

## 5. Discussão

Neste capítulo serão avaliadas as diferenças entre as propriedades mecânicas e microestruturais existentes nas diferentes regiões da ZTA, correspondente a uma solda multipasse. Uma primeira avaliação da ZTA será realizada entre os dois sistemas API X80 (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr) na condição de simulada, e uma segunda avaliação serão realizados fazendo uma comparação do sistema Nb-Cr-Mo, nas condições real e simulada.

### 5.1. Evolução microestrutural

Fazendo uma primeira avaliação microestrutural dos sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr como recebidos, se pode apreciar nas **Figura 4-10 (a)**, e **Figura 4-16 (a)** que os dois sistemas, fabricados pelo mesmo processamento, apresentaram microestruturas idênticas com matriz de ferrita poligonal (FP), quase-poligonal (FQP), ferrita acicular (FA), grãos alongados na direção de laminação, microfases (MF), carbonetos, assim como microconstituente austenita-martensita (AM).

Diferentes ciclos térmicos aplicados ao metal de base produziram diferentes regiões da ZTA com microestrutura e propriedades mecânicas diferentes do (MB) como será descrito nos itens seguintes.

#### 5.1.1.Região de grãos grosseiros inalterados (RGGI ZTA) 1200°C

Da análise microestrutural da RGGI do sistema Nb-Cr-Mo, obtida com aportes de calor de 1,2 KJ/mm (**Figura 4-11 (a)**) e 2,5 KJ/mm (**Figura 4-12 (a)**), pode-se observar que o aumento do aporte de calor levou a um aumento da ferrita bainítica (FB) e uma redução da bainita granular (BG). Com respeito ao tamanho de grão da RGGI a condição (1,2KJ/mm) apresentou uma ZTA com microestrutura mais refinada em relação a (2,5KJ/mm), sendo este comportamento originado pelo aumento da energia de soldagem. Assim o aumento de energia de soldagem leva a um aumento do tempo de resfriamento em (7s- 67,30%) e uma redução na velocidade de resfriamento (10,1°C/s- 38,40%).

Avaliando as microestruturas da RGGI do sistema Nb-Cr, o aumento do aporte de calor de 1,2 (**Figura 4-11** (e)) para 2,5 KJ/mm (**Figura 4-12** (e)), levou a um aumento do tempo de resfriamento de (6,2s-60%) e uma redução da velocidade de (11,8°C/s-41%). Esta variação de parâmetros levou a um ligeiro aumento do tamanho de grão, sendo que a microestrutura de 2,5KJ/mm apresentou uma ZTA mais grosseira em relação à (1,2KJ/mm), aumentando a ferrita bainítica (FB), e reduzindo a bainita granular (BG).

Estudos realizados [91] com o aporte de calor de 1,2KJ/mm na região de grãos grosseiros (RGG ZTA) de aços API X70, com 0,05% C determinaram que o aumento do tempo de resfriamento de  $\Delta t_{8/5} = 8s$  até  $\Delta t_{8/5} = 13s$  induz a um aumento da ferrita bainítica e redução da bainita granular. Sendo este, o mesmo comportamento encontrado nos dois aços de estudados (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr), confirmando assim os resultados qualitativos já citados.

Entre os vários parâmetros de soldagem que podem produzir mudanças na microestrutura, o tempo e a velocidade de resfriamento representam talvez os mais importantes. Comparando a variação do tempo e velocidade de resfriamento na RGGI entre os sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr, (**Figura 5-1**) mostra que não existe diferença significativa destes parâmetros para um determinado aporte de calor (1,2 ou 2,5 KJ/mm). Esta diferença não significativa (tempo e velocidade) levou a que as microestruturas que representam o sistema Nb-Cr-Mo (**Figura 4-11** (a), **Figura 4-12** (a)) sejam idênticas as microestruturas do sistema Nb-Cr (**Figura 4-11** (b), **Figura 4-12** (b)) quando comparados 1,2 ou 2,5KJ/mm respectivamente. Sendo que os parâmetros dos ciclos térmicos foram os mesmos para ambos aços, a influência da composição química não causou variações microestruturais, indicando que a diferença de 0,135% Mo não foi significativa como para promover mudanças microestruturais na RGGI, produzindo microestruturas idênticas. Observa-se que as diferenças microestruturais são a nível de microscopia ótica e de varredura. Esta observação talvez não tenha o mesmo significado para um análise por microscopia eletrônica de transmissão.

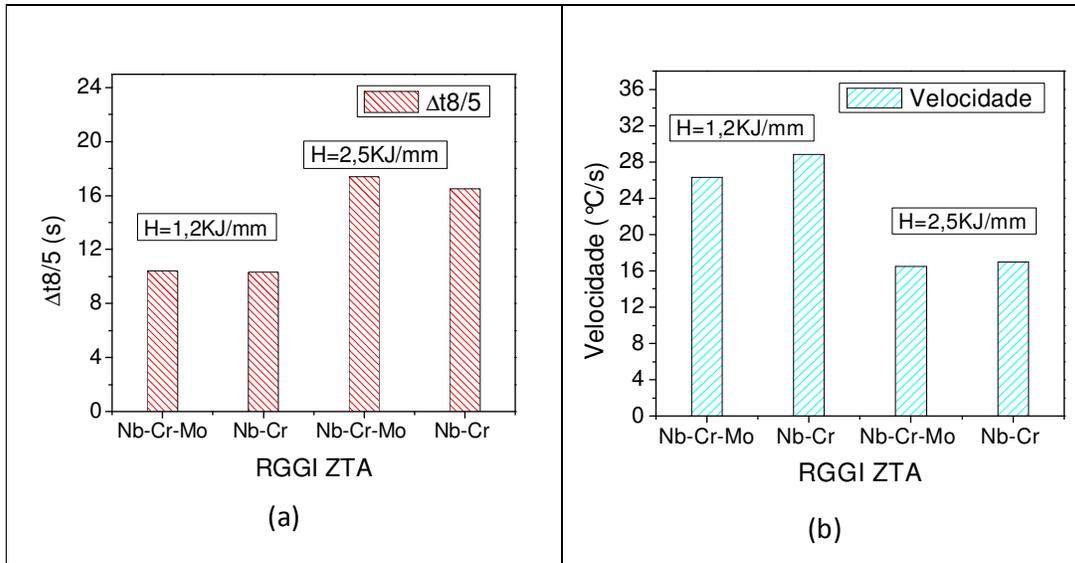


Figura 5-1 Comparação do tempo de resfriamento (a) e velocidade de resfriamento (b) nos sistemas (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr) da RGGI para aportes de calor de 1,2 e 2,5 KJ/mm.

Comparando as microestruturas da ZTA real e simulada do sistema Nb-Cr-Mo (**Figura 4-11** (i) e (a)) observa-se que as microestruturas obtidas na simulação são compatíveis com a ZTA obtida na solda real, sendo esta formada de contornos de grão de austenita prévia parcialmente definida, bainita granular (BG) e ferrita bainítica (FB) na forma de ripas paralelas entre si.

A microestrutura da RGGI pertencente ao aporte de  $H=1,2\text{KJ/mm}$  para os sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr, é consistente com aquelas apresentadas na literatura [82], onde estudos realizados na ZTA de aços API X70 com (0,05% C) com aportes de calor de 0,93 KJ/mm produziram microestrutura ferrita bainítica e bainita granular. Sendo esta microestrutura semelhante com as encontradas nos aços API X80 deste estudo.

O comportamento da tenacidade à fratura da RGGI obtida a  $1200^\circ\text{C}$  para 1,2 KJ/mm mostraram que a  $-40^\circ\text{C}$  os corpos de prova apresentaram elevada energia absorvida em ambos sistemas, apresentando uma média de (223J) no sistema Nb-Cr-Mo e (194J) no sistema Nb-Cr (**Figura 4-25** (a)) indicando que a presença de grãos finos dada pela heterogeneidade do material assim como a presença de AM de maneira dispersa na matriz, pode ter contribuído para obter uma elevada tenacidade. Aumentando o aporte de calor até 2,5KJ/mm somente o sistema Nb-Cr-Mo fragiliza (**Figura 4-25** (b)) possivelmente por apresentar um maior tamanho de grão com relação ao aporte de 1,2KJ/mm ou devido a precipitação do

molibdênio, sendo que já que é conhecido pela literatura [92] que os aços que contém molibdênio apresentam muito maior potencial para precipitação de carbonetos finos deteriorando a tenacidade.

Diminuindo a temperatura de ensaio de impacto até  $-60^{\circ}\text{C}$ , **Figura 4-25** (c) e (d) todos os valores da RGGI-1200 $^{\circ}\text{C}$  apresentaram baixa energia absorvida, independentes do aporte de calor utilizado e do tipo de sistema (Nb-Cr-Mo ou Nb-Cr). A diminuição da tenacidade pode ser devido a uma precipitação de carbonetos em função das elevadas temperaturas atingidas nos ciclos térmicos (1350 e 1200 $^{\circ}\text{C}$ ) podendo fragilizar o material. Um fator não menos importante que pode ter contribuído a obter baixos valores de energia de impacto é a posição do entalhe no sentido da laminação, indicando que esta posição de entalhe favorece o cisalhamento, porem diminui a energia absorvida.

A variação de energia de impacto encontrada entre  $-40^{\circ}\text{C}$  (elevados valores de energia absorvida) e  $-60^{\circ}\text{C}$  (baixos valores de energia absorvida) indica que a temperatura de transição dúctil frágil pode se encontrar entre  $-40$  e  $-60^{\circ}\text{C}$ . Estudos realizados na (RGG) da ZTA de aços API X80 [93], com composição química similar ao deste estudo determinaram que a temperatura de transição dúctil frágil (TTDF) se encontra entre as temperaturas de  $-40$  e  $-50^{\circ}\text{C}$ .

A análise fractográfica a  $-40^{\circ}\text{C}$  mostrou que as superfícies de fratura da RGGI a 1,2KJ/mm de todos os corpos de prova apresentaram fratura dúctil com microcavidades em ambos sistemas **Figura 4-33** (a), (b) e **Figura 4-34** (e), (f), possivelmente associada a presença de inclusões não metálicas. No entanto aumentando o aporte de calor até 2,5KJ/mm somente o sistema Nb-Cr-Mo apresentou fratura por clivagem, coerentes com as energias absorvidas como se mostra na **Figura 4-29** (c), (d).

O aumento do aporte de calor de 1,2 até 2,5 kJ/mm levou a uma redução da velocidade de resfriamento, gerando um aumento ligeiro no tamanho de grão, o qual por sua vez contribuiu para a redução da dureza média em (3,4%- 7,3HV) no sistema Nb-Cr-Mo e (5,25%-12,17HV) no sistema Nb-Cr como mostrada na (**Tabela 4-6**). A redução da dureza obtida não representa uma variação significativa, por apresentar um tamanho de grão heterogêneo com presença de grãos finos, o que pode ter contribuído a diminuir a dureza.

Comparando os valores de microdureza na RGGI para os sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr (**Tabela 4-6**) em função do aporte de calor. Observa-se que o sistema Nb-Cr apresentou uma redução de 0,21% com relação ao sistema Nb-Cr-Mo para as amostras ensaiadas a 1,2KJ/mm, e uma redução de 2,85% nas amostras ensaiadas a 2,5KJ/mm. Muito embora tenha ocorrido uma pequena variação, esta não foi suficiente para ser observada em termos microestruturais.

De maneira geral os valores obtidos de microdureza dos sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr para 1,2 e 2,5 KJ/mm (**Tabela 4-6**) apresentam uma microdureza relativamente baixa, com relação aos valores normalmente apresentados na literatura. Indicando que possivelmente estes valores foram influenciados pela presença de grãos finos, dada pela heterogeneidade microestrutural. Outro fator que pode ter contribuído a uma redução da microdureza é a forma pela qual o perfil de microdureza foi obtido (**Figura 3-11**) o qual contemplou o centro do corpo de prova e segundo estudos realizados em aços API X80 [94] os valores de microdureza nos pontos da superfície são superiores em 5,9% aumentando a dureza média do material. A presença do constituinte AM para esta região não parece ter influenciado muito, provavelmente em função da morfologia, a qual apresenta AM a qual apresenta AM disperso na matriz.

Comparando a microdureza da RGGI da ZTA simulada ( $217,30 \pm 9,42$ HV) com a microdureza da ZTA real (239HV) do sistema Nb-Cr-Mo para um  $H=1,2$ KJ/mm a microdureza da ZTA simulada foi menor em 9,12% aparentemente por que o tamanho de grão simulado é um pouco maior do que aquele da ZTA real, indicando que possivelmente a velocidade de resfriamento da Gleeble não foi o suficientemente elevada.

### 5.1.2. Região de grãos grosseiros refinados reaquecidos supercriticamente (RGRRS ZTA) 1000°C

Quando comparadas qualitativamente as microestruturas da RGRRS (**Figura 4-11** (b) e **Figura 4-12** (b)) correspondentes a aportes de calor de 1,2 e 2,5KJ/mm do sistema Nb-Cr-Mo, observa-se de que não existe uma variação significativa das fases (ferrita acicular (FA), ferrita poligonal (FP) e ferrita quase poligonal (FQ)) quando é aumentado o aporte de calor. No entanto uma análise qualitativa indica que o aumento do tempo de resfriamento em (7s-62%) e a redução da velocidade de resfriamento em (8,8°C/s- 36,2%) levaram a um ligeiro aumento de tamanho de grão.

Do ponto do vista microestrutural (**Figura 4-11** (f) e **Figura 4-12** (f)) a influência dos aportes de calor de 1,2 e 2,5KJ/mm no sistema Nb-Cr, mostrou que não houve uma variação significativa do tipo de fase formada devido ao aumento tempo de resfriamento em (3,7s- 30,5%) e a redução da velocidade de resfriamento de (6,1°C/s- 27,2%) não sendo portanto suficientemente significativo para produzir mudanças microestruturais. No entanto, essa pequena variação aparentemente parece produzir um ligeiro aumento de tamanho de grão, havendo necessidade de mais estudos para comprovar esta sugestão.

Foram empregados na simulação os mesmos parâmetros de soldagem para produzir a RGRRS em ambos aços. Da comparação do tempo e velocidade de resfriamento entre os sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr, (**Figura 5-2**) verificou-se que não existe variação significativa tanto no tempo como na velocidade de resfriamento para um determinado aporte de calor (1,2 ou 2,5 KJ/mm). Esta diferença não significativa levou a formação das microestruturas idênticas, quando comparado o sistema Nb-Cr-Mo (**Figura 4-11** (b), **Figura 4-12** (b)) e o sistema Nb-Cr ((**Figura 4-11** (f), **Figura 4-11** (f))). Considerando a composição química, a variação de 0,135% Mo no sistema Nb-Cr-Mo não promoveu mudanças microestruturais significativas.

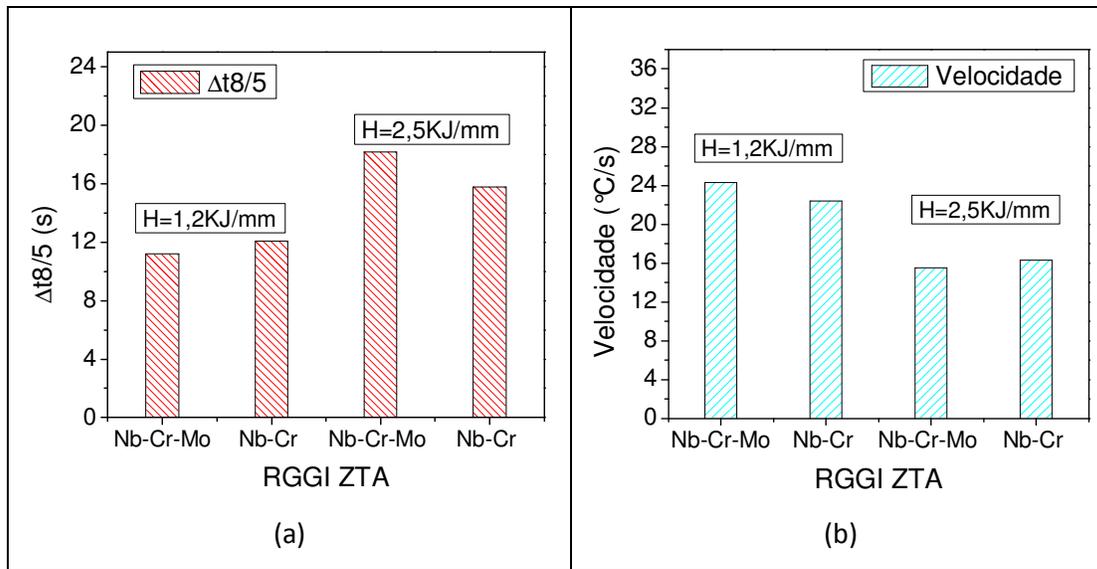


Figura 5-2 Comparação do tempo de resfriamento (a) e velocidade de resfriamento (b) nos sistemas (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr) da RGGI para um determinado aporte de calor.

Comparando as microestruturas da ZTA real e simulada do sistema Nb-Cr-Mo para  $H=1,2\text{KJ/mm}$  (Figura 4-11 (j) e (b)), observa-se que a microestrutura obtida para a ZTA simulada é compatível com aquela obtida para a ZTA real. Um análise qualitativo determino que o tamanho de grão da ZTA simulada é um pouco mais refinado, possivelmente por que a velocidade de resfriamento da ZTA real foi maior que a velocidade obtida na simulação da Gleeble.

Do comportamento da tenacidade à fratura da (RGRRS-1000°C) pertencentes aos aportes de calor de 1,2 e 2,5KJ/mm, mostraram que a -40°C (Figura 4-25 (a) e (b)), todos os corpos de prova apresentaram elevada energia absorvida em ambos sistemas ((Nb-Cr-Mo e Nb-Cr), indicando que o tamanho de grão fino, associado a uma microestrutura favorável de ferrita acicular (FA) e ferrita poligonal (FP) favoreceu a obtenção de elevados valores de energia absorvida. Este comportamento foi verificado por Mitchell [19] indicando que o reaquecimento dos grãos grosseiros até 1000°C, (similar a uma normalização) produz a recristalização dos grãos grosseiros, que com a presença dos precipitados estes atuaram como ancoramento nos contornos de grão da austenita, produzindo grãos finos que elevaram a tenacidade.

Outro fator que pode interferir na tenacidade da ZTA pode ser a presença do constituinte AM, ao qual muitos autores [85, 25, 77] atribuem o efeito negativo na tenacidade quando presente em frações volumétricas excessivas e com morfologia de aglomerados na ZTA. No entanto, também é sabido [43] que a presença de AM com aspecto morfológico (massivo), disperso na matriz ferrítica sem formar grupos como observado na RGRRS aumenta a tenacidade.

Avaliando a tenacidade a temperaturas mais baixas ( $-60^{\circ}\text{C}$ ), todos os valores da RGRRS apresentaram baixa energia absorvida **Figura 4-25**, (c) e (d) independente do aporte de calor (1,2 ou 2,5KJ/mm) e do tipo de sistema utilizado (Nb-Cr-Mo ou Nb-Cr). No sistema Nb-Cr-Mo um fator que pode ter influenciado a diminuição da tenacidade é a adição do Mo, já que é sabido pela literatura [92] que os aços que contem molibdênio apresentam muito maior potencial para precipitação de carbonetos finos deteriorando a tenacidade.

Da análise fractográfica determinou-se que todas as superfícies de fratura obtidas a  $-40^{\circ}\text{C}$  (**Figura 4-31** e **Figura 4-32**) apresentam ductilidade com presença de microcavidades, característico de elevados valores de energia absorvida.

A presença de elevadas e baixas energias de impacto obtidas entre  $-40$  e  $-60^{\circ}\text{C}$  respectivamente, indica que a temperatura de transição dútil frágil (TTDF) se encontra entre as temperaturas de  $-40$  e  $-60^{\circ}\text{C}$ .

Comparando os valores de microdureza devido a um incremento do aporte de calor nos corpos de prova simulados, aportes de 1,2 e 2,5 KJ/mm se pode observar que a variação não significativa de (1,51%- 3,16HV) no sistema Nb-Cr-Mo e (1,62%) no sistema Nb-Cr, é dado pelo fato de não apresentar uma variação significativa, no tamanho de grão. Outro fator que pode ter contribuído a que não exista uma variação significativa entre as microdurezas nos dois sistemas é a distribuição das fases entre os dois sistemas, sendo que ambos sistemas não apresentam uma distribuição significativa de fases com o aumento do aporte de calor.

Comparando os valores de microdureza na RGRRS entre os sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr **Tabela 4-6**. O sistema Nb-Cr apresentou uma redução de 3,28% quando comparado ao sistema Nb-Cr-Mo nas amostras ensaiadas a 1,2KJ/mm, e uma redução de 0,83% nas amostras ensaiadas a 2,5KJ/mm. Esta pequena

variação em microdureza, e a similaridade das microestruturas apresentadas, indicam que nem a adição de molibdênio nem a variação do aporte de calor promoveram mudanças microestruturais significativas.

Comparando a microdureza da ZTA real ( $208,21 \pm 5,80$ HV) e simulada ( $230,31 \pm 5,0$ HV) do sistema Nb-Cr-Mo para 1,2KJ/mm, a microdureza simulada foi 9,56% menor.

### 5.1.3. Região de grãos grosseiros reauecidos intercriticamente (RGGRI ZTA) 800 °C

Da análise microestrutural da RGGRI do sistema Nb-Cr-Mo, obtida para aportes de calor de 1,2 KJ/mm (**Figura 4-11** (c)) e 4,0 KJ/mm (**Figura 4-15** (a)), pode-se observar que o aumento do aporte de calor levou a um aumento da ferrita bainítica (FB) e tamanho de grão. Este comportamento ocorreu devido a um aumento da energia de soldagem a qual levou a um aumento do tempo de resfriamento em 11,9s e uma redução na velocidade de resfriamento ( $12,4^{\circ}\text{C/s}$ ).

Avaliando as microestruturas da RGGRI do sistema Nb-Cr, o aumento do aporte de calor de 1,2 (**Figura 4-11** (g)) até 4,0 KJ/mm (**Figura 4-15** (b)) levou a um aumento do tempo de resfriamento de 9,7s e uma redução da velocidade em  $12,1^{\circ}\text{C/s}$ . Esta variação de parâmetros levou a que a um aumento do tamanho de grão, e um aumento da ferrita bainítica, confirmando os resultados obtidos no sistema Nb-Cr-Mo utilizando as mesmas condições de soldagem.

Comparando as microestruturas da RGGRI dos sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr correspondentes a (1,2KJ/mm- **Figura 4-11** (c), (g)); (2,5KJ/mm- **Figura 4-13** (c), (g)); (3,0KJ/mm- **Figura 4-14** (a), (b)); (4,0KJ/mm- **Figura 4-15** (a), (b)) observa-se que não houve uma variação microestrutural significativa entre ambos sistemas. A razão de não obter uma variação microestrutural entre ambos sistemas (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr) foi devido ao fato que ambos experimentam tempos e velocidades de resfriamento parecidos para um determinado aporte de calor **Figura 5-3**.

Este comportamento também pode ser explicado, analisando que se partiu de microestruturas idênticas dos sistemas (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr) como recebidos (item 5-1), empregando posteriormente na execução da simulação parâmetros iguais como temperatura de pico, velocidade de aquecimento, temperatura de

preaquecimento e aporte de calor, os quais resultaram na similaridade das microestruturas.

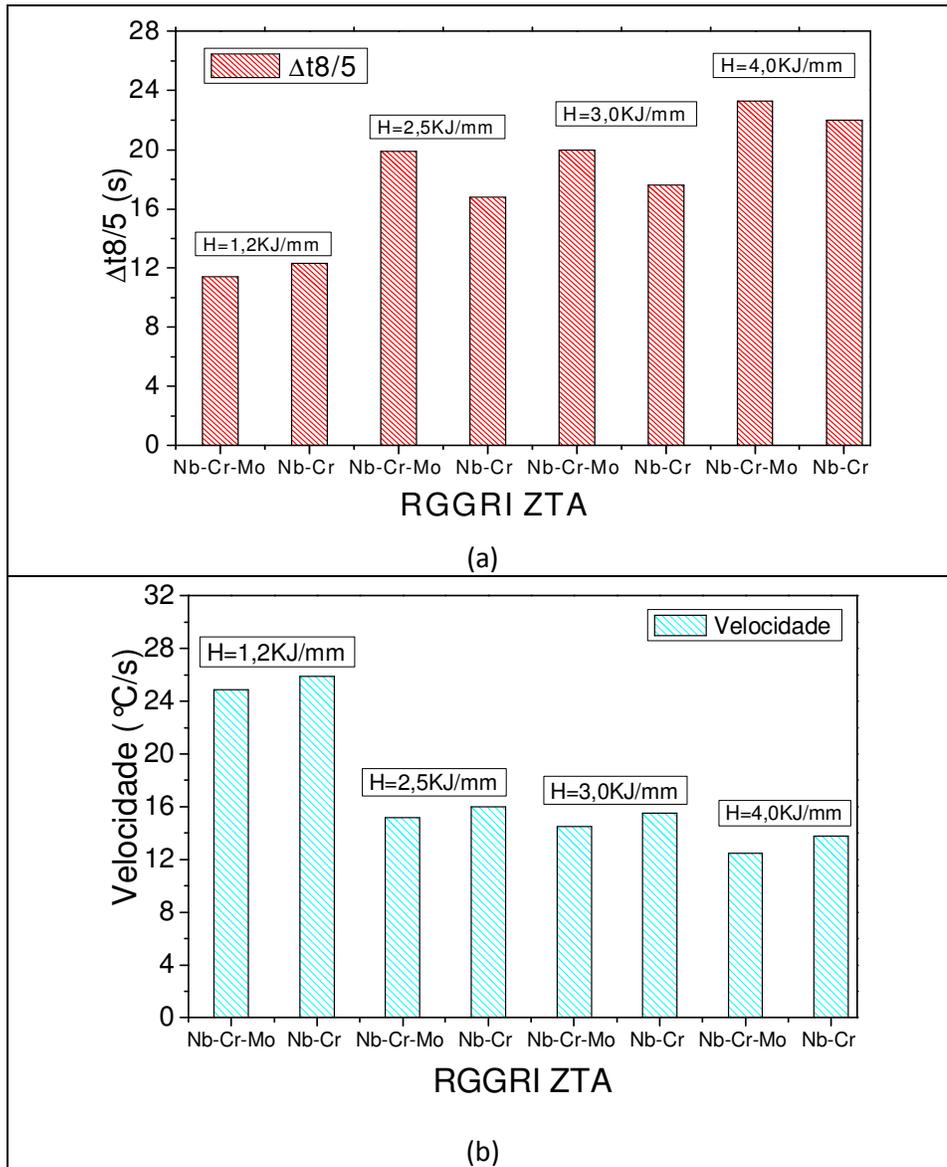


Figura 5-3 Variação do tempo de resfriamento (a) e velocidade de resfriamento (b) nos sistemas (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr) da RGGI para um determinado aporte de calor.

Comparando as microestruturas da ZTA real (**Figura 4-11** (k)) e simulada (**Figura 4-11** (c)) para esta região (RGGRI) observa-se que aparentemente o tamanho de grão da ZTA simulada é um pouco maior que aquele da ZTA real, isto possivelmente devido a que a velocidade de resfriamento da Gleeble foi um pouco mais lenta que da soldagem real. Isto porque a taxa máxima de resfriamento da Gleeble utilizada na pesquisa ficou limitada aproximadamente a 30°C/s nesta região da ZTA.

O comportamento da tenacidade à fratura da (RGGRI- 800°C) mostrou que foi frágil para todas as temperaturas de ensaio (-40 e-60°C), independente do sistema (Nb-Cr-Mo e Nb-Cr), e aporte de calor (1,2- 2,5- 3,0- 4,0KJ/mm), **Figura 4-25**, (a), (b), (c), (d), indicando neste caso que RGGRI é uma região considerada como zona frágil localizada (ZFL), sendo que o baixo valor médio de energia de impacto absorvida nesta região pode ter sido consequência do elevado tamanho de grão aumentando a temperabilidade do material. A presença do constituinte AM (com altos teores de carbono) na forma massiva localizado nos contornos de grão da austenita previa geralmente formando aglomerados, diminuíram a tenacidade do material podendo ter formado microtrincas no entorno de este.

A baixa tenacidade pode ter sido influenciada principalmente pela elevada quantidade de constituinte AM. Esta característica foi confirmada por vários pesquisadores [77, 85]. Para aços de baixo carbono [43], independente do aporte de calor, a região de grãos grosseiros reaquecidos entre Ac1 e Ac3 é a região de mais baixa tenacidade como mostrado na Figura 2-14. Estudando aços API X80 [25], e fazendo um reaquecimento da região de grãos grosseiros até 800°C foi encontrado que a presença do constituinte AM enriquecido de carbono, na forma alongada e massiva no contorno de grão da austenita prévia, associada a um elevado tamanho de grão leva a um estado de fragilização.

Se a dissolução dos precipitados começa aproximadamente a uma temperatura de 1000°C, **Figura 2-3**, o reaquecimento do primeiro ciclo térmico até uma temperatura de 1350°C pode ter levado a uma dissolução parcial dos precipitados. Os carbonetos, nitretos ou carbonitretos presentes no aço API X80 [26], formando precipitados de molibdênio, cromo, nióbio e vanádio a uma temperatura de 1100°C podem sofrer dissolução, diminuindo a tenacidade pela presença dos precipitados finos.

A análise fractográfica mostrou que as superfícies de fratura tanto para -40°C como para -60°C todos os corpos de prova ensaiados experimentaram superfícies de fratura por clivagem (**Figura 4-29** e **Figura 4-30**). No caso da fratura por clivagem Laitinen [49] afirmou que as microcavidades são formadas no AM e na matriz ferrítica como resultados da propagação de tensões triaxiais.

O aumento do aporte de calor de 1,2 até 2,5KJ/mm na RGGRI representou uma redução da dureza de 4,51% no sistema Nb-Cr-Mo e 4,04% no sistema Nb-Cr tabela 4-3, indicando que a redução é dada pelo aumento de tamanho de grão.

A **Figura 4-39** mostra que a dureza diminui com o aumento do tempo de resfriamento.

Comparando os valores de microdureza entre os sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr (Tabela 4-6). O sistema Nb-Cr apresentou uma redução de 2,56% com relação ao sistema Nb-Cr-Mo nas amostras ensaiadas a 1,2KJ/mm, e uma redução de 1,92% nas amostras ensaiadas a 2,5KJ/mm, já a maiores aportes de calor a diferença da microdureza entre ambos sistemas é aumentada como mostrado na **Figura 4-39**. Assim a presença de 0,135% de Mo no sistema Nb-Cr-Mo possivelmente aumentou a microdureza desta região.

#### **5.1.4. Região de grãos grosseiros reauecidos subcriticamente (RGGRS ZTA) 600°C**

A análise microestrutural de forma qualitativa da RGGRS do sistema Nb-Cr-Mo, para aportes de calor de 1,2 KJ/mm (**Figura 4-11** (d)) e 2,5 KJ/mm (**Figura 4-13** (d)), mostra que o aumento do aporte de calor levou a um aumento da ferrita bainítica (FB) e redução da bainita granular (BG). Com relação ao tamanho de grão a condição (1,2KJ/mm) apresentou uma ZTA com microestrutura mais refinada em relação a (2,5KJ/mm).

Comparando qualitativamente as microestruturas da RGGRS do sistema Nb-Cr, o aumento do aporte de calor de 1,2 (**Figura 4-11** (h)) até 2,5 KJ/mm (**Figura 4-13** (d)), levou a um aumento de tamanho de grão, um aumento da ferrita bainítica (FB), e redução da bainita granular (BG).

Fazendo uma comparação microestrutural com a RGGI estas duas regiões apresentam microestruturas idênticas para um determinado aporte de calor (1, 2 ou 2,5 KJ/mm). Mesmo experimentando diferentes temperaturas de pico, observa-se que a microestrutura obtida após o reauecimento a 600°C (**Figura 4-11** d,h) é muito semelhante aquela apresentada após o reauecimento a 1200°C (**Figura 4-11** (a), (e)). Este comportamento é verificado em outros trabalhos. Li [82] estudando aços API X80 para um aporte de calor de 0,93KJ/mm encontrou que ambas microestruturas (RGGI e RGGRS) são idênticas pelo fato da primeira (RGGRS)

não sofrer variações microestruturais significativas devido a um reaquecimento de baixa temperatura (600°C), mantendo a região de grãos grosseiros inicial e a segunda (RGGI) por que os grãos grosseiros formados pelo primeiro passe não foram alterados por que o segundo reaquecimento atinge uma temperatura de pico (1200°C) próximo ao primeiro (1350°C). Usando aços de baixo carbono outros pesquisadores [85, 86] não encontraram variações significativas entre as microestruturas da (RGGI e RGGRS).

O comportamento da tenacidade à fratura da RGRRS-600°C para 1,2 KJ/mm, mostrou que a -40°C os corpos de prova apresentaram elevada energia absorvida em ambos sistemas **Figura 4-25** (a), indicando que a presença de grãos finos dada pela heterogeneidade do material assim como a presença de AM de maneira dispersa na matriz sem formar aglomerados, pode ter contribuído para obter uma elevada tenacidade. Aumentando o aporte de calor até 2,5KJ/mm e mantendo constante a temperatura de ensaio (-40°C) ambos os sistemas apresentaram baixa tenacidade possivelmente por apresentar um maior tamanho de grão para o aporte de 1,2KJ/mm ou devido a uma precipitação não controlada uma vez que os aços que contem molibdênio apresentam muito maior potencial para precipitação de carbonetos finos deteriorando a tenacidade [92].

Reduzindo a temperatura de ensaio de impacto até -60°C, os corpos de prova da RGRRS (1,2KJ/mm) experimentaram uma fragilização em ambos os sistemas **Figura 4-25** (c), sendo a do sistema Nb-Cr-Mo mais crítica que a do sistema Nb-Cr, possivelmente por uma precipitação fina de elementos como o molibdênio, deteriorando a tenacidade. Já a redução da temperatura (-60°C) e o aumento do aporte até 2,5KJ/mm fragilizaram os corpos de prova **Figura 4-25** (d).

A variação de energia de impacto entre -40°C (elevados valores de energia absorvida) e -60°C (baixos valores de energia absorvida) indica que a temperatura de transição dútil frágil pode se encontrar entre -40 e -60°C. Estudos realizados na (RGG) da ZTA de aços API X80 com composição química similar ao deste estudo [93] determinaram que a temperatura de transição dútil frágil (TTDF) se encontra entre as temperaturas de -40 e -50°C.

Da análise fractográfica a -40°C determinou-se que nas superfícies de fratura da RGGRS do sistema Nb-Cr-Mo e Nb-Cr para 1,2KJ/mm os corpos de

prova apresentaram fratura dúctil com microcavidades (alvéolos) em ambos os sistemas **Figura 4-27** (a)/(b) e **Figura 4-28** (e)/(f) possivelmente associada a presença de inclusões não metálicas. Já aumentando o aporte de calor até 2,5 KJ/mm **Figura 4-27** (c)/(d) e **Figura 4-28** (g)/(h) houve uma fragilização em ambos sistemas.

Fazendo uma comparação das microdurezas do sistema Nb-Cr-Mo obtidas a aportes de calor de 1,2 e 2,5 KJ/mm a **Figura 4-38** (a) mostra que não existe variação quando é aumentado o aporte de calor, por apresentar uma microestrutura similar. Já avaliando as microdurezas do sistema Nb-Cr **Figura 4-38** (b), para 1,2 e 2,5 KJ/mm se observa que a variação de (5,4 HV-2.55%) não é representativa, por apresentar uma microestrutura idêntica.

O comportamento de não apresentar uma variação significativa da microdureza com o aumento do aporte de calor e coerente com os resultados apresentados por Muratoglu [50] onde é mostrado que para baixas quantidades de molibdênio (0,4% de Mo) o aumento do aporte de calor diminui a influencia do molibdênio de aumentar a dureza como se mostra **Figura 2-10**.

Já fazendo uma comparação entre ambos sistemas **Figura 4-38** (a) e (b) para um determinado aporte de calor (1,2 ou 2,5 KJ/mm), as microdurezas do sistema Nb-Cr-Mo são maiores que as microdurezas do sistema Nb-Cr, mas esta variação não é significativa, sendo que para um aporte de calor de 1,2 KJ/mm a microdureza do sistema Nb-Cr-Mo foi 3,69% maior que o sistema Nb-Cr e para um aporte de calor de 2,5KJ/mm a microdureza do sistema Nb-Cr-Mo foi 5,14% maior que o sistema Nb-Cr.

De maneira geral os valores obtidos na microdureza dos sistemas Nb-Cr-Mo e Nb-Cr para 1,2 e 2,5 KJ/mm (**Tabela 4-6**) apresentam uma microdureza relativamente baixa, com relação aos valores normalmente apresentados na literatura. Indicando que possivelmente estes valores foram influenciados pela presença de grãos finos, dada pela heteroginidade microestrutural.

Comparando a microdureza da ZTA simulada ( $217,30 \pm 9,42$ HV) com a microdureza da ZTA real (239HV) do sistema Nb-Cr-Mo para um H=1,2KJ/mm a microdureza da ZTA simulada foi menor em 9,2% aparentemente por que o

tamanho de grão simulado e um pouco maior que aquele da ZTA real, indicando que possivelmente a velocidade de resfriamento da Gleeble não foi o suficientemente elevada.