500.

4.1. Caracterização microestrutural do material como recebido e como curvado

A caracterização das fases no aço na condição de como recebido, fabricado a partir de chapa laminada na região intercrítica, encontra-se nas figuras 32 a 35. As figuras 36 e 39 exibem os efeitos do curvamento a quente C2500 e C500 sobre a microestrutura do aço, enquanto as figuras de 40 a 42 mostram os efeitos do curvamento sobre a fração volumétrica das fases. Quanto a codificação para a identificação das fases observa-se que: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quase poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 7 – AM parcialmente decomposto, 8 – inclusões TiN, 9 – ferrita bainítica, 10 – Ferrita acicular e 11 – martensita. Na quantificação das fases o termo ferrita alongada com segunda fase alinhada refere-se a qualquer ferrita com morfologia acicular contendo constituinte AM alongado e/ou precipitação nos contornos, podendo ocorrer isolada na matriz ou em feixes.

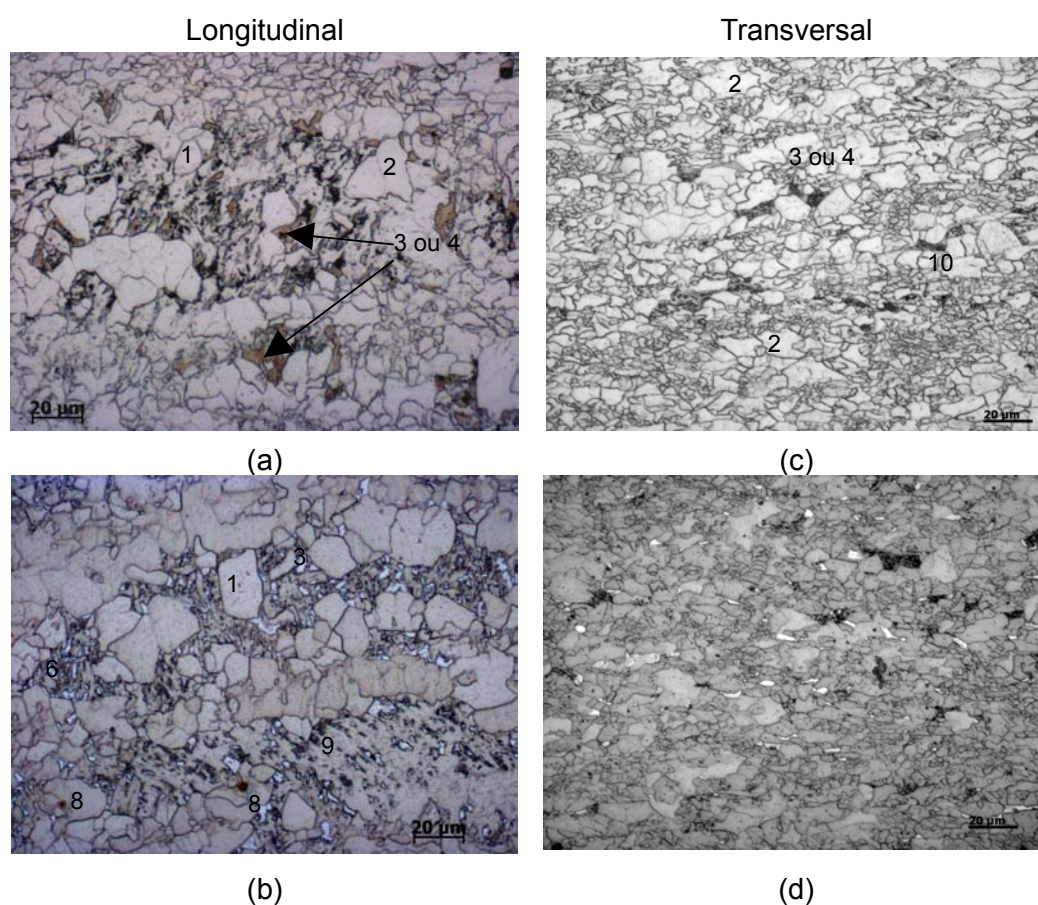


Figura 32 – Material como recebido (A1), Microscopia Óptica. (a) e (b) longitudinal ao sentido de laminação com ataque nital 2% (c) e (d) transversal ao sentido de laminação com ataque LePera modificado. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quasi poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 8 – inclusões TiN, 9 – ferrita bainítica, 10 – Ferrita acicular

O material como recebido apresenta microestrutura multifásica complexa. Na matriz ferrítica (ferrita poligonal, quasi poligonal e acicular) é possível observar constituintes AM e Beta, bainita granular, agregados de ferrita e carbonetos, AM parcialmente decomposto, inclusões TiN (coloração alaranjada em MO) e ferrita bainítica (figura 33).

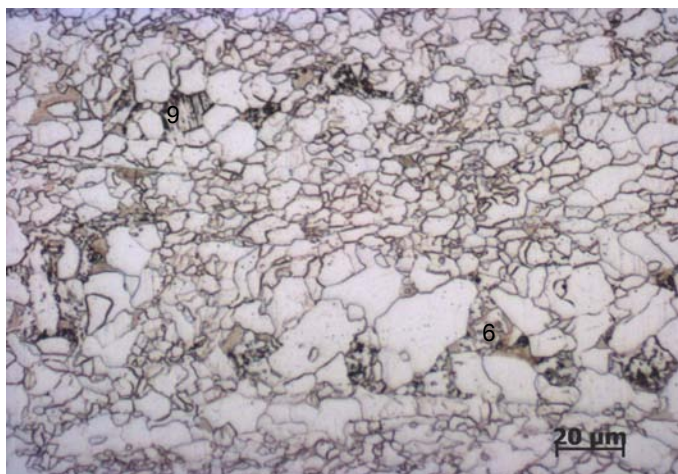


Figura 33 – Material como recebido (A1), longitudinal ao sentido de laminação. Microscopia Óptica. Ataque: Nital 2%. Onde: 6 – bainita granular e 9 – ferrita bainítica

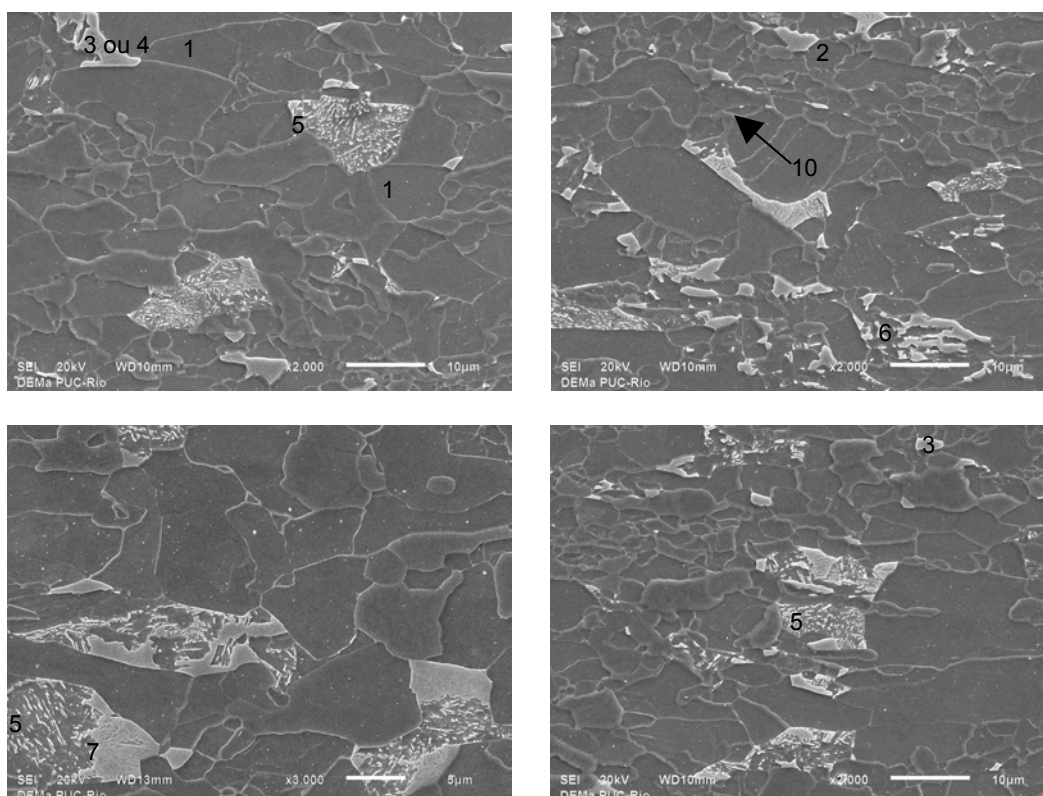


Figura 34 – Material como recebido (A1) no sentido transversal ao de laminação. Microscopia eletrônica de varredura (elétrons secundários). Ataque nital 2%. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quase poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular e 7 – AM parcialmente decomposto

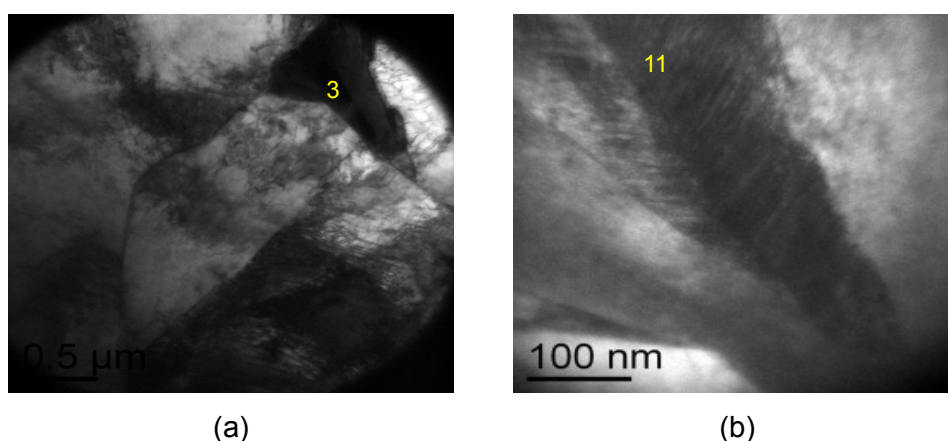
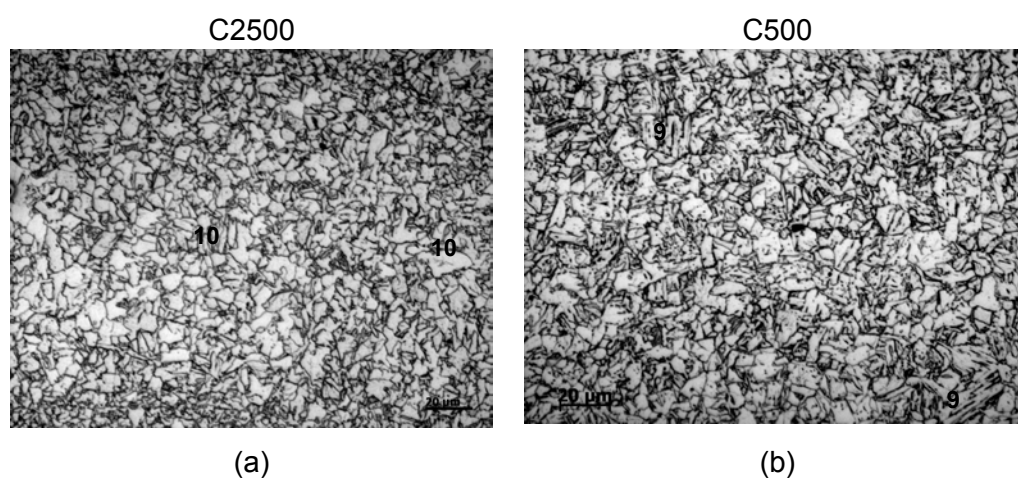


Figura 35 – Material como recebido (A1) no sentido transversal ao de laminação [67], Microscopia eletrônica de transmissão, campo claro. Onde: (a) 3 – constituinte AM e (b) 11 – martensita maclada do constituinte AM

A distribuição de grãos ferríticos do material como recebido é heterogênea devido à forma de processamento, com laminação de acabamento no campo bifásico. Isto também favorece a formação de contornos de sub-grãos [132]. A complexidade das fases formadas na matriz ferrítica pode encontrar uma explicação nas diferenças de concentrações de carbono na austenita residual antes do resfriamento final como será aprofundado na seção 4.9.

Nas figuras 36, 37 e 38 a presença da ferrita bainítica com diferentes números de subunidades compondo os feixes, sendo observada também como ripas individuais na matriz ferrítica, está associada com os efeitos das temperaturas de transformação de fases em acordo com a figura 25 [57].



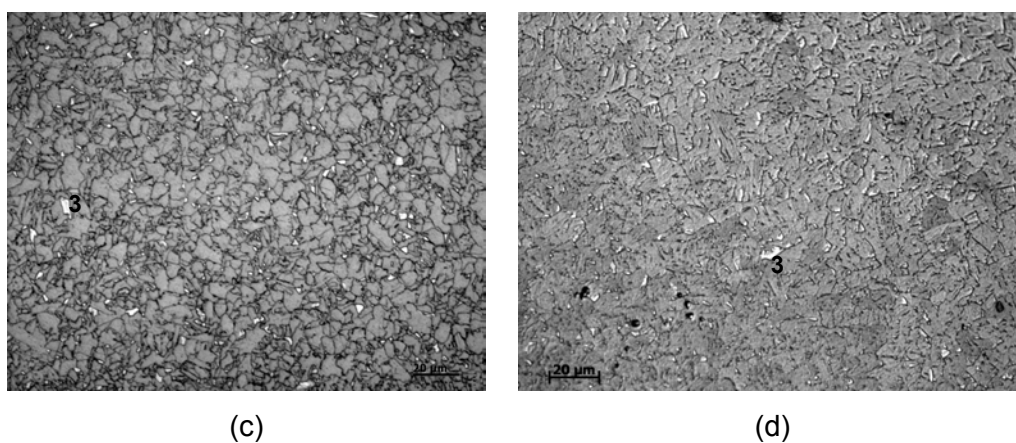


Figura 36 – Microestrutura do extradoso. Microscopia Óptica, (a, b) ataque nital 2% e (c, d) ataque LePera Modificado. (a, c) Curva C2500, (b,d) Curva C500. Onde: 3 – constituinte AM, 9 – ferrita bainítica e 10 – Ferrita acicular

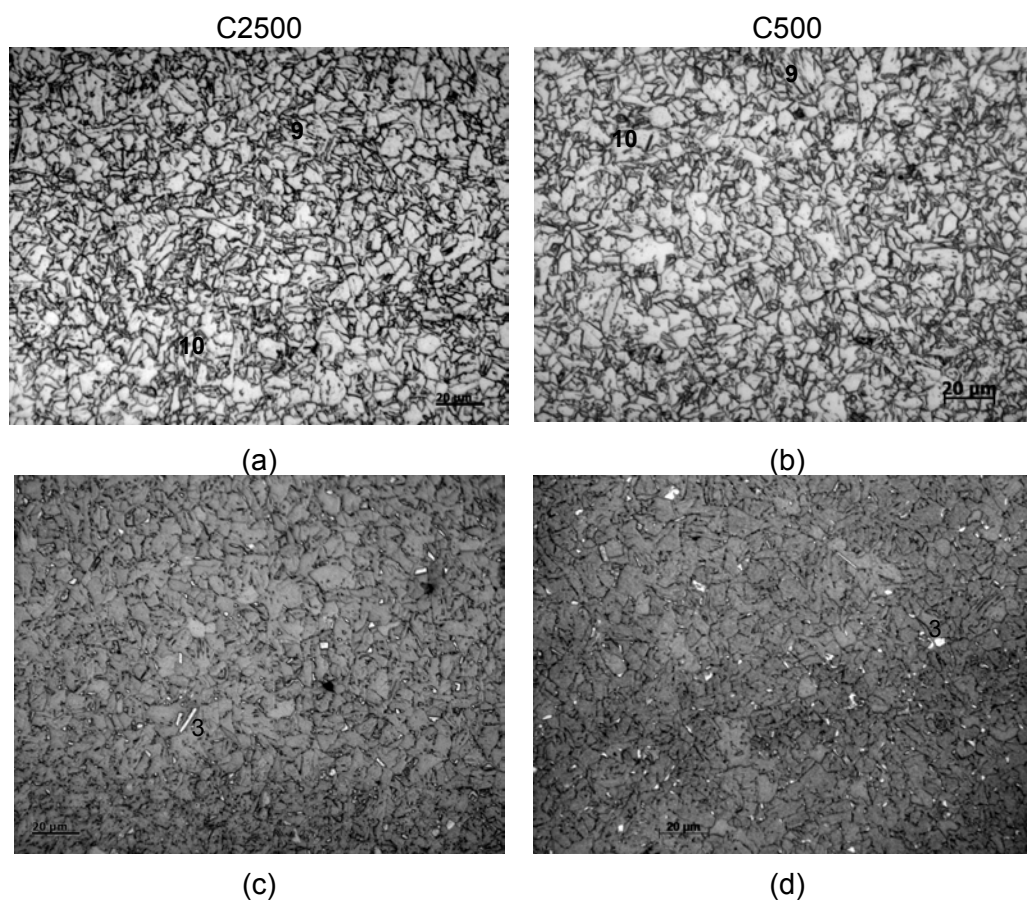


Figura 37 – Microestrutura do intradoso. Microscopia Óptica, (a, b) ataque nital 2% e (c, d) ataque LePera Modificado. (a, c) Curva C2500, (b,d) Curva C500. Onde: 3 – constituinte AM, 9 – ferrita bainítica e 10 – Ferrita acicular

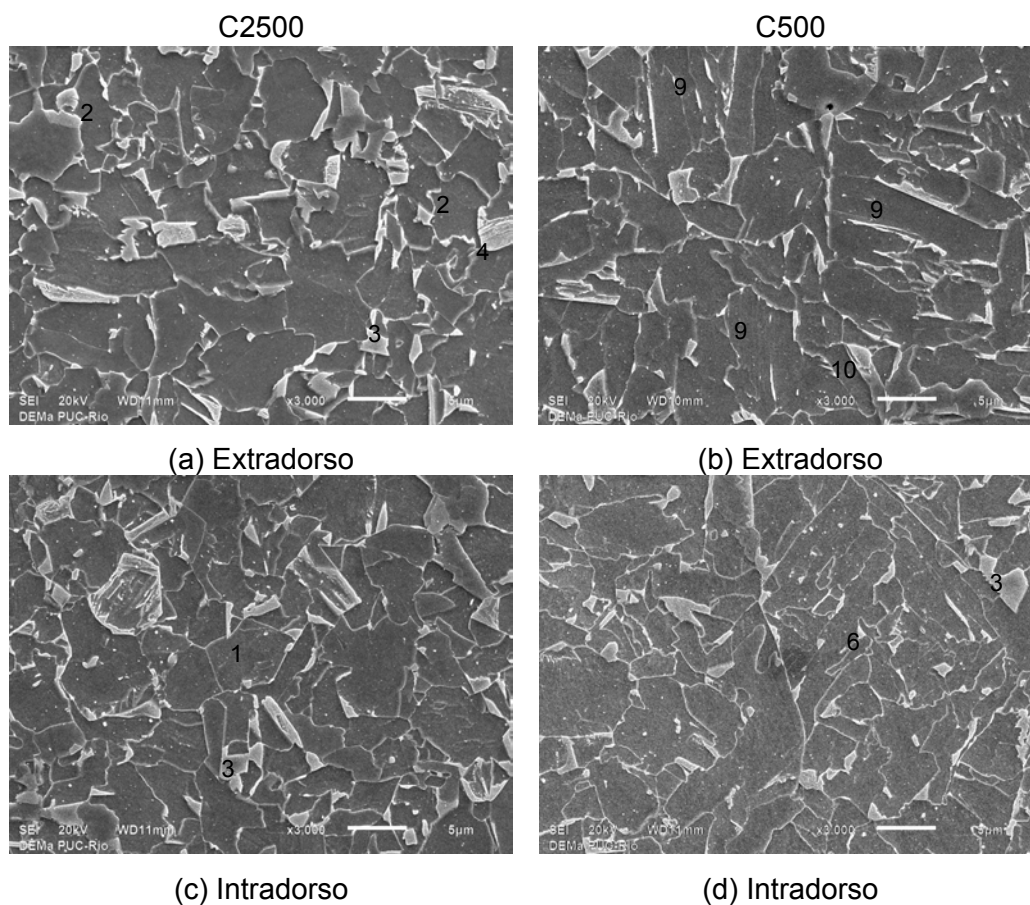


Figura 38 – Microscopia eletrônica de varredura (elétrons secundários). Ataque: Nital 2%. (a, c) Curva C2500, (b,d) Curva C500. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quasi poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 6 – bainita granular, 9 – ferrita bainítica e 10 – Ferrita acicular

Em termos de microestrutura, via MO e MEV, as principais influências do curvamento a quente estão associadas ao refino e homogeneidade do tamanho de grão e evolução da fração volumétrica das fases aciculares (ferrita acicular e ferrita bainítica), [2, 10, 17, 23], em acordo com as figuras 36 a 38.

A figura 39, via MET, confirma a presença de ripas de ferrita bainítica na microestrutura das curvas C2500 e C500.

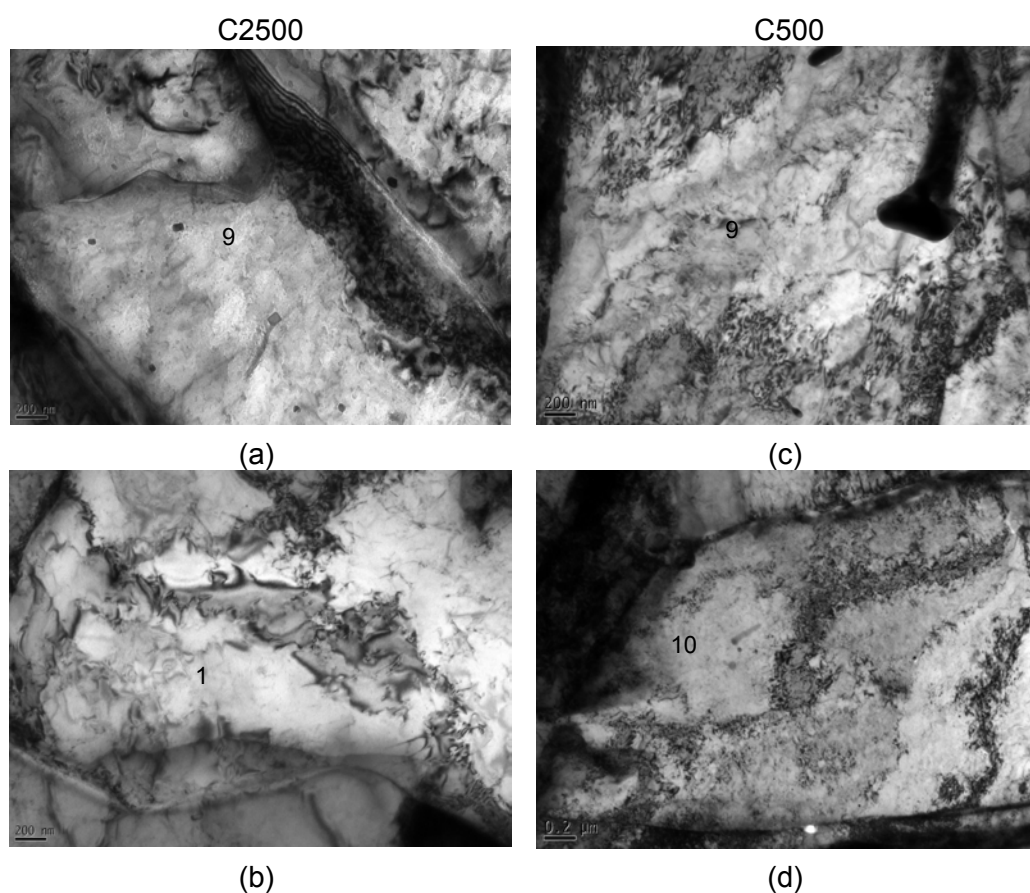


Figura 39 – Microscopia eletrônica de transmissão, campo claro. (a, b) Curva C2500, (c,d) Curva C500. Onde: 1 – ferrita poligonal, 9 – Ferrita bainítica e 10 – ferrita acicular

A evolução da fração volumétrica das fases pode ser observada nas figuras 40 a 42. No material como recebido as frações volumétricas de ferrita bainítica e ferrita acicular foram negligenciadas e para todas as amostras avaliadas a fração volumétrica de ferrita é constituída por ferritas do tipo poligonal e quasi poligonal. Na figura 42, a maior fração volumétrica de ferrita acicular e de ferrita alongada com segunda fase alinhada, tipo ferrita bainítica, proporcionará para curva C500 uma importante contribuição para o endurecimento devido à transformação de fases.

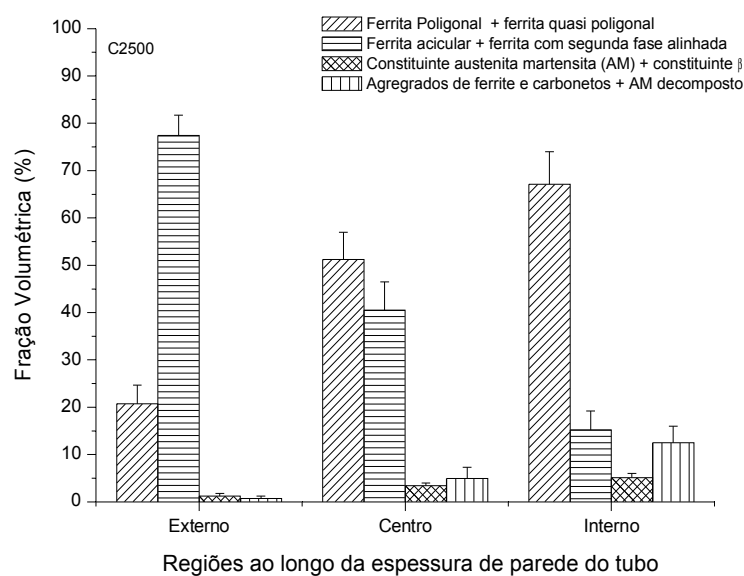


Figura 40 – Gráfico da evolução microestrutural ao longo da espessura de parede na curva C2500 [17, 20]

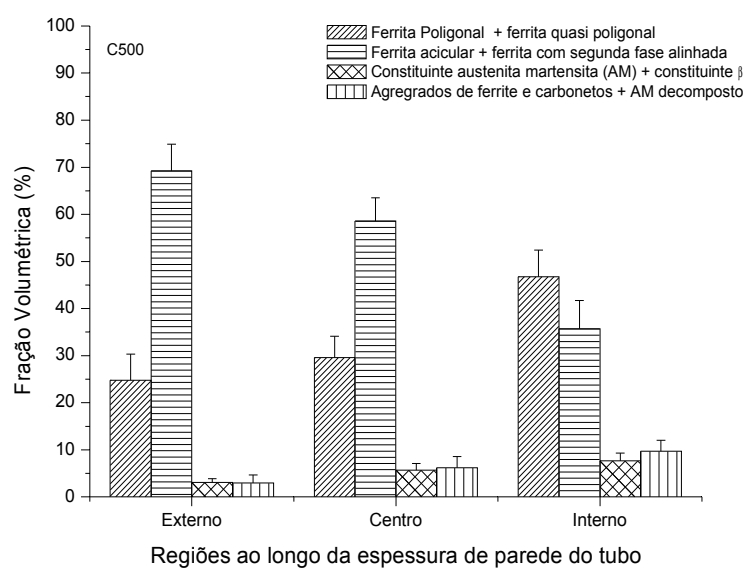


Figura 41 – Gráfico da evolução microestrutural ao longo da espessura de parede na curva C500 [17, 20]

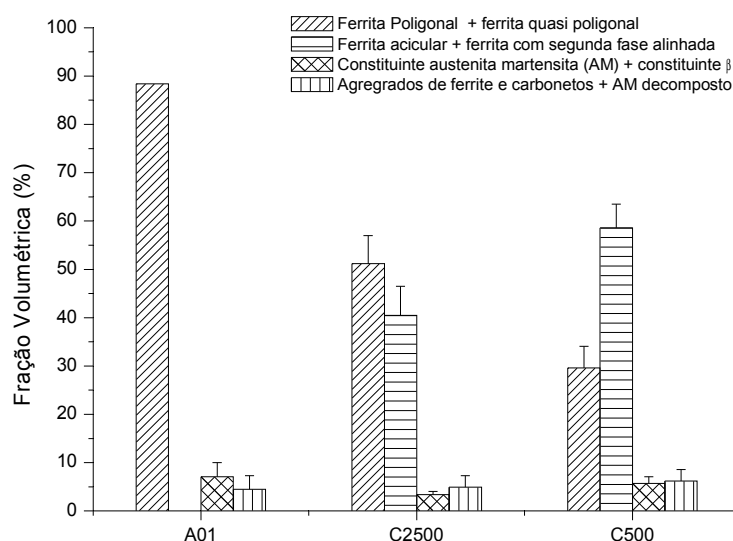


Figura 42 – Efeitos do curvamento a quente sobre a evolução microestrutural do material como recebido (A1) [17, 20]

O material como recebido (A1) apresenta microestrutura final com tamanho de grão heterogêneo em função da coexistência de ferrita proeutetóide e austenita não transformada, durante a laminação no campo bifásico, e devido à dificuldade de recristalização da ferrita proeutetóide que se torna grosseira [39].

A distribuição de tamanhos de grão mostra que o curvamento a quente promove um refino significativo (figura 43), consequência da aplicação de ciclos rápidos de austenitização e resfriamento externo da espessura de parede com jatos de água. A evolução do tamanho de grão em função da espessura de parede na curva pode ser observada na figura 44, mostrando que o maior aporte de calor e a redução da frequência, C500, tornam a distribuição de tamanhos de grão mais homogênea.

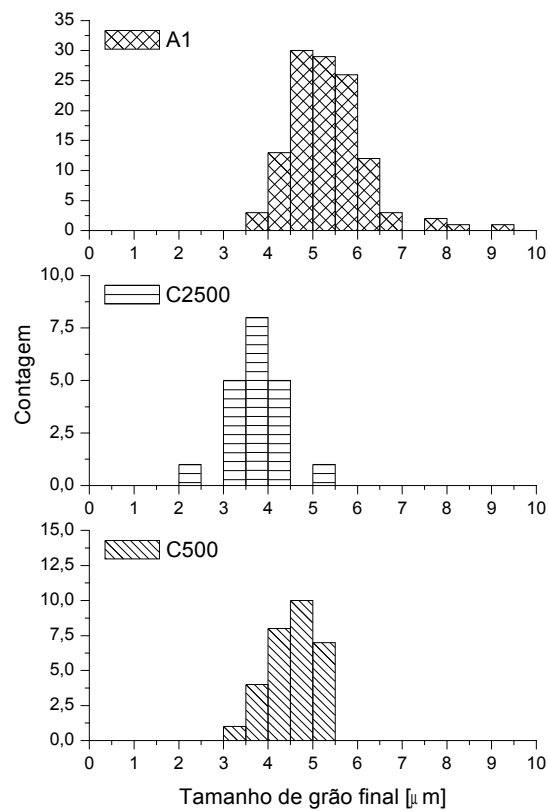


Figura 43 – Efeitos do curvamento a quente sobre a distribuição de tamanhos de grão (10 mm da espessura externa de parede)

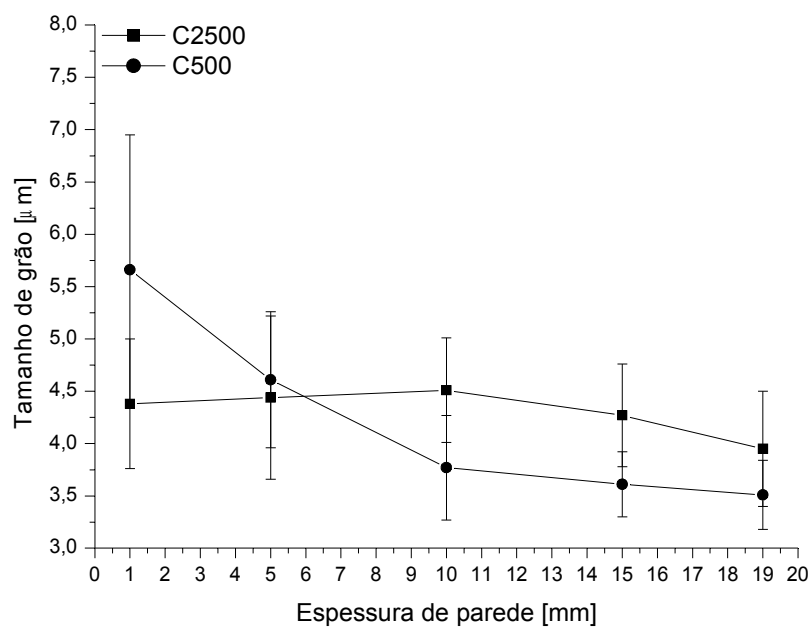


Figura 44 – Efeitos do curvamento a quente sobre o tamanho de grão final ao longo da espessura

4.2. Efeitos do revenimento sobre a microestrutura nas condições de como recebido e como curvado

As figuras 45 e 46 mostram os efeitos do revenimento a 600°C sobre a microestrutura do material como recebido e como curvado, respectivamente.

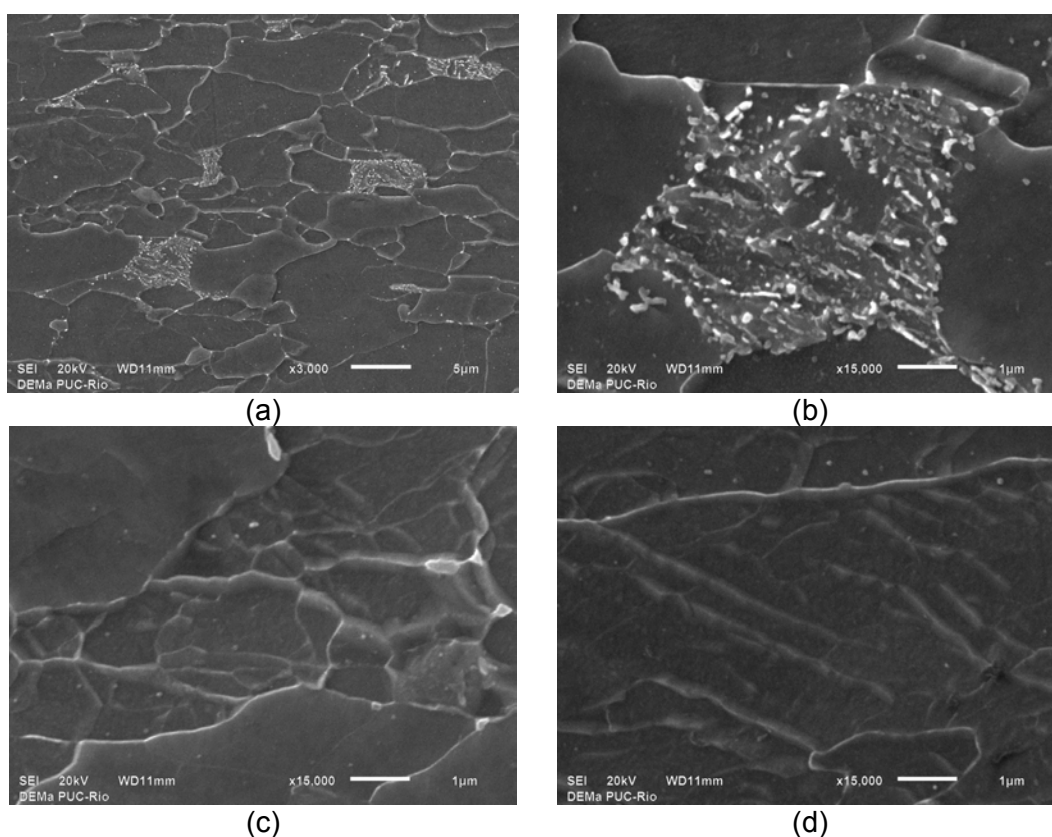


Figura 45 – Material como recebido revenido a 600°C (1h), amostra A2, (a) e (b) decomposição do constituinte AM, (c) e (d) formação de novos grãos isentos de deformação

É possível observar a decomposição do constituinte AM (imagens 45b, 46c, 46d e 46f) e novos grãos isentos de deformação formados a partir de grãos deformados (imagem 45c), além da precipitação ancorando os contornos de grãos (imagem 46e). Estas características serão responsáveis pelas mudanças na tenacidade do material. A precipitação formada durante o revenimento é um indicativo de mudanças na solução sólida da ferrita, pois os elementos de liga formadores de carbonitreto saem da solução sólida na ferrita para formar precipitados durante o revenimento.

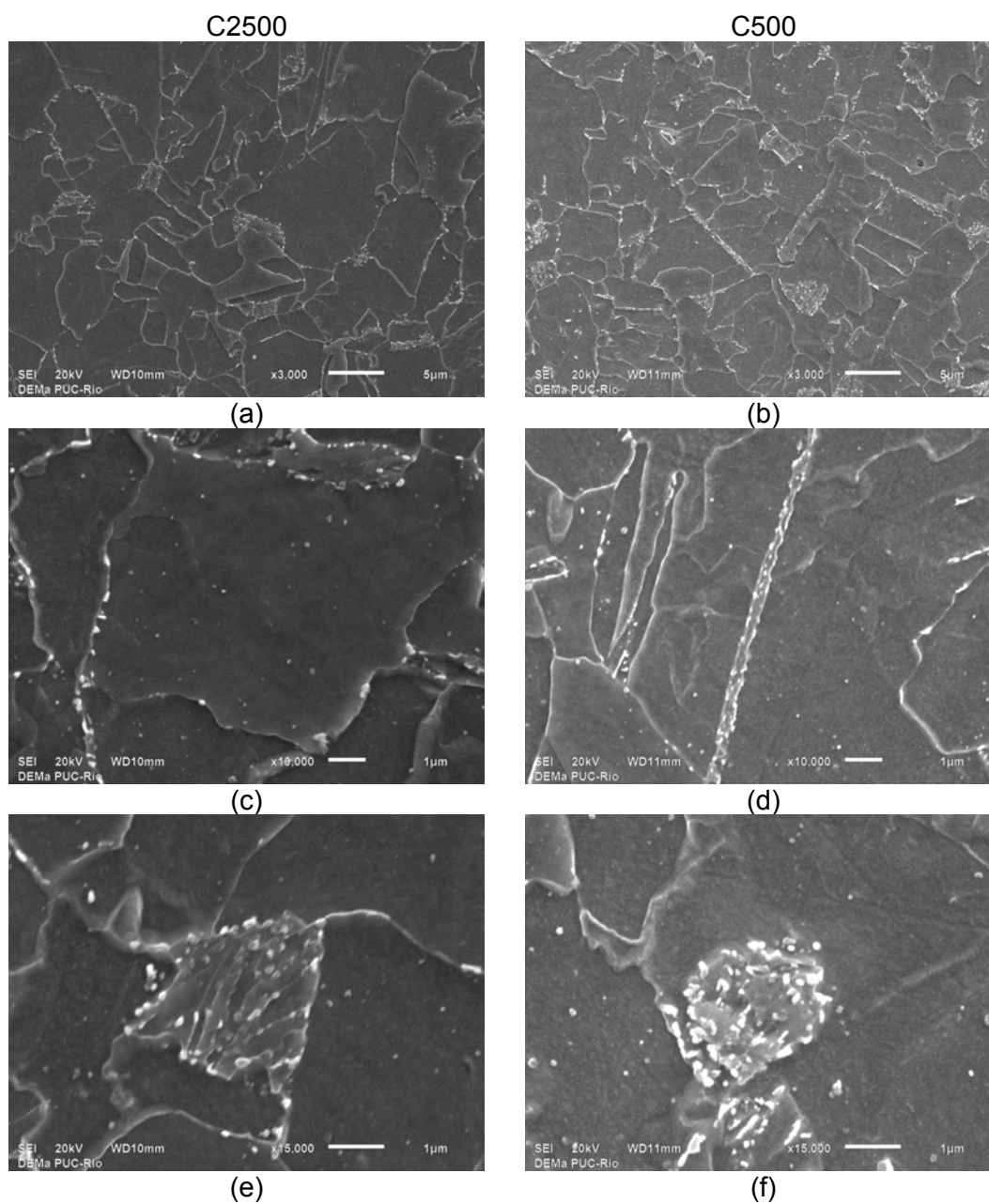


Figura 46 – Região do intradorso (C2500) revenida a 600°C (1h). (a), (b) e (c) precipitação nos contornos de grãos, (d), (e) e (f) decomposição do constituinte AM

4.3. Correlações entre características microestruturais

Para os trechos que compõem as curvas C500 e C2500 foram obtidas as correlações entre as frações volumétricas de ferritas bainítica e acicular e o tamanho de grão final com o tamanho de grão da austenita prévia, visualizadas nas figuras 47 e 48, respectivamente.

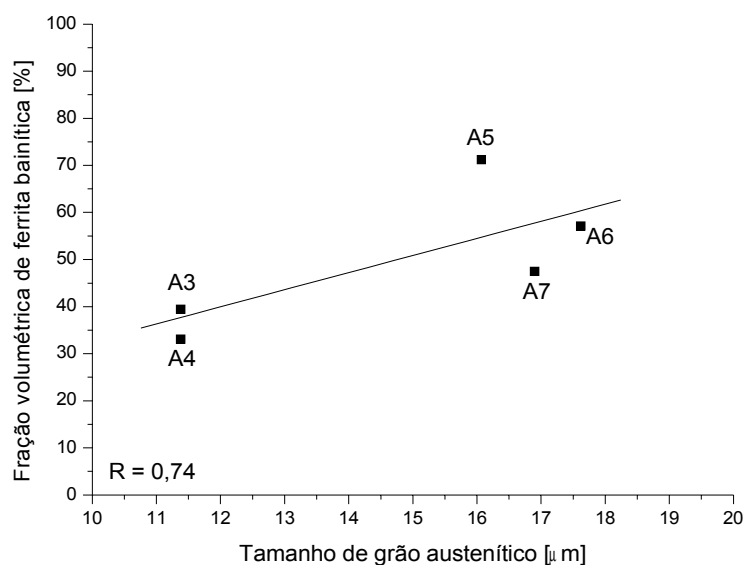


Figura 47 – Fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular em função do tamanho de grão da austenita prévia, curvas C2500 e C500

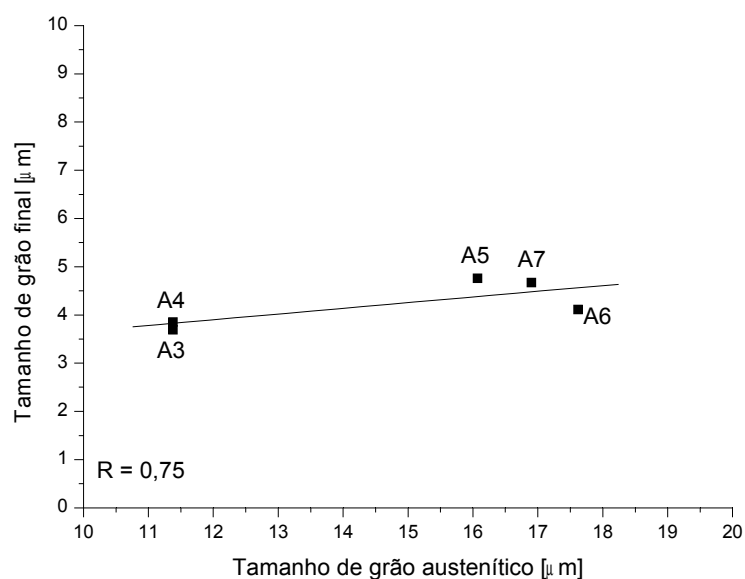


Figura 48 – Tamanho de grão final experimental em função do tamanho de grão da austenita prévia, curvas C2500 e C500

Considerando uma faixa de taxa de resfriamento estreita nos trechos curvados, entre 8 a 12 mm da espessura de parede, observa-se que a fração volumétrica das ferritas bainítica e acicular foi favorecido por um tamanho de grão austenítico na faixa entre 15 a 18 μm , contudo mantendo o tamanho de grão final refinado e na ordem de 4 a 5 μm (C500).

4.4. Propriedades mecânicas nas condições de como recebido, curvado e revenido

As propriedades mecânicas em tração e energia absorvida Charpy do aço em estudo sob diferentes condições de processamento podem ser visualizadas na tabela 19 [17]. Resultados referentes a testes complementares apresentados em algumas das construções gráficas encontram-se na tabela 20 [17].

Os expoentes de encruamento (n) e os coeficientes de resistência (k) obtidos experimentalmente a partir das curvas de tensão x deformação estão na tabela 21, sendo possível observar que o estado curvado, antes (A3 e A4) e após revenimento (A9 e A10), e o estado normalizado (A1'') são capazes de distribuir deformações plásticas de maneira mais uniforme do que o estado como recebido (A1).

Tabela 19 – Propriedades mecânicas em tração e energia absorvida Charpy das amostras principais [17]

Amostras	LE _{0,2%} (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	Al (25,4 mm) (%)	Ch 0°C (J)
A1	604 ± 20	679 ± 9	0,89	21 ± 2	182 ± 33
A2	580 ± 19	646 ± 11	0,90	26 ± 1	196 ± 34
A3	472 ± 16	658 ± 9	0,72	26 ± 3	-
A4	477 ± 10	673 ± 2	0,71	26 ± 3	-
C2500	475 ± 4	666 ± 11	0,71	26 ± 0	-
A5	554 ± 9	706 ± 1	0,78	25 ± 0	253 ± 11
A6	521 ± 1	684 ± 4	0,76	24 ± 1	293 ± 3
A7	540 ± 13	693 ± 8	0,78	26 ± 1	294 ± 1
C500	538 ± 17	694 ± 11	0,78	25 ± 1	280 ± 23
A8	536 ± 1	613 ± 7	0,87	31 ± 2	-
A9	558 ± 9	619 ± 3	0,90	30 ± 1	267 ± 17
A10	554 ± 15	616 ± 7	0,90	28 ± 1	247 ± 23

Tabela 20 – Propriedades mecânicas em tração e energia absorvida Charpy das amostras adicionais [17]

Amostras	LE _{0,2%} (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	AI (25,4 mm) (%)	Ch 0°C (J)
A5'	539 ± 5	696 ± 8	0,77	24 ± 1	282 ± 11
A6'	547 ± 33	699 ± 8	0,78	28 ± 3	262 ± 20
A7'	530 ± 17	698 ± 3	0,76	26 ± 3	284 ± 6
A1'	678 ± 22	764 ± 4	0,89	23 ± 1	230 ± 25
A1''	244 ± 6	573 ± 4	0,43	33 ± 1	-
A2'	560 ± 16	603 ± 29	0,93	28 ± 0,83	219 ± 14
R5	593 ± 3,5	654 ± 2,7	0,91	25 ± 0,4	244 ± 14
R6	581 ± 12	679 ± 4,1	0,86	24 ± 0,6	297 ± 4
R7	587 ± 1,2	668 ± 3,2	0,87	26 ± 0,8	299 ± 1

A5', A6' e A7' = zonas de transição dos trechos A5, A6 e A7

A1' = A1 temperada em água a partir de 1000°C (30 min)

A1'' = A1 normalizada (ao ar calmo) a partir de 900°C (30 min)

A2' = A1 revenida a 650°C (1h)

R5, R6 e R7 = extradorso, intradorso e linha neutra da curva C500 revenidos a 600°C (1h)

Tabela 21 – expoente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (k)

Amostras	n	k (MPa)
A1	0,082	901
A3	0,13	982
A4	0,132	1009
C2500	0,131	996
A9	0,121	919
A10	0,129	882
A1''	0,247	963

4.5. Estudo das distribuições das microdurezas

A figura 49 mostra a caracterização das microdurezas HV10g de 1000 grãos de ferrita ao longo da espessura de parede na condição de como recebido (A1). Para uma amostragem aleatória inicial de 100 grãos ferríticos [17] a presença de uma distribuição bimodal foi interpretada como um indicativo da presença de grãos de ferrita endurecidos por precipitação interfásica, cuja presença não foi confirmada em uma amostragem de 14 grãos ferríticos avaliada por microscopia eletrônica de transmissão, sendo observada apenas precipitação na austenita [67]. Contudo, a tendência gaussiana e modal

observada para a distribuição das microdurezas (figura 49a) da amostra A1, a partir de uma amostragem de 1000 grãos ferríticos, não pode ser diretamente interpretada como uma certeza sobre a ausência de grãos contendo precipitação interfásica. Isto se deve ao fato de que o endurecimento por discordâncias resultante da laminação da chapa no campo bifásico e a aplicação de deformação a frio durante o processo UOE de conformação do tubo, possivelmente contribuíram para o comportamento modal apresentado.

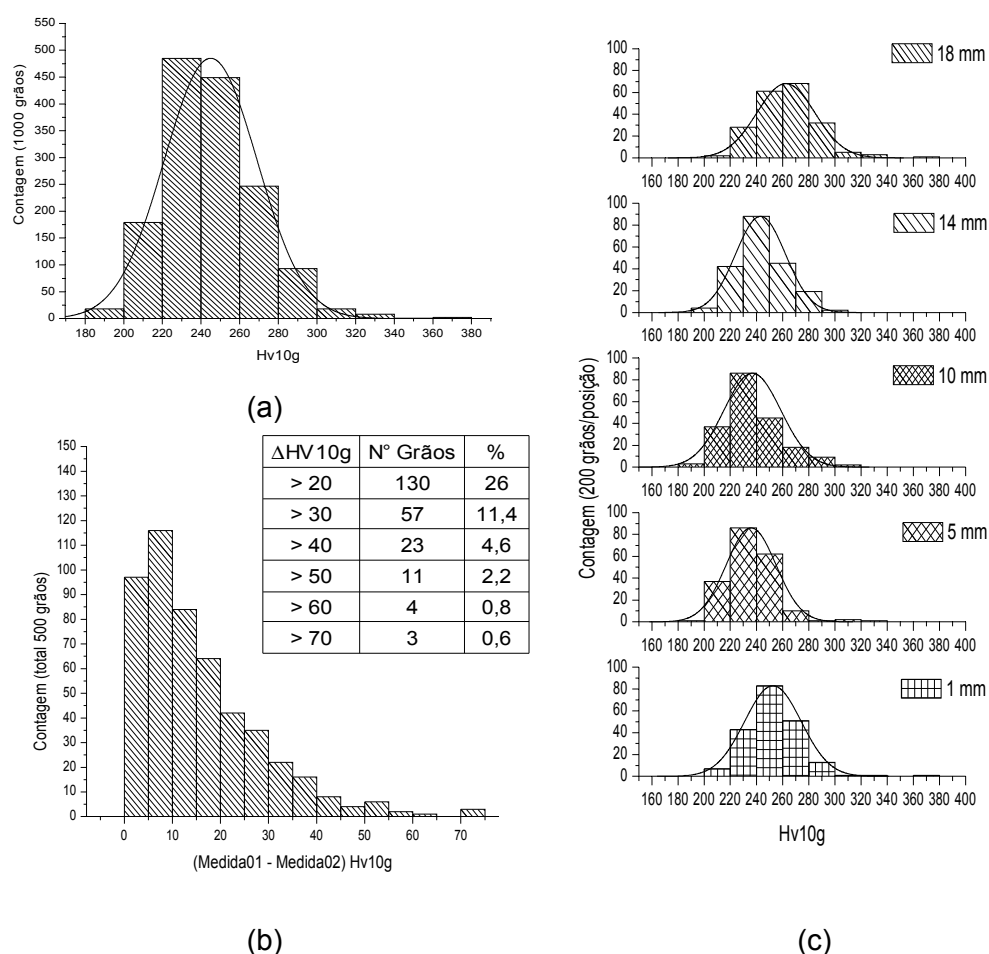


Figura 49 – Estudo da distribuição das microdurezas HV10g dos grãos de ferrita (poligonal e quase poligonal) ao longo da espessura de parede no material na condição de como recebido, A1. (a) distribuição geral de microdurezas, (b) frequência das diferenças entre duas medidas de microdureza em um mesmo grão e (c) estratificação das distribuições das microdurezas ao longo da espessura de parede

Para grãos grandes o suficiente para acomodar duas aferições de microdureza HV10g, possivelmente as maiores diferenças obtidas para os valores de microdurezas, em lados distintos e opostos do mesmo grão ferrítico, possam apresentar correlação com as estimativas para a fração volumétrica de grãos ferríticos endurecidos por precipitação interfásica. As medições de duas microdurezas em um mesmo grão de ferrita (figura 49b) só foi possível de ser realizado devido à presença de grãos grosseiros de ferrita proeutetóides.

Quanto à distribuição dos valores de microdureza ao longo da espessura a figura 49c mostra que as classes de microdureza com máxima frequência revelam camadas superficiais mais endurecidas do que as camadas centrais, porém de maneira assimétrica. Isto pode ser em consequência da aplicação do processo UOE em sobreposição aos efeitos da laminação, cujas distribuições das deformações ao longo da espessura foram estudadas por Kostryzhev [62].

Uma comparação entre a distribuição das microdurezas da ferrita com as outras fases da microestrutura do material na condição de como recebido encontra-se na figura 50. Observa-se que a bainita granular, o constituinte AM massivo e o constituinte AM parcialmente decomposto representam fases duras dispersas na matriz ferrítica.

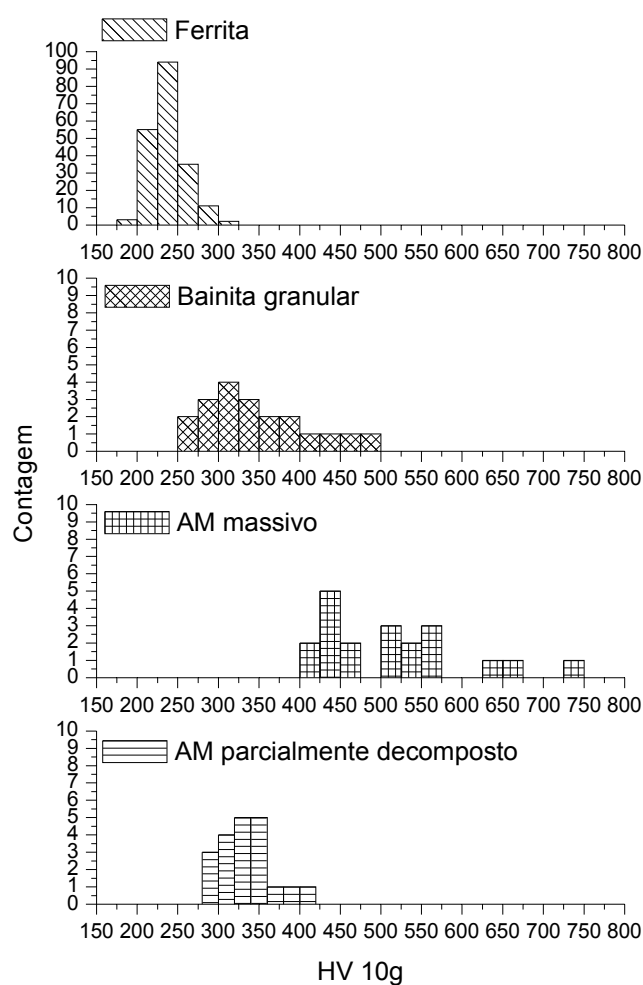


Figura 50 – Estudo da distribuição das microdurezas HV10g dos microconstituintes do material como recebido (A1). Os grãos ferríticos são referentes à posição de 10 mm da espessura de parede

As figuras de 51 a 57 correlacionam os tamanhos dos grãos ferríticos individuais com as microdurezas HV10g correspondentes, para diferentes condições de processamento do aço API X80 deste estudo. Os grãos ferríticos são referentes à posição da espessura de parede correspondente a 10 mm.

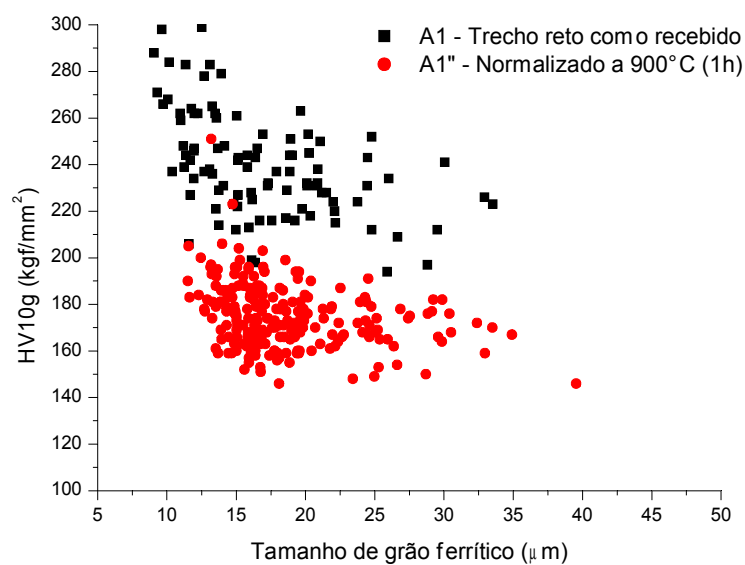


Figura 51 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando o material como recebido (A1) com o seu estado normalizado (A1'')

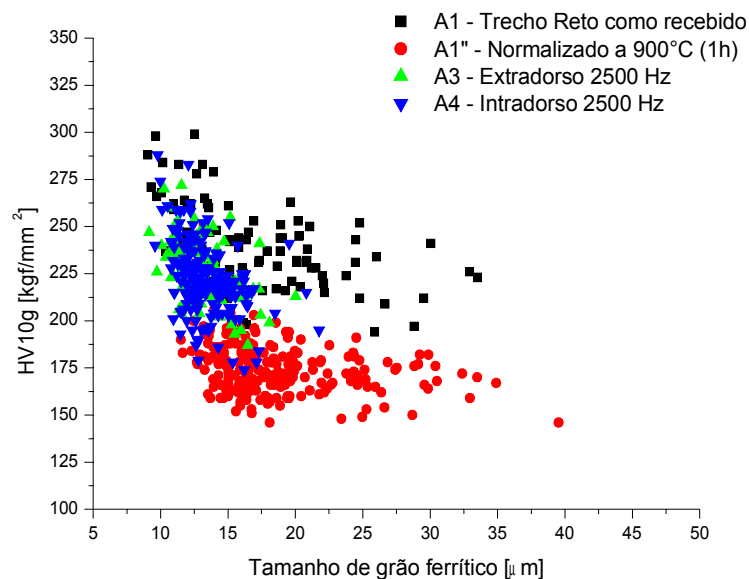


Figura 52 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando o material como recebido (A1) e o seu estado normalizado (A1'') com os trechos da curva C2500

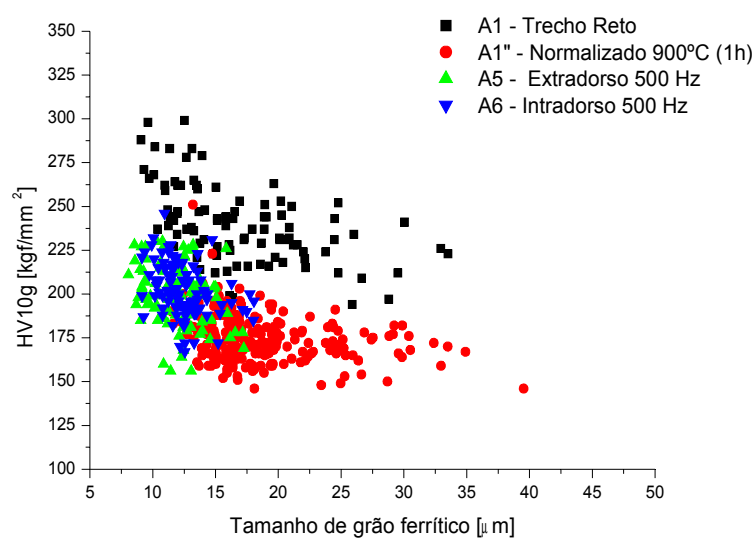


Figura 53 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando o material como recebido (A1) e o seu estado normalizado (A1'') com os trechos da curva C500

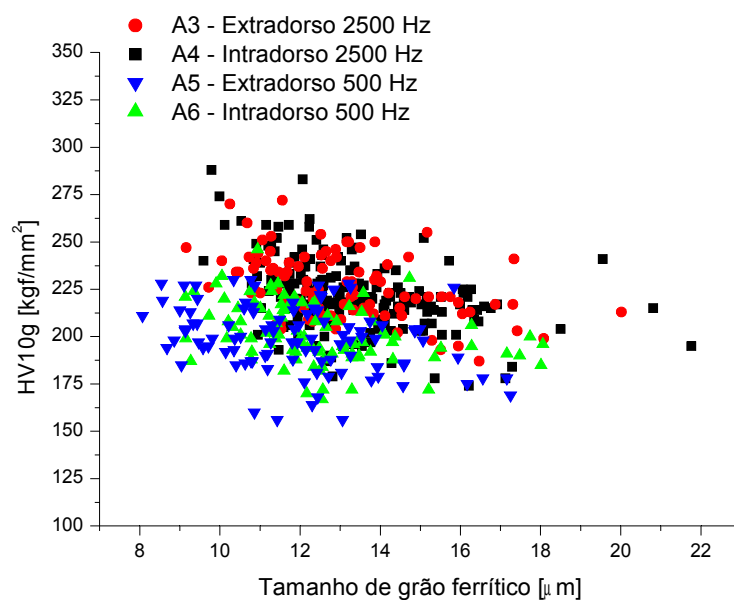


Figura 54 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando os trechos das curvas C2500 e C500

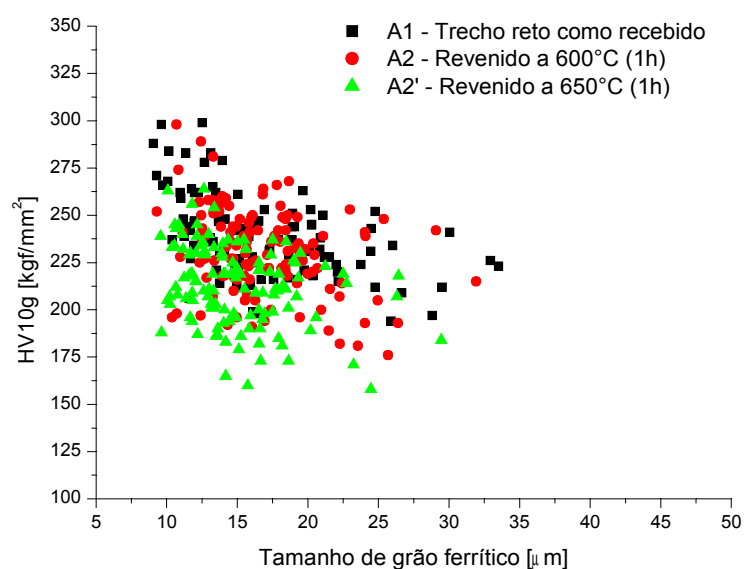


Figura 55 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando o material como recebido (A1) com o seu estado após os revenimentos a 600 e a 650°C

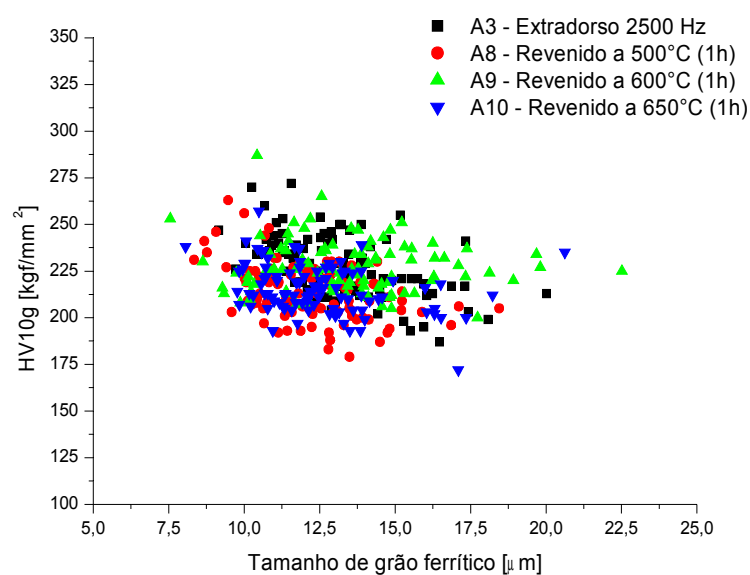


Figura 56 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando a curva C2500 (extradorso) com seu estado após os revenimentos a 500°C, 600°C e 650°C

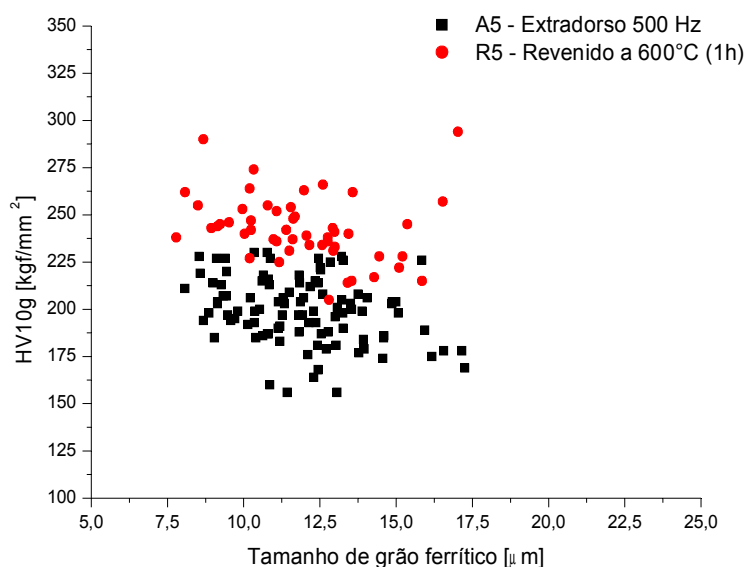


Figura 57 – Distribuição das microdurezas em função do tamanho de grão ferrítico comparando a curva C500 (extradorso) com seu estado após revenimento a 600°C

Uma referência, para o material em estudo, da condição de baixo endurecimento é a condição de como normalizado (A1"). Esta foi utilizada em comparação com as microdurezas dos grãos ferríticos do material como recebido, na figura 51, e como curvado, nas figuras 52 e 53. Observa-se que o curvamento a quente, independentemente dos parâmetros aplicados, provoca perda de endurecimento dos grãos ferríticos (figuras 52 e 53). Quanto maior o aporte de calor durante o curvamento (potência), maior é o amaciamento da ferrita (figura 54). Quanto aos efeitos do revenimento (figuras 55 e 57) observa-se que a aplicação de temperaturas de revenido abaixo e acima da temperatura de máxima precipitação dos elementos microligantes promove amaciamento na ferrita. Existe uma tendência geral de que os grãos mais grosseiros apresentem valores de microdurezas mais baixos do que os grãos mais refinados, porém a existência de grãos relativamente grosseiros e endurecidos promove coeficientes de correlação reduzidos. No geral os tamanhos de grãos ferríticos mais grosseiros das condições curvadas a quente são menores do que os grãos mais grosseiros do material na condição de como recebido (figuras 52 e 53).

4.6. Correlações entre propriedades mecânicas

As correlações das propriedades mecânicas em tração entre si, com as microdurezas e com as energias absorvidas Charpy estão nas figuras 58 a 64. No geral, observou-se o incremento do limite de resistência com o aumento das microdurezas e do limite de escoamento. A diminuição do alongamento e da energia absorvida Charpy (0°C) com a elevação das microdurezas e do limite de resistência também foi observada.

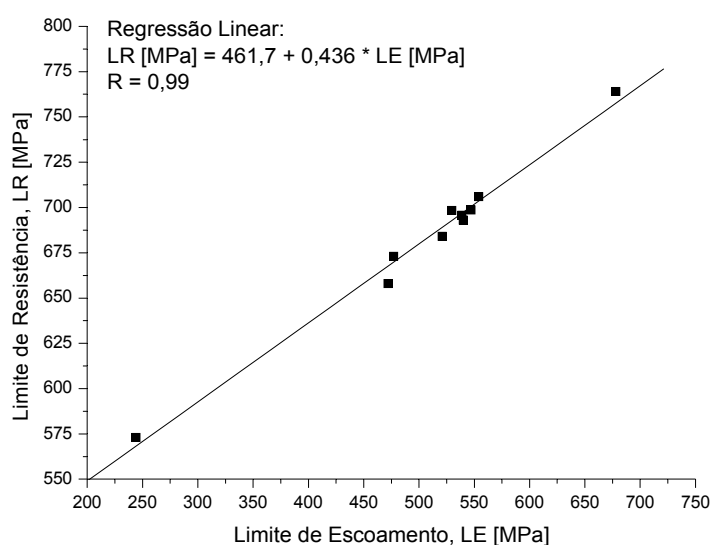


Figura 58 – Correlação entre limite de resistência e escoamento para o aço API X80 em estudo

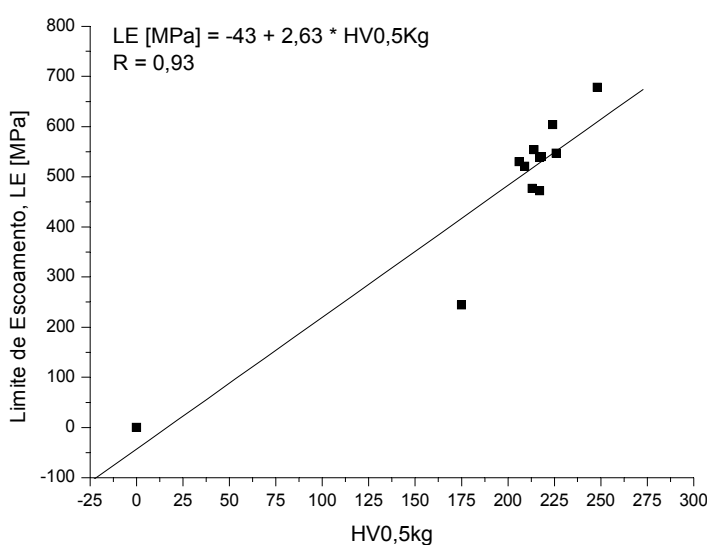


Figura 59 – Correlação entre limite de escoamento e microdureza HV0,5kg para o aço API X80 em estudo

O parâmetro $C = \Delta LE / \Delta HV_{0,5kg}$ da curva C2500 é igual a 2,2 e a regressão linear com os dados da curva C500 retorna ao valor de $C = 2,5$. O parâmetro C pode assumir valores entre 2,5 a 2,9 [153], estando os resultados obtidos para as curvas C2500 e C500 abaixo e limítrofe desta faixa, respectivamente. Na seção 4.13 será avaliada a dependência da declividade C com a fração volumétrica de ferrita bainítica (figura 111).

Na figura 61 observa-se que para o material em estudo a declividade, $\Delta LR / \Delta HV_{0,5kg}$, retorna ao valor de 3,12. O fator de conversão de dureza para limite de resistência em tração encontrado é 2,5% menor do que o valor de 3,2 estabelecido pela norma DIN 50150 [154].

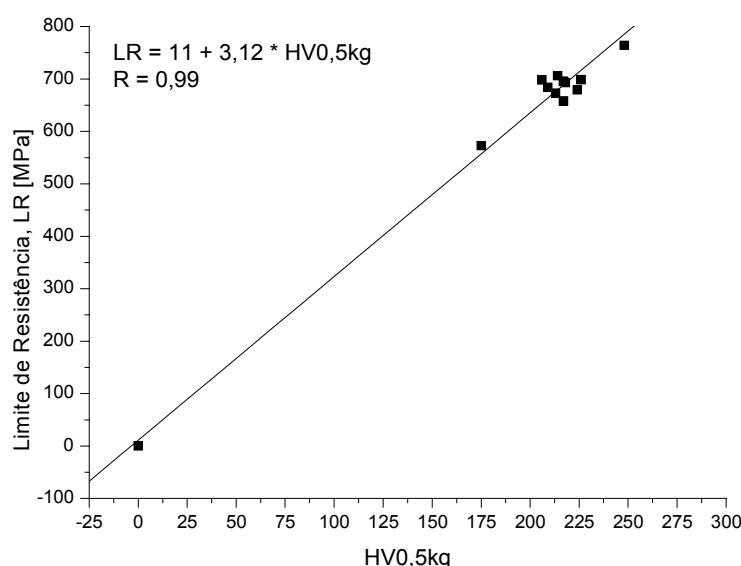


Figura 60 – Correlação entre limite de resistência e microdureza HV0,5kg para o aço API X80 em estudo

A redução do alongamento e da tenacidade ao entalhe com a elevação da resistência e da dureza podem ser visualizadas nas figuras 61 a 64.

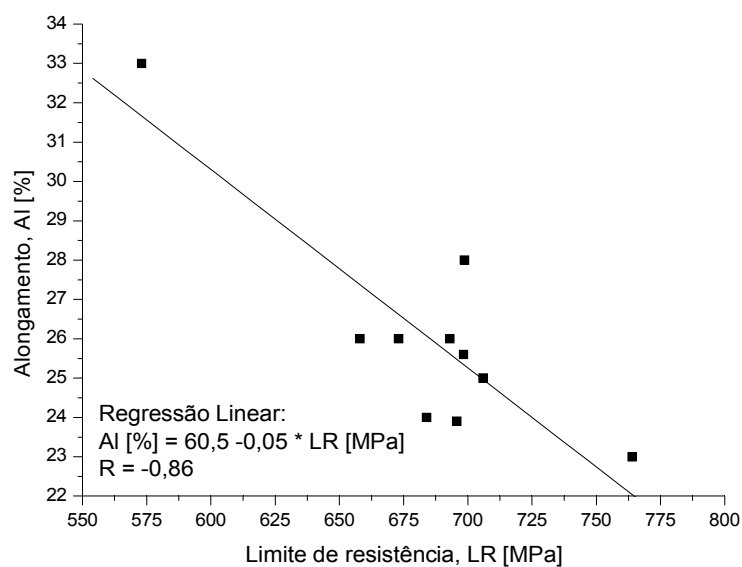


Figura 61 – Correlação entre alongamento e limite de resistência para o aço API X80 em estudo

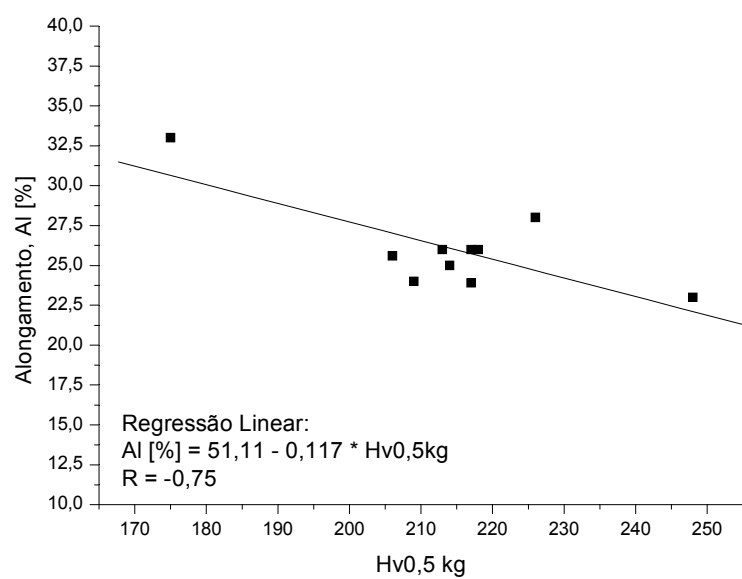


Figura 62 – Correlação entre alongamento e microdureza HV0,5kg para o aço API X80 em estudo

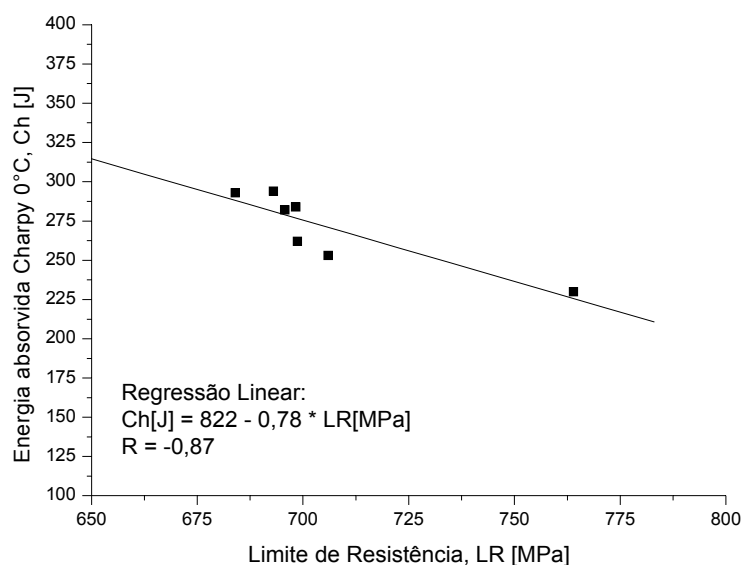


Figura 63 – Correlação entre energia absorvida Charpy e limite de resistência para o aço API X80 em estudo

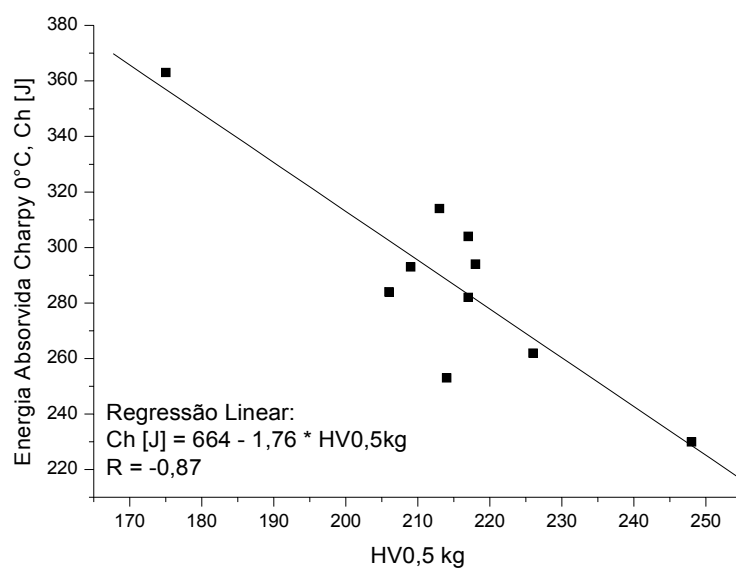


Figura 64 – Correlação entre energia absorvida Charpy e microdureza HV0,5kg para o aço API X80 em estudo

A correlação entre as propriedades mecânicas do aço API X80 em estudo confirmou que as microdurezas médias mais elevadas estavam associadas com as amostras de resistência mais elevada (limites de escoamento e resistência), conduzindo a reduções no alongamento e na tenacidade ao entalhe quando correlacionadas com as microdurezas.

4.7. Correlações entre o expoente de encruamento e parâmetros de processamento, características microestruturais e propriedades mecânicas

As correlações entre os expoentes de encruamento como as condições de processamento do aço em estudo alteram a capacidade do material de distribuir as deformações de maneira homogênea, sendo também possível obter informações sobre o comportamento plástico em função das características microestruturais e de propriedades mecânicas.

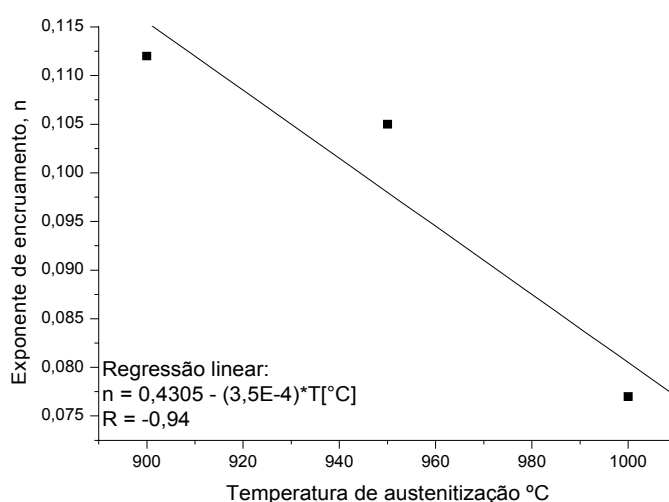


Figura 65 – Correlação entre expoente de encruamento e a temperatura de austenitização. Aço API X80 em estudo em estado temperado e revenido a 500°C (1h)

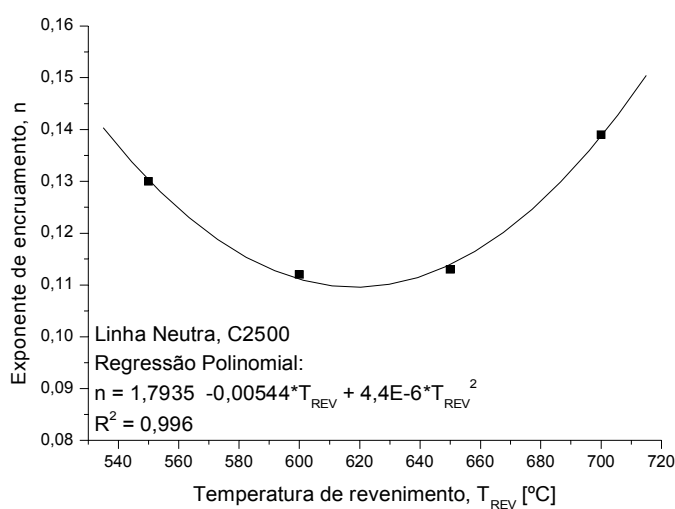


Figura 66 – Correlação entre expoente de encruamento e a temperatura de revenimento. Linha neutra da C2500 revenida

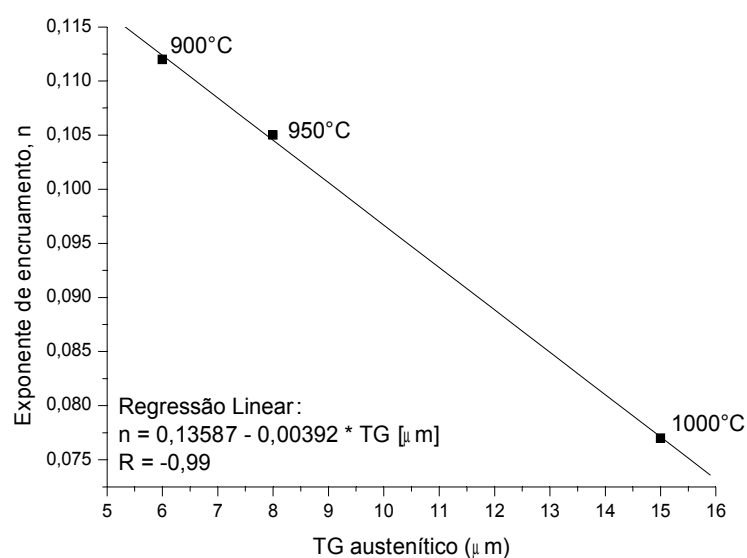


Figura 67 – Correlação entre expoente de encruamento e o tamanho de grão (TG) da austenita prévia, após austenitização a 900, 950 e 1000°C, têmpera e revenido a 500°C (1h)

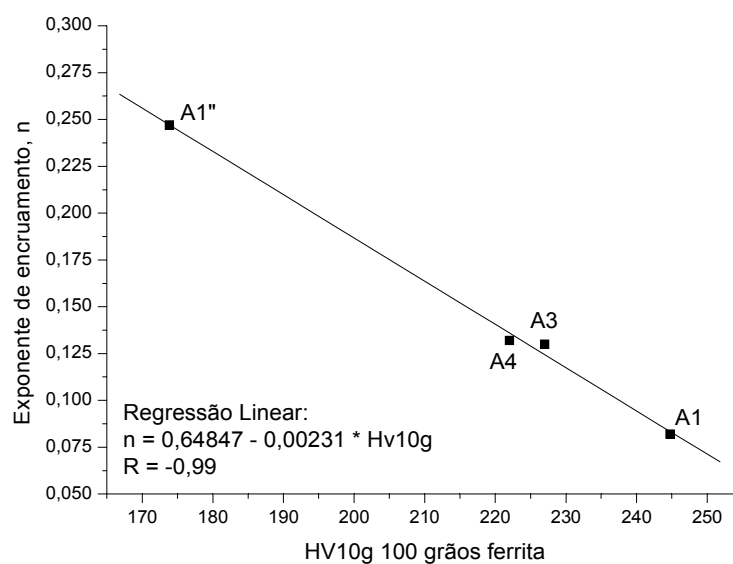


Figura 68 – Correlação entre expoente de encruamento e microdureza HV10g média de 100 grãos ferríticos a 10 mm da espessura externa de parede do tubo. Amostras A1, A1'', A3 e A4

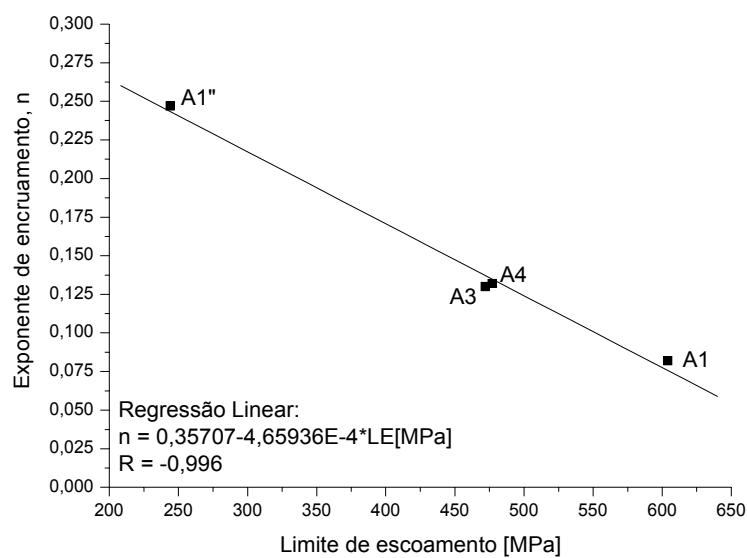


Figura 69 – Correlação entre expoente de encruamento e limite de escoamento. Amostras A1, A1'', A3 e A4

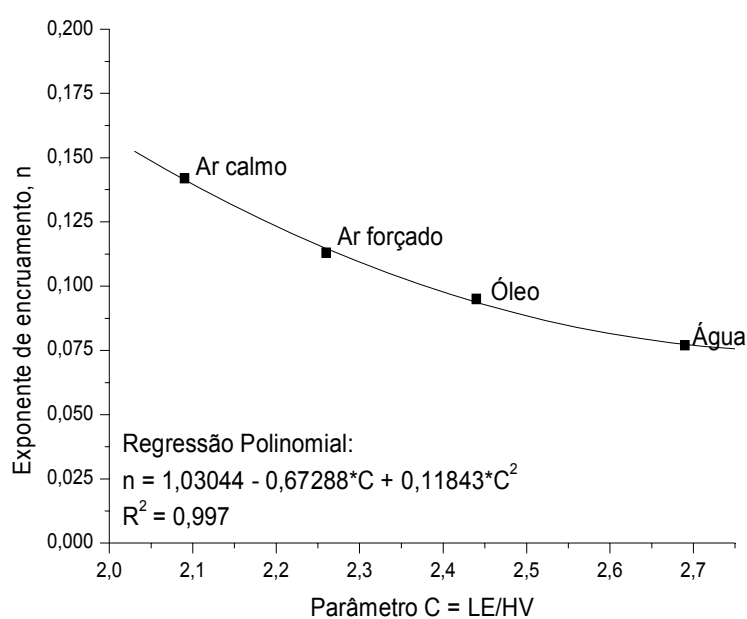


Figura 70 – Correlação entre expoente de encruamento e a razão do limite de escoamento com a microdureza HV0,5kg. Amostras do aço API X80 austenitizadas a 1000°C, resfriadas em ar calmo, ar forçado, óleo e água e revenidas a 500°C (1h)

As boas correlações exemplificadas entre o expoente de encruamento (n) e a temperatura de austenitização (figura 65) e o tamanho de grão austenítico (figura 67) mostram uma dependência com o grau de temperabilidade do material. Os efeitos do revenimento (figura 66) mostram que à medida que a temperatura de revenimento se aproxima da temperatura responsável pela máxima precipitação de elementos microligantes ocorre uma redução nos valores de n , voltando a crescer para revenidos com temperaturas superiores. Contudo, os valores de n devido aos efeitos do revenimento apresentam variações em função dos trechos avaliados de curva a quente (extradorso, intradorso e linha neutra) para uma mesma temperatura de revenido. Isto pode ser observado na tabela 22. A média das microdurezas dos grãos ferríticos (HV10g), o limite de escoamento (LE) e a razão entre LE/(HV0,5kg), que são influenciados pela densidade inicial de discordâncias e pela precipitação, apresentaram boas correlações com os expoentes de encruamento experimentais (figuras 68 a 70).

Tabela 22 – Valores de n após revenimentos laboratoriais da curva C2500

C2500 / Revenido	Sem Revenido	400°C	600°C	650°C	700°C
Intradorso	0,132	-	0,125	0,117	-
Extradorso	0,130	-	0,121	0,129	-
Linha Neutra	-	0,124	0,112	0,113	0,139

4.8. Evolução microestrutural correlacionada com propriedades mecânicas

As correlações entre as frações volumétricas de ferrita (somatório de ferrita poligonal e quasi poligonal) e das ferritas alongada com segunda fase alinhada e acicular com as propriedades mecânicas em tração e a tenacidade ao entalhe estão mostradas nas figuras 71 até 78.

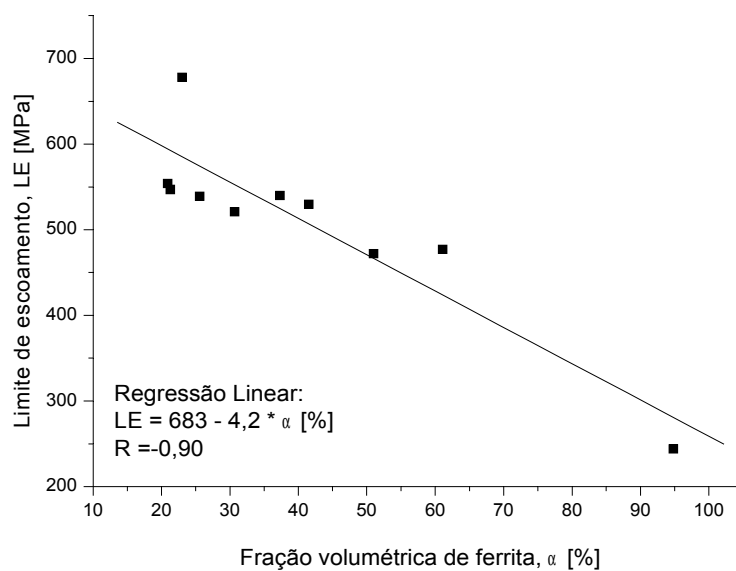


Figura 71 – Correlação entre limite de escoamento e fração volumétrica de ferrita (poligonal, quasi poligonal)

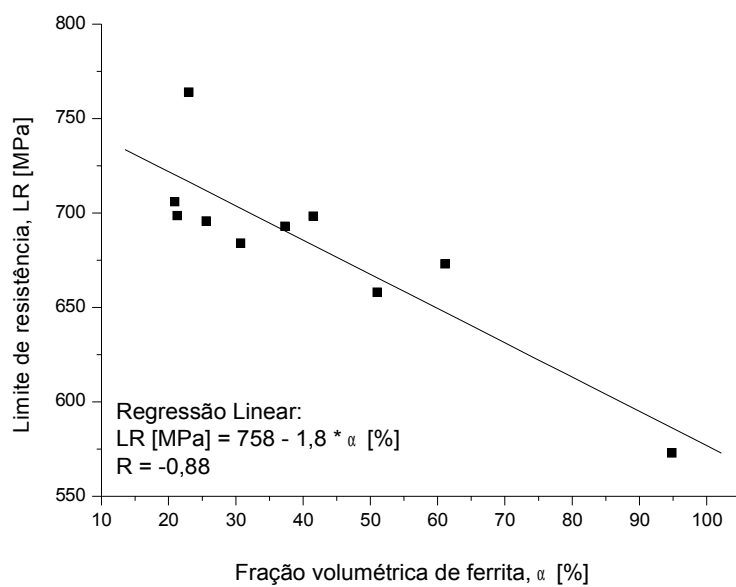


Figura 72 – Correlação entre limite de resistência e fração volumétrica de ferrita (poligonal e quasi poligonal)

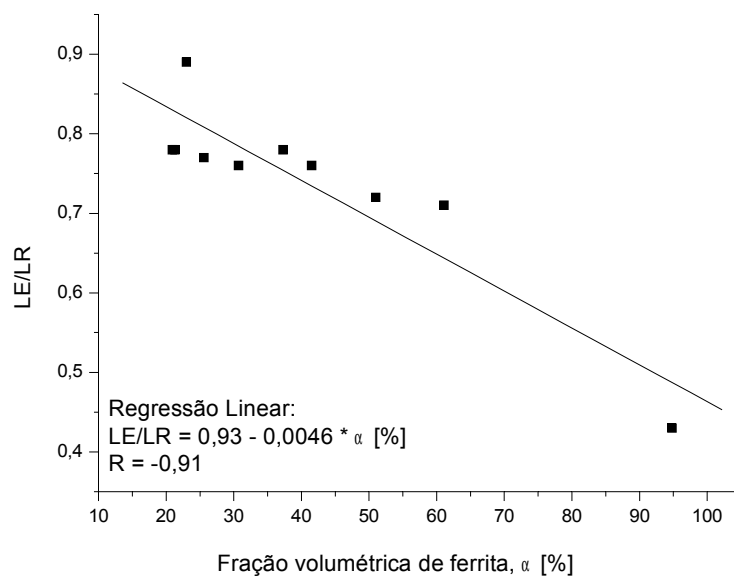


Figura 73 – Correlação entre a razão LE/LR e fração volumétrica de ferrita (poligonal e quasi poligonal)

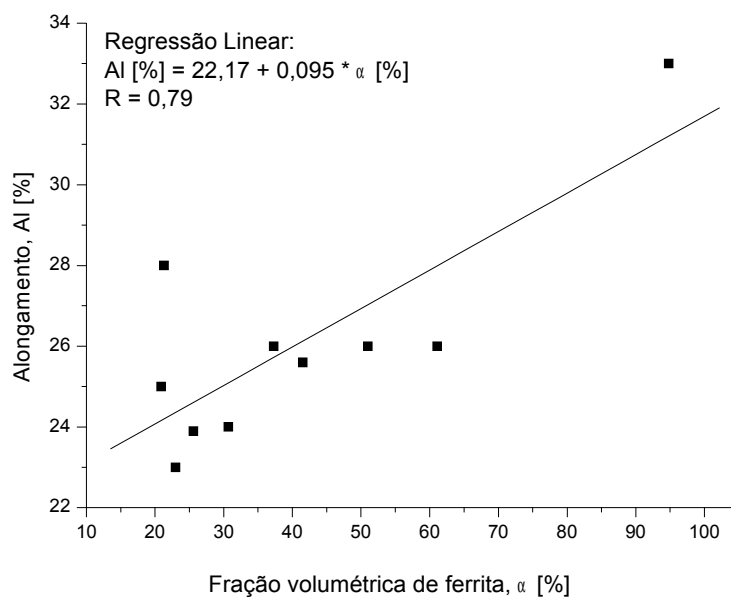


Figura 74 – Correlação entre alongamento e fração volumétrica de ferrita (poligonal e quasi poligonal)

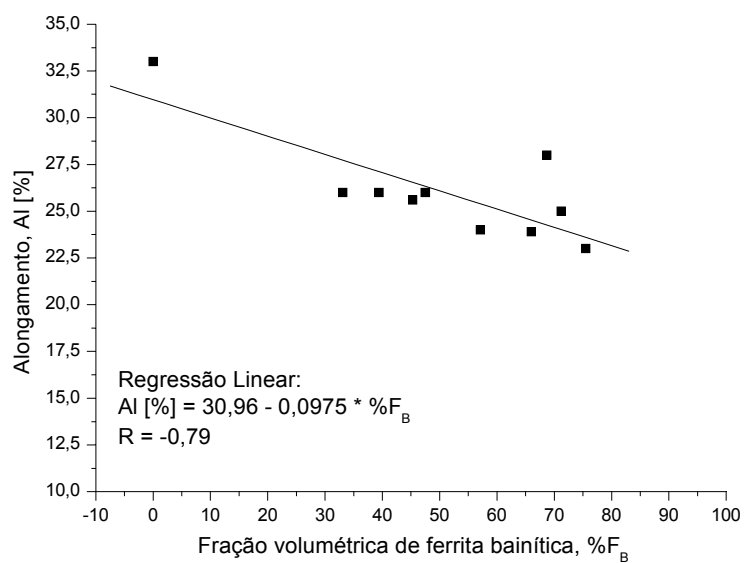


Figura 75 – Correlação entre alongamento e fração volumétrica de ferritas alongada com segunda fase alinhada, tipo ferrita bainítica, e ferrita acicular

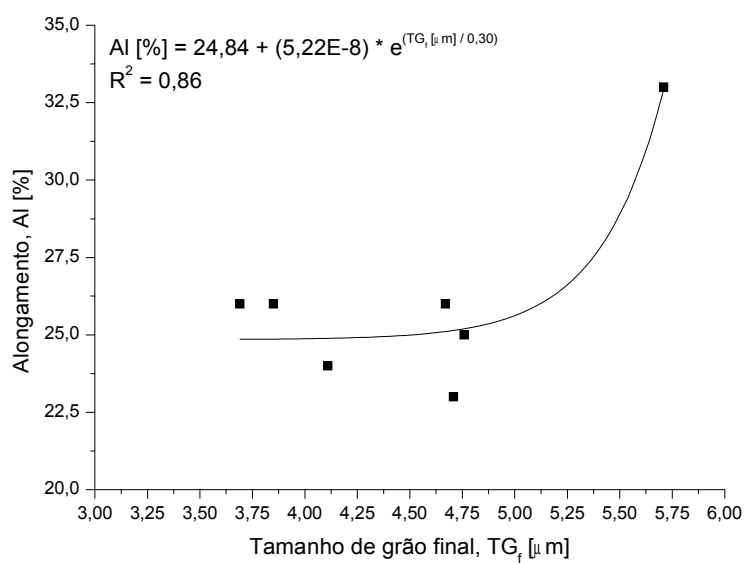


Figura 76 – Correlação entre alongamento e tamanho de grão final

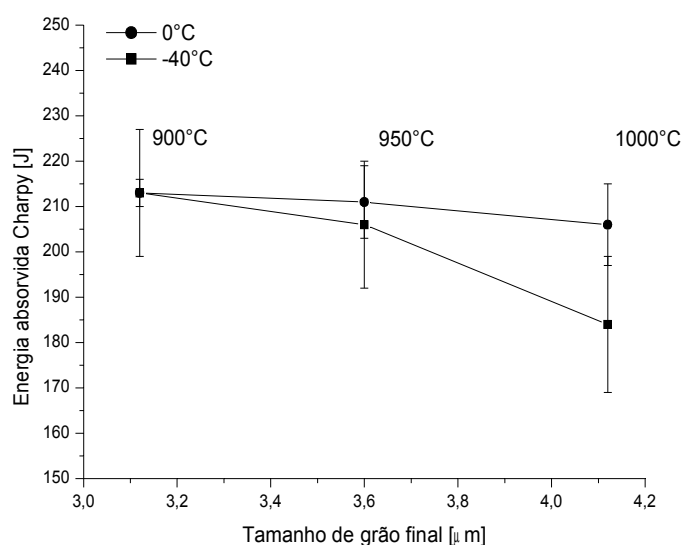


Figura 77 – Correlação entre energia absorvida Charpy e tamanho de grão final. Aço API X80 em estudo no estado temperado (900, 950 e 1000°C) e revenido a 500°C (1h)

A influência do tamanho de grão austenítico está diretamente associada à fração volumétrica de ferrita bainítica e acicular (como pode ser visualizado na figura 47). Os efeitos do tamanho de grão e das frações volumétricas de fases duras (AM, β) e da ferrita bainítica sobre a resistência serão abordados na seção 4.13. Observa-se que para as condições curvadas C2500 e C500 a evolução da fração volumétrica das ferritas poligonal e quasi poligonal promove reduções nos limites de escoamento e resistência, favorecendo o alongamento, a tenacidade ao entalhe e um maior afastamento entre o início do escoamento e o início da ruptura (LE/LR), em oposição aos efeitos da ferrita bainítica. É de conhecimento que a presença da ferrita acicular favorece tanto a resistência quanto a tenacidade [54], e que a ferrita bainítica favorece boas relações entre a resistência e a tenacidade, tais como exibem os resultados da tabela 19 para a condição curvada C500. Na figura 76 pode ser observado que um tamanho de grão final maior, dentro da faixa 3 a 6 μm , favoreceu o alongamento. Na figura 77 o refino de grão austenítico, promovido por baixas temperaturas de aquecimento (900°C), favoreceu o refino de grão final e a tenacidade ao entalhe (principalmente em temperaturas de ensaio de impacto Charpy abaixo de 0°C). Os resultados desta seção mostram que uma parcela importante da resistência das curvas é devido ao endurecimento por transformação de fases de baixas temperaturas de transformação, colocando a temperabilidade do aço em estudo como uma característica importante a ser avaliada (seção 4.10).

4.9. Formação das microfases e dos constituintes

As concentrações de carbono na austenita remanescente têm, juntamente com as taxas de resfriamento locais, um importante papel na formação das microfases e dos constituintes do aço API X80 deste estudo, na condição de como recebido e também quando submetido aos ciclos térmicos que ocorrem durante a construção de um duto, como, por exemplo, a operação de curvamento a quente por indução de alta frequência.

O estudo da formação das microfases e dos constituintes, via tratamentos térmicos (figura 29), considerou diferentes concentrações de carbono em regiões de austenita remanescente, sendo estas concentrações estimadas através da conversão das microdurezas das microestruturas martensíticas. Assim, a formação das microfases e dos constituintes observados nas condições do material como recebido (figuras 78 e 79) e como curvado (figura 80) foi avaliada através dos tratamentos térmicos (figuras 81 e 82). Para o material como recebido (A1) o constituinte AM (imagem 79a) apresentou morfologia e microdurezas similares às condições tratadas com austenitização a 1000°C seguida de patamar de recozimento a 700°C (60 min e 300 min) e resfriamento final em água (imagens 82b e 82c).

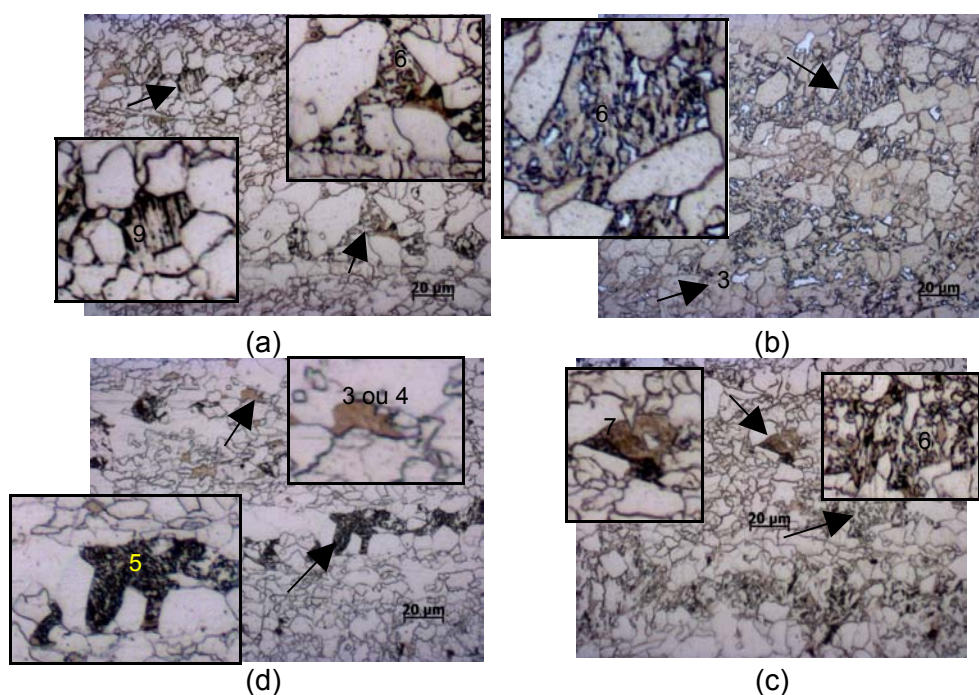


Figura 78 – Microfases e constituintes do material na condição de como recebido, A1, (a, c, d) Nitral 2% e (b) LePera modificado. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quasi poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 7 – AM parcialmente decomposto, 8 – inclusões TiN, 9 – ferrita bainítica, 10 – Ferrita acicular e 11 – martensita.

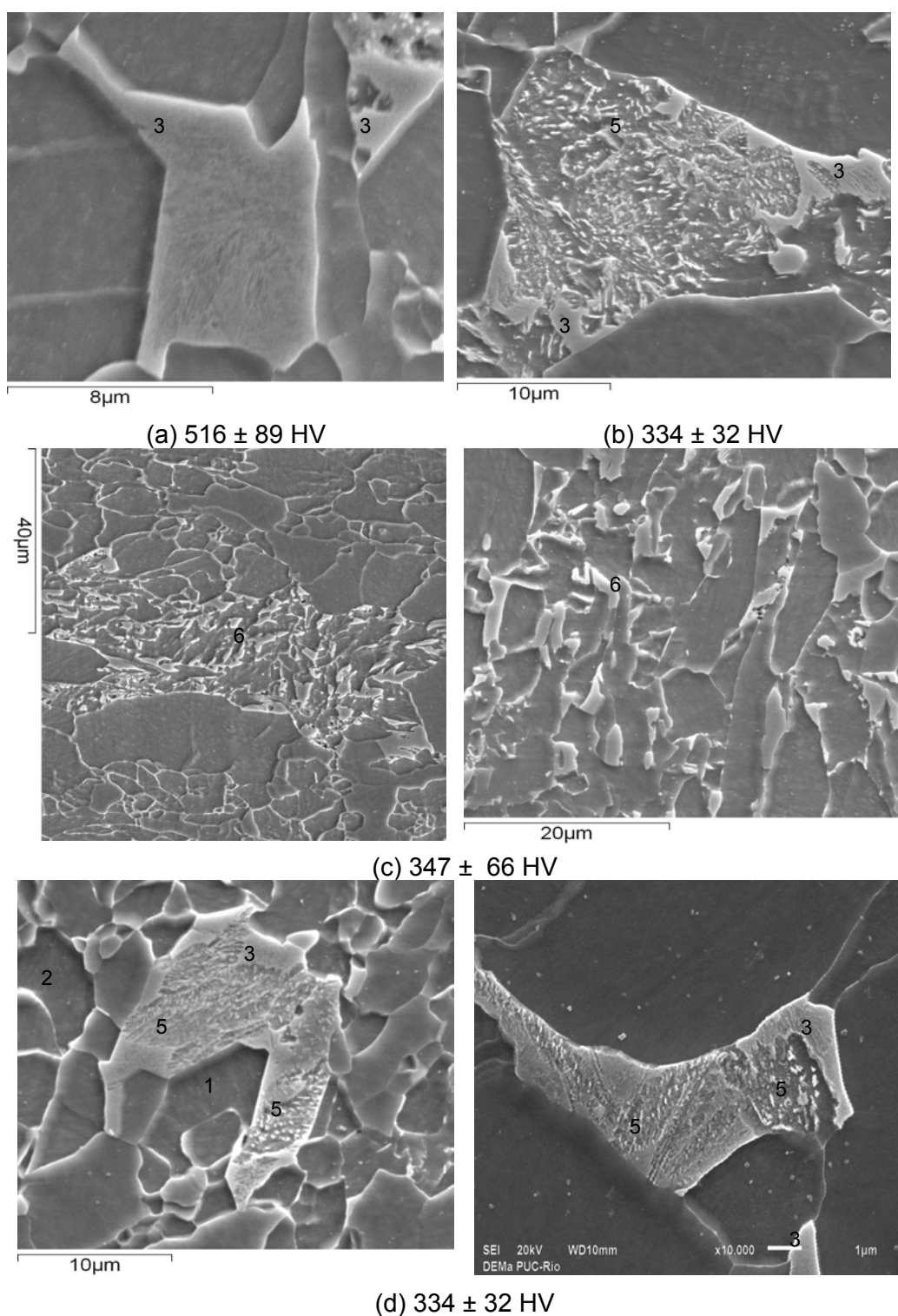


Figura 79 – Microfases em região de constituinte AM parcialmente decomposto em agregados de ferrita e carbonetos. Material na condição de como recebido [17]. Microscopia Eletrônica de Varredura e valores de microdureza HV10g. Ataque: Nital 2%. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quase poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 7 – AM parcialmente decomposto, 8 – inclusões TiN, 9 – ferrita bainítica, 10 – Ferrita acicular e 11 – martensita

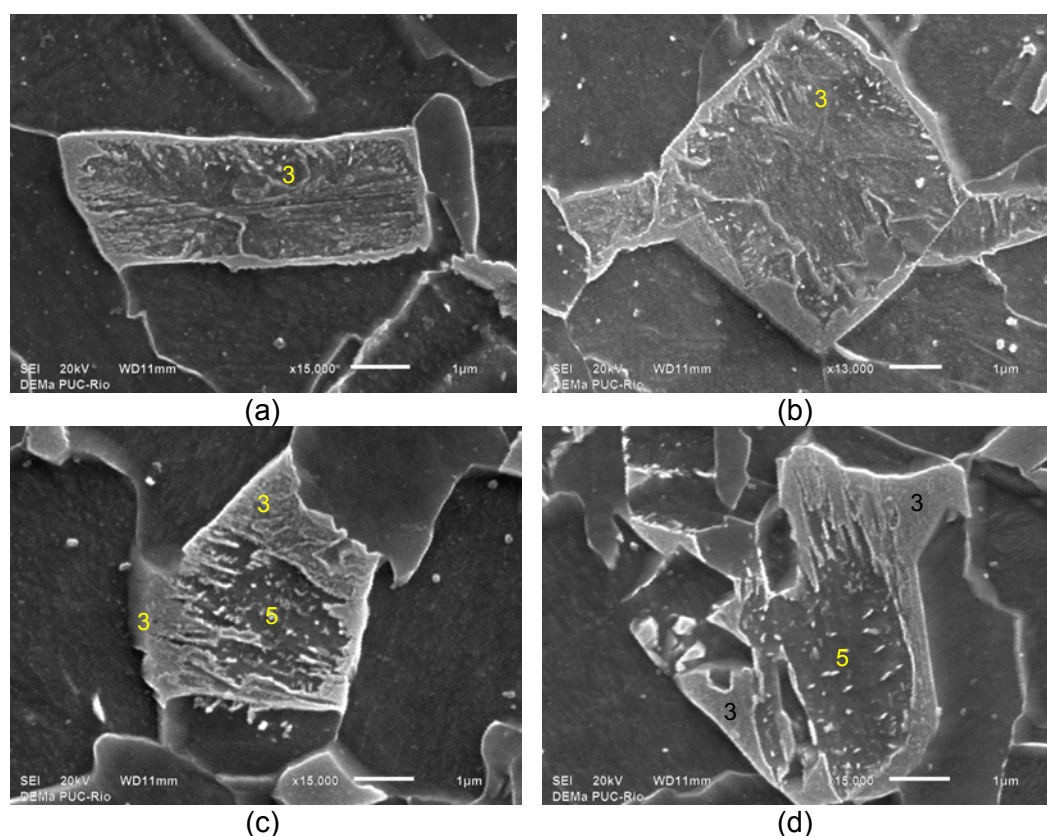


Figura 80 – Microfases em região de constituinte AM parcialmente decomposto em agregados de ferrita e carbonetos. Material na condição de como curvado a quente. Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque: Nital 2%. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quase poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 7 – AM parcialmente decomposto, 8 – inclusões TiN, 9 – ferrita bainítica, 10 – Ferrita acicular e 11 – martensita.

De um modo geral foram observados os constituintes β e AM, bainita granular, ferrita bainítica e agregados de ferrita e carbonetos. Os constituintes β são caracterizados por uma mistura entre martensita e bainita [79 a 82]. A bainita granular é caracterizada por uma mistura de ferrita com qualquer morfologia e constituinte AM [155]. O constituinte AM é uma mistura de martensita e austenita retida, podendo ser observado agrupado (bainita granular) ou isolado na matriz ferrítica [146]. O constituinte AM também pode ser observado parcialmente decomposto em agregados de ferrita e carbonetos. A ferrita bainítica é constituída por ripas individuais de ferrita alongada contendo constituinte AM alongado e/ou precipitados na interfaces das ripas que constituem um feixe [54]. Os agregados de ferrita e carbonetos podem ser constituídos por perlita degenerada, bainita inferior [56, 156] e bainita coalescida.

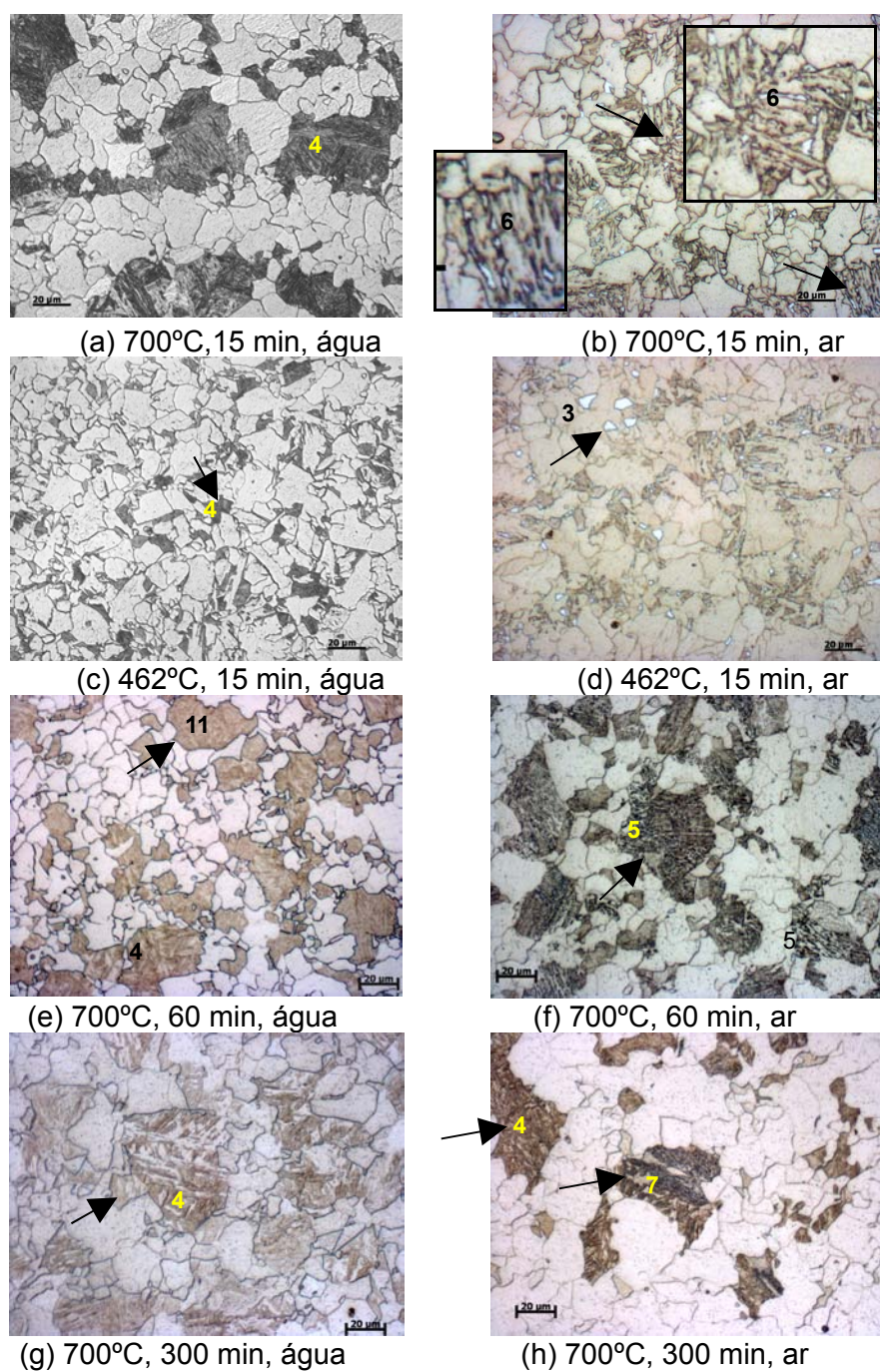


Figura 81 – Influências das temperaturas e tempos de recozimento sobre a microestrutura do aço API X80 deste estudo. (a, c) Nital 2%, (b, d, e, f, g, h) LePera Modificado. Onde: 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 7 – AM parcialmente decomposto e 11 – martensita

As figuras 81 e 82 mostram as influências da temperatura, do tempo de patamar e da taxa de resfriamento final sobre a microestrutura do aço deste estudo, onde a fase martensita está presente em todas as amostras resfriadas em água, contudo quando as taxas de resfriamento aplicadas foram baixas (ar calmo), a formação de agregados de ferrita e carbonetos e do constituinte AM foi favorecida. A influência da taxa de resfriamento é mais evidente quando o tempo de espera é mantido constante, tal como exibido nas colunas da figura 82, que também exibe os efeitos do tempo sobre a microestrutura e microdureza das microfases. Não foi possível obter as microdurezas das microfases e dos constituintes das curvas devido ao seu tamanho reduzido. A distribuição de microdurezas da figura 83 mostra que os constituintes AM e β são mais duros do que a matriz ferrítica.

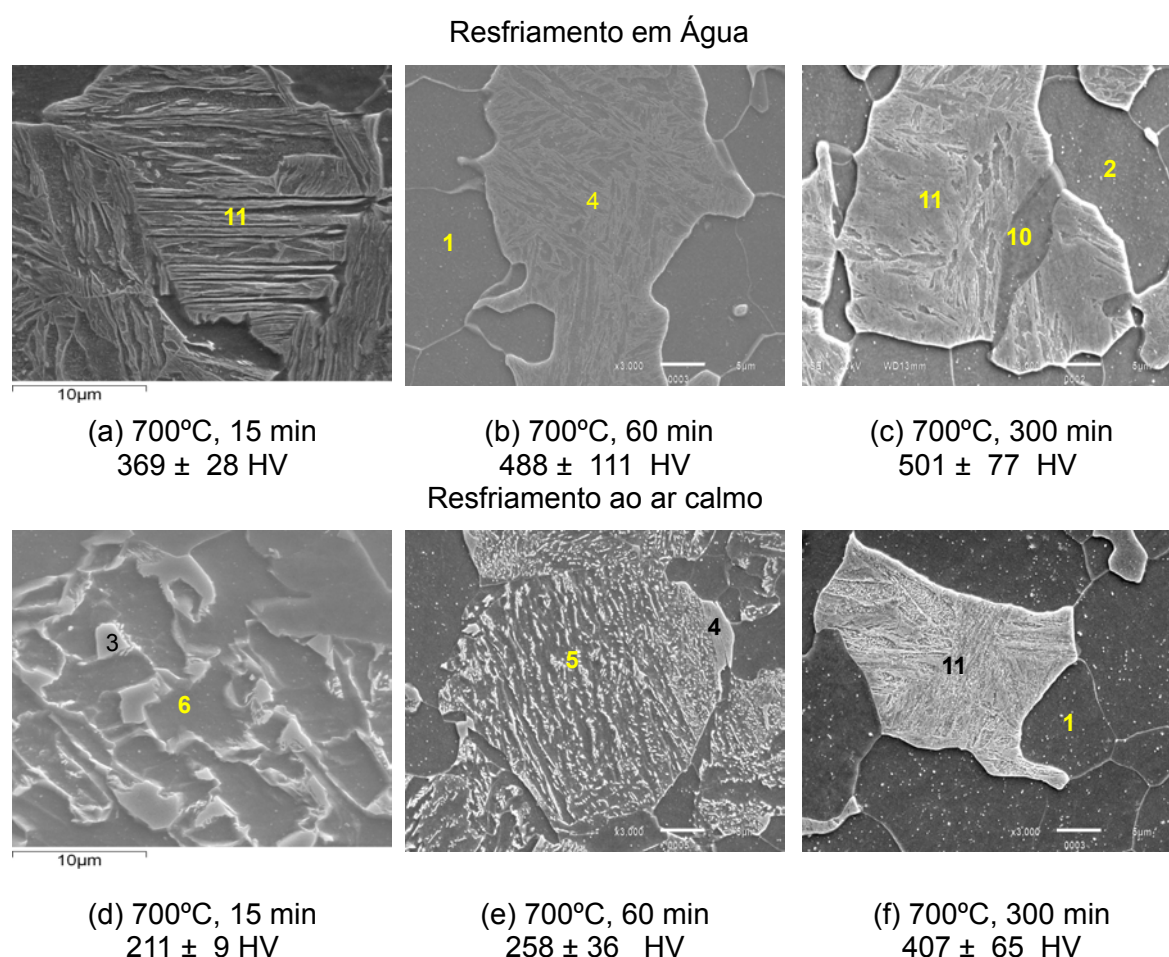


Figura 82 – Evolução microestrutural e microdureza HV50g em acordo com o tempo e a taxa de resfriamento após recozimento a 700°C, observado em MEV. Ataque: Nital 2%. Onde: 1 – Ferrita poligonal, 2 – ferrita quasi poligonal, 3 – constituinte AM, 4 – constituinte β , 5 – agregados de ferrita e carbonetos, 6 – bainita granular, 10 – Ferrita acicular e 11 – martensita.

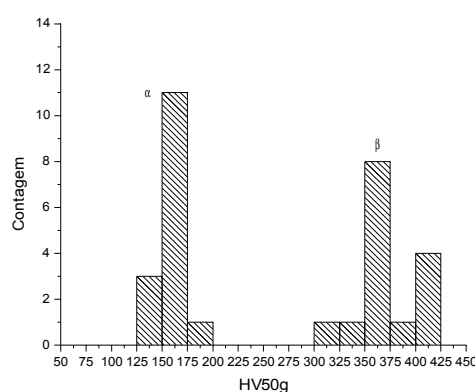
Através da dureza destes constituintes contendo martensita é possível estimar os percentuais de carbono usando a equação 50 (tabela 23). Seguindo esta metodologia foi possível obter que, para o material como recebido, o constituinte AM apresenta microdureza média de 516 ± 89 HV e percentuais em massa de carbono na faixa de 0,72 – 1,02 %C.

Tabela 23 – Percentual de carbono, estimado da equação 50, em função da microdureza média

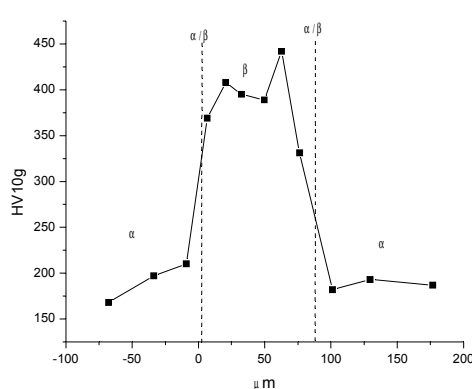
Tratamentos Térmicos			HV50g (β)	%C (β)
462 °C	15 min	Água	322	0,53
623 °C		Água	327	0,54
700 °C		Água	369	0,62
700 °C	60 min	Água	488	0,82
	300 min	Água	501	0,85
		Ar calmo	407	0,68

Segundo Ikawa [146] o constituinte AM apresenta entre 0,5 a 0,8%C. Em aços de alta resistência e baixa liga, Hrivnak [135] cita que o percentual de carbono do AM independe do percentual de carbono do aço, tendo sido observado para o AM uma ampla faixa de ocorrência (0,6 a 2,2%C).

As diferenças de percentuais de carbono e microdureza das condições de patamar de recozimento a 700°C (300 min) e resfriamento final em água (figura 82c) e ao ar calmo (figura 82f) devem-se à saída do carbono da solução sólida da martensita na forma de precipitação.



(a)



(b)

Figura 83 – Distribuição de microdureza após tratamento térmico (a) dos grãos de ferrita e do constituinte β , (b) Perfil de microdureza passando pela interface α/β da amostra recozida a 700°C durante 15 min e com resfriamento final em água

Já são conhecidos os efeitos da elevação do percentual de carbono na austenita sobre as temperaturas de transformação de fases. Maiores concentrações de elementos de liga como Mn, Ni, Cr, Mo e C na solução sólida da austenita reduzem a temperatura de início da reação martensítica (M_s), sendo que o C apresenta o maior peso [25, 34, 36, 57, 85, 133, 135]. O enriquecimento em carbono foi promovido pela elevação da temperatura e do tempo de patamar de recozimento. A partir da austenita remanescente a ferrita ainda pode voltar a se formar durante o resfriamento final devido ao deslocamento da A_{r3} (figura 84) promovido pelo enriquecimento em carbono como pode ser observado na figura 82. À medida que a ferrita vai se formando promove um retardamento ainda maior das transformações de fase da austenita remanescente (devido a partição do carbono). Pelos gráficos da figura 84 também observa-se que as condições de tratamento térmico aplicadas não foram suficientes para reduzir M_s abaixo de zero, favorecendo a reação martensítica durante as etapas finais de resfriamento e possivelmente desfavorecendo a retenção de uma quantidade significativa de austenita na microestrutura final.

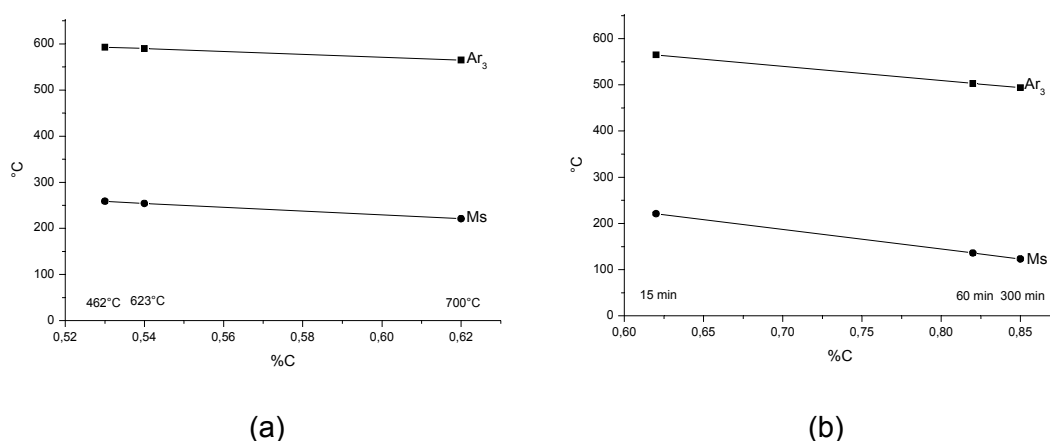


Figura 84 – Efeitos (a) da temperatura e (b) do tempo de espera sobre a concentração de carbono na austenita remanescente e sobre A_{r3} e M_s

Para o material como recebido é possível que um elevado enriquecimento em carbono da austenita remanescente possa ter sido favorecido durante a laminação de acabamento pela antecipação da reação ferrítica devido à deformação. Contudo, admite-se que as regiões de austenita remanescente formadas durante a laminação controlada apresentam heterogeneidade de concentração de carbono, o que resultaria na formação dos constituintes AM e β , agregados de ferrita e carbonetos, ferritas bainíticas e granular durante o resfriamento final ao ar calmo, tornando a microestrutura final complexa. Em laboratório observou-se que o tratamento térmico com patamar de espera a 700°C durante 300 minutos obteve concentrações suficientemente altas de carbono para possibilitar microestruturas martensíticas em matriz ferrítica, mesmo com resfriamento final ao ar calmo. Contudo, para os ciclos térmicos rápidos de curvamento a quente os constituintes AM muitas vezes estão parcialmente decomposto (figura 80), possivelmente devido à partição de uma quantidade insuficiente em carbono para a estabilização da austenita e redução insuficiente de M_s para favorecer a formação da martensita. Entretanto, um processo de auto-revenimento também poderia ser responsável pela decomposição total ou parcial da austenita contida no constituinte AM.

Assim para a diversidade das microfases e dos constituintes observados na matriz ferrítica do aço, sob diferentes condições de processamento, foi observado que diferentes concentrações de carbono da austenita remanescente, embasadas nas microdurezas das constituintes duros, foram responsáveis pela sua formação em momentos distintos da etapa de resfriamento. Os efeitos dos constituintes AM e β sobre as propriedades mecânicas serão abordados na seção 4.13.1.2.

4.10. Ensaio de temperabilidade (Jominy)

Entre as variáveis pesquisadas, temperatura e tempo de austenitização, vazão e temperatura de meio resfriador, a temperatura de austenitização possuiu a influência mais significativa sobre a microestrutura do aço em estudo em acordo com a figura 85.

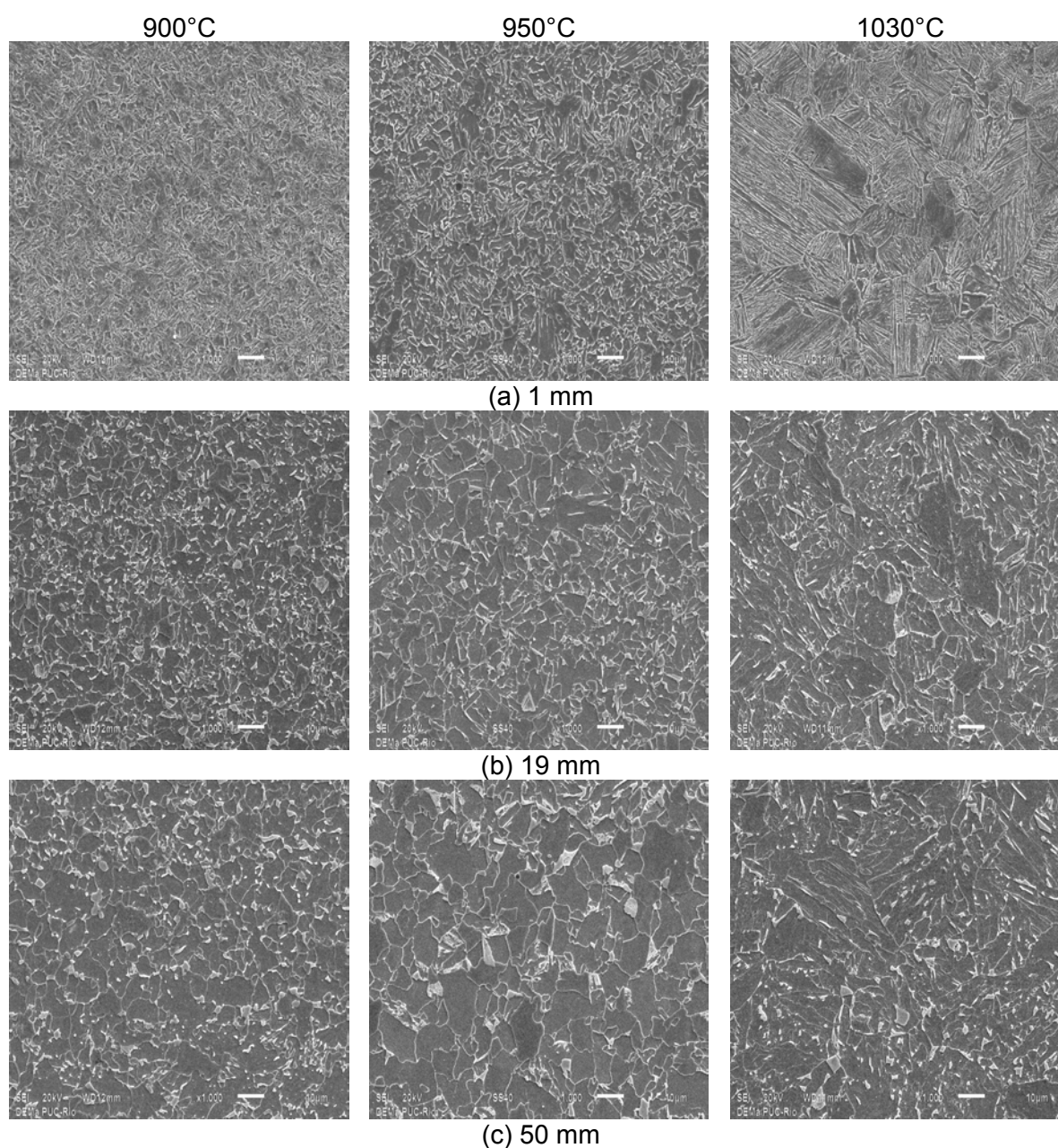
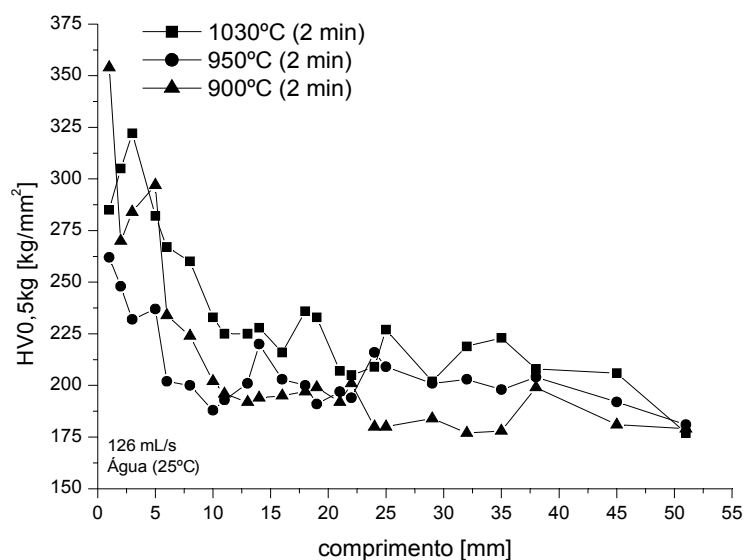
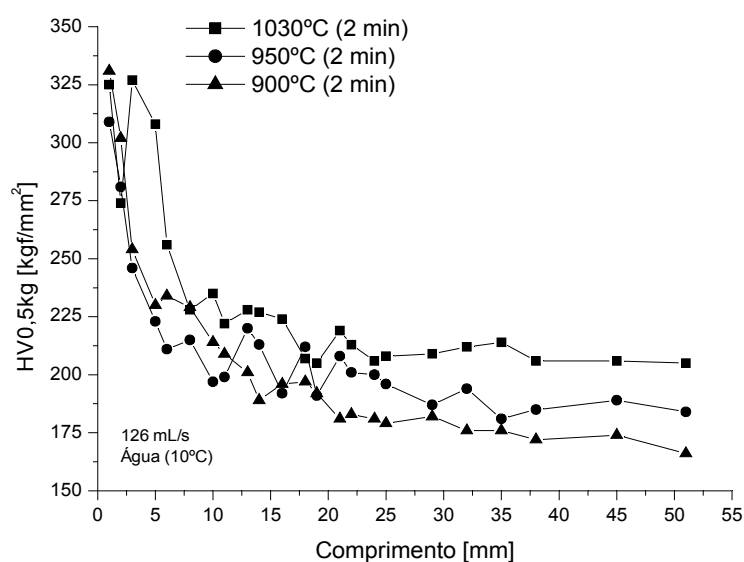


Figura 85 – Efeito da temperatura de austenitização (2 minutos) seguida de resfriamento em água (25°C, 126 mL/s) sobre a microestrutura do aço API X80 em estudo à (a) 1 mm (b) 19 mm e (c) 50 mm de distância para a extremidade temperada

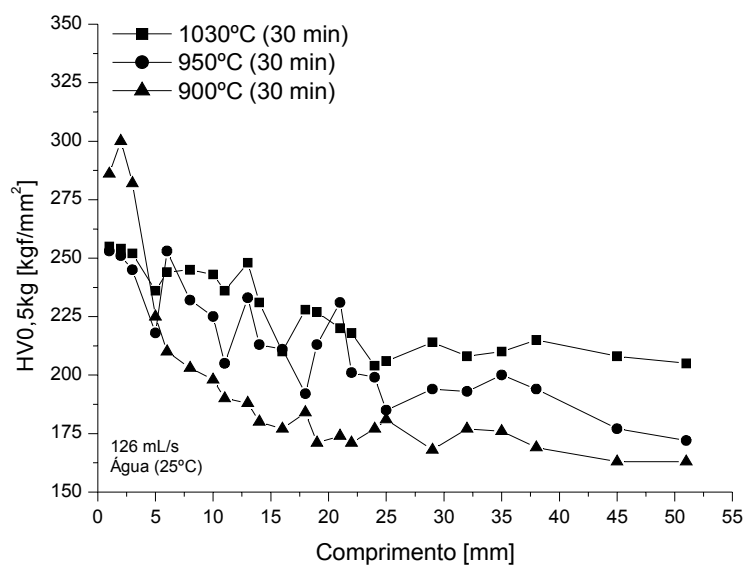
Os efeitos destas variáveis sobre as curvas de temperabilidade e sobre a extensão da camada endurecida (até microdureza de 223 HV) podem ser visualizados nas figuras 86 a 89.



(a)

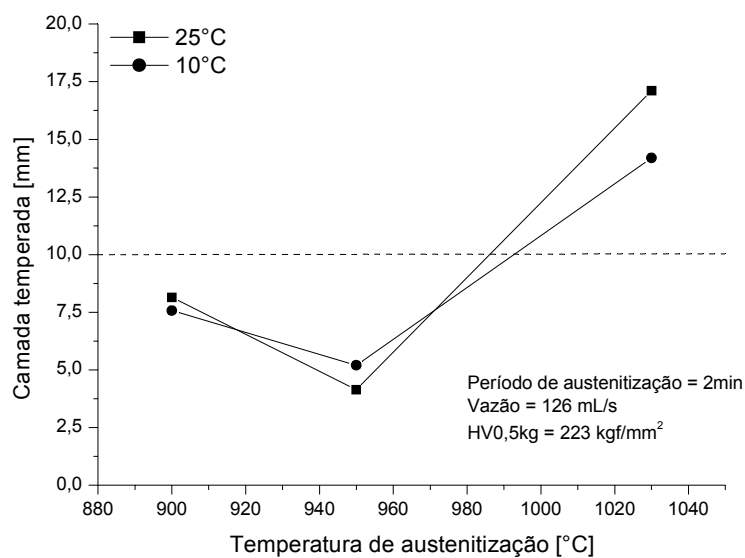


(b)

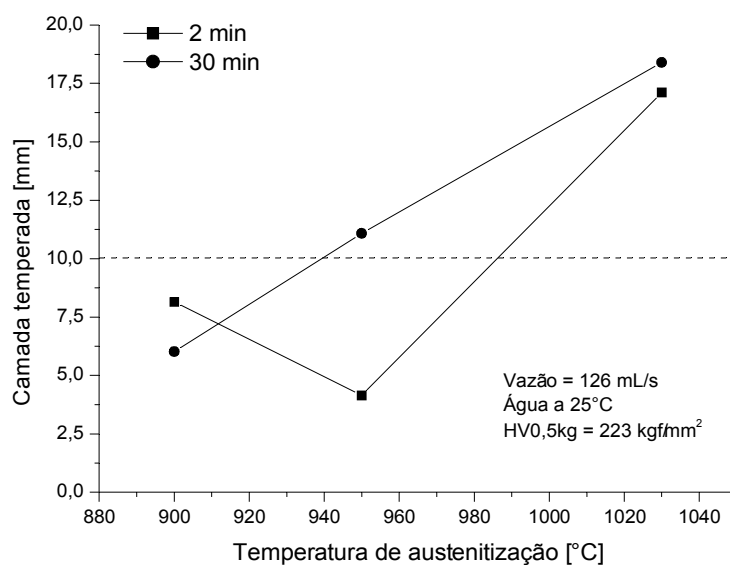


(c)

Figura 86 – Curvas de temperabilidade Jominy, avaliando os efeitos das temperaturas de austenitização após (a) período de austenitização de 2 min e resfriamento em água a 25°C, (b) período de austenitização de 2 min e resfriamento em água a 10°C e (c) período de austenitização de 30 min e resfriamento em água a 25°C



(a)



(b)

Figura 87 – Efeitos da temperatura de austenitização na camada temperada após (a) período de austenitização de 2 min e resfriamento em água a 25° e a 10°C e (b) períodos de austenitização de 2 min e 30 min seguidos de resfriamento em água a 25°C

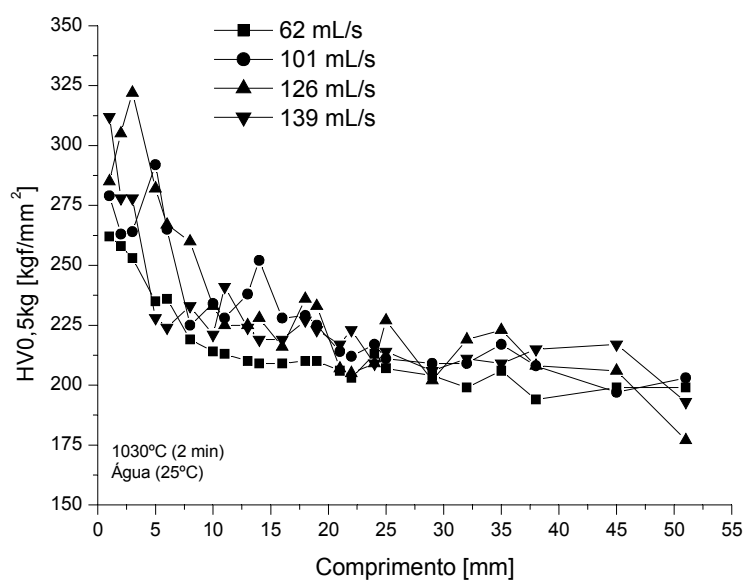


Figura 88 – Curvas de temperabilidade Jominy, avaliando os efeitos da vazão de meio resfriador após resfriamento em água a 25°C

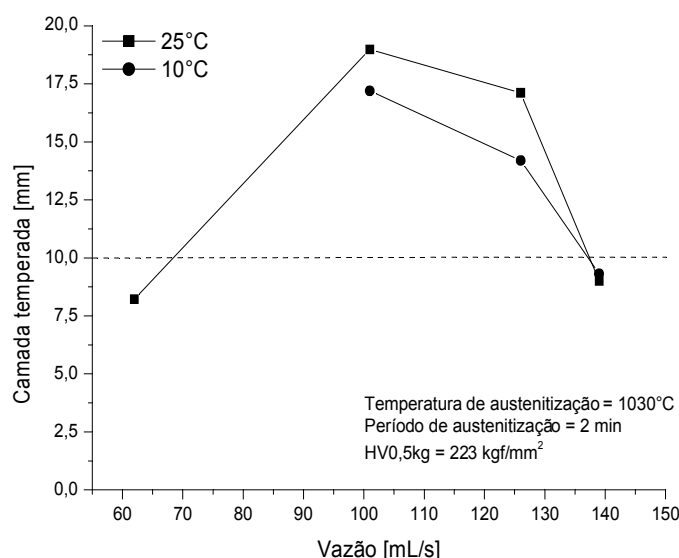


Figura 89 – Efeitos da temperatura e da vazão da água sobre a extensão da camada temperada

Para este material na condição de como curvado é desejável uma camada temperada acima de 10 mm, o que foi obtido experimentalmente para temperaturas de austenitização acima de 980°C (2 min), em acordo com a figura 87. A elevação do período de austenitização para 30 min (figura 87b) favoreceu a obtenção de camadas temperadas acima de 10 mm a partir de austenitizações acima de 940°C, devido à maior solubilização de elementos de liga na austenita. A temperatura de austenitização também apresenta uma influência importante sobre o tamanho de grão final (figura 90). A redução da temperatura do meio de resfriamento (água) aparentemente não trouxe nenhum benefício sobre a extensão da camada temperada (figura 87a), porém promoveu um refino de grão maior (figura 91). Quanto aos efeitos da vazão (figura 92) pode ser observado que existe um máximo de camada temperada entre 90 a 120 mL/s, a partir da qual a extensão da camada temperada volta a regredir. As condições padrões de ensaio mostram que os corpos de prova Jominy (J5) do aço em estudo alcançam extensões de camadas temperadas superiores a 18 mm. Sob condição otimizada (J2) de vazão de água (101 mL/s) praticamente uma espessura de 19 mm correspondeu a camada temperada. Contudo, industrialmente, as transferências de calor (por condução) durante o curvamento a quente, devido ao fornecimento contínuo de calor da bobina de indução, a velocidade de curvamento e as condições finais de resfriamento não permitiram camadas temperadas superiores a 8 mm (tabela 24), o que suprimiu o endurecimento por transformação de fases de baixas temperaturas de formação.

Outro efeito que pode está associado é o efeito da massa de aço a ser resfriada, como pode ser observado na seção 4.11.

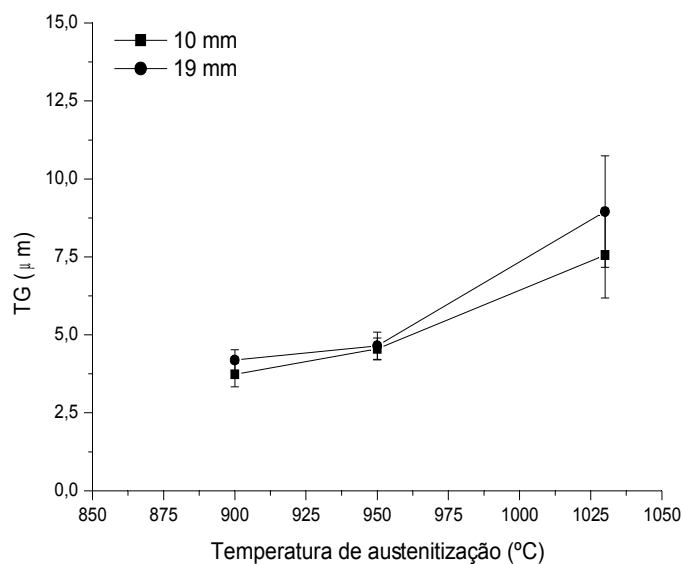


Figura 90 – Efeitos da temperatura de austenitização no refino de grão final a 10 e 19 mm de distância da extremidade temperada

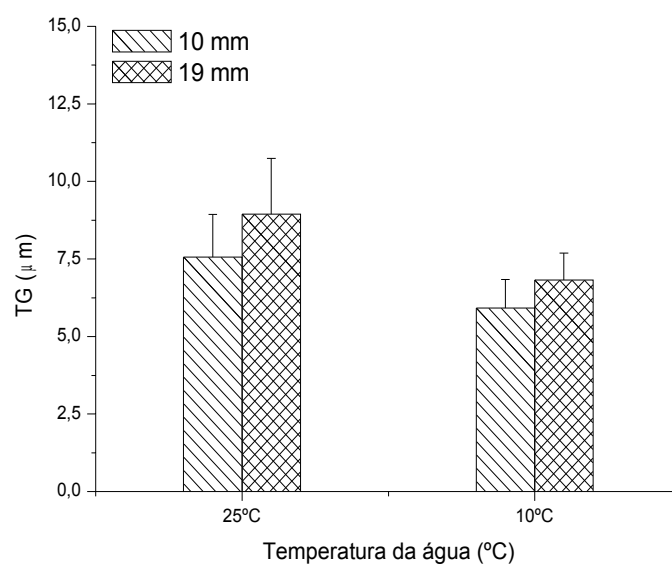


Figura 91 – Efeitos da temperatura do meio de resfriamento no refino de grão final a 10 e 19 mm de distância da extremidade temperada

Tabela 24 – Evolução das camadas temperadas para o aço em estudo

	Camada temperada (mm)	Curvas	Pressão de H ₂ O (kgf/cm ²)	Vazão (mL/s)
A3	5,76	6,44	0,30	30,6
A4	6,73			
A5	3,72	4,94	0,20	20,4
A6	3,62			
A7	7,91			
J5	18,4	18,4	0,97	126
J2	18,9	19,0	0,78	101

Onde: J5 = corpo de prova Jominy austenitizado a 1030°C (30 min) e resfriado com água a 25°C a uma vazão de 126 mL/s. J2 = corpo de prova Jominy austenitizado a 1030°C (2 min) e resfriado com água a 25°C a uma vazão de 101 mL/s.

4.11. Efeitos das taxas de resfriamento

Os efeitos da massa de aço sobre as taxas de resfriamento estão na figura 92. As influências das taxas de resfriamento sobre a evolução microestrutural, microdurezas e tamanho de grão podem ser observadas nas figuras 93 a 97.

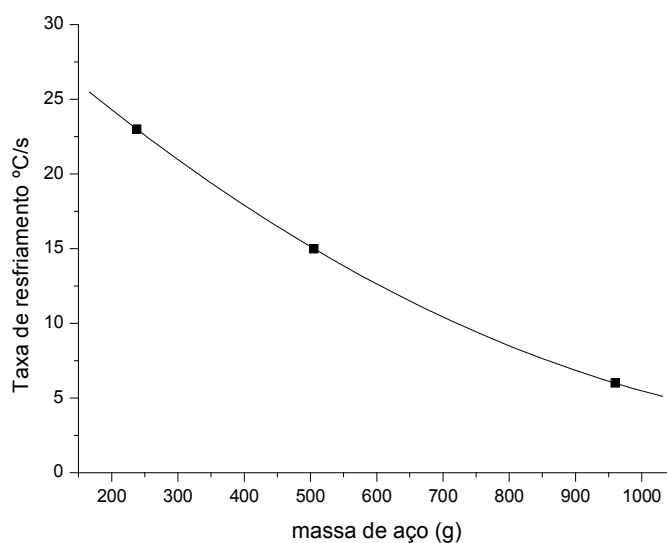


Figura 92 – Variação da taxa de resfriamento em função da massa de aço, após austenitização a 1050°C e resfriamento em água a 10°C

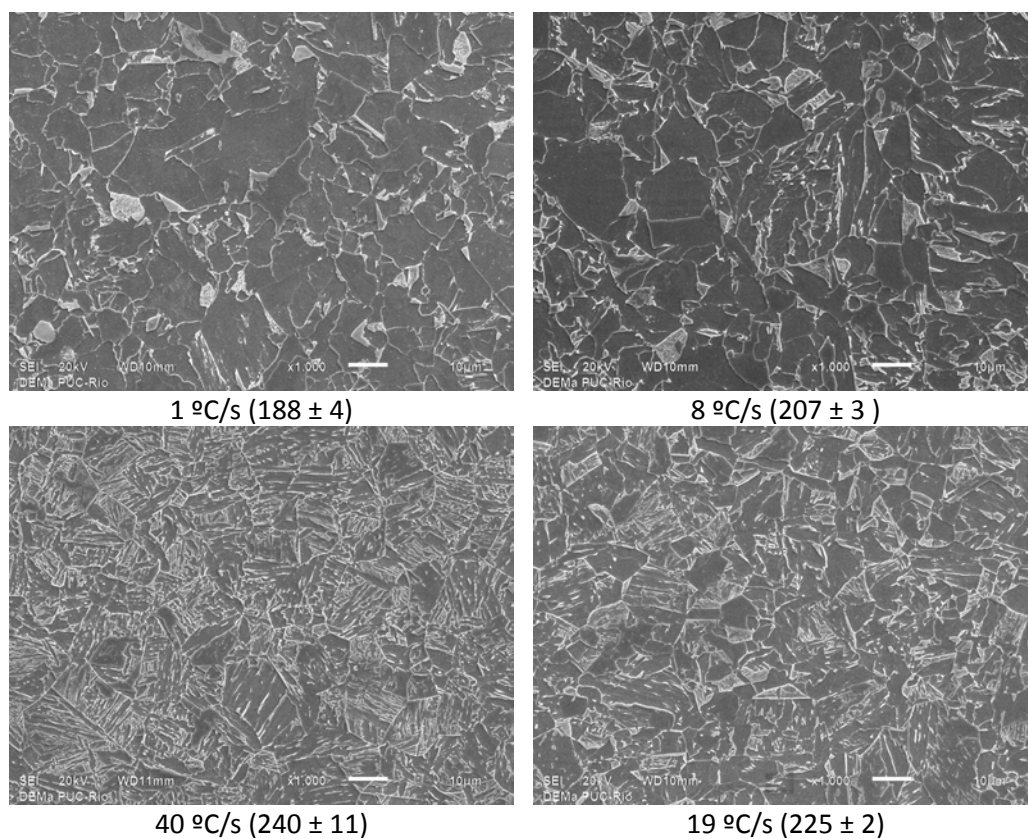


Figura 93 – Efeitos das taxas de resfriamento sobre a microestrutura e microdureza (temperatura de austenitização de 1050°C)

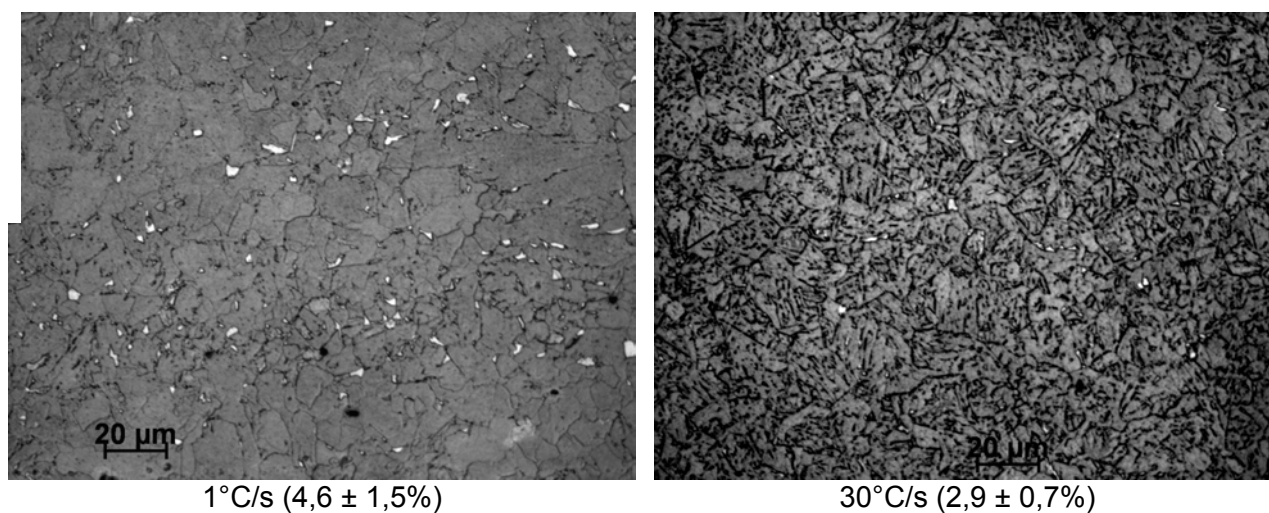


Figura 94 – Evolução do constituinte AM com a taxa de resfriamento, ataque LePera modificado (AM em branco)

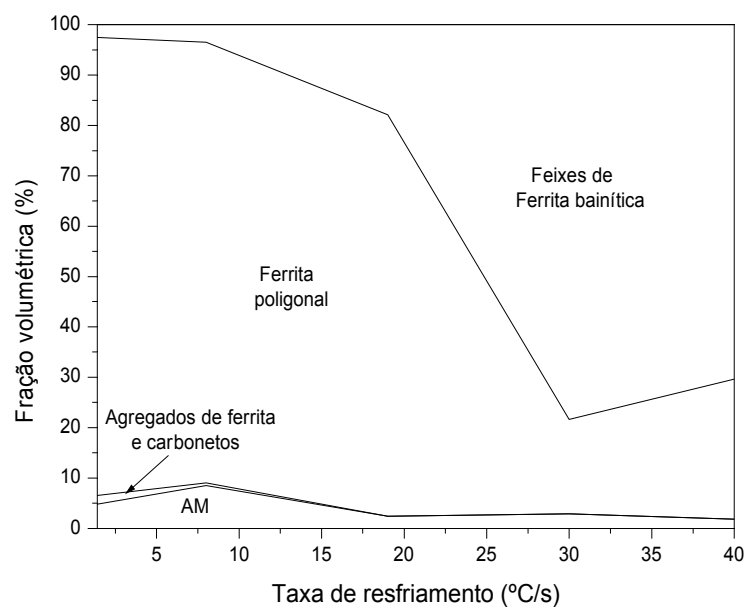


Figura 95 – Evolução microestrutural em função da taxa de resfriamento

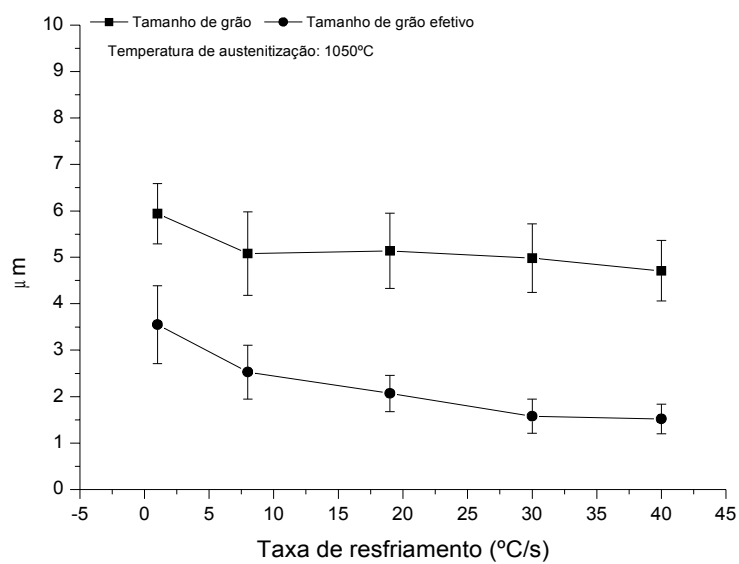


Figura 96 – Influência das taxas de resfriamento sobre o refinamento de grão

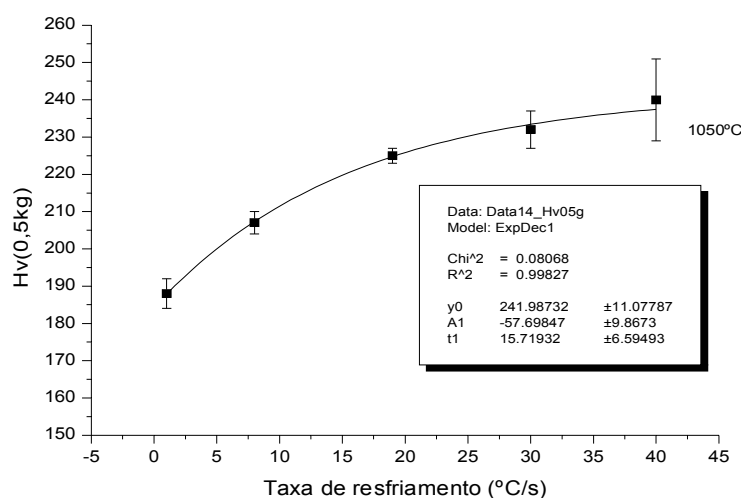


Figura 97 – Microdureza em função das taxas de resfriamento

O avanço das estruturas aciculares, como resposta do material à elevação das taxas de resfriamento, pode ser visualizado nas figuras 93 e 94, estando também caracterizado pelo aumento da fração volumétrica de ferrita bainítica (figura 95) e refinamento de tamanho de grão efetivo (figura 96). Foi considerado tamanho de grão efetivo aquele caracterizado via microscopia eletrônica de varredura a partir de imagens com ampliação de 3000x e obtidas com sinal elétrons secundários. Foi aplicada a contagem da ferrita bainítica contida apenas na forma de feixes, tendo sido negligenciada a ferrita alongada com segunda fase alinhada observada isoladamente na matriz, portanto, a metodologia foi diferente da aplicada na seção 4.1 para as curvas (figuras 40 a 42). A correlação entre as taxas de resfriamento com as microdurezas resultantes pode ser visualizada na figura 97, tendo sido adotado um comportamento exponencial decrescente para descrevê-la (coeficiente de correlação, $R^2 = 0,998$).

Estes resultados (seções 4.10 e 4.11) sugerem que para obter um maior endurecimento por transformação de fase durante o curvamento a quente do tubo, a partir de uma temperatura de austenitização local próxima 1030°C, uma vazão de água 101 mL/s (pressão = 0,78 kgf/cm²) possibilitará taxas de resfriamento na ordem de 30°C/s (232 HV) a 10 mm da espessura de parede do tubo. Como avaliado em trabalhos anteriores [17] o aço em estudo em condição temperada apresenta ótimas propriedades mecânicas em tração e energia absorvida Charpy.

4.12. Correlações da evolução microestrutural com os parâmetros de processamento

Os efeitos dos parâmetros de temperatura de curvamento, deformação e taxa de resfriamento serão abordados nesta seção.

A temperatura de curvamento ao longo da espessura de parede traz informações a respeito da potência e frequência de curvamento, sendo um importante parâmetro, pois afeta a distribuição de tamanhos de grão da austenita prévia e a solubilidade dos carbonitreto na austenita.

O tamanho de grão austenítico tem influência na temperabilidade do aço, na fração volumétrica das fases formadas e no tamanho de grão da microestrutura final. Assim, o tamanho de grão da austenita prévia afeta de maneira significativa os mecanismos de endurecimento por tamanho de grão e por transformação de fases.

A temperatura e o tempo de curvamento têm grande influência sobre o endurecimento por precipitação das curvas e na sua sinergia com o endurecimento por solução sólida.

Os efeitos da porcentagem de deformação aplicada durante o curvamento a quente sobre as microestruturas finais em diferentes trechos curvados ainda não estão completamente esclarecidos. Contudo, a abordagem adotada aponta no sentido do favorecimento da reação ferrítica ao longo da espessura de parede, com consequências importantes sobre as propriedades mecânicas finais.

As taxas de resfriamento influenciam na formação das fases, na solução sólida, interferindo nos endurecimentos por transformação de fases, por tamanho de grão, por densidade de discordâncias e por precipitação.

4.12.1. Temperaturas de curvamento a quente

Para estimar as temperaturas de curvamento ao longo da espessura de parede foi aplicado um modelo de transferência de calor híbrido no que se refere à geração de calor na espessura de parede e cujas premissas encontram-se em Silva [17]. A extensão de camada afetada, que aborda o modelo com geração de calor, é referente à extensão de camada efetivamente aquecida devido à ação das correntes induzidas. O efeito da frequência na profundidade aquecida pela resistência do aço a passagem das correntes induzidas foi obtido por interpolação em base de dados disponibilizada em Shchukin, V.G. et al. [35].

O modelo utilizado [17] foi alimentado com dados sobre a distribuição de isoterma abaixo da bobina de indução caracterizadas por Hu et al. [38] para estimar as temperaturas ao final da camada afetada e na espessura interna de parede do tubo abaixo da bobina de indução. Neste estudo, a temperatura externa próxima à bobina de indução foi aferida durante o curvamento a quente. A distribuição de tamanhos de grão da austenita prévia foi caracterizada como uma função das temperaturas de aquecimento. Esta correlação para o material em estudo foi obtida experimentalmente através de tratamentos térmicos de têmpera e técnicas de ataque metalográfico para delinear e assim medir os contornos de grãos austeníticos (tabela 14). A dependência observada do tamanho de grão austenítico com a temperatura de aquecimento está em acordo com os resultados exibidos por Hashimoto et al. [7].

Foi possível obter também o tamanho de grão da austenita prévia da superfície externa da espessura do tubo em trechos que compõem as curvas C2500 e C500, devido à têmpera superficial aplicada após a passagem pela bobina de indução. A figura 98 exibe as estimativas para as temperaturas de austenitização ao longo da espessura de parede e a figura 99 mostra o tamanho de grão austenítico prévio medido a 1 mm da espessura externa de parede, temperada, nas curvas C2500 e C500. A espessura zero é referente à superfície externa do tubo que foi resfriada com jatos de água (figura 28).

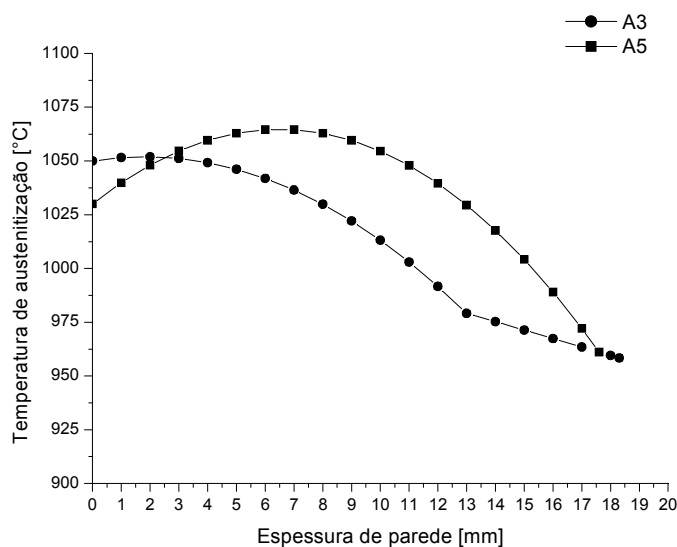


Figura 98 – Estimativas para a temperatura de austenitização ao longo da espessura de parede comparando o extradorso (A3) da curva C2500 com o extradorso (A5) da curva C500

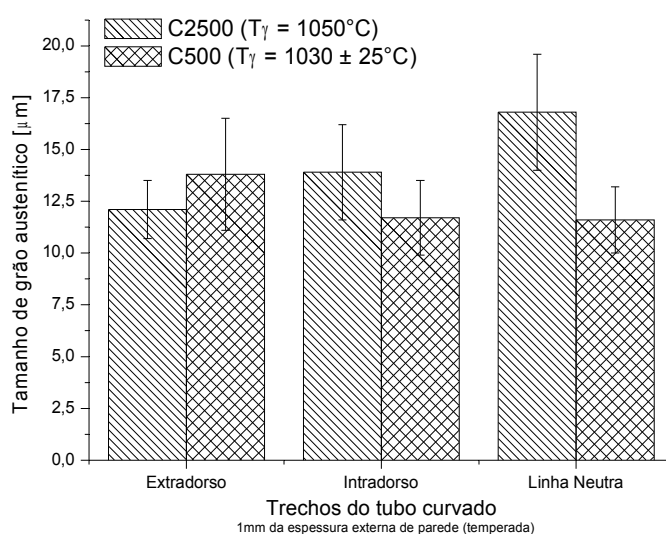


Figura 99 – Tamanho de grão austenítico prévio medido, das curvas C2500 e C500, a 1 mm da espessura externa da parede

A tabela 25 exhibe os parâmetros de processamento de curvamento a quente estimados para os trechos das curvas C2500 e C500. As taxas de resfriamento estimadas estão em acordo com 11°C/s medidos por Williams [10], no meio da espessura, em tubo com 12,6 mm de espessura. A tabela 26 correlaciona, para a espessura de parede do tubo na faixa entre 8 e 12 mm, o

tamanho de grão austenítico com os tamanhos de grão final (MO) e efetivo (MEV) da microestrutura das diferentes condições curvadas.

Tabela 25 – Parâmetros de processamento estimados do curvamento a quente

Amostras	T_{γ} (8 – 12 mm) °C	T_{γ} interna °C	ΔT_{γ} °C	J1 (8 – 12 mm) °C/s	J2 (8 – 12 mm) °C/s	J3 [4] °C/s
A3	1012	958	92	8,4	13,7	15,5
A4	1012	948	102	8,2	14	11,5
C2500	1012	953	97	8,3	13,9	13,5
A5	1053	961	69	9,6	11,7	16,6
A6	1067	947	83	7,5	9,2	11,2
A7	1061	954	76	13	14,3	13,9
C500	1060	954	76	10	11,7	13,9
A1'	1000	1000	0	59	59	-
A1''	900	900	0	1,6	1,6	-

T_{γ} (8 – 12 mm) – Temperatura de austenitização entre 8 a 12 mm da espessura de parede

T_{γ} interna – Temperatura de austenitização da superfície interna de parede

ΔT_{γ} – Variação da temperatura de austenitização entre as superfícies externa e interna

J1 (8 – 12 mm) – Taxas de resfriamento estimadas das microdurezas corrigidas (figura 97)

J2 (8 – 12 mm) – Taxas de resfriamento estimadas das microdurezas sem correção (figura 97)

J3 – Taxas de resfriamento estimadas a partir da espessura em acordo com a figura 12 [4]

A1' e A1'' – material como recebido temperado e normalizado, respectivamente

Tabela 26 – Tamanho de grão austenítico estimado e tamanhos de grão final e efetivo medidos nas condições curvadas C2500 e C500

Amostras	TG_{γ} (8 – 12 mm) μm	TG_{final} (10 mm) μm	TG_{efetivo} (10 mm) μm
A1	-	$5,3 \pm 0,9$	$3,4 \pm 1,6$
A3	$11,4 \pm 0,9$	$3,7 \pm 0,6$	$2,05 \pm 0,5$
A4	$11,4 \pm 0,9$	$3,9 \pm 0,4$	$2,00 \pm 0,4$
C2500	$11,4 \pm 0,9$	$3,8 \pm 0,5$	$2,02 \pm 0,03$
A5	$16,0 \pm 9,4$	$4,8 \pm 0,4$	$2,42 \pm 1,2$
A6	$17,6 \pm 0,5$	$4,1 \pm 0,4$	$2,06 \pm 0,5$
A7	$16,9 \pm 0,7$	$4,7 \pm 0,5$	$2,19 \pm 0,6$
C500	$16,8 \pm 0,8$	$4,5 \pm 0,5$	$2,22 \pm 0,2$
A1'	$13,9 \pm 2,3$	$4,7 \pm 0,8$	$1,4 \pm 0,5$
A1''	$6 \pm 0,6$	$5,7 \pm 0,8$	$3,29 \pm 1,1$

TG = Tamanho de grão

A1' e A1'' – material como recebido temperado e normalizado, respectivamente

As figuras 100 e 101 mostram que quanto mais homogênea e próxima da temperatura nominal de curvamento for a distribuição das isothermas ao longo da espessura de parede maior o endurecimento devido à formação de uma maior fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular.

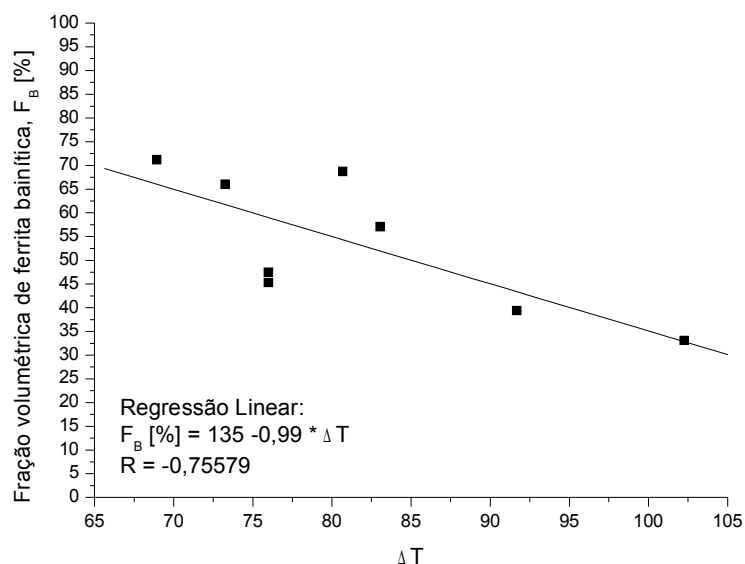


Figura 100 – Influência da variação da temperatura de curvamento, nas superfícies externas e internas da espessura de parede, na fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular do aço API X80 em estudo

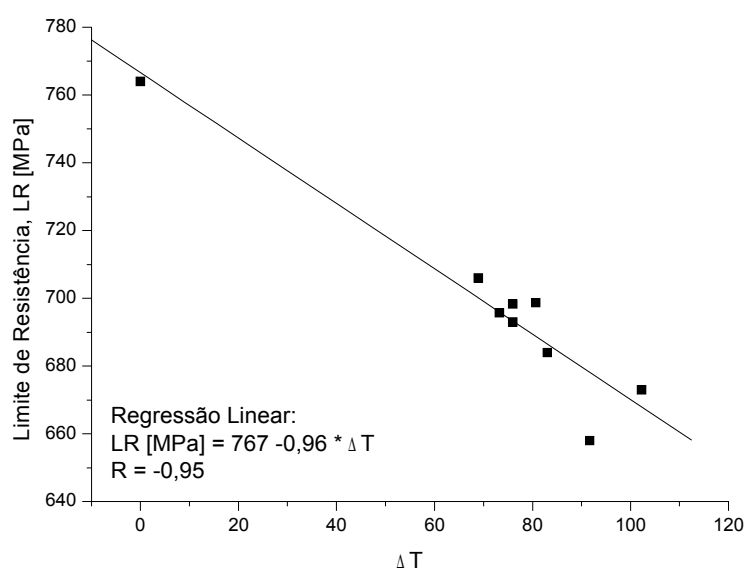


Figura 101 – Influência da variação da temperatura de curvamento, nas superfícies externas e internas da espessura de parede, na resistência do aço API X80 em estudo

A caracterização microestrutural do aço API X80 sob diferentes condições de processamento revelou que após curvamento a quente o endurecimento por transformação de fases de baixas temperaturas de formação passa a ser significativo devido ao avanço da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular. Neste sentido a maior temperabilidade decorrente da formação de grãos austeníticos entre 15 a 18 μm foi fundamental para o endurecimento por transformação de fases das curvas.

4.12.2. Considerações a respeito da solubilidade dos carbonitreto durante o curvamento a quente

A figura 102 e a tabela 27 foram obtidas em função das condições de solubilidade e da cinética de dissolução dos carbonitreto obtidas por diversos autores [40, 41, 43 e 44]. Assim, conforme mostrado no item 2,6 da revisão bibliográfica (equações 5 a 9 e tabela 2), foram obtidas as estimativas para os tamanhos máximos de precipitados solúveis na austenita em condições de tempo e de temperatura similares aos adotados nas operações de curvamento a quente. Estes mostram que provavelmente os nano precipitados de V, abaixo de 20 nm estariam completamente dissolvidos, juntamente com precipitados do tipo TiC, NbC, nitreto de Al, Nb e V e carbonetos de Cr. Isto colocaria átomos de V, Ti, Nb, Al, C e N em solução sólida na austenita, disponibilizando-os para uma nova precipitação. Para esta metodologia não foram considerados os carbonitreto com formulações complexas.

É conhecido que o refino do tamanho de grão da austenita prévia depende do ancoramento dos precipitados de Ti, Nb e Al [4, 57]. Nas tabelas 25 e 26 pode ser observado que à medida que a temperatura de austenitização aumenta, o efeito dos precipitados sobre a ancoragem dos grãos austeníticos diminui, devido ao progresso da dissolução. Assim o crescimento de grão autenítico caracterizado na tabela 26 é um indício da dissolução dos precipitados como o NbC.

As figuras de 103 a 105 mostram a precipitação grosseira de Ti e Nb, não dissolvida, após operações de curvamento a quente [17]. Tratam-se de precipitados maiores do que 1000 nm das classes I e precipitados intermediários (30 nm a 300 nm) da classe II. Os precipitados da classe I são formados na fase líquida, durante e também após a solidificação na interface sólido-líquido e na

ferrita delta [52, 157]. Os precipitados da classe II são formados durante a laminação a quente, sendo caracterizados pela composição química mista, geralmente carbonitreto de Ti, Nb e V. Gallego, et. al [158] citam que 50% da adição de elementos microligantes em aço microligado com Nb e Ti encontrava-se “perdida” em forma de carbonitreto eutéticos. Estes carbonitreto não contribuem para o endurecimento por precipitação do material em estudo.

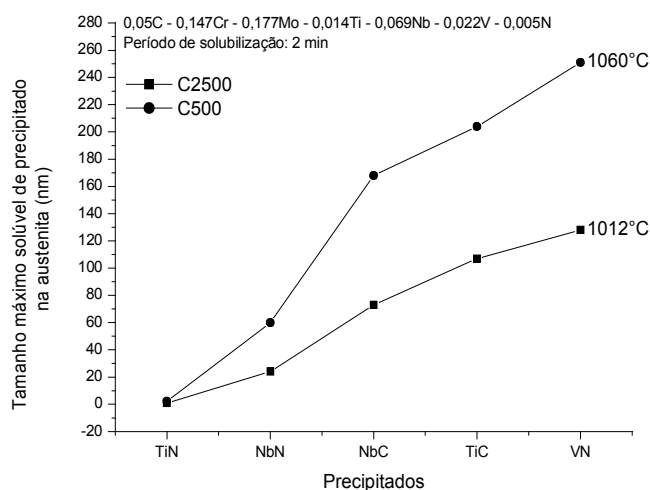


Figura 102 – Solubilidade dos precipitados em função das condições de curvamento a quente

O tamanho máximo de precipitado que pode ser solubilizado na austenita durante o curvamento a quente (tabela 27) explica a observação de alguns precipitados grosseiros dos tipos I e II na microestrutura das curvas, pois não foram dissolvidos pelos ciclos térmicos do curvamento a quente (figuras 103 até 105).

Tabela 27 – Tamanho máximo solúvel de precipitado em 2 min de curvamento a quente

Precipitados	Tamanho Máximo Solúvel (nm)	
	C2500 ($T_\gamma = 1012^\circ\text{C}$)	C500 ($T_\gamma = 1060^\circ\text{C}$)
TiN	0,9	2,2
NbN	24	60
NbC	73	168
TiC	107	204
VN	128	251
AlN	145	292
Cr ₂₃ C ₆	1721	3574

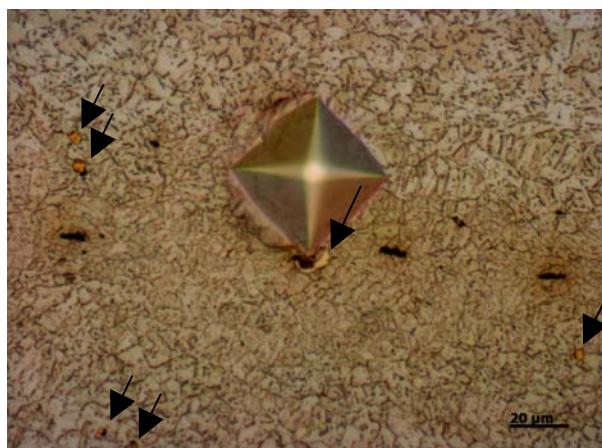


Figura 103 – Precipitados grosseiros caracterizados na curva C2500. Microscopia óptica, partículas com cor laranja (setas)

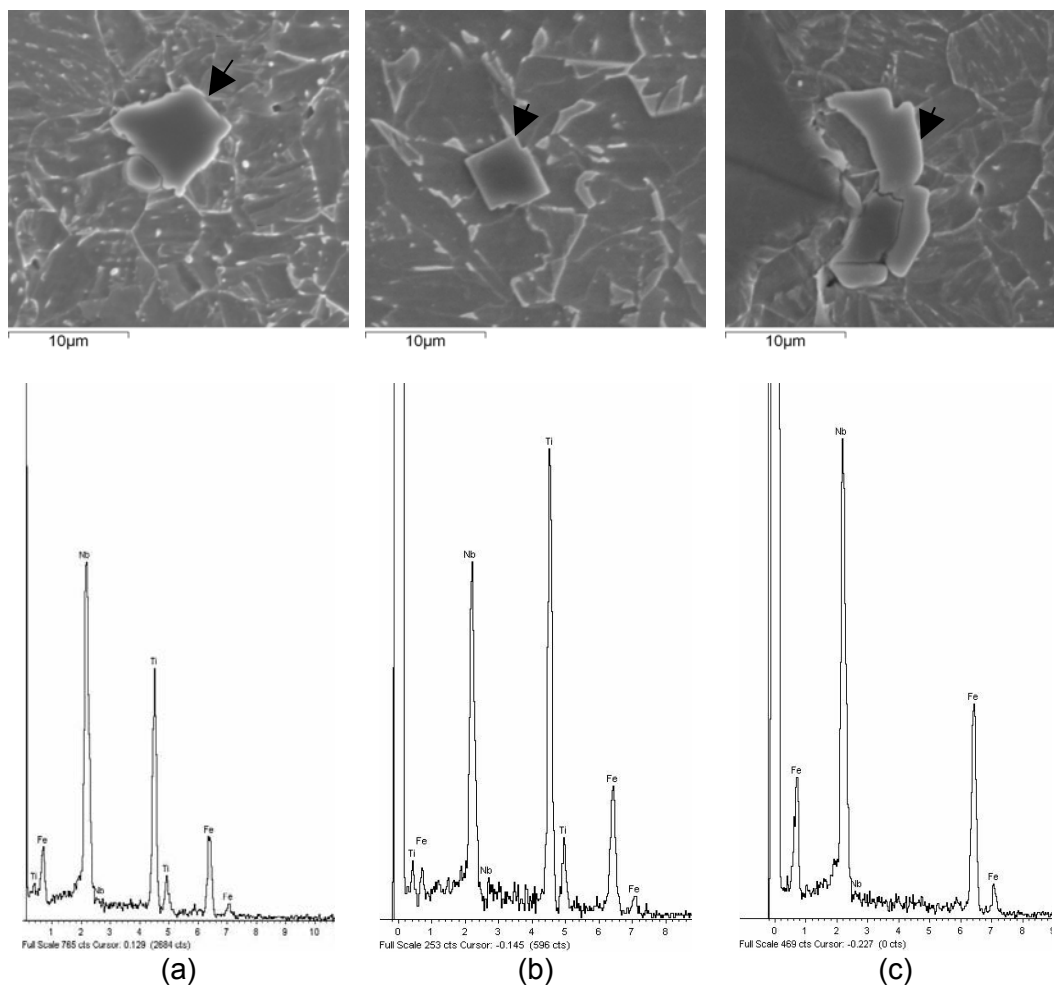


Figura 104 – Precipitados grosseiros caracterizados na curva C2500 (setas). Microscopia eletrônica de varredura: (a) Precipitado de Nb e Ti, (b) Precipitado rico em Ti, contendo Nb e (c) Precipitado de Nb puro [17]

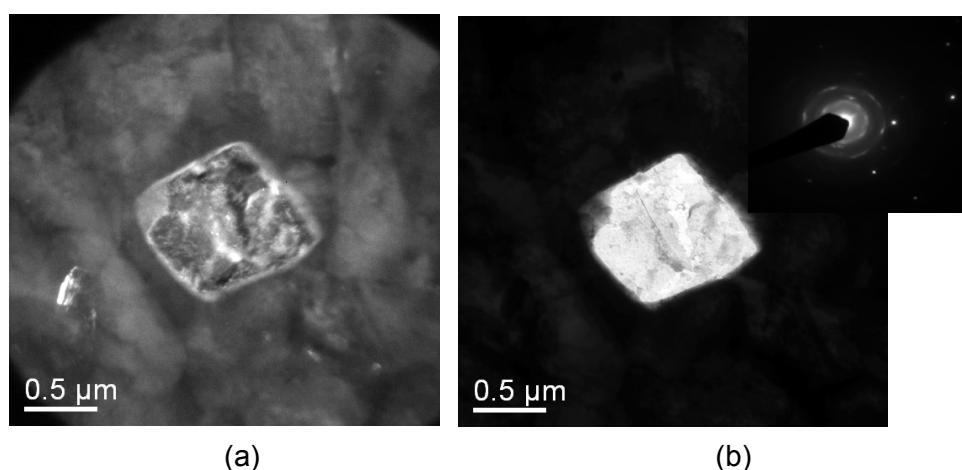


Figura 105 – Precipitado cubóide da curva C2500 com $0,92 \mu\text{m}$ de lado, possivelmente um carbonitreto de Nb e Ti. Microscopia eletrônica de transmissão mostrando os defeitos internos do precipitado através do contraste de difração: (a) campo claro e (b) campo escuro e padrão de difração [17]

4.12.3. Considerações a respeito dos efeitos da deformação a quente e a fração volumétrica de ferrita primária

Os efeitos da quantidade de deformação aplicada durante o curvamento a quente podem ser observados na tabela 28, para os trechos submetidos a esforços em tração e compressão, respectivamente. Deformações até 12,5% da austenita formam discordâncias aleatórias [70] e não promovem a recristalização em acordo com a figura 22 [72]. É de conhecimento que a aplicação da deformação aumenta o número de núcleos da transformação da austenita para a ferrita, proporcionando a elevação da temperatura de transformação de fase (A_{r3}) e favorecendo a reação ferrítica [47]. Embasado nos efeitos da aplicação da deformação sobre a reação ferrítica a tabela 28 mostra a correlação entre a evolução da fração volumétrica de ferrita com as variações de espessura promovidas pela operação de curvamento a quente (deformação radial, ou seja, no sentido da espessura de parede do tubo).

Para esta análise, a fração volumétrica de ferrita foi caracterizada via microscopia óptica a 1 mm da espessura de parede do tubo submetida a resfriamento com água após a passagem pela bobina de indução. Os efeitos da deformação do tubo ao longo do comprimento da curvatura foram considerados constantes. Os efeitos do tempo, da temperatura de curvamento e das variações nas taxas locais de resfriamento sobre a fração volumétrica de ferrita também estão contidos nestes resultados. A ordem de grandeza das deformações (tabela 28) estão em acordo com Muthmann [46].

Tabela 28 – Efeitos da deformação devido à esforços em tração e compressivos, no sentido da espessura, sobre a fração volumétrica de ferrita poligonal

Condições			Regressão Linear: $\alpha [\%] = A + B \times e [\%]$		
Em tração	e [%]	$\alpha [\%]$	A	B	R
A7	0	23,1 ± 5,0	23,9	0,25	0,51
A3	5,67	27,6 ± 4,7			
A5	9,28	24,9 ± 4,3			
Em compressão	e [%]	$\alpha [\%]$	A	B	R
A7	0	23,1 ± 5,0	22,9	0,21	0,56
A4	8,25	23 ± 3,1			
A6	9,28	26,3 ± 7,5			

Como foi visualizado na seção 4.8, após curvamento a quente, uma maior fração volumétrica de ferrita poligonal, em região de retirada de corpos de prova de tração, acarretou em queda da resistência. Isto ocorreu porque a formação da ferrita poligonal é um produto da transformação da austenita associado a altas temperaturas de transformação e baixas taxas de resfriamento [47].

4.12.4. Efeitos das taxas de resfriamento

As taxas de resfriamento ao longo da espessura de parede na curva foram estimadas a partir de sua correlação com as microdurezas (seção 4.11, figura 97). Os perfis de microdureza dos trechos curvados obtidos em Silva [17] foram ajustados (exponenciais decrescentes) para eliminar as oscilações de microdurezas devido a questões associadas com microsegregações, minimizando os efeitos destas na conversão das microdurezas HV0,5kg em estimativas para as taxas de resfriamento médias (J) na faixa de espessura entre 8 a 12 mm. Com esta metodologia as estimativas para as taxas de resfriamento obtidas foram $8,3 \pm 0,1$ °C/s para a curva C2500 e $10 \pm 2,8$ °C/s para a curva C500. Estes valores são inferiores à faixa de 30 a 12 °C/s caracterizada por Meireles [23] para as superfícies externa e interna em curvamento a 980°C e velocidade de 0,9 mm/s. Cabe ressaltar que para o tubo deste trabalho as temperaturas de curvamento foram superiores a 980°C e a

velocidade de curvamento foi de 0,6 mm/s, portanto o afastamento entre o tubo e a bobina de indução foi mais lento, justificando as baixas taxas de resfriamento que foram estimadas. Assim, nas curvas C2500 e C500 as taxas de resfriamento na faixa de espessura de parede entre 8 a 12 mm ficaram restritas a valores entre 7 a 13°C/s, tendo sido observado anteriormente (seções 4.3 e 4.10) que as oscilações das frações volumétricas das ferritas bainítica e acicular estão sendo significativamente influenciadas pelas variações de temperaturas de austenitização do aço em estudo.

Os gráficos das figuras 106 e 107 mostram os efeitos das taxas de resfriamento sobre as frações volumétricas da ferrita (poligonal e quasi poligonal) e dos feixes de ferrita bainítica, no aço API X80 deste trabalho.

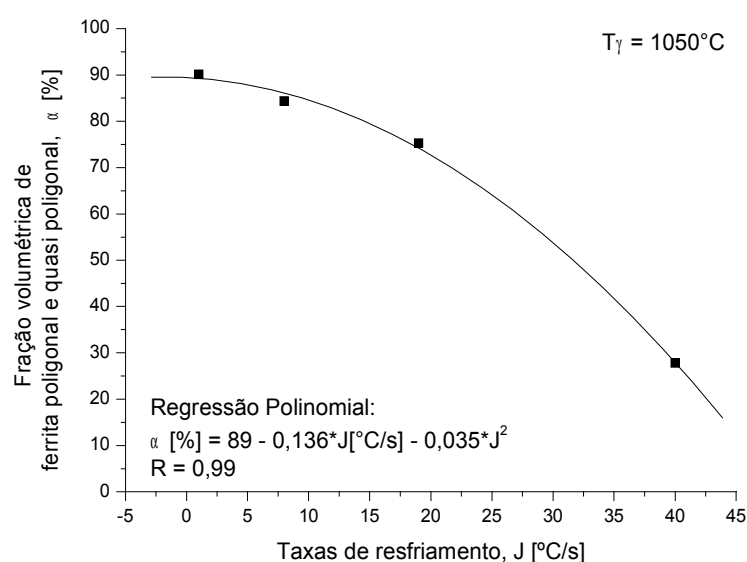


Figura 106 – Fração volumétrica de ferrita (poligonal e quasi poligonal) em função das taxas de resfriamento

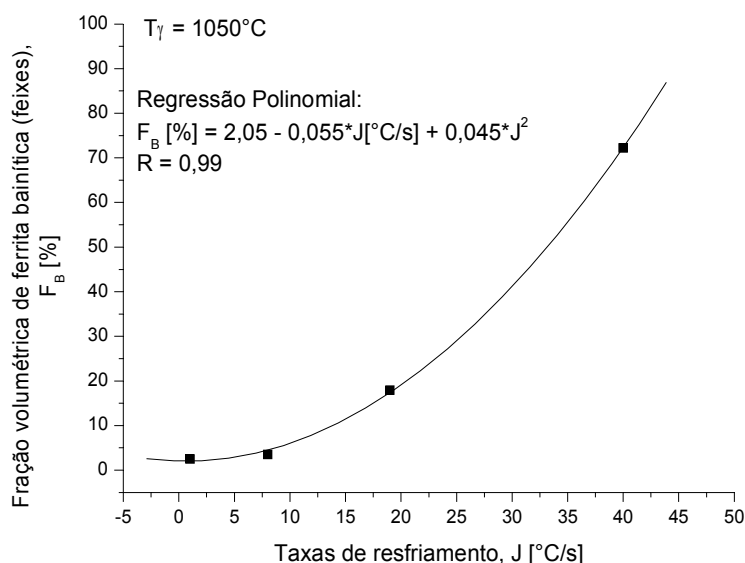


Figura 107 – Fração volumétrica de ferrita bainítica em feixes em função das taxas de resfriamento

A taxa de resfriamento final do curvamento a quente é importante porque desloca as temperaturas de transformação, influenciando o tamanho de grão ferrítico, a densidade de discordância e a precipitação. A temperatura M_s é fortemente influenciada pela composição química, não dependendo da velocidade de resfriamento, porque a reação martensítica é adifusional [36].

Wang, Xu [24], após austenitizar a 990°C (3 min) um aço API X80 com $CE_{IIV} = 0,41\%$ (0,09%C), observou que a obtenção da ferrita bainítica era possível a partir de taxas de resfriamento superiores a 25°C/s . Contudo, para o aço deste estudo, que apresenta CE_{IIV} similar, a formação dos feixes de ferrita bainítica se beneficiou da temperabilidade maior proporcionada pela temperatura de austenitização de 1050°C (2 min) para iniciar a formação dos feixes de ferrita bainítica a taxas de resfriamento mais baixas (figura 107).

As taxas de resfriamento controlam a intensidade do endurecimento por precipitação, podendo suprimi-lo ou não, e também podem alterar significativamente o endurecimento por discordâncias em comparação com o estado inicial do tubo laminado e dobrado a frio pelo processo UOE.

As oscilações das taxas de resfriamento ao longo da espessura de parede são influenciadas pela velocidade de curvamento e trocas de calor com a região do tubo aquecida pela bobina de indução. O aporte de calor continuamente fornecido pela bobina de indução é um fator limitante. As

pequenas oscilações observadas nos diferentes trechos das curvas ocorrem em função de diferenças na vazão do meio resfriador e variações na espessura de parede provocadas pela deformação do tubo durante o curvamento a quente.

A partir de austenitização a 1050°C e aplicação de taxa de resfriamento igual a 11°C/s foi obtida uma fração volumétrica de 6,9% de feixes de ferrita bainítica (figura 107). Para a obtenção de maior endurecimento devido à uma maior fração volumétrica de feixes de ferrita bainítica as taxas de resfriamento no centro da espessura do tubo deveriam estar em torno de 30°C/s. Contudo, as taxas de resfriamento estimadas para as curvas oscilou entre 7,5 e 13 °C/s conduzindo a uma microestrutura com baixa fração volumétrica de feixes de ferrita bainítica, porém gerando uma mistura complexa de ripas isoladas de ferrita bainítica, ferrita acicular e AM em matriz de ferrita poligonal e quasi poligonal.

4.13. Mecanismos de endurecimento

Nesta seção serão avaliados os mecanismos de endurecimento devido à transformação de fases, tamanho de grão, solução sólida, precipitação e densidade de discordâncias.

4.13.1. Mecanismos de endurecimento por transformação de fases

O endurecimento devido à fração volumétrica de ferrita bainítica e constituintes duros dispersos na matriz ferrítica, como o constituinte AM serão avaliados nesta seção. A evolução das fases aciculares está em acordo com as fontes bibliográficas utilizadas [2, 5,10, 17].

4.13.1.1. Endurecimento devido às ferritas bainítica e acicular

Os gráficos de 108 a 110 mostram a influência da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular sobre os limites de escoamento (LE) e resistência (LR) e sobre as razões entre LE/LR.

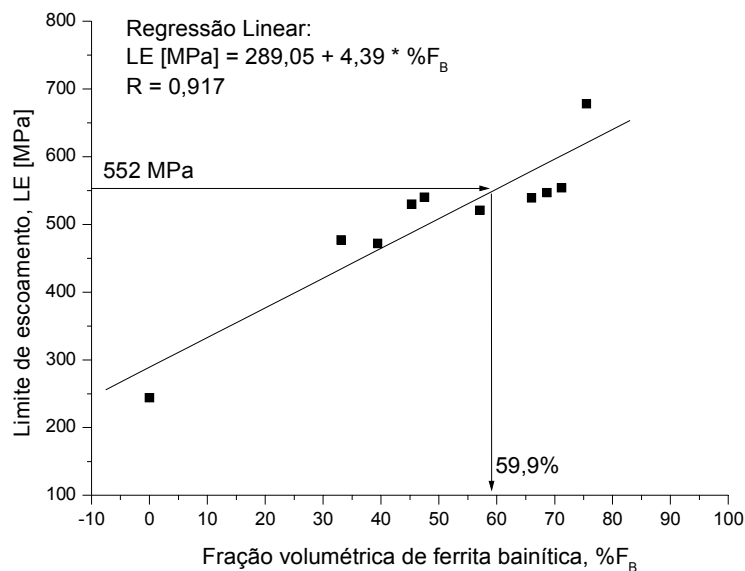


Figura 108 – Limite de escoamento em função da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular

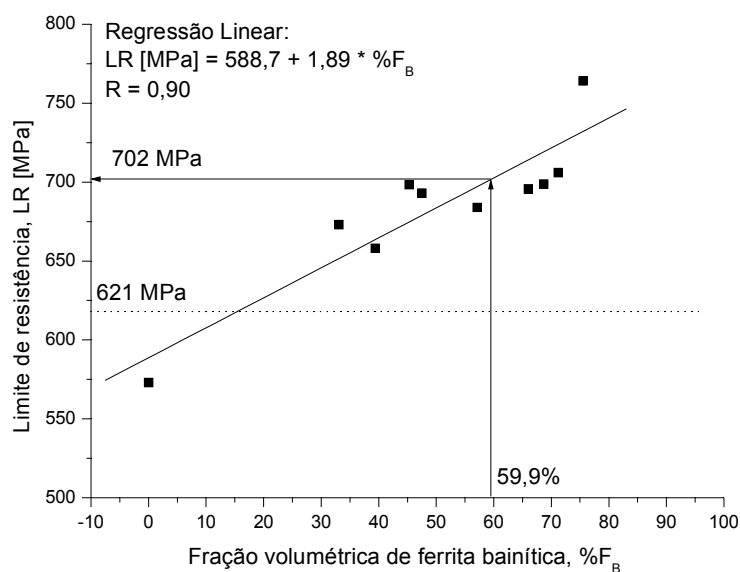


Figura 109 – Limite de resistência em função da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular

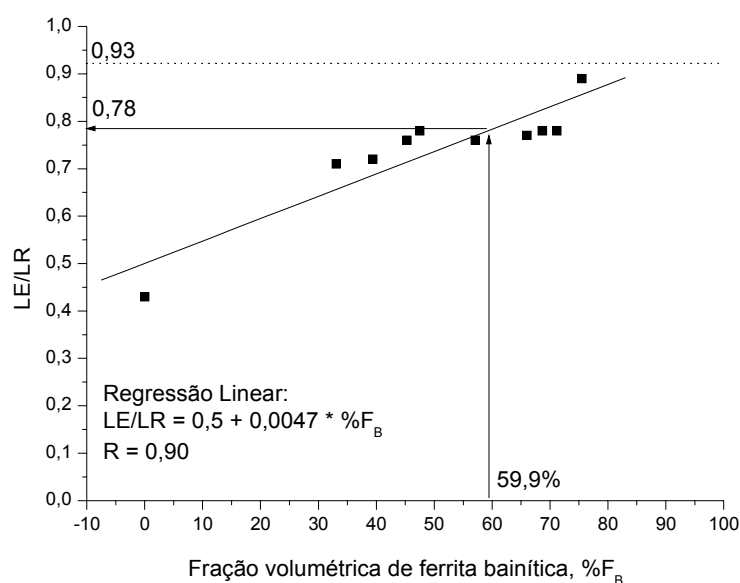


Figura 110 – Razão LE/LR em função da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular

Os gráficos (figuras 108 a 110) mostram que para atingir um endurecimento por transformação de fases de baixa temperatura de formação, como por exemplo a ferrita bainítica, o material em estudo deverá apresentar aproximadamente 60% desta fase para atingir o limite mínimo de escoamento normalizado pela API 5L para o grau X80 (552 MPa). Com 60% de ferrita bainítica o limite de resistência associado seria de 702 MPa, resultando em uma

razão $LE/LR = 0,78$. Nestes gráficos toda a ferrita alongada com segunda fase alinhada, em feixes e/ou ripas individuais na matriz ferrítica, foi considerada.

A correlação entre o parâmetro C ($LE/HV0,5kg$) e a fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular encontra-se na figura 111. Como foi visualizado na figura 70 o parâmetro C ($LE/HV0,5kg$) também se correlaciona bem com o expoente de encruamento, n . As figuras 108 e 111 mostram que, para o aço em estudo, a dependência do limite de escoamento com a fração volumétrica de ferrita bainítica afeta o parâmetro C que pode ser usado para estimar os limites de escoamento em função da microdureza do material.

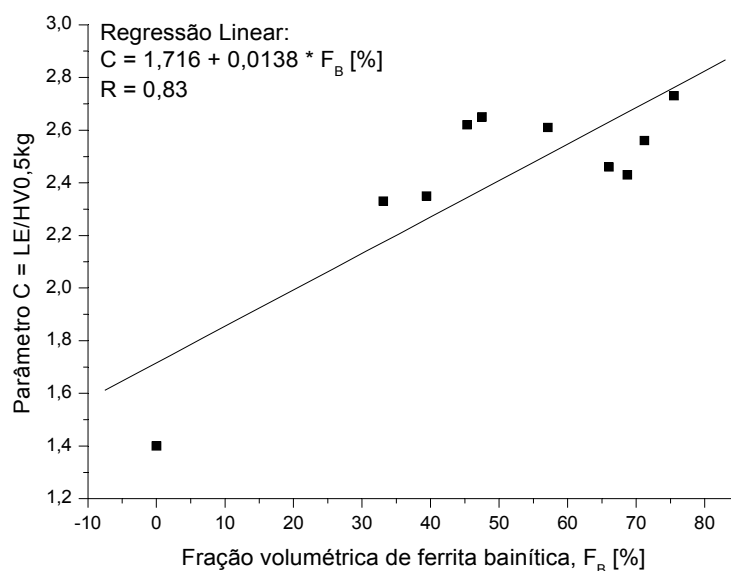


Figura 111 – Parâmetro C = $LE/HV0,5kg$ em função da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular

Em acordo com os resultados apresentados nesta seção o fator de endurecimento a ser aplicado para determinar a contribuição para o limite de escoamento (ΔLE) devido ao endurecimento associado à fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular (tabela 29) será de 4,39 MPa/%.

A tabela 29 mostra que temperaturas de curvamento mais altas ($1060^{\circ}C$) favoreceram a fração volumétrica de ferritas bainíticas e acicular, promovendo a elevação da resistência em acordo com os relatos de Hashimoto [7] e outros autores [23, 24].

Tabela 29 – Contribuição da fração volumétrica de ferrita bainítica na resistência

Amostras das Curvas	T_{γ} (°C)	Ferrita Bainítica (%)	LE (MPa)	ΔLE (MPa)	%	LR (MPa)	ΔLR (MPa)	%
A3	1012	39 ± 5	472	171	36	658	74	11
A4	1012	33 ± 6	477	145	30	673	62	9
C2500	1012	36	475	158	33	666	68	10
A5	1053	71 ± 4	554	312	56	706	134	19
A6	1067	57 ± 5	521	250	48	684	108	16
A7	1061	48 ± 5	540	211	39	693	91	13
C500	1060	59	538	258	48	694	111	16

4.13.1.2. Endurecimento devido ao constituinte AM

As contribuições para o endurecimento devido ao constituinte AM sobre as propriedades mecânicas em tração do material em estudo, submetido a diferentes condições de processamento, foram obtidas através da aplicação do livre caminho médio ferrítico ($L_{\alpha\alpha}$) em acordo com a tabela 30 e as equações 57 a 61. As equações aplicadas nesta seção foram obtidas a partir de dados selecionados na tabela 30 que melhor reproduziam o comportamento esperado para resistência em função $L_{\alpha\alpha}$ citado na bibliografia [79 a 82].

Tabela 30 – Tamanho e fração volumétrica do constituinte AM, contiguidade e livre caminho médio da ferrita, obtidos entre 8 a 12 mm da espessura de parede

Amostras	d_{AM} (μm)	f_{AM}	$100x$ (f_{AM}/d_{AM}) ^{1/2}	C_{α}	$L_{\alpha\alpha}$ (μm)	$1/L_{\alpha\alpha}^{1/2}$ ($\mu m^{-1/2}$)
A1	1,97	0,071	18,9	0,71	12,3	0,285
A3	1,62	0,058	18,9	0,71	9,50	0,324
A4	1,59	0,033	14,4	0,75	12,5	0,283
A5	1,38	0,052	19,5	0,66	8,86	0,336
A6	1,53	0,065	20,7	0,73	9,89	0,318
A7	1,48	0,066	21,2	0,74	9,58	0,323
A5'	1,34	0,059	21,0	0,68	6,64	0,388
A6'	1,36	0,038	16,8	0,71	10,6	0,307
A7'	1,26	0,036	16,8	0,73	8,00	0,353

Ao contrário da amplitude dos dados ajustados por Gorni et al. [79 a 82] para modelar as dependências dos limites de escoamento e de resistência em função de $L_{\alpha\alpha}$ (0 a 80 μm), neste estudo os valores de $L_{\alpha\alpha}$ estão restritos na

faixa entre 5 e 15 μm . Assim, a contribuição do $L\alpha\alpha$ no limite de escoamento, para o material em estudo, ficou definida nas equações 57 e 58. A contribuição do $L\alpha\alpha$ no limite de resistência encontra-se na equação 59, sua dependência com a fração volumétrica (f_v) e o tamanho (d) do constituinte AM encontra-se na equação 60 e as contribuições mútuas de $L\alpha\alpha$, f_v e d estão na equação 61.

$$LE[MPa] = 330 + 557 \times \frac{1}{\sqrt{L_{\alpha\alpha}}} \quad \text{Equação 57}$$

$$\Delta LE[MPa] = 557 \times \frac{1}{\sqrt{L_{\alpha\alpha}}} \quad \text{Equação 58}$$

$$\Delta LR[MPa] = 178 \times \frac{1}{\sqrt{L_{\alpha\alpha}}} \quad \text{Equação 59}$$

$$\Delta LR[MPa] = 289 \times \sqrt{\frac{f_{AM}}{d_{AM}}} \quad \text{Equação 60}$$

$$LR[MPa] = 625 + 69 \times \left(\frac{1}{\sqrt{L_{\alpha\alpha} [\mu m]}} \right) + 206 \times \left(\sqrt{\frac{f_{AM}}{d_{AM} [\mu m]}} \right) \quad \text{Equação 61}$$

A tabela 31 afere a precisão do modelamento aplicado e a tabela 32 determina as contribuições para resistência devido à presença do constituinte AM disperso na matriz de ferrita através $L\alpha\alpha$, fração volumétrica e tamanho de constituinte AM. Tal como proposto por Gorni et al. [79 a 82] o limite de escoamento apenas dependeu do $L\alpha\alpha$.

Tabela 31 – Limites de escoamento e de resistência experimentais e comparação com os valores modelados em função de $L\alpha\alpha$, fração volumétrica de AM e tamanho de constituinte AM

Amostras	$1/L\alpha\alpha^{1/2}$	LE (MPa)	LE Modelo	Erro (%)	LR (MPa)	LR Modelo	Erro (%)
A1	0,285	604	489	19,1	679	683	0,59
A3	0,324	472	510	-8,10	658	686	4,21
A4	0,283	477	487	-2,18	673	674	0,08
A5	0,336	554	517	6,68	706	688	2,60
A6	0,318	521	507	2,70	684	689	0,71
A7	0,323	540	510	5,61	693	690	0,39
A5'	0,388	539	546	-1,28	696	694	0,23
A6'	0,307	547	501	8,45	699	680	2,70
A7'	0,353	530	526	0,66	698	683	2,10

Tabela 32 – Contribuições para resistência devido à presença do constituinte AM e $L\alpha\alpha$

Amostras	$1/L\alpha\alpha^{1/2}$	LE (MPa)	Δ LE Modelo (MPa)	%	LR (MPa)	Δ LR Modelo (MPa)	%
A1	0,285	604	159	26,3	679	59	8,6
A3	0,324	472	180	38,2	658	61	9,3
A4	0,283	477	158	33,0	673	49	7,3
A5	0,336	554	187	33,8	706	63	8,9
A6	0,318	521	177	34,0	684	64	9,4
A7	0,323	540	180	33,3	693	66	9,5
A5'	0,388	539	216	40,1	696	70	10,0
A6'	0,307	547	171	31,3	699	56	8,0
A7'	0,353	530	197	37,1	698	59	8,4

4.13.2. Mecanismos de endurecimento por refino de grão

É de conhecimento geral que o refino do tamanho de grão promove a elevação da resistência e da tenacidade simultaneamente. A figura 112 compara o refino de grão do material sob diferentes condições de processamento. Na figura 113, amostras das curvas C2500 e C500, pode ser observado que a faixa de tamanho de grãos é muito restrita, ou seja, as contribuições devido ao tamanho de grão foram similares para as duas curvas em acordo com a tabela 33. Assim, o comportamento de redução do limite de escoamento com o refino de grão observado na figura 113 é uma consequência das diferenças em outros mecanismos de endurecimento atuantes nas duas curvas.

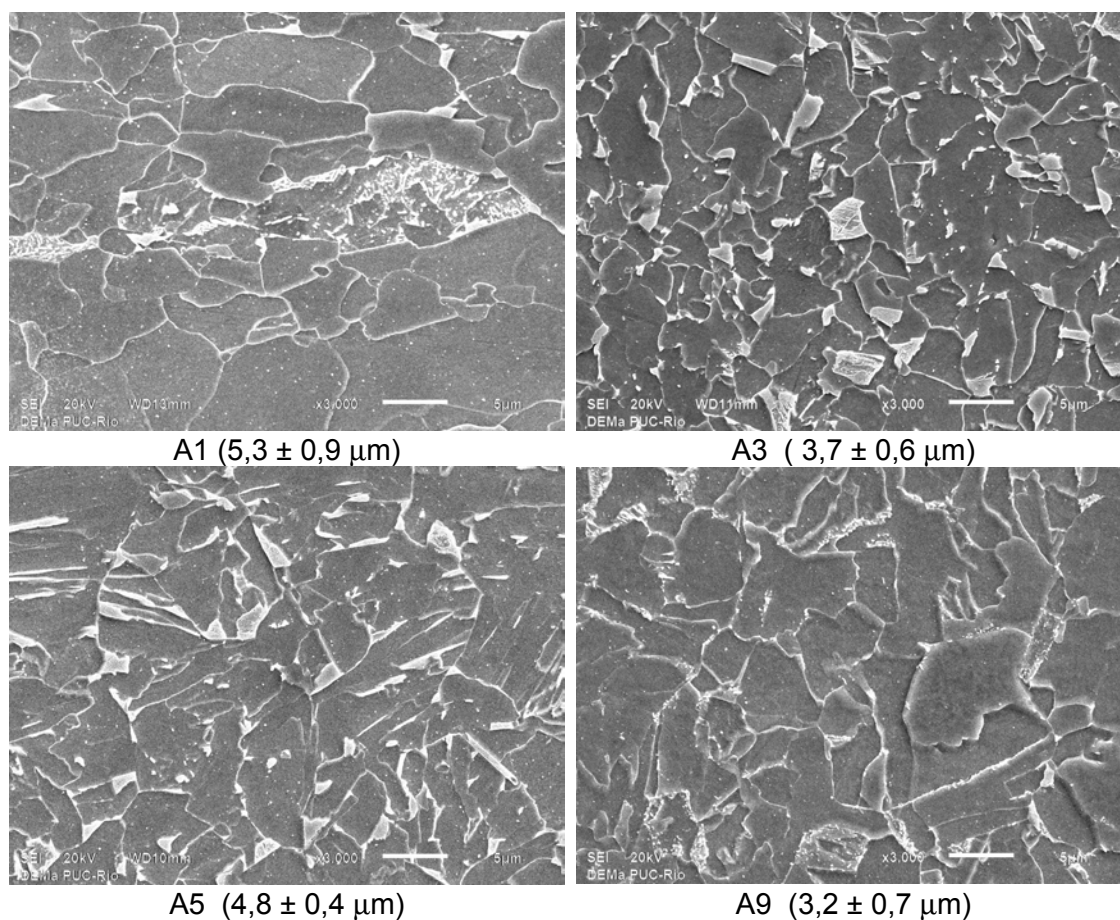


Figura 112 – Evolução do refino de grão, a 10 mm da espessura de parede do tubo, em função das condições de processamento. MEV, elétrons secundários. Ataque: Nital 2%

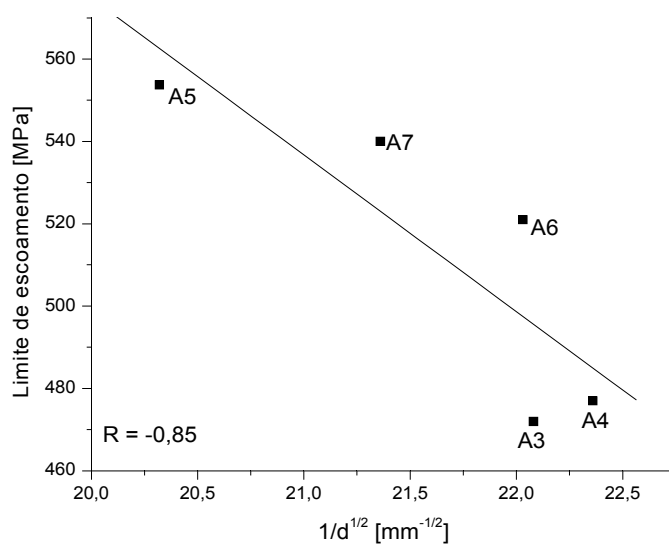


Figura 113 – Correlação do limite de escoamento com o tamanho de grão final para amostras das curvas C2500 e C500

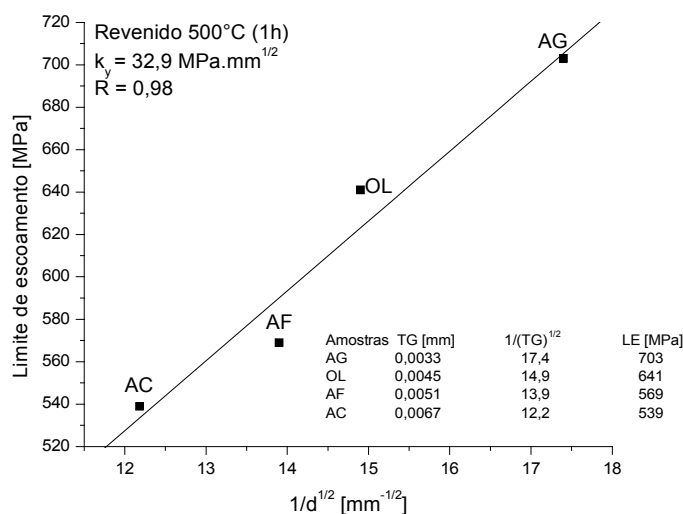


Figura 114 – Dependência do limite de escoamento com o tamanho de grão final para o aço em estudo tratado termicamente a 1000°C seguido de resfriamento em água (AG), óleo (OL), ar forçado (AF) e ar calmo (AC) e revenido a 500°C (1h)

Segundo Pickering e Gladman [63] K_y encontra-se na faixa de 21,4 a 23,5 $\text{MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$. Contudo, a figura 114 indica que o coeficiente de endurecimento k_y pode variar significativamente conforme as condições de processamento do material, sendo influenciada pela sinergia existente entre os mecanismos de endurecimento. Assim, optou-se pela variação do coeficiente de endurecimento, sendo adotado individualmente para cada amostra o valor que melhor ajustou o resultado final do conjunto das contribuições para o endurecimento (equação 43) em comparação com o limite de escoamento médio obtido experimentalmente.

Tabela 33 – Contribuições para resistência devido ao tamanho de grão

Amostras	d (μm)	$1/d^{1/2}$ ($\text{mm}^{-1/2}$)	LE (MPa)	K_y $\text{MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$	$\Delta \sigma_y = k_y d^{-1/2}$	%
A1	$5,3 \pm 0,9$	13,7	604	29,4	404	66,9
A2	$3,8 \pm 1,5$	16,3	580	22,2	359	62,0
A3	$3,7 \pm 0,6$	16,4	472	12,7	209	44,2
A4	$3,9 \pm 0,4$	16,0	477	13,4	215	45,0
C2500	$3,8 \pm 0,5$	16,2	475	13,1	212	44,6
A5	$4,8 \pm 0,4$	14,4	554	22,4	323	58,4
A6	$4,1 \pm 0,4$	15,6	521	18,1	283	54,3
A7	$4,7 \pm 0,5$	14,6	540	21,4	312	57,8
C500	$4,5 \pm 0,5$	14,9	538	20,6	306	56,9
A8	$3,7 \pm 0,6$	16,4	536	18,8	309	57,7
A9	$3,2 \pm 0,7$	17,8	558	17,9	316	56,7
A10	$5,8 \pm 0,7$	13,2	554	24,1	316	57,1

A contribuição do refino de grão para a tenacidade ao entalhe, 0°C, pode ser visualizada na figura 115.

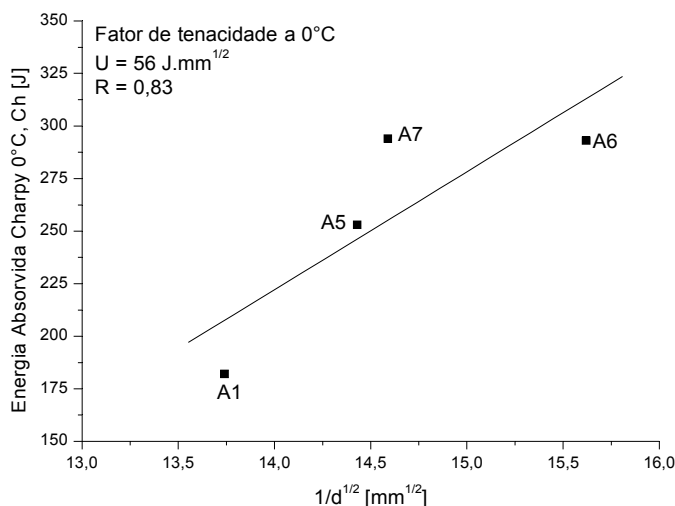


Figura 115 – Tenacidade ao entalhe, a 0°C, em função do tamanho de grão final. Amostras A1, A5, A6 e A7

4.13.3. Mecanismos de endurecimento por solução sólida

A solução sólida foi estimada através da análise do sobrenadante da dissolução ácida via ICP OES. Os resultados encontram-se na tabela 34, mostrando o percentual em massa dos elementos em solução sólida na ferrita. Este mecanismo de endurecimento apresenta alta sinergia com o mecanismo de endurecimento por precipitação. A tabela 35 exibe a porcentagem da composição química nominal dos elementos de liga que está em solução sólida.

Nas curvas C500 e C2500 aproximadamente 89% do Mn da composição química nominal estavam em solução sólida na ferrita, estando próximo dos 80% caracterizados por Kostryzhev [62]. Os resultados da amostra A8 (tabela 35) podem encontrar explicação na segregação de elementos de liga.

A tabela 36 mostra as contribuições do endurecimento por solução sólida para a resistência (equação 10).

Tabela 34 – Percentual em massa dos elementos de liga em solução sólida na ferrita

Amostras	%V	%Cr	%Cu	%Mo	%Ti	%Nb	%Mn
Nominal	0,022	0,147	8,00E-03	0,177	1,40E-02	6,90E-02	1,740
A1	0,013	0,100	2,70E-03	0,030	1,04E-06	7,20E-05	1,310
A2	0,014	0,120	2,90E-03	0,034	1,06E-06	1,47E-04	1,620
A3	0,019	0,120	2,80E-03	0,035	1,54E-05	1,28E-04	1,660
A4	0,016	0,110	2,70E-03	0,031	3,66E-06	7,78E-05	1,450
C2500	0,018	0,115	2,75E-03	0,033	9,53E-06	1,03E-04	1,555
A5	0,017	0,110	2,70E-03	0,033	3,23E-05	7,95E-05	1,490
A6	0,019	0,120	2,70E-03	0,035	4,39E-06	9,22E-05	1,670
A7	0,017	0,110	2,50E-03	0,032	8,73E-07	8,20E-05	1,470
C500	0,018	0,113	2,63E-03	0,033	1,25E-05	8,46E-05	1,543
A8	0,022	0,140	5,30E-03	0,070	1,29E-03	2,41E-03	1,920
A9	0,016	0,110	2,70E-03	0,034	9,63E-07	1,10E-04	1,610
A10	0,015	0,110	2,60E-03	0,034	9,62E-07	9,43E-05	1,620

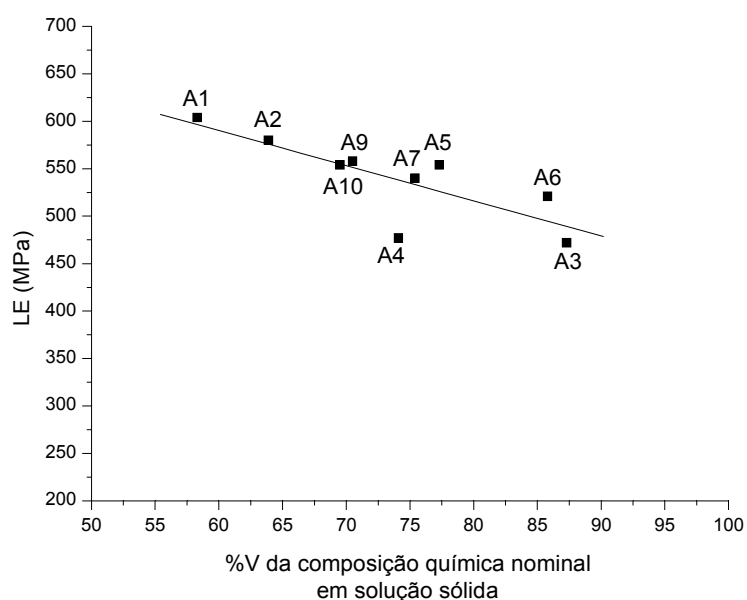
Tabela 35 – Porcentagem em solução sólida da composição química nominal dos elementos de liga em solução sólida

Amostras	%V	%Cr	%Cu	%Mo	%Ti	%Nb	%Mn
A1	58,3	65,0	33,9	17,0	0,00	0,10	75,1
A2	63,9	79,2	35,7	19,0	0,00	0,20	93,0
A3	87,3	80,8	34,8	19,6	0,10	0,20	95,2
A4	74,1	71,9	33,2	17,3	0,00	0,10	83,3
C2500	80,7	76,4	34,0	18,5	0,05	0,15	89,3
A5	77,3	74,1	33,5	18,7	0,20	0,10	85,9
A6	85,8	81,6	34,0	19,6	0,00	0,10	95,9
A7	75,4	73,0	31,6	17,9	0,00	0,10	84,6
C500	79,5	76,2	33,0	18,7	0,07	0,10	88,8
A8	99,1	95,4	65,8	39,7	9,20	3,50	110,5
A9	70,5	77,7	33,7	19,0	0,00	0,20	92,5
A10	69,5	78,1	32,5	19,0	0,00	0,10	92,8

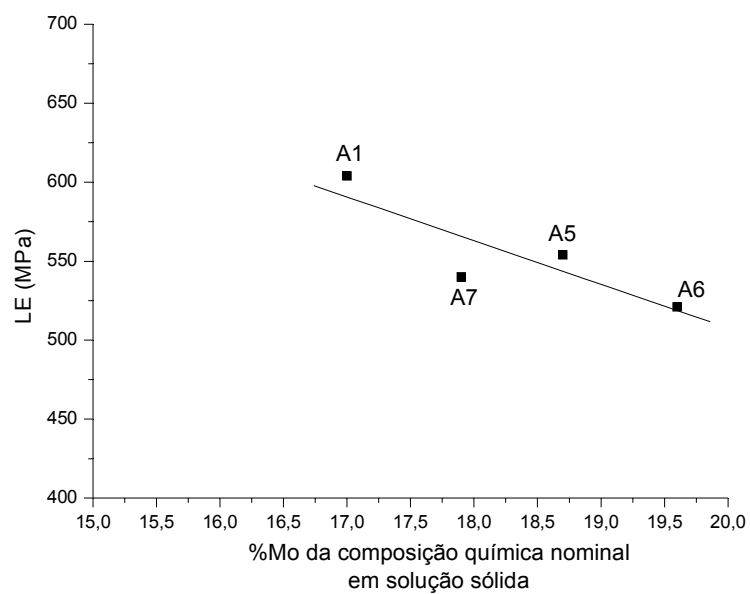
Tabela 36 – Contribuição da solução sólida ($\Delta\sigma_{ss}$) na resistência e propriedades mecânicas

Amostras	$\Delta\sigma_{ss}$ (MPa)	LE (MPa)	%	LR (MPa)	%
A1	85	604	14,1	679	12,5
A2	95	580	16,4	646	14,7
A3	96	472	20,3	658	14,6
A4	89	477	18,7	673	13,2
C2500	92	475	19,4	666	13,8
A5	91	554	16,4	706	12,9
A6	96	521	18,4	684	14,0
A7	90	540	16,7	693	13,0
C500	92	538	17,1	694	13,3
A8	109	536	20,3	613	17,8
A9	94	558	16,8	619	15,2
A10	94	554	17,0	616	15,3

Através dos gráficos da figura 116 é possível visualizar a influência do vanádio e do molibdênio sobre o limite de escoamento antes e após curvamento a quente. As mudanças na solução sólida devido à precipitação do vanádio e do molibdênio durante o revenimento podem ser visualizadas mais adequadamente na figura 117. A figura 118 mostra os efeitos do endurecimento por solução sólida sobre a ductilidade.

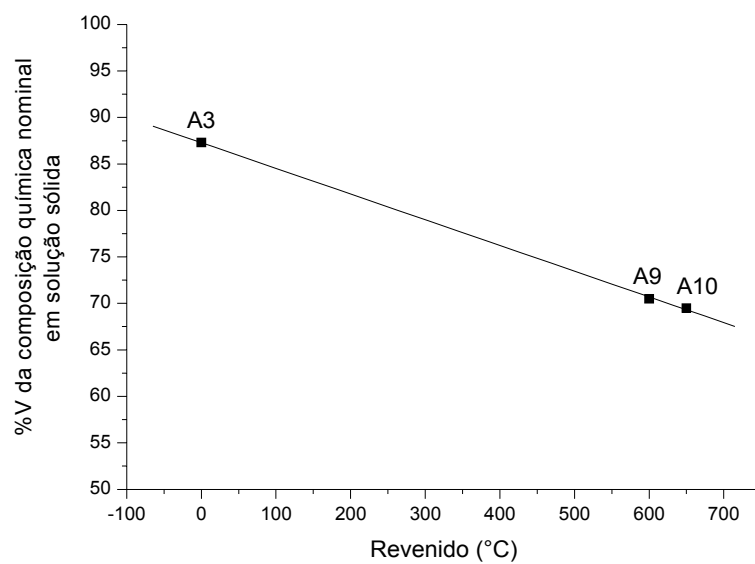


(a)

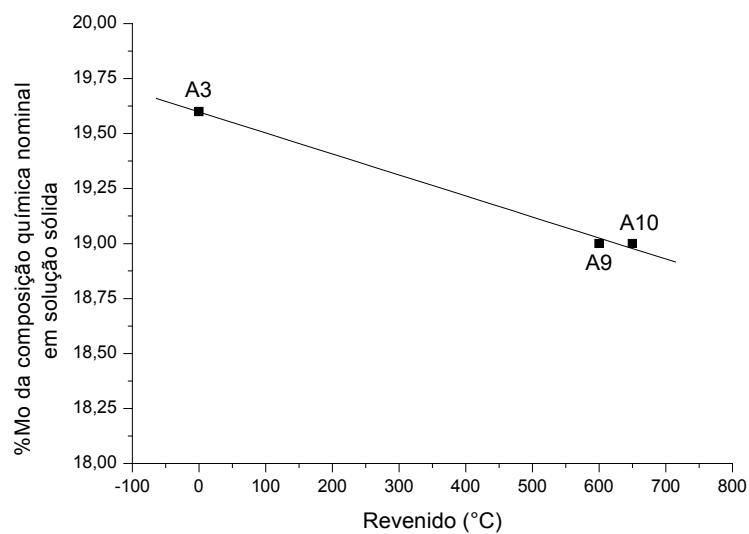


(b)

Figura 116 – Efeitos (a) do vanádio e (b) do molibdênio sobre o limite de escoamento do aço API X80 em estudo



(a)



(b)

Figura 117 – Solução sólida de vanádio e molibdênio em função da temperatura de revenimento

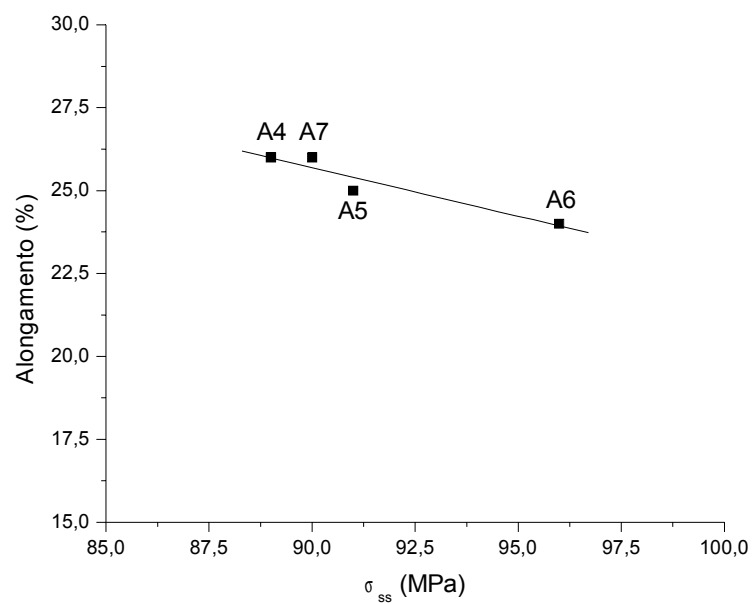


Figura 118 – Efeitos do endurecimento por solução sólida sobre a ductilidade

4.13.4. Mecanismos de endurecimento por precipitação

Nesta seção os efeitos na formação da precipitação de elementos microligantes durante o curvamento a quente e no revenimento serão avaliados. É de conhecimento que, durante o aquecimento de um aço, a fração volumétrica máxima de precipitado que pode entrar em solução sólida na austenita é determinada pelas composições estequiométricas [34, 72]. Durante a etapa de resfriamento “a quantidade de carbonetos é fundamentalmente determinada pelo teor de carbono no aço.” Assim, o excesso de Ti, Nb, V, Mo e outros elementos formadores de carbonetos deixa de contribuir para o endurecimento por precipitação e entra em solução sólida na ferrita, juntamente com os elementos que não formam carbonetos [34, 72]. Contudo, a escassez destes elementos microligantes, apresentando quantidades inferiores à necessária para atingir a relação esquiométrica do precipitado mais estável com relação ao percentual de carbono, também influencia no endurecimento por precipitação.

4.13.4.1. Identificação das fases precipitadas por EDS e DRX dos resíduos sólidos da dissolução ácida

Via EDS (MEV) os elementos de liga identificados nos resíduos da dissolução ácida e pertencentes à precipitação são: Nb, Mo, Ti, V, Al e Cr. Para as amostras A1, A2, A3, A9 e A10 os resultados de EDS e do mapeamento dos elementos químicos por EDS (figuras 119 e 120) dos resíduos extraídos da dissolução ácida exibem a presença do V e do Cr, contudo com a aplicação desta técnica as evidências não são claras para estes dois elementos químicos. Nos trechos curvados sem revenimento posterior (A3 a A7) o vanádio encontra-se preferencialmente na solução sólida e, portanto, deixa de contribuir mais efetivamente para o endurecimento por precipitação, tal como pode ser observado nos resultados de ICP para a solução sólida (tabelas 34 e 35).

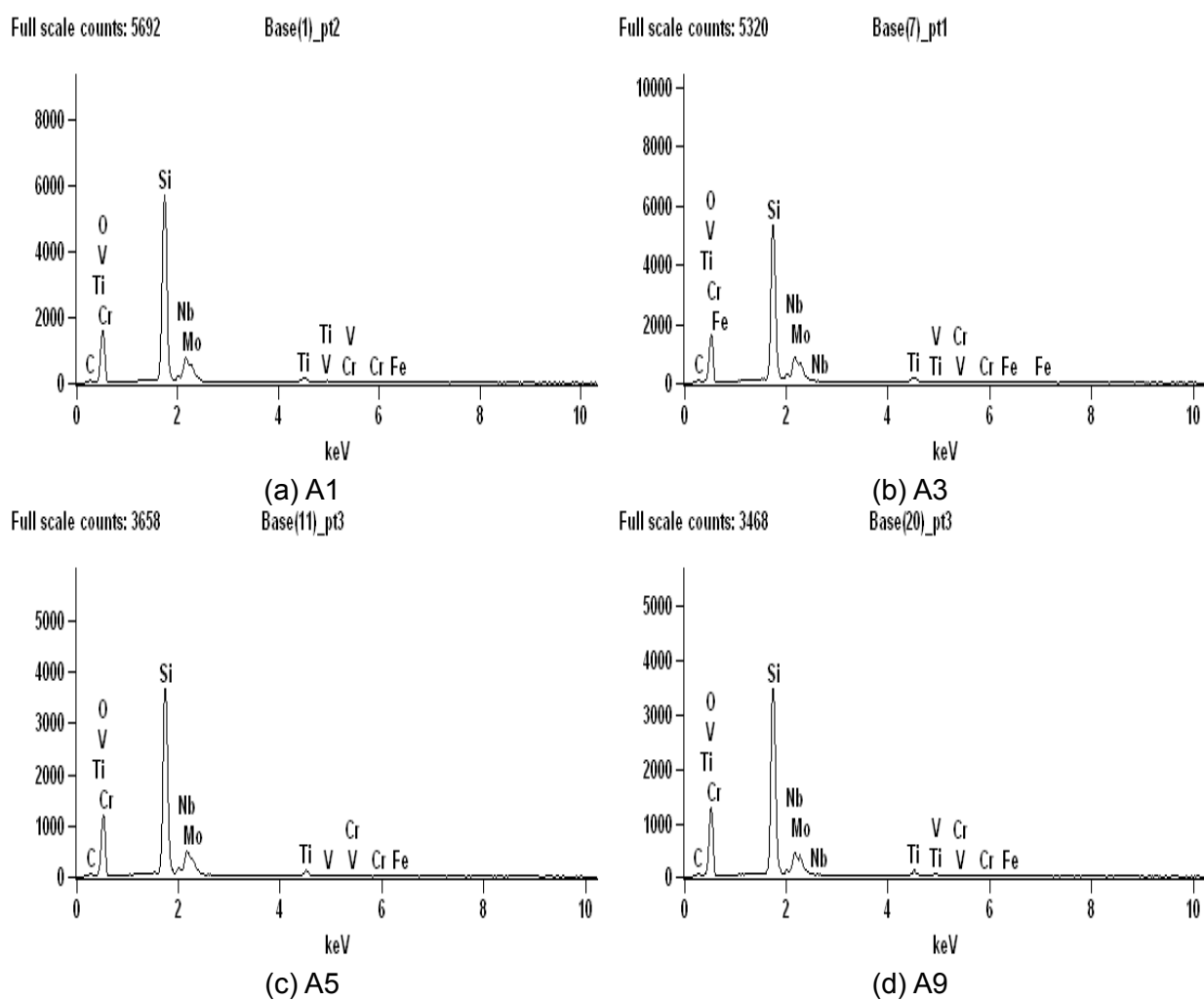


Figura 119 – Espectros de EDS (MEV) nos resíduos da dissolução ácida. (a) Material como recebido, (b) e (c) curvado a quente e (d) curvado a quente e revenido

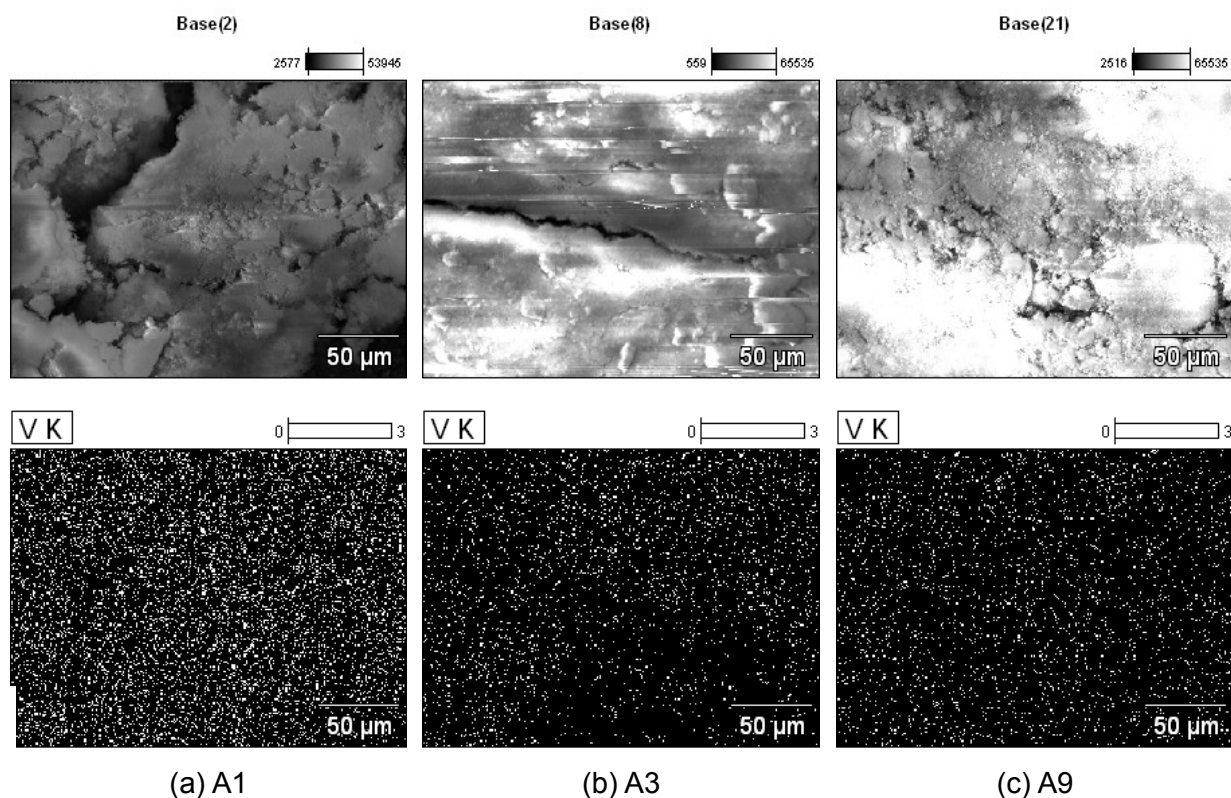
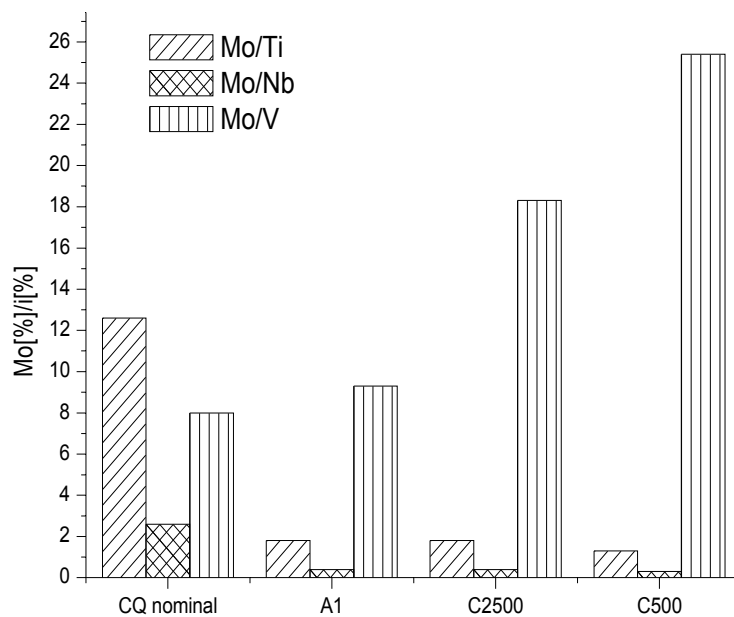


Figura 120 – Mapeamento de vanádio via EDS (MEV) nos resíduos da dissolução ácida. (a) Material como recebido, (b) curvado a quente e (c) curvado a quente e revenido

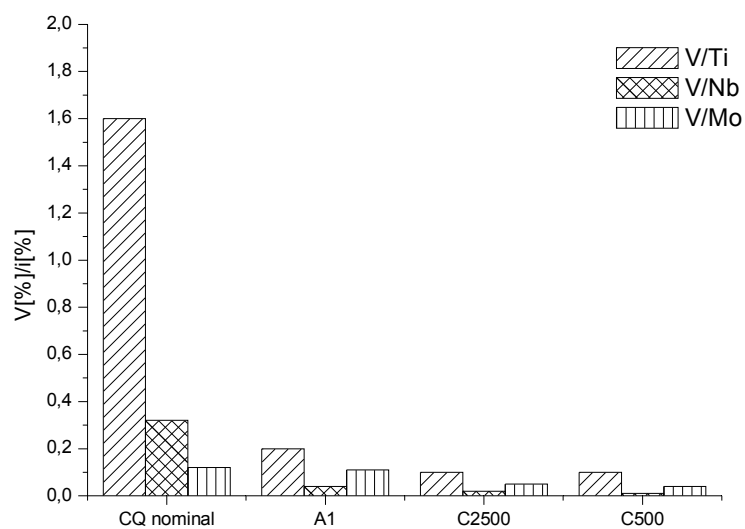
A tabela 37 e a figura 121 mostram a precipitação do molibdênio nas curvas C2500 e C500 e o retardamento da precipitação do vanádio que entrou em solução sólida na austenita devido aos ciclos térmicos de curvamento a quente.

Tabela 37 – Efeitos das operações de curvamento a quente sobre o percentual em massa de Nb, Ti, Mo e V dos resíduos sólidos da dissolução ácida

Amostras	Nb [%]	Ti [%]	Mo [%]	V [%]
A1	8,81	1,94	3,39	0,36
A3	9,16	2,24	4,38	0,20
A4	6,53	1,42	2,34	0,16
C2500	7,85	1,83	3,36	0,18
A5	7,71	2,03	2,23	0,07
A6	8,50	1,87	2,52	0,12
A7	7,95	2,14	2,95	0,11
C500	8,05	2,01	2,57	0,10



(a)



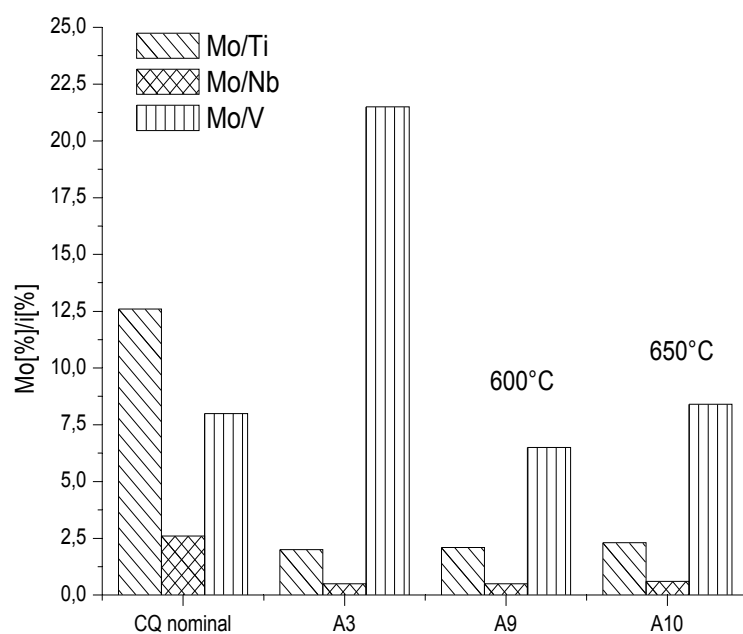
(b)

Figura 121 - Efeito das operações de curvamento a quente sobre a composição química dos resíduos sólidos da dissolução ácida (a) Mo[%]/I[%] e (b) V[%]/I[%]. CQ nominal = composição química nominal

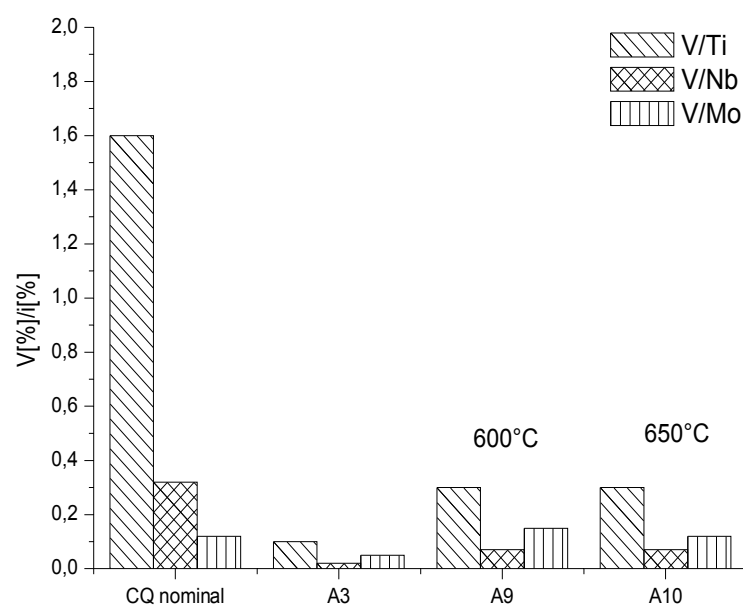
Cabe ressaltar que aproximadamente 58% do vanádio já se encontrava em solução sólida na ferrita (tabela 35) do material como recebido (A1). Assim o vanádio em solução sólida na ferrita das curvas C2500 e C500 ficou disponibilizado para precipitar durante o revenimento posterior das curvas. Comparando a quantidade de V e Mo precipitadas nas condições curvadas C2500 e C500 é possível observar que o maior aporte de calor da curva C500 proporcionou menores quantidades precipitadas de V e Mo do que na curva C2500. Assim, aparentemente, a maior solubilização de V e Mo na austenita (C500) não se converteu em uma precipitação mais intensa destes elementos de liga ao final do curvamento a quente. Isto promoveu diferentes contribuições para o endurecimento por precipitação nas condições curvadas e diferentes efeitos após revenimento. Após revenimentos a 600 e 650°C da condição curvada C2500 (extradorso) mais molibdênio e vanádio precipitou (tabela 38 e figura 122). Na tabela 38 também observa-se a presença de possíveis heterogeneidades nas composições químicas das amostras A2 e A8.

Tabela 38 – Efeitos do revenimento industrial a 600°C (1h) sobre o percentual em massa de Nb, Ti, Mo e V dos resíduos sólidos da dissolução ácida

Amostras	Nb [%]	Ti [%]	Mo [%]	V [%]
A1	8,81	1,94	3,39	0,36
A2	3,91	1,18	1,59	0,44
A3	9,16	2,24	4,38	0,20
A8	14,9	1,06	0,32	0,13
A9	9,30	1,87	3,85	0,59
A10	7,11	1,79	4,05	0,48



(a)



(b)

Figura 122 - Efeito do revenimento da curva sobre a composição química dos resíduos sólidos da dissolução ácida (a) $\text{Mo}[\%]/i[\%]$ e (b) $\text{V}[\%]/i[\%]$. CQ nominal = composição química nominal

Na tabela 39 uma razão de referência, Mo/V, foi adotada para estabelecer um ponto a partir do qual o aumento dos percentuais de vanádio favorece a precipitação de $\text{VC}_{0,75}$.

Tabela 39 – Proporção Mo/V pré revenimento em comparação com a composição química nominal do aço em estudo e de um aço microligado ao vanádio

Amostras	%V	%Mo	Mo/V
Padrão*	0,5	2	4
Nominal	0,022	0,177	8,05
A1	0,013	0,03	2,31
A3	0,019	0,035	1,84
A4	0,016	0,031	1,94
A5	0,017	0,033	1,94
A6	0,019	0,035	1,84
A7	0,017	0,032	1,88

*Material padrão: Adições de 0,5%V em um aço contendo 2%Mo. Para adições maiores do que 0,5%V inicia a formação do VC_{0,75} [57]

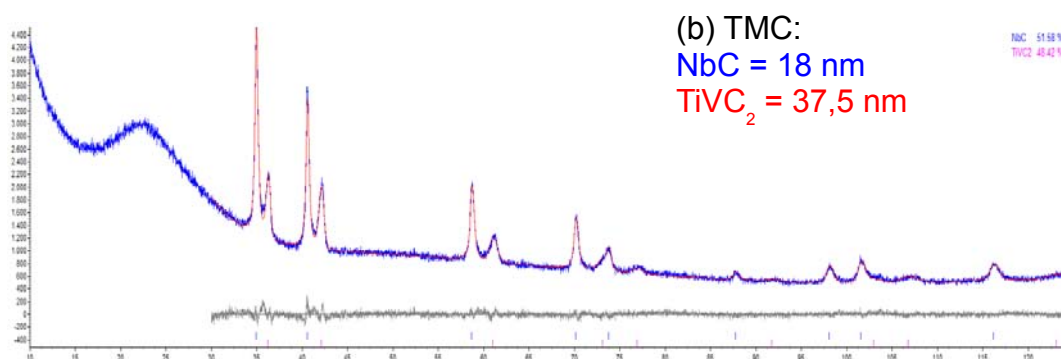
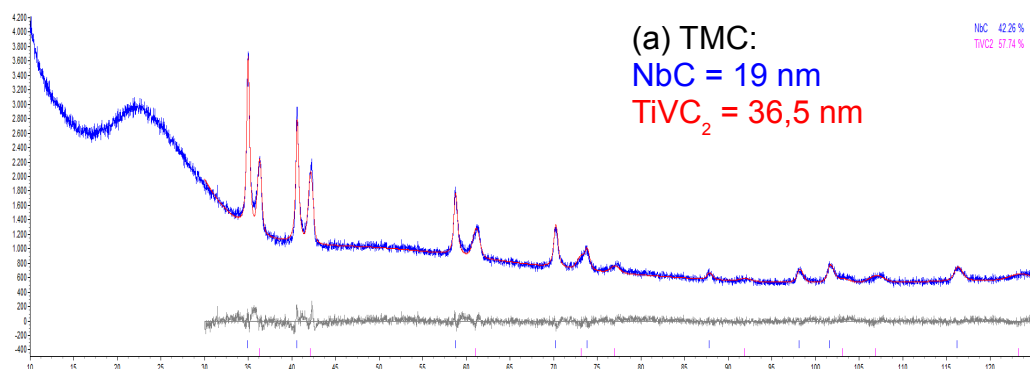
Observa-se que independente da composição química nominal, quando a solução sólida favorece, razões Mo/V < 4, o vanádio precipita caso existam condições energéticas favoráveis, como por exemplo, através de revenimento à temperatura e tempo adequados. Foi observado que, para o material em estudo, as soluções sólidas na ferrita após o curvamento a quente apresentavam razões Mo/V < 4, o que aparentemente favoreceu a precipitação do vanádio durante o revenimento a 600°C, tal como ficou evidenciado pela regressão dos percentuais de vanádio nas soluções sólidas das amostras A9 e A10.

A identificação das fases precipitadas contidas nos resíduos sólidos das dissoluções ácidas estão nas tabelas 40 e 41 e na figura 123. Na tabela 40, quando comparamos o material como recebido (A1) com as condições curvadas (A3 até A7) ocorre a redução da quantidade de MoC. Este precipitado apresenta um importante efeito endurecedor devido ao seu tamanho reduzido (abaixo de 12 nm para todas as amostras). O aumento da precipitação de NbC, mais grosseiro do que o MoC (acima de 12 nm), também pode ser observado.

Tabela 40 – Resultados do refinamento Rietveld para os difratogramas obtidos dos resíduos da dissolução ácida

Amostras	NbC				MoC			
	Wt% Rietveld	LVOL-IB (nm)	ρ (g/cm ³)	a (Å)	Wt% Rietveld	LVOL-IB (nm)	ρ (g/cm ³)	a (Å)
A1	59,9	18,9	7,94	4,444	40,1	11,7	9,10	4,286
A2	56,3	14,9	7,94	4,444	43,7	10,1	9,09	4,289
A3	68	15,4	7,93	4,446	32,0	9,79	9,08	4,290
A4	69,8	16,3	7,93	4,446	30,2	9,68	9,07	4,291
A5	71,8	18,9	7,93	4,446	28,2	10,8	9,09	4,288
A6	72,3	16,4	7,93	4,446	27,7	10,4	9,10	4,287
A7	71,5	17,3	7,93	4,446	28,5	10,2	9,09	4,289
A8	77,2	15,9	7,93	4,445	22,8	6,82	8,94	4,313
A9	70,7	13,5	7,94	4,445	29,3	9,47	9,09	4,289
A10	69,0	13,4	7,94	4,444	31,0	8,35	9,05	4,295

Wt% = Percentual em massa da espécie precipitada no resíduo da dissolução ácida, LVOL-IB = Tamanho do cristalito, ρ = densidade dos precipitados e a = parâmetro de rede, erro: $a \pm 0,001$. Dados ajustados com duas fases cúbicas de face centrada, grupo espacial Fm-3m, coordenada atômica na unidade assimétrica: do metal é (0,0,0) e do carbono é (0,5, 0,5, 0,5). Qualidade global dos ajustes: Rexp = 3,98, Rwp = 5,78, Rp = 4,17, GOF = 1,45



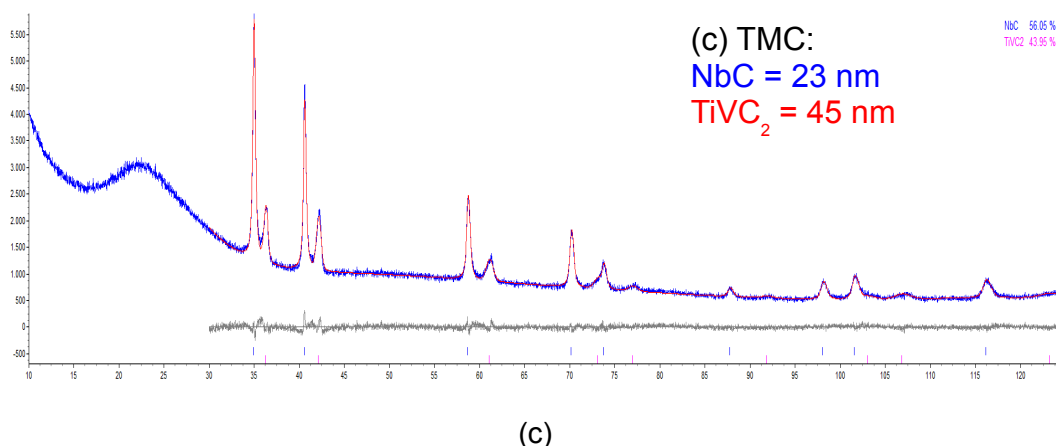


Figura 123 – Difratomogramas calculados para os carbonetos NbC e TiVC₂ (a) A1 (b) A3 (c) A5. TMC = tamanho médio dos cristalitos

Tabela 41 – Análise quantitativa e tamanho de cristalitos dos carbonetos tipo NbC e TiVC₂

Amostras	NbC		TiVC ₂	
	Wt %	TMC (nm)	Wt %	TMC (nm)
A1	42,3	19	57,7	36,5
A2	40,0	16	60,0	34,5
A3	51,6	18	48,4	37,5
A4	53,8	19	46,2	43,0
A5	56,1	23	43,9	45,0
A6	56,1	19	43,9	29,0
A7	56,0	18	44,0	37,0

A figura 123 e a tabela 41 indicam uma maior quantidade de NbC nos trechos curvados do que no trecho reto como recebido, o que corrobora com os resultados observados na tabela 40, inclusive no que diz respeito ao tamanho dos cristalitos que são bem similares. Na tabela 41 a fase precipitada, TiVC₂, apresenta tamanho médio de cristalito maior do que 28 nm, contudo possivelmente os precipitados mais refinados são solubilizados durante as operações de curvamento a quente, o que poderia explicar a redução da quantidade de TiVC₂ nos trechos da curva em comparação com o material como recebido.

As quantidades de microligantes abaixo da relação estequiométrica do carboneto mais estável possivelmente favorece a formação de precipitados complexos. Este precipitados complexos contêm mais de um elemento de

microligante em sua composição química. Isto pode ser observado no exemplo do EDS da figura 124c, para Ti_4NbC_2 caracterizado no resíduo da dissolução ácida da amostra A5. Por se tratar de um precipitado grosseiro é provável que sua formação preceda a operação de curvamento a quente, tendo sido formado durante a laminação da chapa. Para a composição química deste aço foi observado que o percentual de carbono não é o fator limitante para formação dos carbonetos, estando a concentração de microligantes e elementos formadores de carbonetos, no momento de sua precipitação, abaixo da concentração estequiométrica ideal para a máxima formação dos respectivos precipitados mais estáveis.

Devido às entalpias de formação superiores do TiC e do NbC em comparação com VC_x , Mo_2C , precipitados de cromo e MoC [34], aproximadamente 100% do Ti e do Nb que se encontra em solução sólida na austenita devido ao curvamento a quente precipita na própria austenita durante o resfriamento (tabela 35). Segundo Lee et al. [33] o Mo precipita introduzindo cinco tipos de carbonetos (MoC , Mo_2C , $M_{23}C_6$, Mo_6C e Fe_2MoC) fazendo decrescer a difusividade dos elementos de liga formadores de carbonetos (Nb , V , C e outros) retardando assim a precipitação MC , entre 700 a 600°C. Segundo Pickering [57] o V se dissolve no Mo_2C estabilizando-o ao aumentar o parâmetro de rede do Mo_2C , o que inibiria a precipitação do V na forma de V_4C_3 . Adicionalmente os efeitos de taxas elevadas de resfriamento podem restringir a precipitação. Assim, à medida que a temperatura de formação do precipitado diminuiu se aproximando de Ar_3 os efeitos do Mo no retardamento da precipitação dos outros elementos de liga proporcionam a permanência de boa parte do V e do Cr da composição química nominal em solução sólida (tabela 35), inibindo uma precipitação mais refinada e endurecedora de vanádio durante a transformação de fase da austenita para ferrita e na própria ferrita. Por isto, a precipitação mais refinada associada às condições curvadas é devido aos precipitados de Mo , tal como identificado na tabela 40.

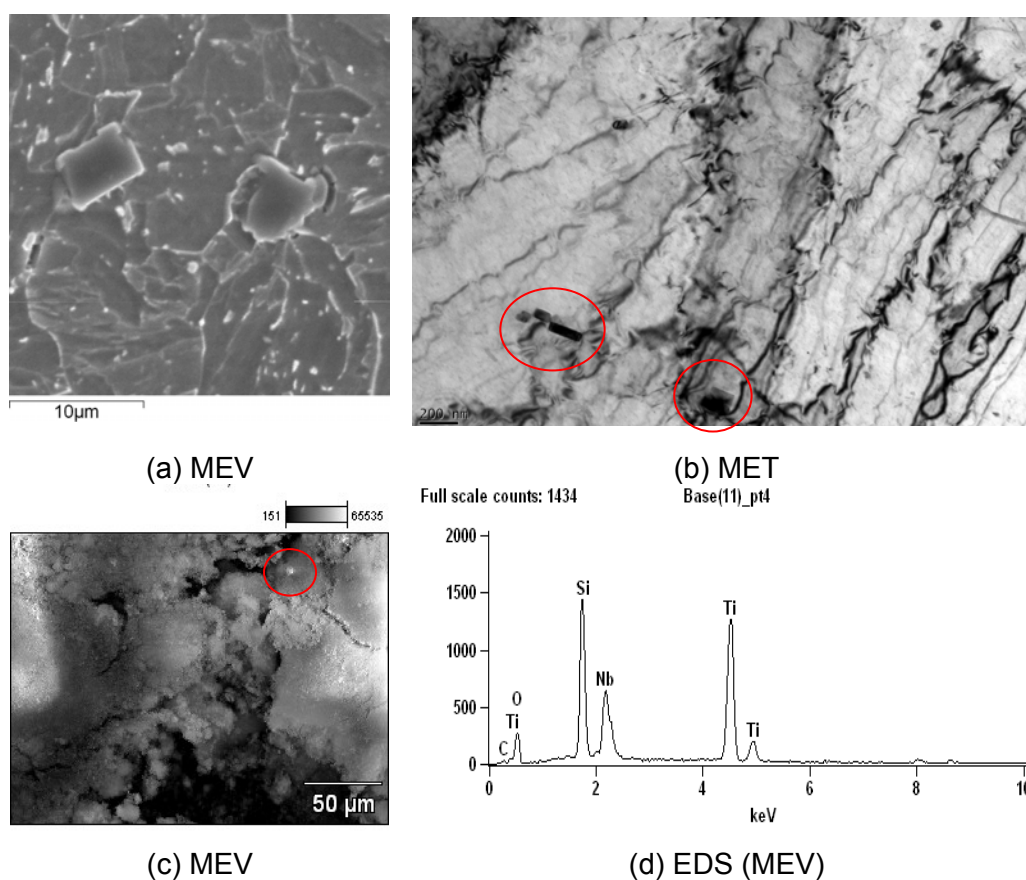


Figura 124 – Precipitados com estrutura complexa, ricos Ti e Nb, não dissolvidos pelos ciclos térmicos de curvamento a quente (a, b) matriz metálica da curva a quente e (c, d) resíduo da dissolução ácida da curva a quente

4.13.4.2. Distribuição de tamanho das fases precipitadas via microscopia eletrônica de transmissão

As distribuições de tamanhos dos nano precipitados de Mo, Nb e V foram obtidas com o auxílio do programa Axio Vision a partir das imagens de campo claro e campo escuro. As figuras 125 e 126 mostram a precipitação e a distribuição de tamanhos dos precipitados da amostra na condição de como recebida.

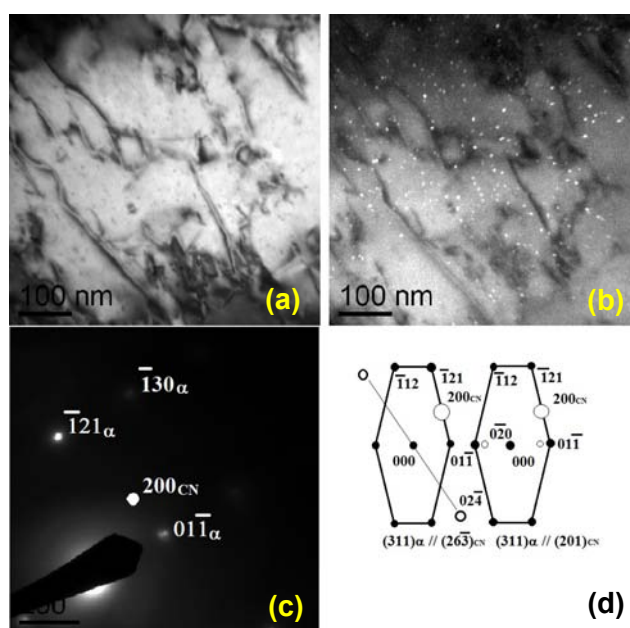


Figura 125 – Precipitação fina na austenita, material como recebido A1 [67]: (a) campo claro, (b) campo escuro, (c) padrão de difração indicando a posição da abertura objetiva, correspondendo a reflexão do carbonitreto $g_{1/4}[200]$ e (d) diagramas mostrando a relação de Baker-Nutting $(311)_{\alpha} // (26\bar{3})_{CN}$, $(311)_{\alpha} // (201)_{CN}$. Os círculos brancos pequenos são as reflexões dos carbonitreto e os círculos pretos correspondem aos spots da fase ferrita para aquela orientação

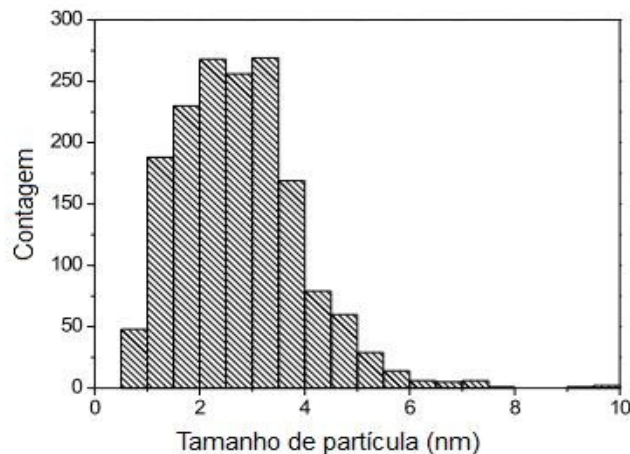


Figura 126 – Distribuição de tamanhos dos carbonitreto do material como recebido A1 [67]

As figuras de 127 a 129 exibem os precipitados e as distribuições de tamanhos para as condições curvadas C2500 e C500 e na figura 130 visualiza-se a distribuição de precipitados encontrados na amostra aplicada como referência para a condição revenida a 600°C (A2).

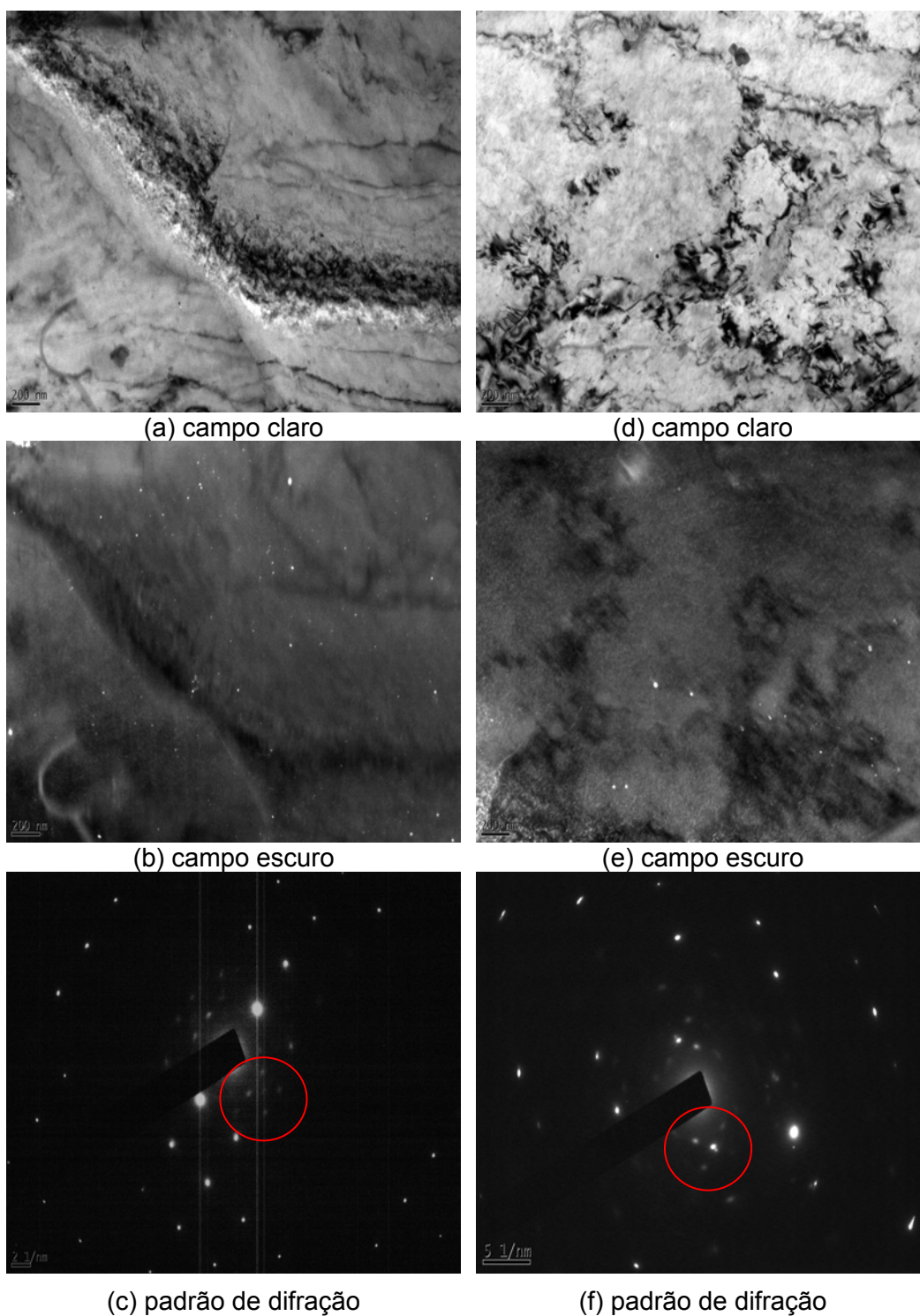
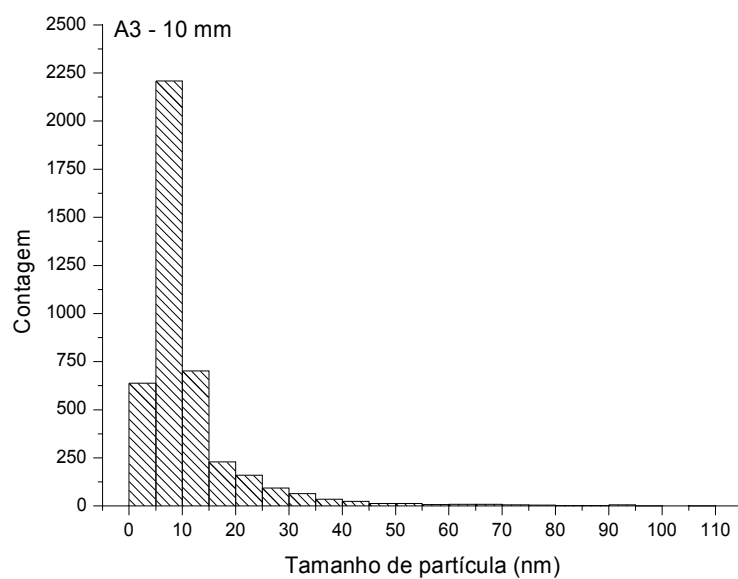
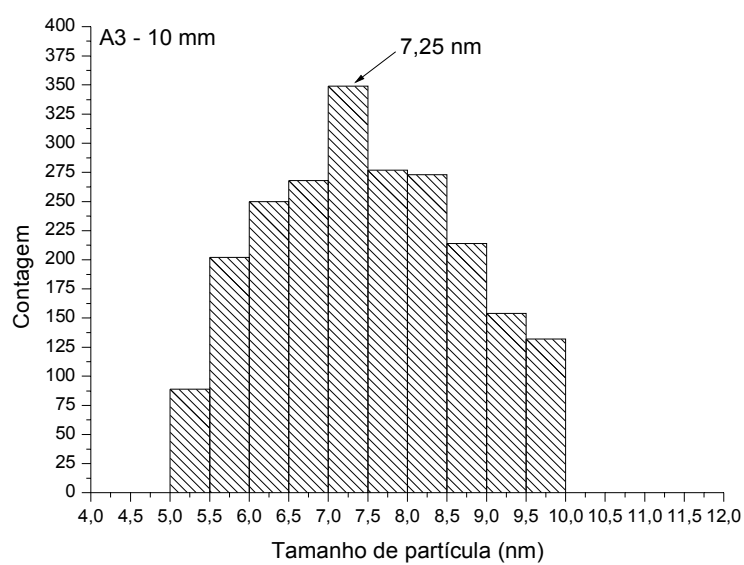


Figura 127 – Precipitação fina na austenita, material curvado: (a), (b) e (c) C2500 (A3), (d), (e) e (f) C500 (A5). Imagens de campo claro e campo escuro para obtenção da distribuição de tamanhos dos precipitados nas amostras A3 e A5

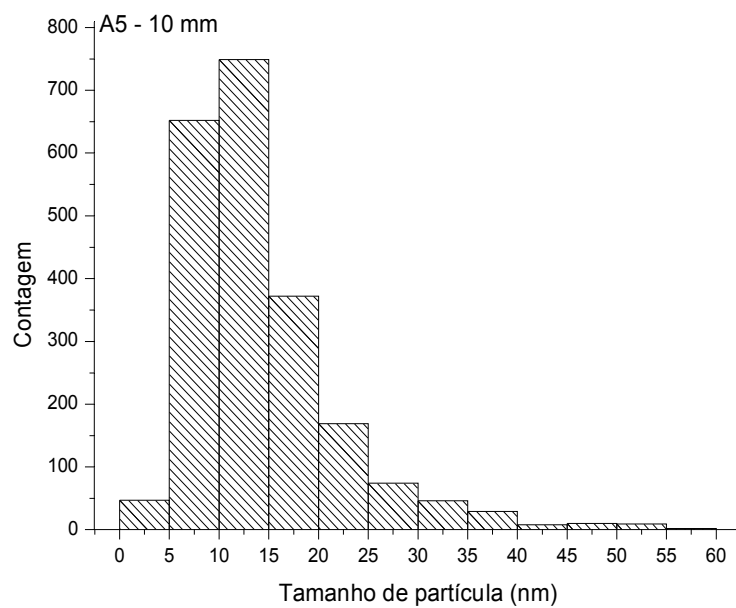


(a)

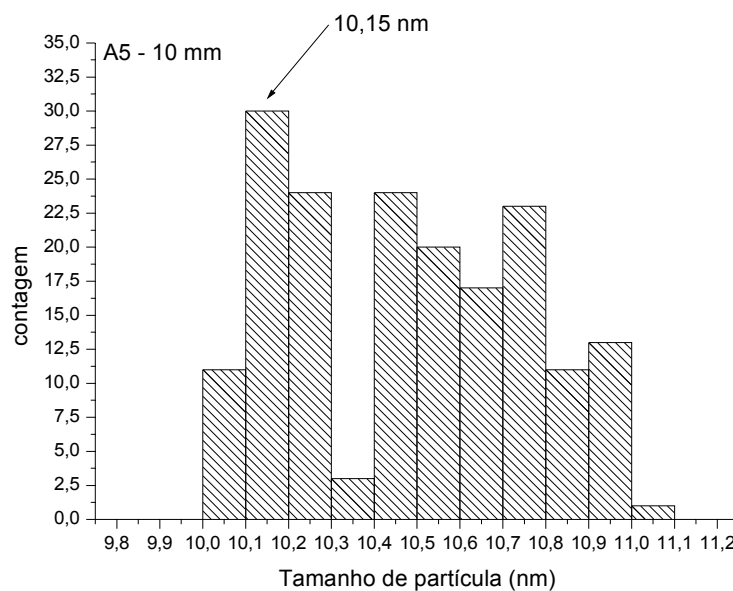


(b)

Figura 128 – Amostra A3. Distribuição de tamanhos dos carbonitreto da condição curvada a quente C2500 (a) distribuição geral, (b) faixa de interesse

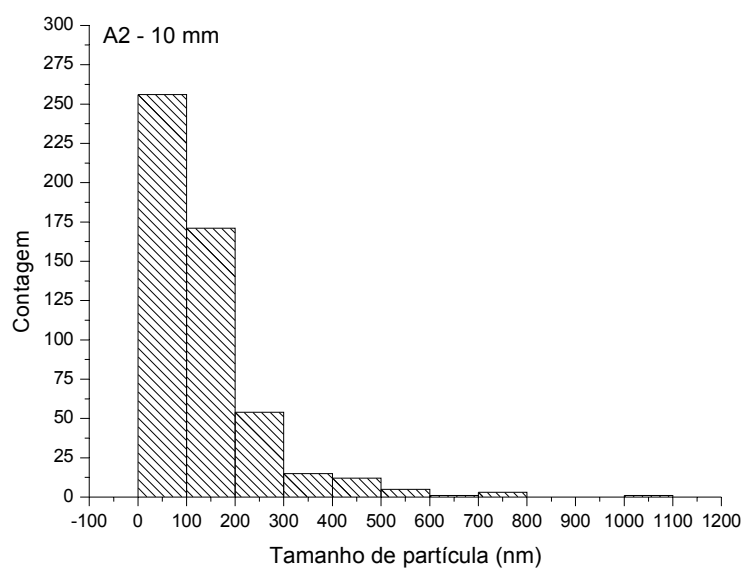


(a)

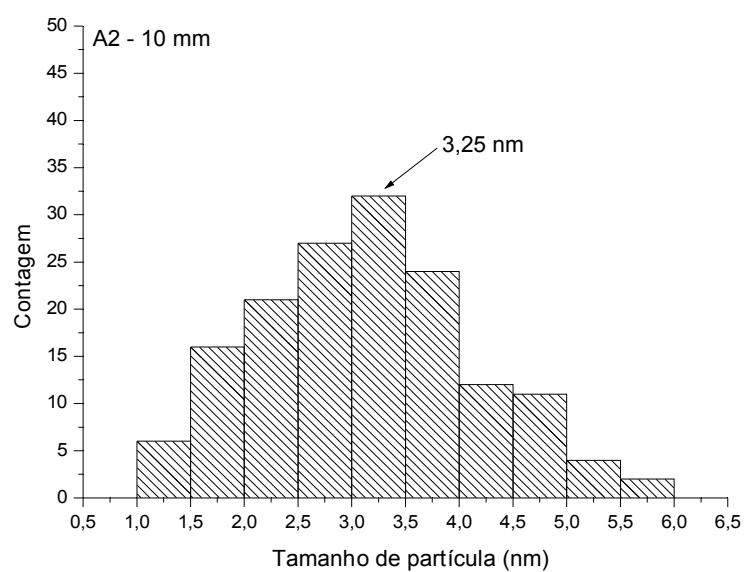


(b)

Figura 129 – Amostra A5. Distribuição de tamanhos dos carbonitreto da condição curvada a quente C500 (a) distribuição geral, (b) faixa de interesse



(a)



(b)

Figura 130 – Amostra A2. Distribuição de tamanhos dos carbonitreto da condição revenida (a) distribuição geral, (b) faixa de interesse

4.13.4.3. Cálculo das contribuições para o endurecimento devido à precipitação de carbonetos contendo Mo, Nb e V

Para o cálculo do endurecimento devido à precipitação de NbC foi admitida uma perda de 50% da adição de Nb em forma de carbonitretos eutéticos grosseiros [158]. Os tamanhos dos cristalitos (tabela 40) foram aplicados para obter as contribuições devido às precipitações de NbC e MoC, e as distribuições de tamanho via MET foram aplicadas para determinar as contribuições devido à formação de VC_{0,75}. As tabelas 34 e 35 de solução sólida são as principais evidências da precipitação do vanádio, pois adotando o balanço de massa e de conhecimento da composição química nominal do aço, observa-se que todo o vanádio que não está na solução sólida estará na forma precipitada. As curvas C2500 e C500 apresentam contribuições por precipitação para o limite de escoamento de 189 MPa e 176 MPa, respectivamente, sendo estas contribuições abaixo daquela (203 MPa) do material na condição como recebido (tabela 42). Comparando as condições curvadas entre si, observa-se que a C2500 é 7% mais endurecida por precipitação do que a C500.

Tabela 42 – Efeitos do curvamento a quente sobre o endurecimento por precipitação

Amostras	MoC			NbC			VC _{0,75}			Total
	Fv _{MoC} (%)	d _{MoC} (nm)	Δσ _{MoC} (MPa)	Fv _{NbC} (%)	d _{NbC} (nm)	Δσ _{NbC} (MPa)	Fv _{VC0,75} (%)	d _{VC0,75} (nm)	Δσ _{VC0,75} (MPa)	
A1	0,165	11,7	103	0,0386	18,9	38	0,015	4,00*	62	203
A3	0,160	9,79	114	0,0386	15,4	44	0,0046	7,25	25	183
A4	0,165	9,68	116	0,0386	16,3	43	0,0093	7,25	36	195
C2500	0,163	9,74	115	0,0386	15,9	44	0,0070	7,25	31	189
A5	0,162	10,8	107	0,0386	18,9	39	0,0082	10,15	27	173
A6	0,160	10,4	109	0,0386	16,4	43	0,0051	10,15	21	173
A7	0,164	10,2	112	0,0386	17,3	41	0,0089	10,15	28	181
C500	0,162	10,5	109	0,0386	17,5	41	0,0074	10,15	25	176

*fonte [67]

Quanto aos efeitos do revenimento a 600 e 650°C sobre o endurecimento por precipitação das curvas foram obtidos ganhos acima de 20% (tabela 43). De um modo geral as maiores contribuições observadas são devido à precipitação do molibdênio, contudo a precipitação do vanádio ganha maior peso após o revenimento da curva a 600 e 650°C. Quanto ao trecho reto revenido (A2) foi alcançado um endurecimento por precipitação de 8,4%, contudo insuficiente para evitar a queda registrada no limite de escoamento (tabela 19) devido às alterações nos outros mecanismos de endurecimento.

Os resultados para o endurecimento devido ao $VC_{0,75}$ estão em acordo com a resistência que é possível obter através dos cálculo simplificado da contribuição exposto na tabela 5 [66].

Tabela 43 – Efeitos do curvamento a quente e revenimento posterior sobre o endurecimento por precipitação

Amostras	MoC			NbC			$VC_{0,75}$			Total
	Fv_{MoC} (%)	d_{MoC} (nm)	$\Delta\sigma_{MoC}$ (MPa)	Fv_{NbC} (%)	d_{NbC} (nm)	$\Delta\sigma_{NbC}$ (MPa)	$Fv_{VC0,75}$ (%)	$d_{VC0,75}$ (nm)	$\Delta\sigma_{VC0,75}$ (MPa)	
A1	0,165	11,7	103	0,0386	18,9	38	0,015	4,00	62	203
A2	0,161	10,1	112	0,0385	14,9	45	0,013	3,25	63	220
A3	0,160	9,79	114	0,0386	15,4	44	0,0046	7,25	25	183
A8	0,120	6,82	124	0,0373	15,9	43	0,0003	3,25	10	177
A9	0,161	9,47	117	0,0385	13,5	49	0,0106	3,25	57	223
A10	0,161	8,35	127	0,0386	13,4	49	0,011	3,25	58	234

Na tentativa de diferenciar os mecanismos de endurecimento em função das condições de processamento aplicadas uma questão que fica em aberto é o quanto diferentes são os fatores de endurecimento devido à precipitação de NbC, MoC e VC_x tendo em vista que o modelo de Ashby – Orowan não considera a influencia dos diferentes tipos de interfaces existentes entre os precipitados e a matriz e seus efeitos sobre o endurecimento. Contudo, no geral o somatório das contribuições para a resistência devido à precipitação de NbC, MoC e VC_x gerou valores acima da faixa entre 40 a 150 MPa caracterizada para endurecimento por precipitação [57,62, 67], o que pode indicar que os valores obtidos estão superestimados.

4.13.5. Caracterização da densidade de discordâncias

A densidade de discordâncias da chapa, que originou o tubo deste estudo, pode ser estimada através da temperatura e quantidade de deformação aplicada abaixo de Ar_3 [132], sendo obtida $\rho = 4,43E+14 \text{ m}^{-2}$ (169 MPa). Para os trechos curvados, submetidos a resfriamento contínuo a partir do campo austenítico, as estimativas iniciais para a densidade de discordâncias foram obtidas em função da dependência existente com as temperaturas de transformação de fases [28] e encontram-se na tabela 44.

O material na condição de como recebido teve sua densidade de discordâncias avaliada através de microscopia eletrônica de transmissão [67]. Para esta amostra (A1) a seção transversal pertencente a região central da espessura de parede do tubo, mostrou uma densidade de discordâncias de $\rho = 1,8E+14 \text{ m}^{-2}$ (108 MPa), em acordo com a figura 131. Entretanto, Ol'shanets'kyi [96] cita que uma inclinação de 90° para o eixo de laminação corresponde à distribuição associada a baixos valores de densidade de discordâncias e também é de conhecimento que o critério da invisibilidade pode subestimar a densidade de discordâncias, quando $g.b = 0$ [88, 89]. Contudo, este valor de densidade de discordâncias obtido para amostra A1 via microscopia eletrônica de transmissão foi aplicado para calcular o valor do parâmetro $M = 13,7$ usado nos cálculos para obtenção da densidade de discordâncias das condições curvadas e revenidas via DRX (tabela 45). Na prática o parâmetro M , associado ao raio de corte externo efetivo das discordâncias, não é necessariamente constante [104] e o valor calculado permite obter densidades de discordâncias na mesma ordem de grandeza das estimativas em função de Ar_3 .

Os trechos curvados foram caracterizados microestruturalmente pelo avanço da acicularidade das fases formadas. Supondo semelhanças entre o crescimento das ripas de ferrita bainítica e da bainita superior, a limitação do crescimento ocorre devido ao encruamento que ocorre na interface entre as ripas individuais que compõem o feixe bainítico e a austenita [28]. Este encruamento é gerado em decorrência da deformação induzida pela mudança de forma que acompanha a transformação. Assim, a nucleação em subunidades de ripas bainíticas a partir dos contornos de grãos austeníticos é seguida de crescimento, até um determinado limite, por acomodação plástica da matriz vizinha [28]. Portanto, é de se esperar que a densidade de discordâncias nas

curvas seja influenciada pela fração volumétrica de ferrita bainítica ao longo da espessura de parede.

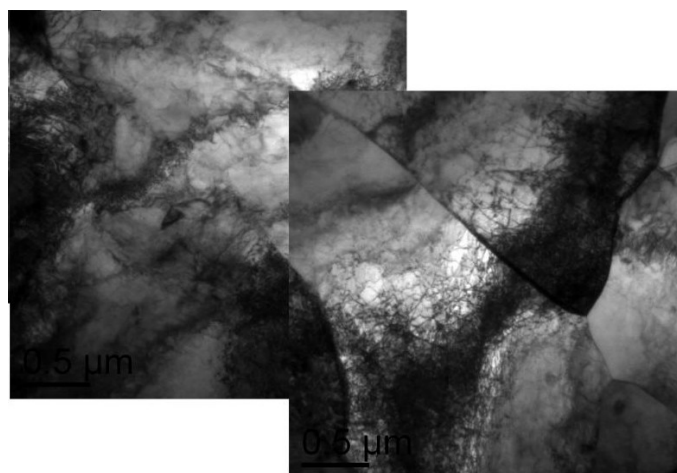


Figura 131 – Material como recebido, densidade de discordâncias

Tabela 44 – Estimativas para as densidades de discordâncias em função da temperatura de transformação da austenita para ferrita e respectivas contribuições

Amostras	HV0,5kg	J °C/s	Ar ₃ °C	ρ m ⁻²	$\Delta\sigma_{disc}$ MPa
A3	208	8,4	660	4,12E+14	163
A4	208	8,4	660	4,12E+14	163
C2500	208	8,4	660	4,12E+14	163
A5	211	9,7	653	4,35E+14	168
A6	206	7,6	665	3,94E+14	159
A7	217	13	638	4,91E+14	178
C500	211	9,9	652	4,38E+14	168

Tabela 45 – Densidades de discordâncias e respectivas contribuições

Amostras	LE [MPa]	ρ [m ⁻²] estimativa	σ_{disc} [MPa] estimativa	ρ [m ⁻²] DRX	σ_{disc} [MPa] DRX	%
A1	604	4,43E+14	169	1,81E+14	108	18
A3	472	4,12E+14	163	-	-	
A4	477	4,12E+14	163	4,27E+14	166	35
C2500	475	4,12E+14	163	4,27E+14	166	35
A5	554	4,35E+14	168	5,08E+14	181	33
A6	521	3,94E+14	159	4,34E+14	167	32
A7	540	4,91E+14	178	4,06E+14	162	30
C500	538	4,38E+14	168	4,49E+14	170	32
A8	536	-	-	1,88E+14	110	21
A9	558	-	-	2,82E+14	135	24
A10	554	-	-	1,55E+14	100	18

Para o aço na condição de como laminado, Kostryzhev [62] obteve densidade de discordâncias na ordem de $4,00\text{E}+14\text{ m}^{-2}$, observando a redução da densidade de discordâncias para $1,5\text{E}+14\text{ m}^{-2}$ na condição recozida a 500°C (30 min). Este comportamento de redução da densidade de discordâncias é similar ao caracterizado na tabela 45 devido aos efeitos do revenimento.

Parte da densidade de discordâncias do material como recebido foi introduzida pelo processo UOE, sendo calculado em função dos limites de escoamento da chapa (563 MPa) e do tubo (604 MPa) um endurecimento de 41 MPa devido ao encruamento gerado para transformar a chapa em tubo. Assim, para a amostra A1, 67 MPa são devido às discordâncias introduzidas pela laminação na região bifásica e 41 MPa devido ao processo UOE.

Os gráficos de Williamson–Hall e suas versões modificadas podem ser visualizados nas figuras 132 a 135, onde a inclinação representa o quadrado da deformação média, $\langle\epsilon^2\rangle$, associada à densidade de discordâncias das amostras. Nas figuras 136 e 137 as deformações médias ao quadrado e o caráter das discordâncias serão avaliados em função das condições de processamento do aço em estudo.

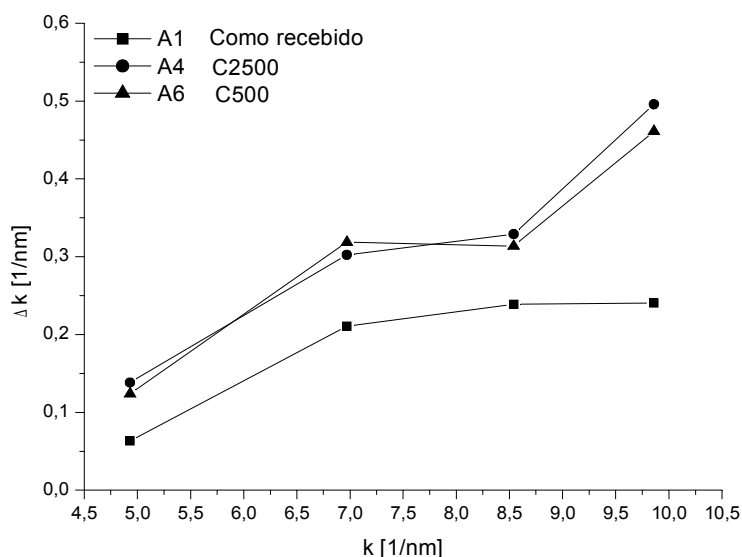


Figura 132 – Gráfico de Williamson–Hall (W-H). Efeitos do curvamento a quente

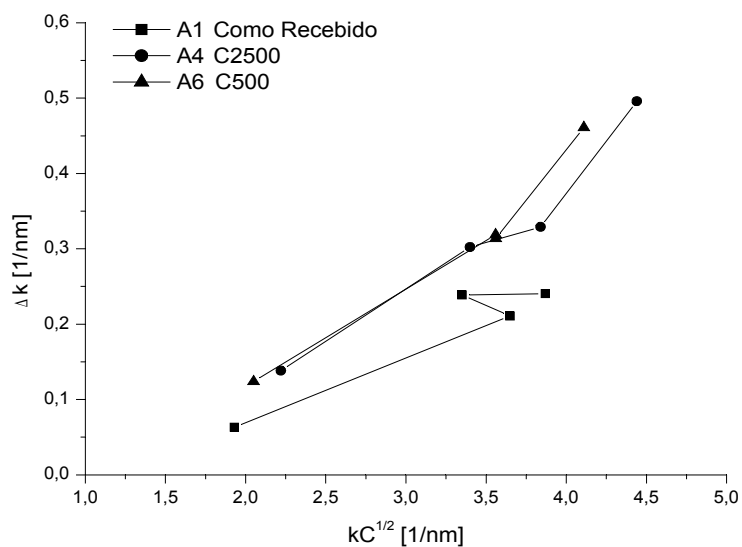


Figura 133 – Gráfico de Williamson-Hall modificado (W-Hm). Efeitos do curvamento a quente

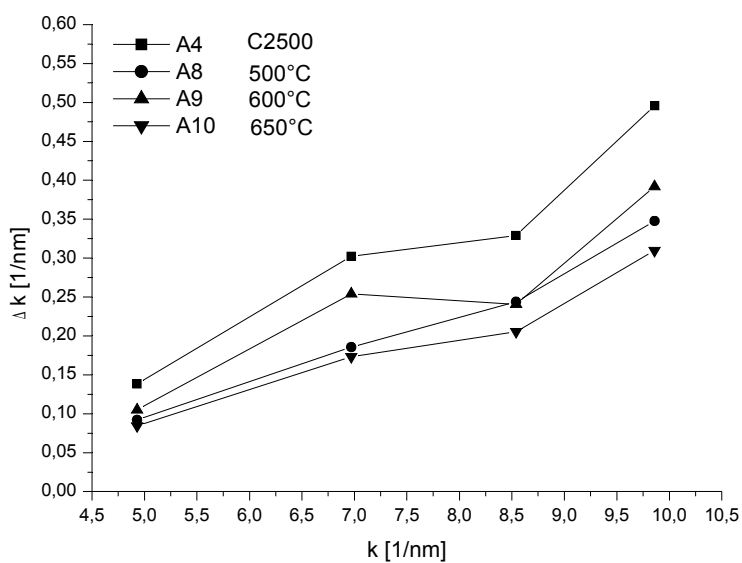


Figura 134 – Gráfico de Williamson-Hall (W-H). Efeitos do revenimento da curva C2500

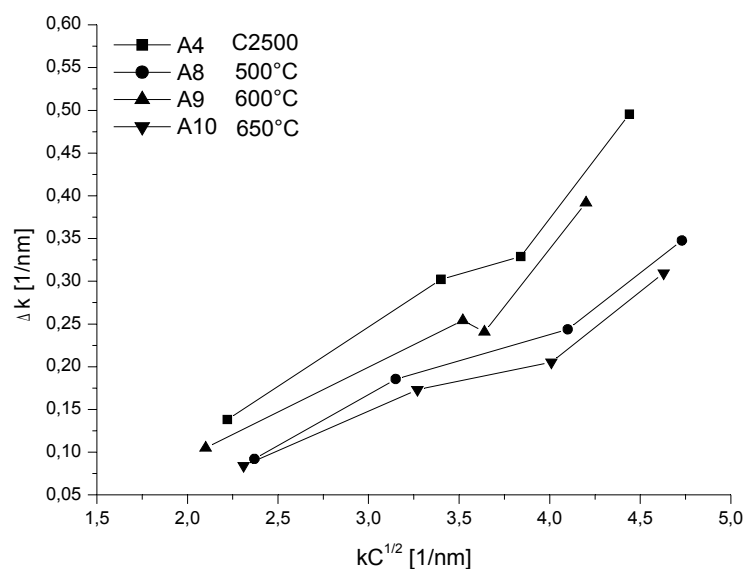


Figura 135 – Gráfico de Williamson-Hall modificado (W-Hm). Efeitos do revenimento da curva C2500

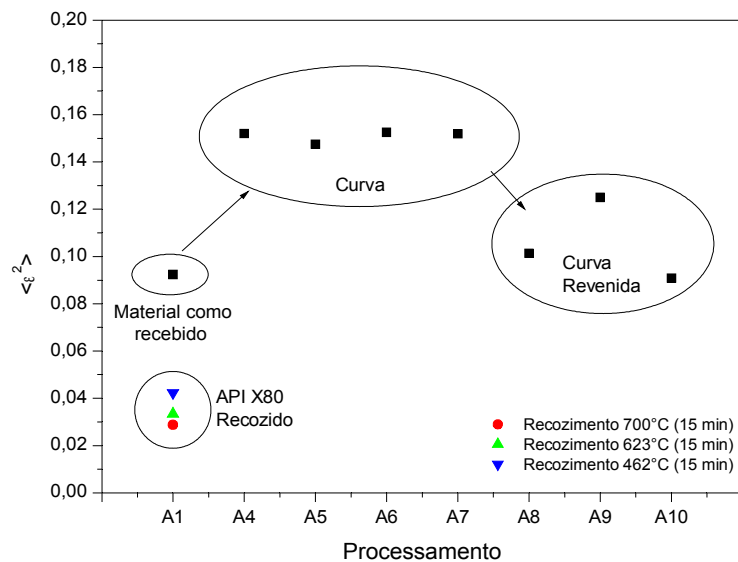


Figura 136 – Quadrado da deformação média em função das condições de processamento do aço API X80 em estudo

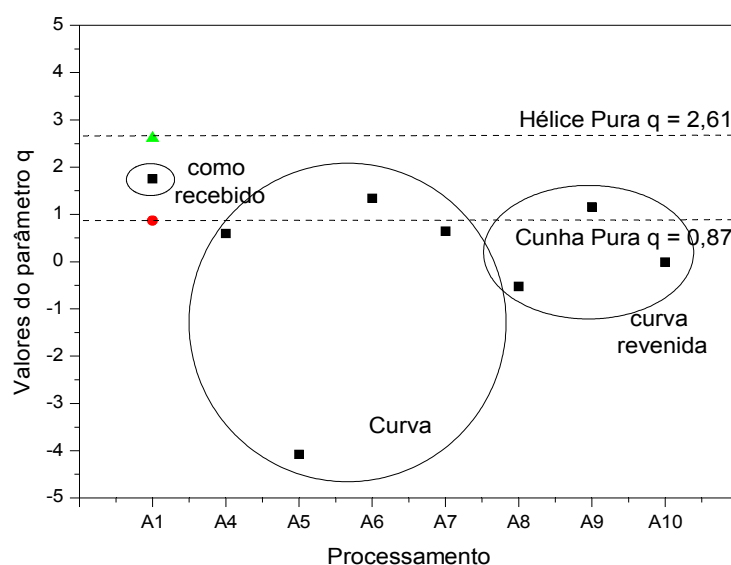


Figura 137 – Caráter das discordâncias em função das condições de processamento do aço API X80 em estudo, aplicando $A_i = 2,46$ e $c_{12}/c_{44} = 2,51$ para obter os valores de referência para q quanto ao caráter das discordâncias tipo hélice pura e cunha pura

A densidade de discordâncias do material na condição de como recebido obtida experimentalmente via MET foi aplicada para calcular o valor da constante M (equação 42). Contudo, as estimativas em função das temperaturas de acabamento e deformação abaixo de A_{r3} mostram que o endurecimento por discordâncias da amostra A1 pode ser superior ao adotado.

As maiores inclinações dos gráficos de W-H e W-Hm são em decorrência dos maiores valores de microdeformações da rede cristalina, conduzindo a densidades de discordâncias mais elevadas e por consequência contribuições maiores do endurecimento por discordâncias para o limite de escoamento. Nos gráficos W-Hm foi observado que ambas as condições curvadas, C500 e C2500, apresentam maior deformação (figura 136) e portanto, maior endurecimento por discordâncias do que o trecho reto (A1).

A contribuição devido às discordâncias para o limite de escoamento volta a regredir com a aplicação do revenimento. Isto possivelmente se deve aos processos de formação de novos grãos isentos de deformação e aniquilação das discordâncias [57]. Contudo, é possível observar que para o revenimento da curva a 600°C a redução da densidade de discordâncias foi mais tênue. Isto pode encontrar explicação no fato de que os precipitados formados geram campos de deformação elástica, na matriz ferrítica no caso da interface ser coerente, e introduzem discordâncias, no caso da interface com a matriz ser

semicoerente. Os precipitados atuam como fontes de discordâncias. Esta questão também pode estar associada ao fato de que os fenômenos que ocorrem durante o revenimento a 600°C competem pela energia disponibilizada no sistema: recuperação da subestrutura de discordâncias, precipitação de elementos de liga, recristalização, crescimento de grão, decomposição da austenita retida entre outros.

Quanto à identificação do caráter das discordâncias (hélice, cunha ou misto) de maior incidência no material em função do processamento, esta foi inconclusiva, pois:

- Quanto maior a deformação o caráter dominante das discordâncias é do tipo em cunha e os valores de q diminuem. No estado recozido, baixa deformação, o caráter dominante das discordâncias é em hélice e os valores de q são altos. Os resultados experimentais não mostram uma dependência clara entre os valores de q e $\langle \epsilon^2 \rangle$,
- A faixa de valores de q para as discordâncias em cunha pura e em hélice pura foi obtida a partir de constantes elásticas estimadas, sendo que o fator de anisotropia elástica (A_i) foi fixado em 2,46 para manter a anisotropia citada para o ferro alfa [125]. A faixa obtida não abrange muitos dos valores obtidos experimentalmente para q (figura 137), tornando a caracterização do caráter das discordância inconclusiva para o aço em estudo e as condições de processamento avaliadas.

4.13.6. Contribuições dos mecanismos de endurecimento para o limite de escoamento

As contribuições dos mecanismos de endurecimento para o limite de escoamento das amostras de aço API X80 submetidos a diferentes condições de processamento encontram-se sumarizadas na tabela 46. Observa-se que as contribuições devido ao endurecimento por transformação de fases de baixas temperaturas ($\Delta\sigma_{FB+FA}$) encontram-se associadas aos endurecimentos por discordâncias ($\Delta\sigma_{disc}$), solução sólida ($\Delta\sigma_{ss}$), precipitação ($\Delta\sigma_{ppt}$) e tamanho de grão ($\Delta\sigma_d$) determinados para as condições estudadas. A contribuição para o limite de escoamento devido à presença do constituinte AM e outras fases duras dispersas na matriz ferrítica depende apenas do livre caminho médio ferrítico ($L_{\alpha\alpha}$) para as discordâncias se movimentarem [79 a 82]. Assim, sendo a consideração do livre caminho médio ferrítico quando associado ao endurecimento provocado pelo tamanho de grão torna-se redundante. Para resolver outras questões associadas a sinergia entre os mecanismos de endurecimento, como por exemplo as interações entre precipitação e densidade de discordâncias, foi aplicado o método de superposição de Pitágoras (equação 62) [64, 97, 132].

Tabela 46 – Mecanismos de endurecimento de aço API X80 submetido a curvamento a quente e revenimento posterior

Amostras	$\Delta\sigma_i^*$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ss}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ppt}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{disc}$ (MPa)	$\Delta\sigma_d$ (MPa)	*** LE (MPa) calculado
A1	54	85	203	108	404	604
A2	54	95	220	89**	359	580
A3	54	96	183	163	209	472
A4	54	89	195	166	215	477
C2500	54	92	189	166	212	475
A5	54	91	173	181	323	554
A6	54	96	173	167	283	521
A7	54	90	181	162	312	540
C500	54	92	176	170	306	538
A8	54	109	177	110	309	536
A9	54	94	223	135	316	558
A10	54	94	234	100	316	554

* σ_i é a força de Pierls – Nabarro

** Valor estimado aplicando o mesmo percentual de redução do endurecimento por discordâncias da curva (A3) após revenido a 600°C (A9)

*** $\sigma [MPa] = \Delta\sigma_i + \Delta\sigma_{ss} + \left(\sqrt{(\Delta\sigma_{ppt})^2 + (\Delta\sigma_{disc})^2 + (\Delta\sigma_d f(K_y))^2} \right)$ equação 62

Os valores de coeficiente de endurecimento (K_y) devido ao tamanho de grão (d) foram ajustados individualmente para os limites de escoamento calculados resultarem nos valores de limite de escoamento obtidos experimentalmente (ensaiado). Observa-se que os coeficientes de endurecimento ajustados carregam todas as imprecisões das medidas associadas a obtenção dos mecanismos de endurecimento.

Tabela 47 – Mecanismos de endurecimento das curvas aplicando as contribuições para o endurecimento devido às ferritas bainítica (FB) e acicular (FA), ao livre caminho médio ferrítico ($L_{\alpha\alpha}$) e fração volumétrica de ferritas poligonal e quase poligonal ($\% \alpha$)

Amostras	$\Delta\sigma_i$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ss}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{FB+FA}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ppt}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{disc}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{L_{\alpha\alpha}}$ (MPa)	$^*\sigma$ (MPa)	LE (MPa) ensaiado	Erro %
A3	54	96	171	183	163	180	476	472	0,86
A4	54	89	145	195	166	158	472	477	1,08
C2500	54	92	158	189	166	169	474	475	0,05
A5	54	91	312	173	181	187	522	554	5,72
A6	54	96	250	173	167	177	492	521	5,63
A7	54	90	211	181	162	180	468	540	13,4
C500	54	92	258	176	170	181	494	538	8,17

$$^* \sigma [MPa] = \Delta \sigma_i + \Delta \sigma_{ss} + \Delta \sigma_{FB+FA} + \Delta \sigma_{L_{\alpha\alpha}} + \left(\sqrt{(\Delta \sigma_{ppt})^2 + (\Delta \sigma_{disc})^2} \right) \times \% \alpha \quad \text{equação 63}$$

Tabela 48 – Mecanismos de endurecimento das curvas em função das frações volumétricas de ferritas bainítica (FB) e acicular (FA) e devido às ferritas poligonal e quase poligonal ($\% \alpha$)

Amostras	$\Delta\sigma_i$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ss}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{FB+FA}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{ppt}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{disc}$ (MPa)	$\Delta\sigma_d$ (MPa)	$^*\sigma$ (MPa)	LE (MPa) ensaiado	Erro %
A3	54	96	171	183	163	209	485	472	2,8
A4	54	89	145	195	166	215	492	477	3,2
C2500	54	92	158	189	166	212	489	475	3,0
A5	54	91	312	173	181	323	542	554	2,1
A6	54	96	250	173	167	283	514	521	1,4
A7	54	90	211	181	162	312	503	540	6,9
C500	54	92	258	176	170	306	520	538	3,4

$$^* \sigma [MPa] = \Delta \sigma_i + \Delta \sigma_{ss} + \Delta \sigma_{FB+FA} + \left(\sqrt{(\Delta \sigma_{ppt})^2 + (\Delta \sigma_{disc})^2 + (\Delta \sigma_d)^2} \right) \times \% \alpha \quad \text{equação 64}$$

Para a curva C2500 a aplicação do efeito da fração volumétrica das ferritas bainíticas e acicular e a substituição do efeito do tamanho de grão pelo efeito do livre caminho médio ferrítico (equação 63) proporcionou um bom ajuste em relação ao limite de escoamento obtido experimentalmente (tabela 47) das amostras A3 e A4. Conforme pode ser visualizado na tabela 48, o limite de escoamento da curva C500 apresenta um bom ajuste quando as contribuições para o endurecimento da fração volumétrica das ferritas bainítica e acicular e do tamanho de grão são utilizadas na equação 64.

Utilizando os tamanhos de grão medidos experimentalmente, tabela 33, a substituição do efeito do tamanho de grão no endurecimento pelo efeito do livre caminho médio ferrítico confirmou que os fatores de endurecimento K_y são realmente mais reduzidos para a condição curvada para C2500, sendo obtidos os valores de 10,95 a 9,88 MPa/mm^{1/2} em comparação com os valores inicialmente ajustados de 12,7 e 13,4 MPa/mm^{1/2}.

4.13.7. Correlações entre mecanismos de endurecimento, propriedades mecânicas, microestrutura e parâmetros de processamento

A sinergia entre as diferentes formas de processamento, microestrutura e seus mecanismos de endurecimento com as propriedades mecânicas pode ser visualizada nas figuras de 138 a 154. Com a velocidade de resfriamento restrita na faixa entre 7 a 13°C/s o principal parâmetro de curvamento a quente a ser considerado quanto as alterações microestruturais é a temperatura de curvamento. A influência da temperatura de curvamento sobre o tamanho de grão austenítico e tamanho de grão final (figura 138) mostra que, para as taxas de resfriamento na faixa entre 7 a 13 °C/s, o tamanho de grão oscilou pouco. Contudo, o fator de endurecimento, K_y , foi fortemente influenciado pela fração volumétrica de precipitados do material (figura 139). A figura 140 mostra que nas curvas a quente o aumento do fator de endurecimento K_y pode estar associado a elevação da fração volumétrica das fases de baixa temperatura de transformação, porém devido aos diferentes estágios de precipitação das amostras avaliadas, o endurecimento devido às densidades de discordâncias experimentalmente obtidas não foi caracterizado como sendo a influência principal sobre os valores de K_y (figura 141). De fato o comportamento do maior endurecimento dos grãos ferríticos em função das diferenças de temperaturas

de austenitização entre as superfícies externa e interna da espessura de parede (figura 142) está sendo proporcionado pelos efeitos dominantes da precipitação sobre a microdureza média de 100 grãos ferríticos (figuras 143 e 144) confirmando que, na faixa caracterizada de densidades de discordâncias (figura 145), o diferencial para os níveis de endurecimento exibidos é o endurecimento por precipitação. Neste sentido destaca-se a precipitação do $VC_{0,75}$ que apresentou um efeito bastante acentuado sobre o endurecimento dos grãos ferríticos (figura 144). Na figura 146 é possível observar que a capacidade de distribuir deformação de maneira uniforme é significativamente reduzida devido à precipitação do vanádio, endossando o endurecimento promovido pelo $VC_{0,75}$.

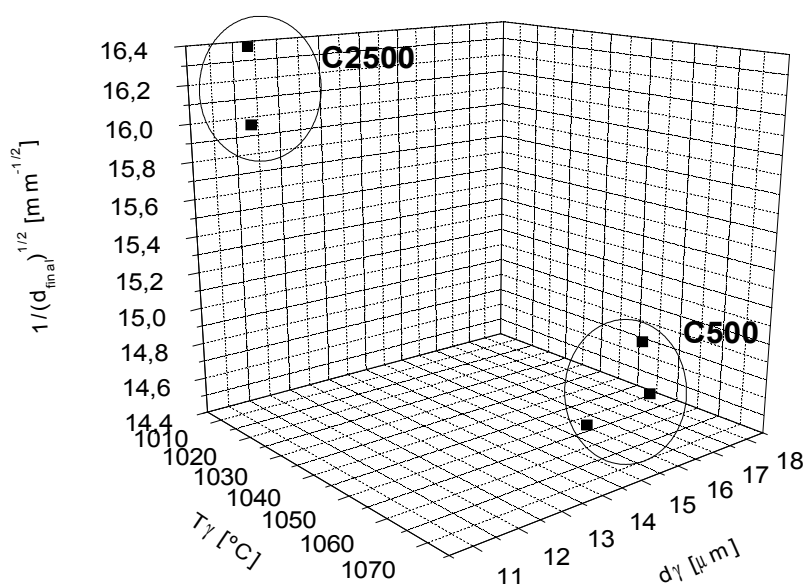


Figura 138 – Efeitos da temperatura de curvamento (T_γ) sobre o tamanho de grão da austenita prévia (d_γ) e o refinamento microestrutural final (d_{final})

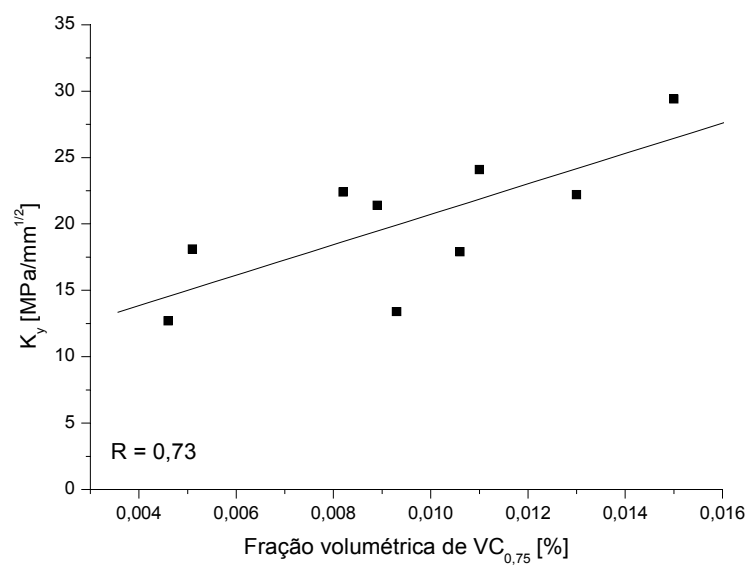


Figura 139 – Efeitos da fração volumétrica de $VC_{0.75}$ no fator de endurecimento aplicado para calcular as contribuições devido ao tamanho de grão

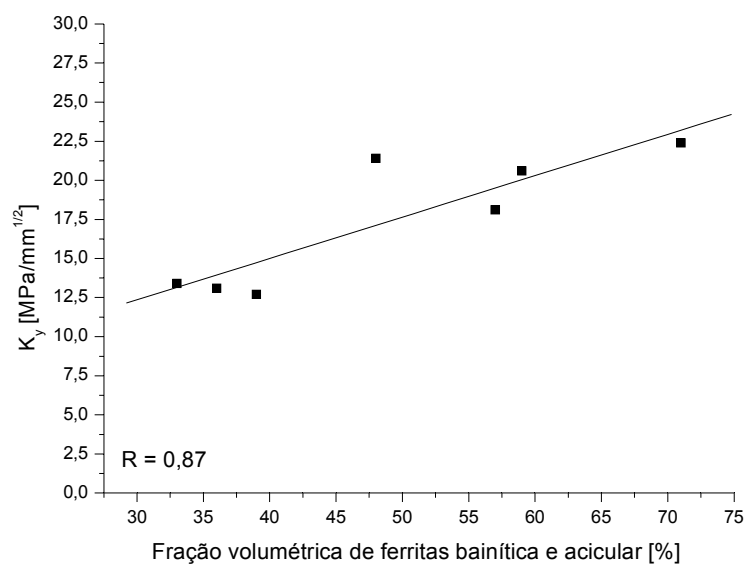


Figura 140 – Efeitos da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular no fator de endurecimento aplicado para calcular as contribuições devido ao tamanho de grão

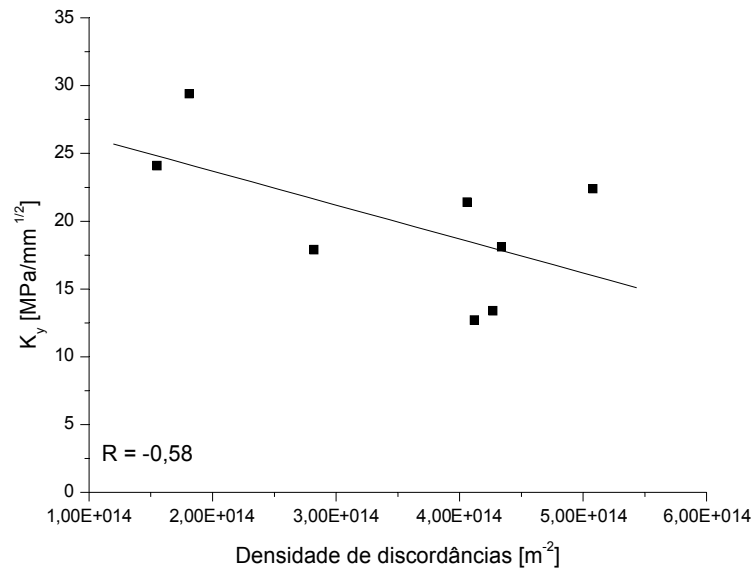


Figura 141 – Efeitos da densidade inicial de discordâncias no fator de endurecimento aplicado para calcular as contribuições devido ao tamanho de grão

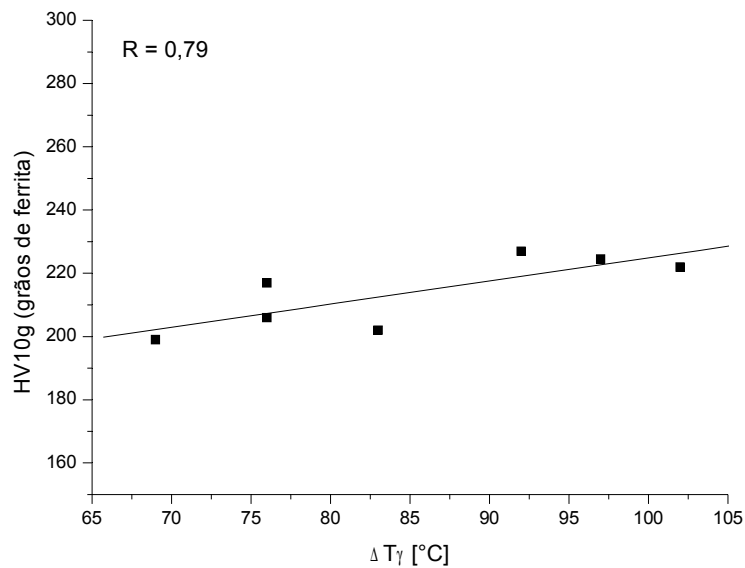


Figura 142 – Influência das diferenças de temperaturas de curvamento entre as superfícies externa e interna da espessura de parede (ΔT_γ) no endurecimento médio de 100 grãos ferríticos avaliados a 10 mm da espessura externa (resfriada em água)

Na figura 142 as microdurezas estão associadas ao encharque de calor ao longo da espessura, assim quanto menor a diferença de temperaturas entre as superfícies externa e interna, maior o encharque de calor na espessura e maior o amaciamento dos grãos de ferrita.

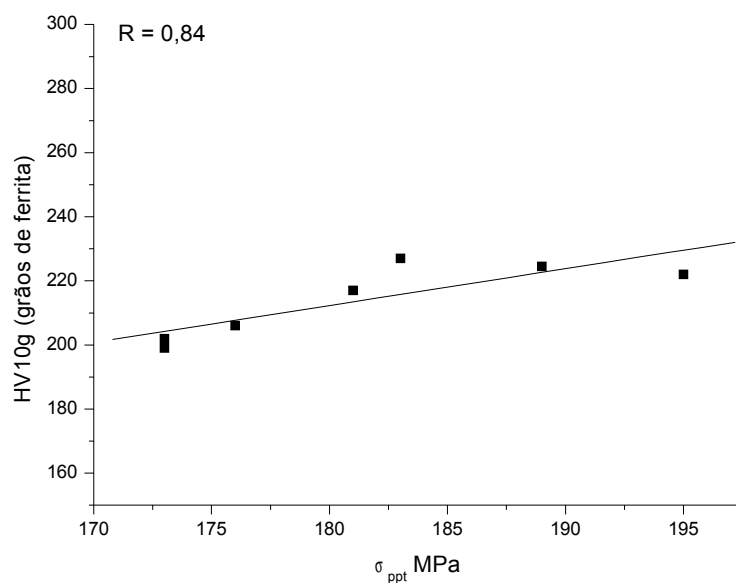


Figura 143 – Influência do endurecimento por precipitação na microdureza média de 100 grãos ferríticos avaliados a 10 mm da espessura externa de parede (resfriada em água)

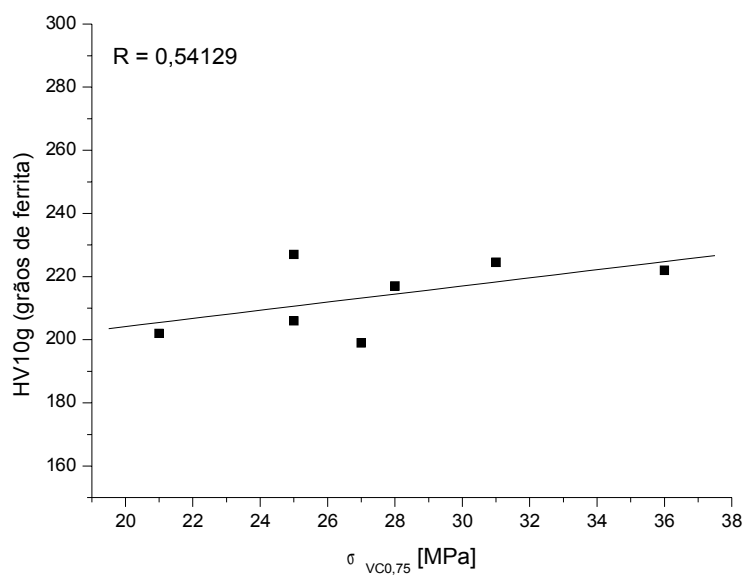


Figura 144 – Influência do endurecimento por precipitação de $VC_{0,75}$ na microdureza média de 100 grãos ferríticos avaliados a 10 mm da espessura externa de parede (resfriada em água)

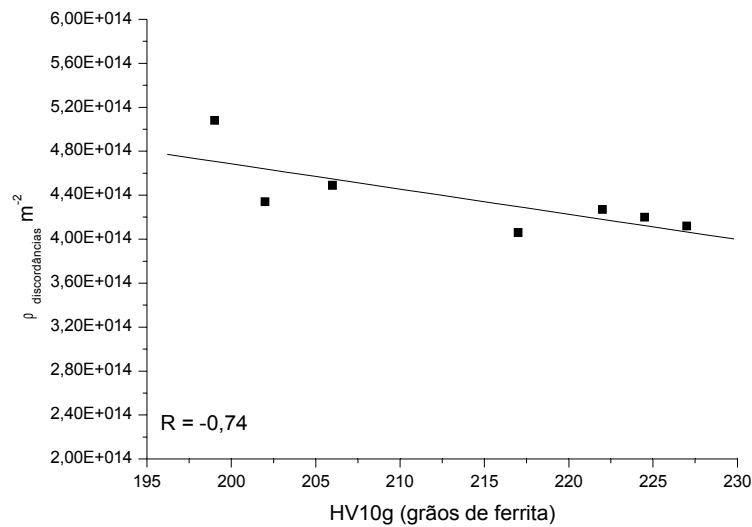


Figura 145 – Influência do endurecimento por discordâncias na microdureza média de 100 grãos ferríticos avaliados a 10 mm da espessura externa de parede (resfriada em água)

As figuras 139, 141, 144 e 145 mostram que os diferentes níveis de precipitação governaram o estado de endurecimento dos grãos ferríticos. Na amostragem os maiores endurecimentos por precipitação correspondiam às amostras com densidade de discordâncias mais reduzidas, o que explica o comportamento atípico observado para as figuras 141 e 145.

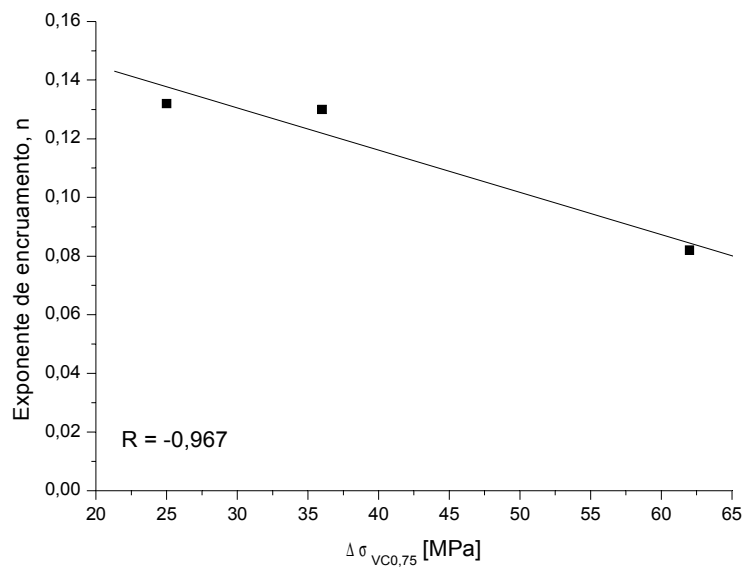


Figura 146 – Influência do endurecimento por precipitação de $VC_{0,75}$ no expoente de encruamento

Contudo, devido à supressão da precipitação do V, pela precipitação do Mo e outros fatores, os carbonetos de MoC foram caracterizados como os principais responsáveis pelo endurecimento por precipitação das condições curvadas, sendo que o tamanho do precipitado final foi influenciado pela temperatura de curvamento (figura 147) e pelas taxas de resfriamento. O aumento do tamanho de grão austenítico prévio e a maior temperabilidade, devido à aplicação de temperaturas de austenitização mais elevadas, foram uma consequência indireta da elevação da potência e da redução da frequência de curvamento a quente. Isto favoreceu a fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular (figura 148a) e por consequência o endurecimento devido à transformação de fases, além de afetar a densidade inicial de discordâncias (figuras 148b e 148c).

A figura 149 mostra uma possibilidade de correlação entre a redução do livre caminho médio ferrítico, devido à presença do constituinte AM, com a densidade inicial de discordâncias, sendo observado um incremento nesta. Isto poderia está associado ao efeito das fases duras em deformar a matriz ferrítica adjacente.

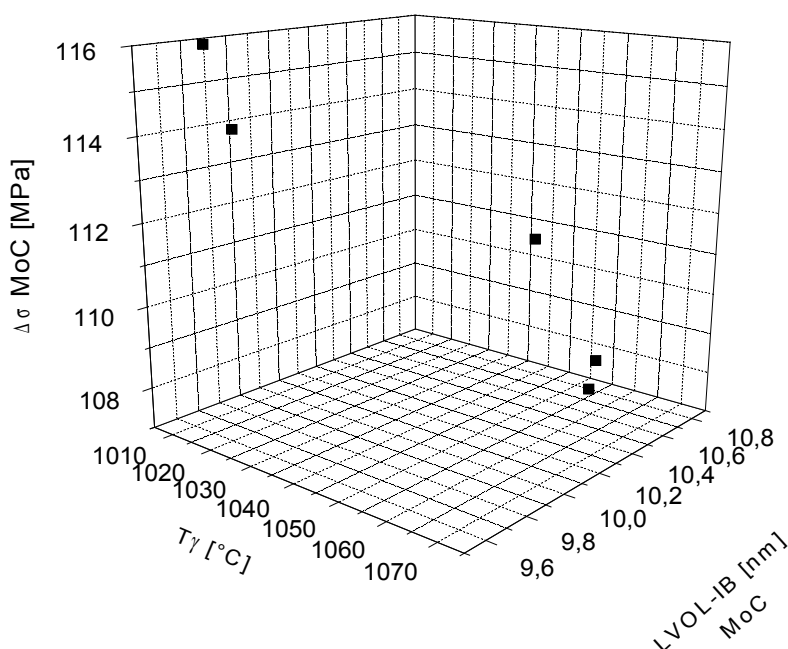
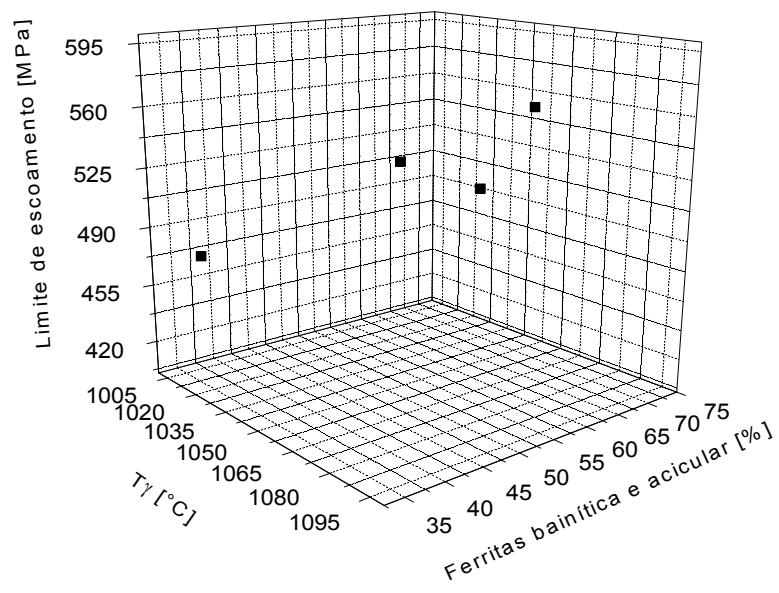
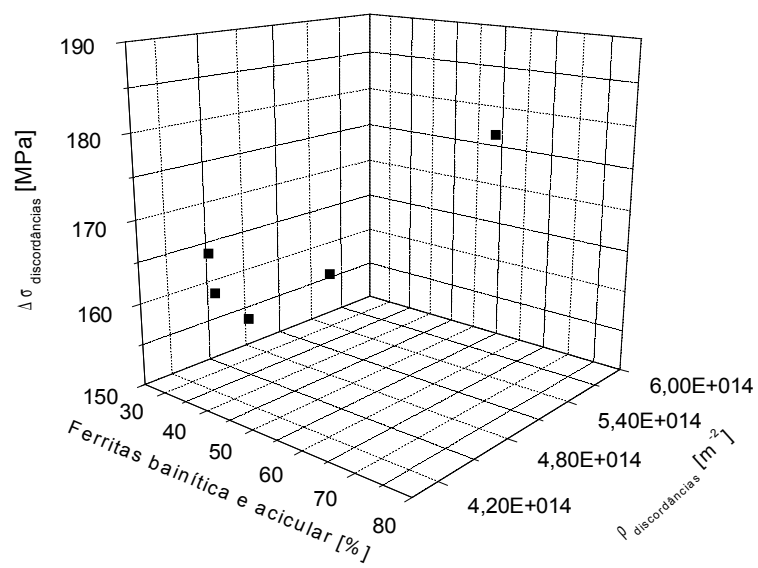


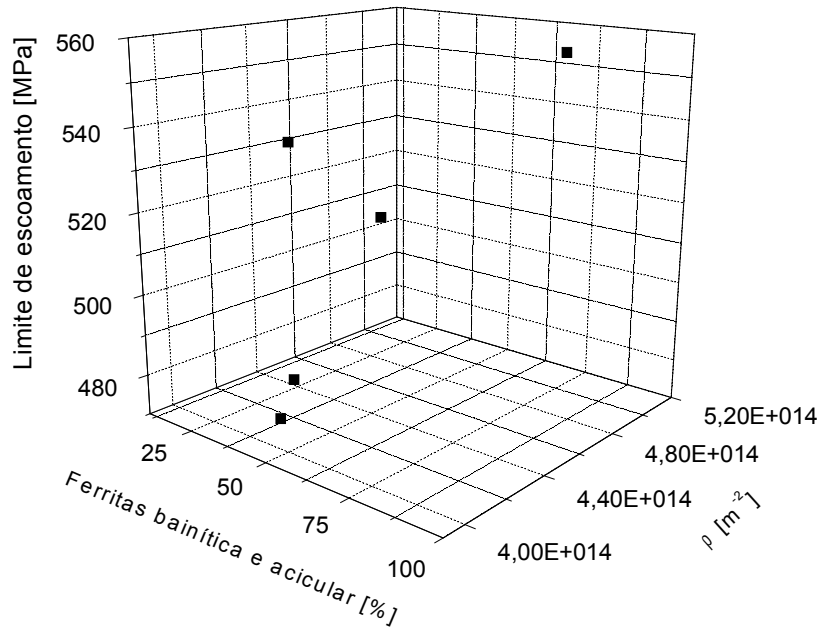
Figura 147 – Efeitos da temperatura de curvamento sobre o tamanho dos nano precipitados de MoC e seu efeito endurecedor (fração volumétrica média aproximadamente igual $0,162 \pm 0,002\%$)



(a)



(b)



(c)

Figura 148 – (a) Efeitos da temperatura de curvamento sobre o endurecimento por transformação de fases, (b) efeitos dos endurecimentos por transformação de fases e sua sinergia com o endurecimento por densidade de discordâncias (c) consequências sobre o limite de escoamento

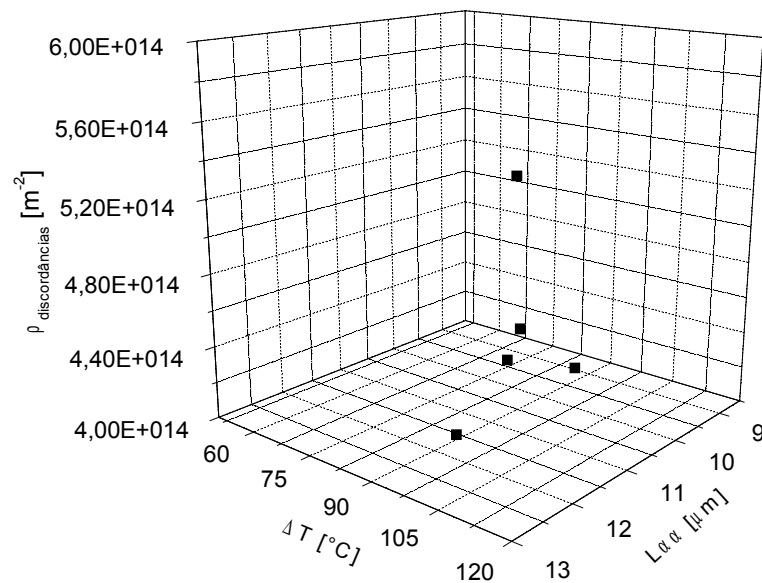


Figura 149 – Influências das diferenças de temperaturas de curvamento entre as superfícies externa e interna da espessura de parede (ΔT) e do livre caminho médio de ferrita sobre o endurecimento por densidade de discordâncias

Os mecanismos de endurecimento foram influenciados significativamente pela temperatura de revenimento em consequência do aumento da precipitação (figura 150) e da redução da densidade de discordâncias (figura 151). A maior precipitação do Mo e principalmente o endurecimento devido à intensificação da precipitação do V foram suficientes para compensar a perda do endurecimento devido à redução da densidade inicial de discordâncias. Isto elevou significativamente o fator de endurecimento associado ao refino de grão (figura 152), assim o limite de escoamento foi beneficiado na mesma medida do avanço da regressão da solução sólida do V (figura 153).

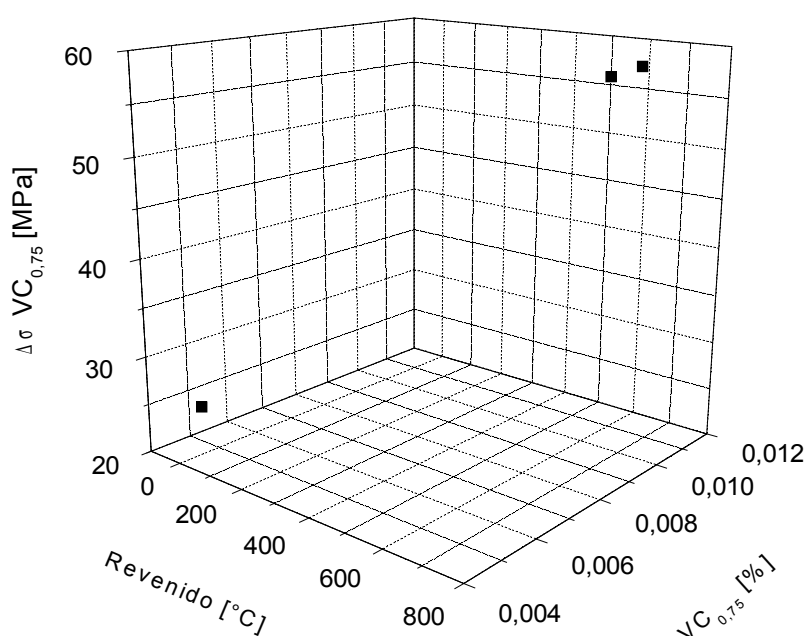


Figura 150 – Influências da temperatura de revenimento sobre a fração volumétrica de $VC_{0,75}$ e no respectivo endurecimento por precipitação

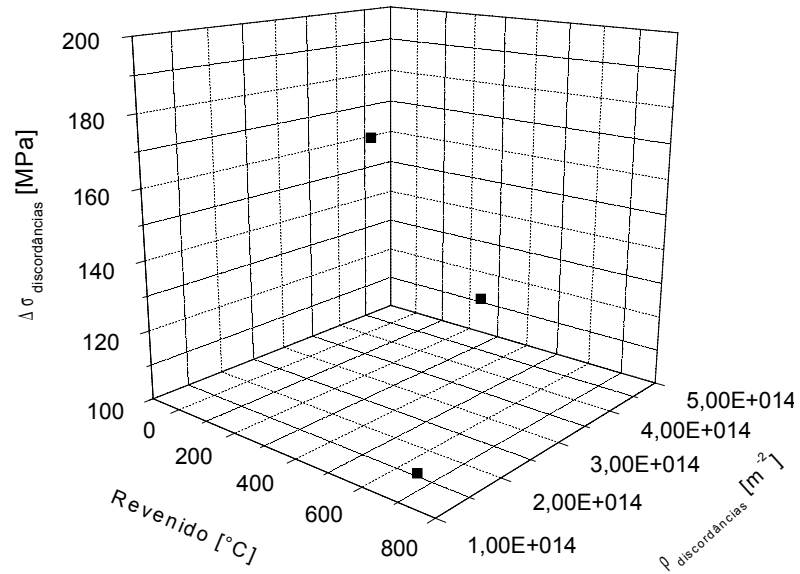


Figura 151 – Influências das temperaturas de revenimento sobre a densidade inicial de discordâncias e o respectivo endurecimento por encruamento

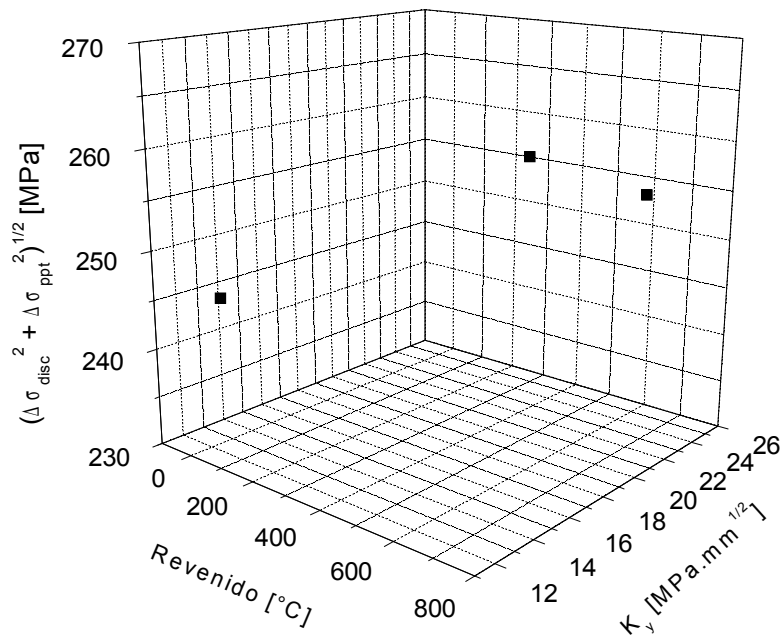


Figura 152 – Influências da temperatura de revenimento sobre o coeficiente de endurecimento devido ao refinamento de grão e sua sinergia com os endurecimentos por precipitação e por densidade de discordâncias

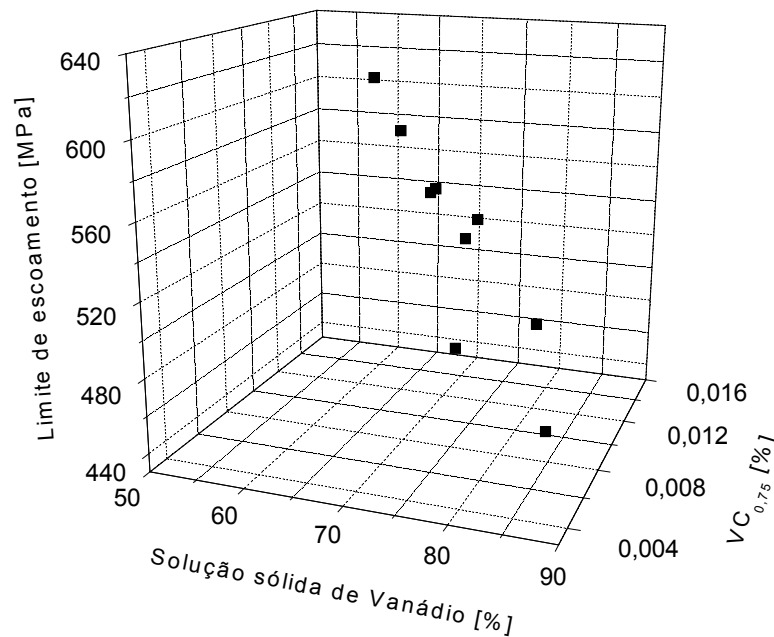


Figura 153 – Influências da solução sólida de vanádio e da fração volumétrica de $VC_{0,75}$ sobre o limite de escoamento

Em resumo, para o aço API X80 com baixo carbono equivalente em estudo, as contribuições dos mecanismos de endurecimento para o limite de escoamento do material na condição de como recebido e nas condições de como curvado, assim como os efeitos do revenimento posterior encontram-se no gráfico da figura 154. Destacam-se entre os mecanismos estudados na contribuição do limite de escoamento:

- a manutenção do V na solução sólida e a depressão da quantidade de V precipitado quando comparadas às condições de como recebido e como curvado,
- o aumento do endurecimento por transformação de fases devido à elevação da fração volumétrica de ferritas bainítica e acicular, em função da temperabilidade, quando comparadas às curvas C500 e C2500,
- a dependência do fator de endurecimento devido ao refino de grão com a sinergia entre os diferentes mecanismos de endurecimento,
- a regressão do endurecimento por discordâncias e a intensificação do endurecimento por precipitação, principalmente pela remoção do V da solução sólida, quando o aço em estudo foi submetido ao revenimento posterior ao curvamento.

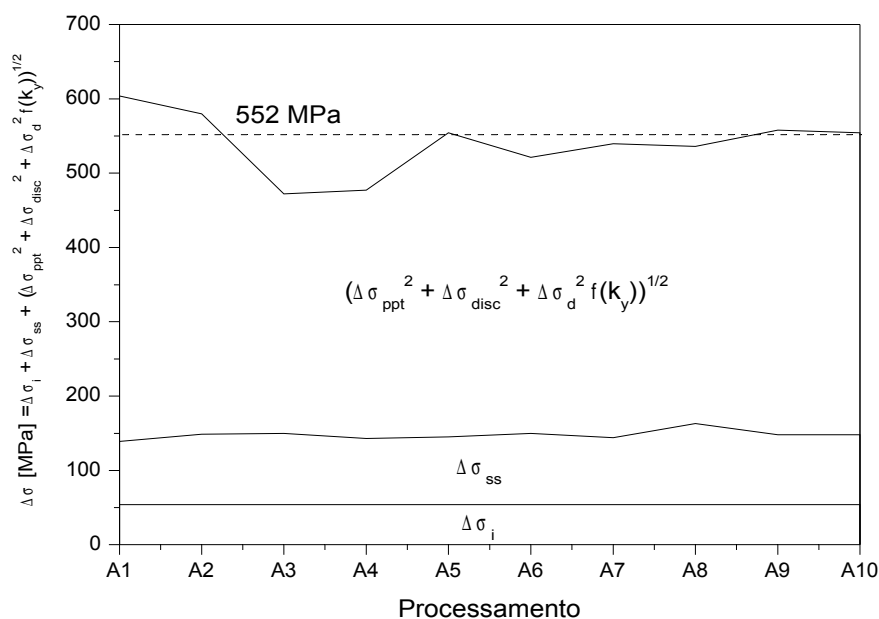


Figura 154 – Contribuições dos mecanismos de endurecimento para o limite de escoamento do aço API X80 em estudo submetido a diferentes condições de processamento

4.14. Considerações finais

4.14.1. Quanto a temperabilidade do aço API X80 em estudo

- Nos ensaios de temperabilidade foram obtidas camadas temperadas acima de 10 mm para austenitizações acima de 980°C (2 min).
- O ajuste da vazão de água para 101 mL/s possibilitou a obtenção de camada temperada correspondente a espessura do tubo (19 mm).
- O baixo carbono equivalente, $CE_{Iw} = 0,41\%$, não foi o fator limitante para a temperabilidade do aço API X80 deste trabalho.
- Durante o curvamento a quente a camada temperada não superou 8 mm devido a questões associadas às propriedades térmicas do aço e às modalidades de transferência de calor envolvidas no processamento.

4.14.2. Parâmetros de processamento e tratamentos térmicos

4.14.2.1. Temperaturas de curvamento

- As temperaturas de curvamento a quente estimadas para o centro da espessura (1012 e 1060°C), durante o período de 2 min, foram elevadas o suficiente para solubilizar na austenita a precipitação fina (abaixo 20 nm) de carbonetos (TiC, NbC, Mo₂C, etc.) do material como recebido.
- Os precipitados grosseiros de microligantes (tipos I e II), identificados nos trechos curvados e oriundos do material como recebido, não puderam ser solubilizados na austenita durante os ciclos térmicos do curvamento a quente e portanto, deixaram de contribuir para o endurecimento por precipitação.
- Para uma faixa de taxas de resfriamento muito restrita, as temperaturas de curvamento exerceram a influência mais significativa sobre os mecanismos de endurecimento das amostras avaliadas.

4.14.2.2. Taxas de Resfriamento

- As taxas de resfriamento, no centro da espessura, agiram como um fator de limitação para a formação de camadas temperadas superiores a 8 mm, subaproveitando a temperabilidade do material.
- Em condições laboratoriais foi verificado que taxas de resfriamento no centro da espessura de parede na ordem de 30°C/s proporcionariam um endurecimento por transformação de fases mais significativo, devido à maior formação de ferritas bainítica e acicular.
- A inibição da precipitação do vanádio também encontra explicação nas taxas locais de resfriamento aplicadas durante o curvamento a quente, em comparação entre as curvas e o material como recebido.

4.14.2.3. Deformação

- Apesar da interferência de outras variáveis de processamento sobre a fração volumétrica de ferrita poligonal, os efeitos da deformação aplicada durante o curvamento a quente mostraram uma tendência de elevação da fração volumétrica desta fase de alta temperatura de transformação com o aumento da deformação.

4.14.2.4. Revenimento posterior

- A evolução da microestrutura após o revenimento apresentou a decomposição do constituinte AM, a recristalização de novos grãos e a redução da densidade de discordâncias (devido aos processos de recuperação que antecedem o processo de recristalização) como fatores de favorecimento para tenacidade ao entalhe, contudo promovendo as reduções dos limites de resistência em comparação com as condições não revenidas.
- No estado revenido a redução da solução sólida de vanádio proporcionou endurecimento por precipitação mais efetiva deste microligante, conduzindo a incrementos significativos para os limites de escoamento das curvas C2500 e C500.
- O revenido afetou significativamente a relação entre limites de escoamento e resistência (LE/LR) do material em estudo, aproximando o início do escoamento do início do processo de ruptura.

4.14.3. Mecanismos de endurecimento

4.14.3.1. Endurecimento por solução sólida

- As contribuições mais significativas para o endurecimento por solução sólida do aço API X80 deste estudo foram devido ao manganês em solução sólida, sendo que a contribuição total foi similar para todas as amostras avaliadas (em média 94 ± 6 MPa).

4.14.3.2. Endurecimento por refino de grão

- Em comparação com o material na condição de como recebido, o refino de grão e uma maior homogeneidade na distribuição de tamanhos de grãos foram favorecidos pelo curvamento a quente, com reflexos positivos sobre a resistência e sobre a tenacidade ao entalhe.
- Em baixas temperaturas (-40°C) o efeito do refinamento de grão foi significativo para obtenção de altas energias absorvidas em ensaio de impacto Charpy.
- Na faixa de refino de grão caracterizada (3,0 a 6,5 μm) a contribuição para a resistência foi determinada pelo fator de endurecimento ajustado (K_y).
- O fator de endurecimento devido ao tamanho de grão foi fortemente influenciado pelas alterações dos mecanismos de endurecimento devido aos diferentes tipos de processamento aplicados ao aço em estudo. A maior formação das fases aciculares e em especial a precipitação fina de carbonetos de liga promoveu incrementos significativos sobre os valores dos fatores de endurecimento ajustados.

4.14.3.3. Endurecimento por transformação de fases

- A maior temperabilidade decorrente da formação de grãos austeníticos entre 15 a 18 μm foi fundamental para o endurecimento por transformação de fases das curvas a quente.
- A maior fração volumétrica das ferritas bainítica e acicular das curvas favoreceu a resistência sem prejudicar a tenacidade das amostras.
- Na faixa de taxas de resfriamento aplicadas durante o curvamento a quente (7 a 15°C/s) foi estimado que uma fração volumétrica mínima de 60% de ferritas bainítica e acicular, correspondente a uma contribuição de apenas 6,9% de feixes de ferrita bainítica para o endurecimento, é necessária para atingir a condição limítrofe de limite de escoamento mínimo API 5L.
- Devido à presença do constituinte AM foi caracterizado que o livre caminho médio da ferrita influenciou nos valores de limite de escoamento das amostras nas condições de processamento avaliadas.

- Nas curvas C2500 e C500, as microestruturas ferríticas de altas temperaturas de transformação (ferritas poligonal e quasi poligonal) favoreceram o alongamento e afastaram o início do escoamento do início do processo de ruptura devido aos efeitos sobre a relação LE/LR.

4.14.3.4. Endurecimento por precipitação

- Em comparação com o material na condição de como recebido as curvas a quente apresentaram um endurecimento por precipitação fina de V significativamente menor.
- O expoente de encruamento foi significativamente influenciado pelos diferentes graus de precipitação das amostras. Quanto mais intensa e refinada foi a precipitação maior a dificuldade na distribuição uniforme das deformações plásticas do aço em estudo.
- Quanto mais intensa a precipitação dentro de um grão maior será a sua microdureza. A distribuição de microdurezas dos grãos ferríticos, embora influenciada significativamente pelo tamanho de grão, foi fundamentalmente determinada pelos diferentes graus de endurecimento por precipitação que os processamentos conseguiram introduzir no material.
- A redução da precipitação do vanádio nos trechos curvados favoreceu o alongamento e a valores baixos de LE/LR, devido ao menor endurecimento por precipitação dos grãos ferríticos.
- São encontrados na literatura [34, 159 – 166] vários estudos sobre a precipitação do Mo em aços, principalmente em aços ARBL contendo baixos teores de Mo, e os efeitos das adições do Mo sobre a precipitação de outros elementos de ligas [33, 167 – 170]. Dentro deste contexto [33, 34, 57, 159 – 170], as curvas a quente foram endurecidas pela precipitação do Mo, o que ajudou a retardar e a suprimir, juntamente com as taxas de resfriamento locais, a precipitação do V durante a etapa de resfriamento.

4.14.3.5. Endurecimento por densidade de discordâncias

- Os gráficos de Williamson–Hall modificados mostraram que o curvamento a quente proporcionou microestruturas com níveis mais elevados de microdeformação e por consequência densidades de discordâncias mais altas que as do material como recebido.
- O endurecimento por discordâncias regrediu devido aos tratamentos térmicos de revenimento aplicados posteriormente à operação de curvamento a quente.

4.14.3.6. Sinergia dos mecanismos de endurecimento

- Em comparação com o material como recebido a evolução das fases aciculares do material em condição de como curvado favoreceu o acréscimo registrado na densidade inicial das discordâncias.
- A presença de microfases como o constituinte AM, mais duras do que a matriz de ferrita adjacente, e a diminuição do livre caminho médio ferrítico podem estar associadas com um acréscimo na densidade inicial de discordâncias.
- A forte sinergia da solução sólida com o endurecimento por precipitação e a manutenção de elevados percentuais de vanádio em solução sólida contribuíram para reduções significativas do limite de escoamento das curvas C2500 e C500.