

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Mecanismos de Fragilização a Altas Temperaturas para o Aço GrT22”.

Autor: Ricardo Kalume Faria
Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A. N. M. Barbosa
Co-orientador: Dr. Ricardo Nolasco de Carvalho

Julho/2011

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Ricardo Kalume Faria

“Mecanismos de Fragilização a Altas Temperaturas para o Aço GrT22”.

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, da Universidade Federal de Minas Gerais, em Julho de 2011

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A. N. M. Barbosa

Co-orientador: Ricardo Nolasco de Carvalho

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2011

Dedico este trabalho a minha esposa Jussara e
minha filha Teresa pelo amor e compreensão.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Ronaldo A. N. M. Barbosa, pela orientação, apoio e incentivo no desenvolvimento deste trabalho.

Ao meu co-orientador, Dr. Engenheiro Ricardo Nolasco, sem o qual seria impossível realizar esse trabalho;

Aos engenheiros Luiz Alexandre, Marcelo Ferreira e Ricardo Batista que viabilizaram esse trabalho tecnicamente e economicamente;

A equipe do laboratório da V&M do Brasil, em especial ao engenheiro Flávio Guerra e aos técnicos Luciano dos Santos, Leonardo Gomes e Silvani Moreira, pelas horas trabalhadas na fabricação de corpos de prova e apoio em análises metalográficas;

Ao grupo de trabalho de redução de dobras internas representados pelos engenheiros Rodrigo Barroso, Osvaldo Neto, Gustavo Manetta e pelos doutores Júlio Márcio, Gustavo Pinheiro e Marília M.Lima que geraram informações e conhecimentos importantes para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Srs. Paulo Morais e Alexandre Sokolowski da Villares Metals S.A pela realização das etapas de forjamento e testes de tração.

SUMÁRIO

<i>LISTA DE FIGURAS</i>	ii
<i>LISTA DE TABELAS</i>	iv
<i>LISTA DE SÍMBOLOS</i>	v
<i>RESUMO</i>	vi
<i>1.Introdução</i>	1
<i>2.Objetivos</i>	2
<i>3.Revisão Bibliográfica</i>	3
3.1. Descrição do processo de laminação de tubos sem costura.....	3
3.2. Segregação e fragilização a altas temperaturas.....	7
<i>4.Material e Métodos</i>	13
4.1. Aço utilizado no trabalho.....	13
4.2. Processamento mecânico das barras.....	14
4.3. Ensaios Mecânicos.....	15
4.4. Metalografia.....	18
<i>5.Resultados e Discussão de Resultados</i>	19
5.1.Descrição da formação de trincas no tubo.....	19
5.2.Dutilidade medida por ensaio de tração a quente.....	22
5.3.Análise microscópica ótica e de varredura em regiões próximas a fratura em corpos de prova de tração.....	23
5.4.Análise da região de fratura.....	26
<i>6.Conclusões</i>	30
<i>7.Sugestões para trabalhos futuros</i>	31
<i>8.Referências Bibliográficas</i>	31

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Representação esquemática do fluxo de produção na linha de laminação contínua da V&M do Brasil(Carvalho, 2000).....	4
Figura 3.2 - Representação esquemática mostrando a geometria de laminação em passe no LP.(Carvalho, 2000).....	5
Figura 3.3 - Macrossegregação em molde ocorrendo solidificação unidirecional. (a) solidificação alcançando a área de seção reduzida (b) linhas de fluxo para alimentar a contração no momento da solidificação. (c) macrossegregação constituída. (Flemings, 2000).....	8
Figura 3.4 - Diagrama esquemático das linhas de fluxo que levariam as principais formas de macrossegregação observadas na solidificação de um lingote. (a) zona central totalmente preenchida com líquido. (b) estágio avançado da solidificação. (Flemings, 2000).....	9
Figura 3.5 - Escoamento de líquido interdendrítico no lingotamento contínuo. (a) caso limite, nenhuma segregação. (b) segregação negativa nas regiões centrais. (c) segregação positiva nas regiões centrais. (Flemings, 2000).....	10
Figura 3.6 – Curvas de ductilidade a quente em diferentes condições de reaquecimento para o aço lingotado(a) e laminado(b).....	12
Figura 4.1.a - Representação Esquemática do processo de forjamento.a)início de processo mostrando possíveis vazios existentes na região central da barra e b)estado final ovalado e indicação da região a ser retirada as amostras de tração a quente.....	14
Figura 4.1.b - Representação esquemática da simulação da deformação radial do processo de perfuração através do processo de forjamento.....	15
Figura 4.2 - Representação esquemática da presença de segregação em tubos e na barra forjada para o experimento.....	15
Figura 4.3 - Análise de transformação de fases com relação a temperatura para o aço GrT22 via thermocalc software.....	16
Figura 4.4 - Detalhes da geometria dos corpos de prova de tração: a) desenho do corpo de prova e b)corpo de prova posicionado em garra para ensaio de tração.....	17
Figura 5.1 - Representação esquemática do processo de perfuração e metalografia da lupa após a perfuração.....	19

Figura 5.2 - Visão de tubo em corte após a laminação no laminador redutor estirador com a região demarcada para corte e análise metalográfica.....	21
Figura 5.3 - Análise metalográfica da região demarcada na figura 5.2 representando abertura de uma trinca interna a partir de uma linha de segregação caracterizando a dobra na superfície interna do tubo.....	21
Figura 5.4 - Redução de área atingida no ensaio de tração a quente em comparação aos resultados alcançados com os aços C-Mn da referência Calvo e Cabrera, 2007.....	23
Figura 5.5 - Visão geral da região de fratura da amostra de tração. Mostra-se círculos demarcando regiões onde a microscopia ótica e análises químicas foram realizadas (a).Micrografia mostrando regiões com presença de fissuras, demarcadas por círculos e apontadas por setas.(b) Micrografia mostrando regiões mais claras, como apontadas por setas.Essas são regiões em que há segregação pronunciada(c).....	24
Figura 5.6 - Análise de varredura nas regiões com presença de segregação e na matriz.....	25
Figura 5.7 - Análise de varredura dos elementos Cr e Mo nas regiões com presença de segregação identificadas na figura 5.6.....	26
Figura 5.8 - Análise da superfície de fratura no aço GrT22 após rompimento nos testes de tração	26
Figura 6.1a - Análise de varredura de uma amostra retirada de uma barra após lingotamento no diâmetro 230.....	28
Figura 6.1.b - Análise de varredura de uma amostra retirada de uma barra após lingotamento no diâmetro 180.....	28
Figura 6.1.c - Análise de varredura de uma amostra retirada de uma barra após lingotamento no diâmetro 230 e redução para o diâmetro 180 via laminação de barras.....	29
Figura 6.1.d - Análise de varredura de uma amostra retirada de um tubo após a laminação.....	29

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Composição Química de liga usada neste trabalho. Todos os números são dados em percentagem em peso da liga.....	13
Tabela 5.1 - Dimensionais e deformações verdadeiras para o aço GrT22.....	19
Tabela 5.2 - Resultados de ensaios de tração a quente realizados a 950°C.....	22

LISTA DE SÍMBOLOS

FB = Forno de aquecimento rotativo de blocos

LP = Laminador Perfurador de blocos

LR = Laminador redutor de lupas

LC = Laminador contínuo

LR I = Leito de resfriamento intermediário

FI = Forno de aquecimento intermediário

LE = Laminador estirador redutor

LR II = Leito de resfriamento final

LS = Linha de Serras

LR = Limite de resistência

RA = Redução Percentual de área na fratura

D_i = Diâmetro inicial da amostra

A_0 = Área da seção transversal da amostra

D_f = Diâmetro final da amostra na região da fratura

A_f = Área final da seção transversal da amostra na região de fratura

RESUMO

O objetivo deste estudo foi o de avaliar a fragilização de aços industriais e a formação de trincas em determinada deformação ou passe no processo de fabricação de tubos sem costura do aço GrT22. Este material é utilizado em larga escala pela indústria de termogeração de energia na fabricação de caldeiras e trocadores de calor, através de experimentos fora da linha para observações indiretas dos mecanismos e das possíveis causas de falha no processamento deste aço. Anterior a descrição dos experimentos fez-se necessário uma descrição da linha de laminação da V&M para que haja um entendimento dos termos empregados e em seguida, é apresentado um estudo realizado com aços C-Mn no qual foram constatados mecanismos de fragilização ligados a presença de segregação de elementos residuais. Para caracterização do processo de laminação foi fundida uma liga em barras do aço a ser estudado, e forjadas em seguida para a obtenção dos corpos de prova para os ensaios de tração a quente. A caracterização metalográfica realizada na região de rompimento dos corpos de prova apresentou a presença de segregação de elementos residuais que são prejudiciais ao processo de laminação, o que possibilita o efeito de fragilização do material, representado pelo aparecimento de trincas na superfície interna do produto laminado.

1. Introdução

Segregações de elementos residuais e de impurezas são encontradas nos núcleos de barras resfriadas após solidificação no lingotamento contínuo. Essas barras têm sua conformabilidade afetada nestas regiões centrais de tal modo que quando deformadas a altas temperaturas trincas internas podem se formar. No processo de perfuração de barras numa laminação de tubos, a deformação maior é a aplicada na superfície interna da mesma no passe de perfuração. Nesta superfície, a segregação interna se apresenta em formas alongadas pós deformação na perfuração. No processo de deformação seguinte, no qual há estiramento e redução do diâmetro interno do tubo, há então a formação de defeitos na superfície interna desses tubos.

Esse processo de fragilização nos tubos de aço por segregação interna na barra pós solidificação e alongamento de segregações na superfície interna da lupa pós perfuração, pode ser responsável por perdas da ordem de 8% na produção de aços GrT22, objeto do estudo desta dissertação. Esses aços são utilizados em larga escala pela indústria de termogeração de energia, na fabricação de caldeiras e trocadores de calor de diversos tamanhos e finalidades, sendo importantes no mix de produção da V&M Tubes. Dessa forma, é objetivo deste trabalho obter um melhor entendimento de como esses defeitos aparecem realizando ensaios mecânicos a quente e que simulem o processo industrial. Espera-se que uma melhor compreensão desses mecanismos de fragilização possa auxiliar na minimização das perdas mencionadas acima.

Potanto o objetivo principal desta dissertação é o de avaliar os mecanismos de fragilização no aço GrT22, no processo de Laminação a Quente de Tubos sem Costura da V&M do Brasil.

2. Objetivos

O processo industrial é complexo e não permite que amostras sejam retiradas da linha de processamento objetivando estudo da formação de trincas a temperaturas elevadas em determinado aço. Dessa forma, um estudo sobre a fragilização de aços industriais e a formação de trincas em determinada deformação ou passe no processo de fabricação deve ser realizada através de experimentos fora da linha o que leva a observações indiretas dos mecanismos e das possíveis causas de falhas no processamento.

São objetivos dessa dissertação os que se seguem:

- a) Desenvolver metodologia experimental que possibilite o estudo de mecanismos de fragilização a quente em aços GrT22 significando:
 - Fundir liga na composição adequada;
 - Lingotar em barras seção circular;
 - Forjar as barras;
 - Realizar ensaios de tração a quente
- b) Observar formação de trincas em amostras retiradas de ensaios de tração a quente em microscopias óticas e de varredura;
- c) Tentar formular mecanismos de formação de trincas durante processo de conformação a quente durante ensaios de tração;
- d) Tentar transpor esses resultados à aplicações na laminação industrial de tubos sem costura de aços GrT22.

3. Revisão Bibliográfica

A presente pesquisa visa relacionar a existência de elementos residuais, descritos na origem da macro e microsegregação do material, provenientes do lingotamento contínuo nas barras, com a geração de dobras internas na linha de tubos sem costura da V&M do Brasil. Faz-se necessário, portanto, descrever primeiramente a linha de laminação para que haja entendimento dos termos empregados a partir da descrição.

3.1. Descrição do processo de laminação de tubos sem costura

O processo de laminação a quente de tubos sem costura na V&M do Brasil, doravante nominada como V&M, está em operação desde 1995. São produtos desta linha tubos sem costura de diâmetros desde 26,9 mm até 177,8 mm com comprimentos variando de 6 a 15 m.

Esta dissertação aborda problemas relativos à fragilização de aços deformados nesta linha de produção e, portanto torna-se importante descrever a linha e o produto no intuito de se introduzir ao leitor a terminologia a ser utilizada neste trabalho. Uma descrição detalhada desta linha já foi realizada anteriormente por Carvalho (Carvalho, 2000) e portanto não há necessidade de se repetir uma descrição da mesma linha. No que se segue, um resumo desta caracterização é aqui apresentada com o propósito de auxiliar o leitor da dissertação na compreensão da mesma.

O fluxo de produção de tubos sem costura, TSC, é o que se mostra na figura 3.1 abaixo.

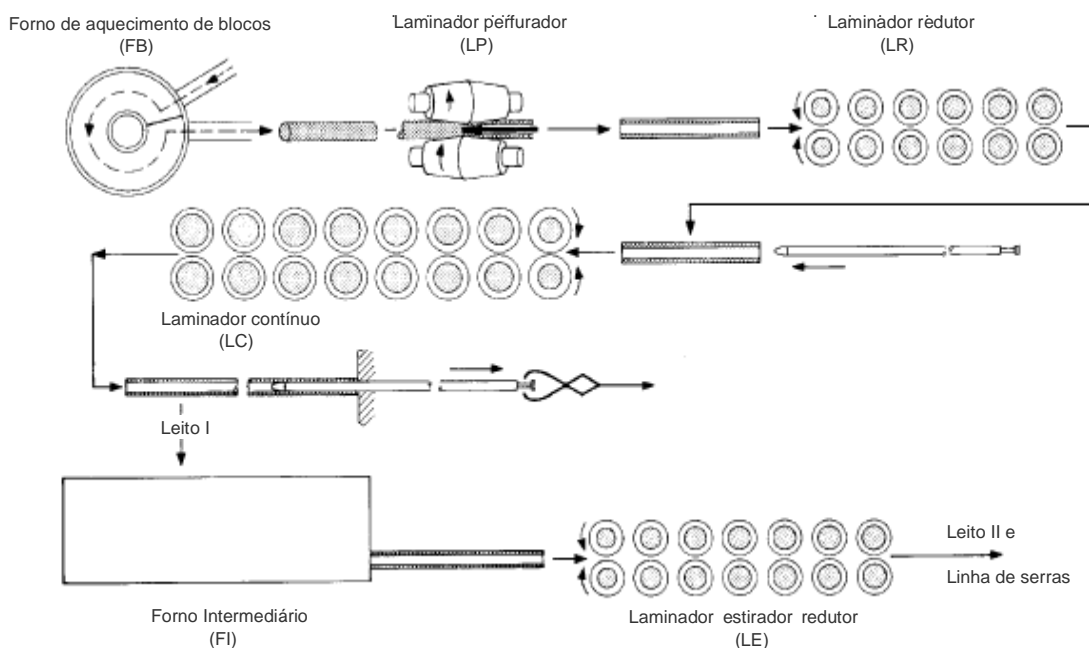


Figura 3.1-Representação esquemática do fluxo de produção na linha de laminação contínua da V&M do Brasil (Carvalho, 2000)

Os equipamentos principais da linha e suas designações são como se segue:

- Forno de aquecimento rotativo de blocos (FB)
- Laminador perfurador de blocos (LP)
- Laminador redutor de lupas (LR)
- Laminador contínuo (LC)
- Leito de resfriamento intermediário (LR I)
- Forno de reaquecimento intermediário (FI)
- Laminador estirador redutor (LE)
- Leito de resfriamento final (LR II)
- Linha de serras (LS)

Esta é a terminologia a ser adotada no andamento desta dissertação.

Com relação ao processo de produção de tubos sem costura nesta linha, os passos a serem seguidos são os relatados abaixo:

- 1) Os blocos provenientes da linha de lingotamento contínuo da VMB com diâmetro de 180mm e em comprimentos na faixa de 0,8 a 5,0m são aquecidos no FB a temperaturas na faixa de 1200 a 1280°C. Esses blocos são retirados e repassados ao LP;
- 2) No LP os mesmos são perfurados. Este laminador é composto por cilindros em forma de barril, cujos eixos possuem uma inclinação de 12° entre si. Esses cilindros produzem tensões de tração no centro dos blocos sendo que esses, ao mesmo tempo em que são submetidos a essas frações, são empurrados contra uma ponta, conforme se mostra na figura 3.2.

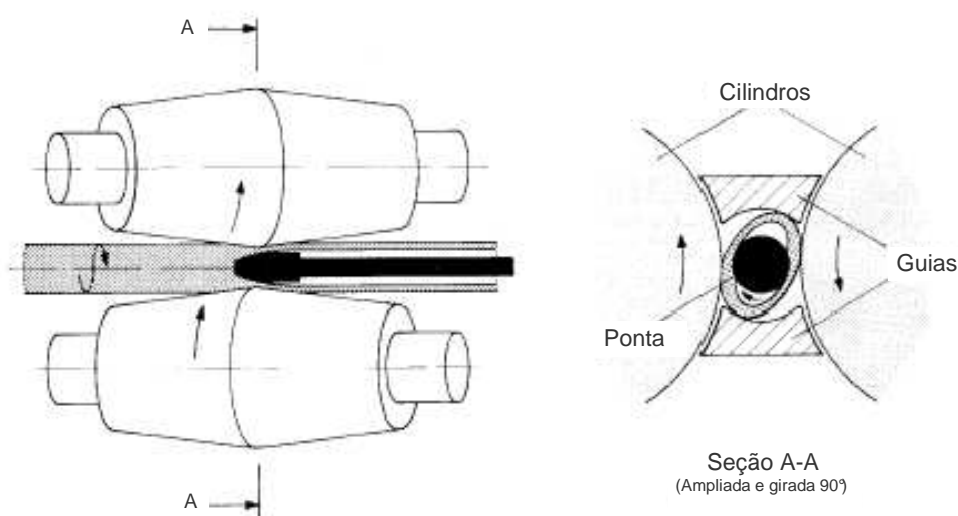


Figura 3.2 – Representação esquemática mostrando a geometria de laminação em passe no LP. (Carvalho, 2000).

A figura mostra a barra após perfuração se tornando o que se denomina uma lupa. Esta se apóia em duas guias; uma inferior e outra superior cuja a função é a de ajustarem o posicionamento do bloco em relação aos cilindros e a ponta.

- 3) Em seguida a lupa é conduzida ao LR onde o diâmetro externo é padronizada para que a lupa possa ser deformada no laminador seguinte. O LR tem 6 cadeiras, cada uma

com 3 cilindros dispostos a 120°. Entre uma cadeira e outra esse conjunto de cilindros apresenta uma rotação de 60°, de tal modo que o encontro entre dois cilindros em uma dada cadeira se torna o fundo de um cilindro na cadeira seguinte. Por não ter ferramenta interna, a espessura de parede permanece praticamente a mesma (CARVALHO, 2007).

4) O LC reduz o diâmetro e a espessura de parede da lupa. Neste laminador, um mandril (barra maciça de aço) é previamente introduzido na lupa e ambos passam através de oito cadeiras de laminação. Essas cadeiras estão dispostas de tal modo que a direção de compressão da lupa é girada de 90 ° entre cadeiras. A deformação aplicada à lupa ao longo dos oito passes também se altera no valor passe a passe: a maior parte da deformação se concentra nas primeiras cadeiras de laminação sendo que nas últimas, essas deformações são pequenas e apenas usadas para se descolar o mandril da parede interna da lupa. As lupas produzidas nesta etapa têm diâmetros ou calibres padronizados, quais sejam, 119,152,5 ou 189 mm e com espessuras de parede muito próximas às do produto final. Após a laminação no LC, o mandril é extraído da lupa, resfriado em um tanque com água e lubrificado para uma nova laminação.

5) Após LC, a lupa segue para o LR I onde é resfriado e em seguida alimentado de volta a um forno de reaquecimento intermediário. Este aquecimento é necessário para homogeneizar a temperatura da lupa não só no que concerne a superfície externa e interna mas principalmente homogeneizar as temperaturas ao longo do comprimento da lupa.

6) Após ser desenfundada, a lupa passa por um descarepador seguindo para o laminador redutor estirador . O LE pode trabalhar com até 24 cadeiras, cada qual com 3 cilindros dispostos a 120° entre si. A 25ª cadeira é um equipamento de ensaio por correntes parasitas para detecção de descontinuidade. Entre uma cadeira e outra esse conjunto de cilindros apresenta-se rotacionado 60°, de modo que o encontro entre dois cilindros em uma dada cadeira se torna o fundo de um cilindro da cadeira seguinte. Esse laminador também não possui ferramenta interna, mas é capaz de ajustar a espessura de parede por meio do estiramento ou recalque entre cadeiras.

Finalmente, após passar pelo laminador redutor-estirador, a lupa segue para o leito de resfriamento II e LS, onde se termina a laminação e se iniciam os processos de inspeção e de preparação para o transporte dos tubos.

3.2. Segregação e fragilização a temperaturas elevadas

Esta secção aborda as questões ligadas primeiro à formação da segregação durante a solidificação de um modo geral e em seguida no caso particular de um aço C-Mn, como um exemplo específico de como se abordar o problema de fragilização a temperaturas elevadas. Conforme Cho, 2010 a presença de fissuras decorrentes da fragilização a altas temperaturas são dificuldades apresentadas na fabricação de aços microligados.

3.2.1. Aspectos gerais da segregação de elementos residuais na solidificação

Trabalho de revisão relativamente recente, conforme Flemings, 2000 abordou quase todos os aspectos referentes a macro segregação na solidificação. No que se segue, alguns pontos relevantes à questão abordada nesta dissertação são destacados.

Experimento simples sobre solidificação unidirecional em moldes, como se mostra na figura 3.3, dá alguns parâmetros importantes sobre o processo de formação de macro segregações na solidificação.

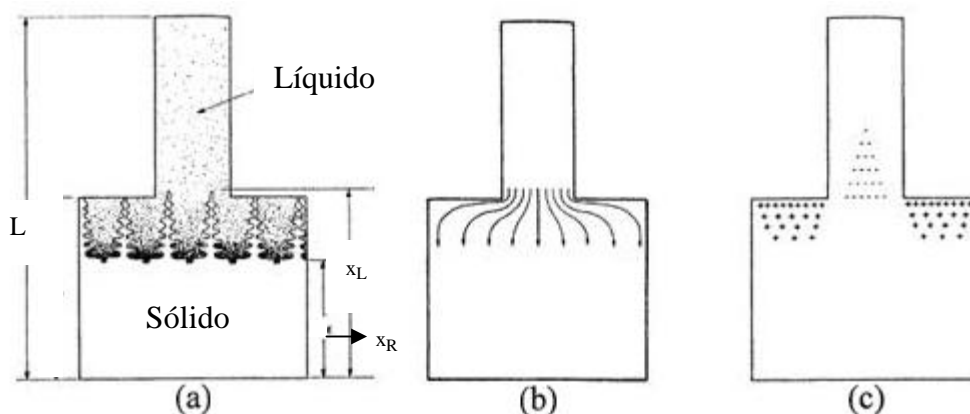


Figura 3.3 - Macrossegregação em molde ocorrendo solidificação unidirecional. (a) solidificação alcançando a área de seção reduzida. (b) linhas de fluxo para alimentar a contração no momento da solidificação. (c) macrossegregação constituída. (Flemings, 2000).

A figura ilustra de modo simples como as segregações são formadas durante solidificação em condições experimentais controladas. Como se vê, a situação na figura 3.3 é limite uma vez que há dentritas sendo formadas na parte lateral do molde e que não podem mais crescer enquanto há dentritas na parte central do molde começando a crescer com pontas distando x_L da base sendo $x_L > x_R$. Assim, espera-se um escoamento progressivo de líquido rico em residuais na direção horizontal, sendo expulsos pelos braços de dentritas formadas à distância x_R da base. Esse fluxo ocorre mais ou menos como se vê representado pelas linhas de fluxo na figura 3.3.b. A solidificação prossegue então à parte superior do molde deixando a sua parte inferior regiões com segregações, conforme representadas por pontos na parte inferior do molde, visto na figura 3.3.c. Experimentos como estes esclarecem de forma simples como as regiões de segregação são formadas na solidificação de metais.

Na indústria, entretanto, a solidificação se realiza ou em lingotes a partir de um lingotamento convencional, caso menos típico nos dias de hoje ou no lingotamento contínuo. Nos dois casos, solidificação ocorre de forma lenta. Além disso, há variáveis próprias de processos que influenciam o modo como as segregações ocorrem. No caso do lingotamento convencional e no caso de aços carbono, a densidade dos líquidos

geralmente diminui na solidificação resultando num fluxo vertical dentro da zona sólido-líquido, como se mostra na figura 3.4.a. Como resultado, correntes convectivas aparecem durante solidificação como se mostra na figura 3.4.b, determinando o tipo de segregação característico deste processo de solidificação.

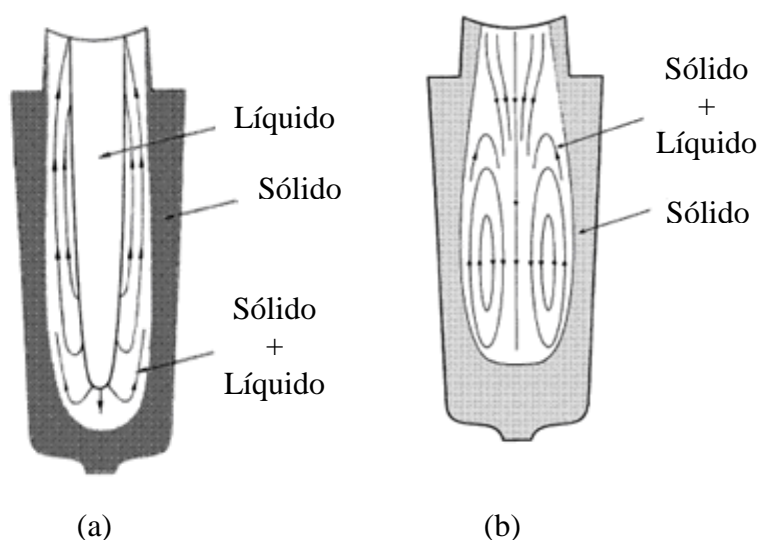


Figura 3.4 - Diagrama esquemático das linhas de fluxo que levariam as principais formas de macrossegregação observadas na solidificação de um lingote. (a) zona central totalmente preenchida com líquido. (b) estágio avançado da solidificação. (Flemings, 2000).

Já no caso do lingotamento contínuo, observa-se que linhas de fluxo na solidificação mudam em relação ao caso de lingotamento convencional, como se espera. Assim, tendo por referência a figura 3.5, se as linhas de fluxo da interface líquido-sólido fossem retilíneas, figura 3.5.a, não se esperaria formação de regiões com segregações. Entretanto, este fluxo se desvia desse padrão retilíneo, como mostrado nas figuras 3.5.b e 3.5.c a formação da segregação se dará nas porções mais internas da barra lingotada.

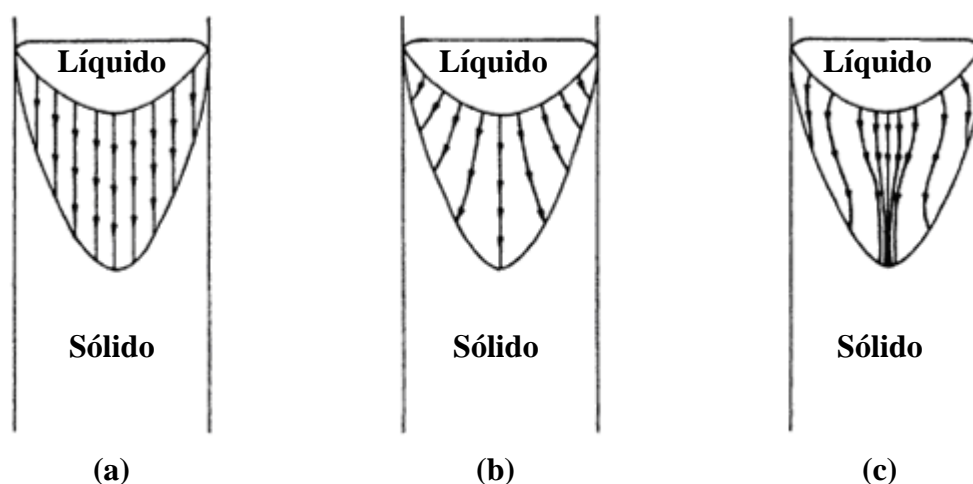


Figura 3.5 - Escoamento de líquido interdendrítico no lingotamento contínuo. (a) caso limite, nenhuma segregação. (b) segregação negativa nas regiões centrais. (c) segregação positiva nas regiões centrais. (Flemings, 2000).

Devido a estas distorções, segregações num formato de “V” poderão ocorrer se o desvio for suficientemente grande. Qualquer perturbação no estado transiente de transferência de calor ou velocidade de lingotamento poderá também alterar o fluxo do líquido interdendrítico e, portanto a macrossegregação.

As informações revistas acima são importantes ao caso do problema que se pretende abordar nesta dissertação, mas bastante gerais e se relacionam, portanto, especificamente com o caso da ocorrência de segregação durante o processo de solidificação de barras para a produção de tubos sem costura. Essa abordagem geral também não traz esclarecimentos sobre como relacionar a ocorrência dessas segregações na solidificação e os efeitos dessas sobre a fragilização durante o processo de laminação de tubos sem costura.

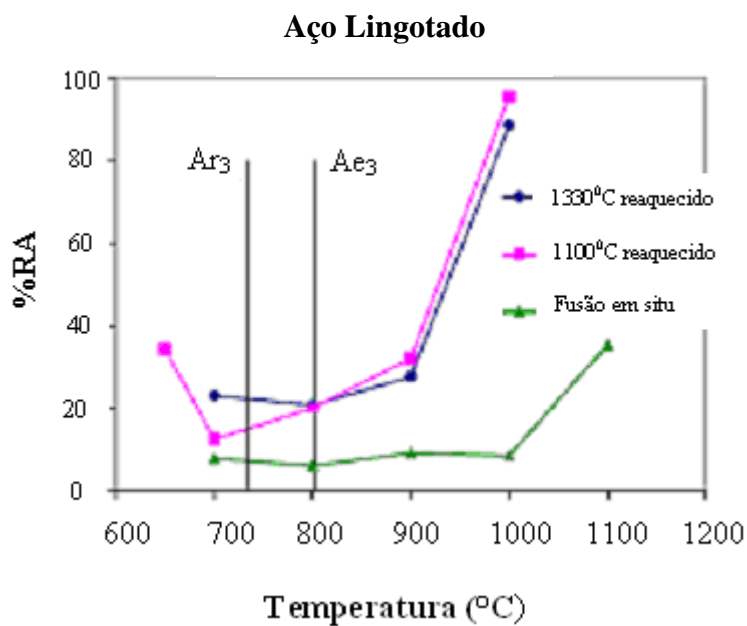
Recentemente, Calvo e Cabrera, 2007, apresentaram estudo de fragilização na conformação de aços C-Mn relacionando a presença de segregações com o comportamento mecânico na deformação a quente pós solidificação.

Este trabalho se aproxima muito do que se pretende estudar nesta dissertação e portanto será relatado a seguir em maiores detalhes.

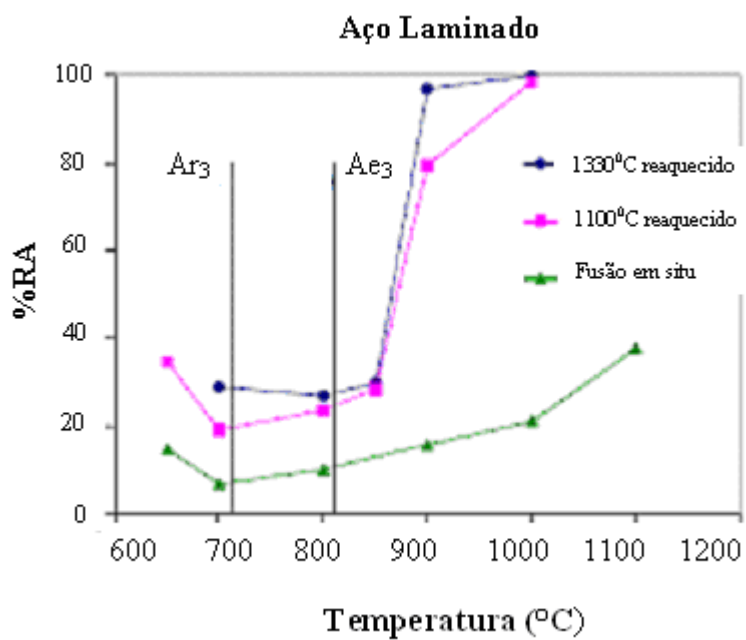
3.2.2. Aspectos específicos da segregação de elementos residuais na solidificação no lingotamento contínuo e de seus efeitos sobre a fragilização na conformação a quente de aços C-Mn

Como mencionado, trabalho de central importância a esta dissertação, é aqui é apresentado por Calvo e Cabrera, 2007. A motivação do trabalho foi de se identificar mecanismos associados a presença de elementos residuais de Cu e Sn em aços produzidos em fornos elétricos. O trabalho é de interesse não só pela análise em si dos mecanismos mas também pelo fato de se abordar o caso de fabricação de lingotes a partir de sucata, uma tendência mundial, onde o problema de segregação é ainda mais grave que no caso do lingotamento contínuo de aços produzidos em aciarias convencionais. Duas condições foram avaliadas quanto ao comportamento mecânico na avaliação da fragilização: uma no caso de amostras extraídas diretamente da barra lingotada e uma outra condição retirando amostras de vergalhões.

Ensaio de tração a quente como método de avaliação da ductilidade em altas temperaturas (Hamada e Karjalainen, 2011), foram realizados em ambos tipos de amostras e resultados referentes a ductilidade a quente medida como a redução percentual de área na fratura foram determinados em função da temperatura de ensaio (Vedani, Dellasega e Manuccii, 2008), conforme se mostra na figura 3.6.



(a)



(b)

Figura 3.6 – Curvas de ductilidade a quente em diferentes condições de reaquecimento para o aço lingotado(a) e laminado(b)

Um segundo conjunto de resultados se originaram da observação ao microscópio de varredura das superfícies de fratura pós ensaios de tração.

3.2.3. Principais conclusões dos mecanismos de fragilização nos aços C-Mn

As amostras reaquecidas a altas temperaturas, 1330°C, apresentaram uma fratura predominantemente intergranular enquanto a 1100°C apresentou uma combinação intergranular e interdendrítica nos modos de fratura. A falha interdendrítica está associada à microsegregação de elementos com baixo coeficiente de partição, como S. A falha intergranular foi relacionada com o aquecimento a temperaturas de tratamento muito elevadas e deve-se a segregação intergranular de elementos como S e / ou Sn. Também foi comprovado que uma pré deformação na região sólido-líquido pode ser benéfica para a ductilidade quente desde que esta deformação possa quebrar as dendritas reduzindo os efeitos de fragilização da microsegregação.

4. Material e Métodos

4.1 – Aço utilizado no trabalho

O aço estudado é o ASTM A 213, aço carbono com teor de cromo na faixa de 2% e molibdênio de 1%, conforme tabela abaixo. A Tabela 1 abaixo dá detalhes da composição química deste aço. Doravante esta liga será denominada como aço GrT22.

Tabela 4.1: Composição química de liga usada neste trabalho. Todos os números são dados em percentagem em peso da liga

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Cu
0,111	0,390	0,013	0,002	0,025	0,022	1,964	0,911	0,024	0,030

Esta liga apresenta como características relevantes as que se seguem:

- Limite de escoamento em torno de 205MPa, limite de resistência de 415MPa e alongamento percentual em torno de 40.
- Temperatura máxima de trabalho a que a liga pode ser submetida é de aproximadamente 500°C.

Este aço é aplicado na fabricação de caldeiras, trocadores de calor, vasos de pressão e super aquecedores.

4.2 – Processamento mecânico das barras

Barras de 180mm de diâmetro, na composição química especificada acima foram fundidas na aciaria da V&M e lingotadas exatamente como se faz ordinariamente na produção deste aço na usina. Essa barra foi então transportada à empresa Villares Metals onde a mesma foi aquecida em forno rotativo até a temperatura de 1220°C, simulando o aquecimento do forno rotativo (FB) da V&M em Belo Horizonte. Esta barra foi então retirada do forno em uma prensa de 2000 toneladas reduzindo-se o diâmetro da mesma de 180 para 130 mm. Ao se deformar a barra, a mesma se ovaliza, conforme representado esquematicamente na figura 4.1.a. O propósito desta redução foi o de simular a perfuração no LP, ou seja, a deformação radial imposta pela ponta de perfuração conforme representado na figura 4.1.b.

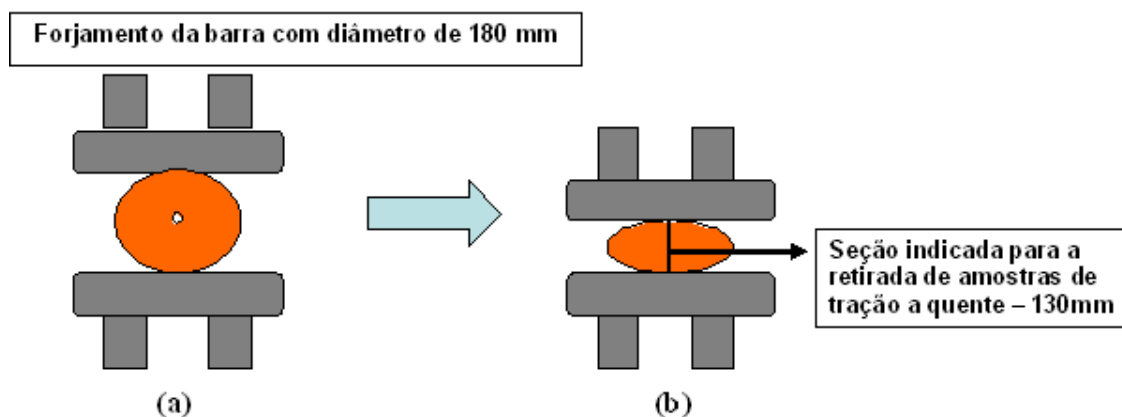


Figura 4.1.a Representação esquemática do processo de forjamento. a) início de processo mostrando área com possíveis vazios existentes na região central da barra e b) estado final ovalado e indicação da região a ser retirada as amostras de tração a quente.

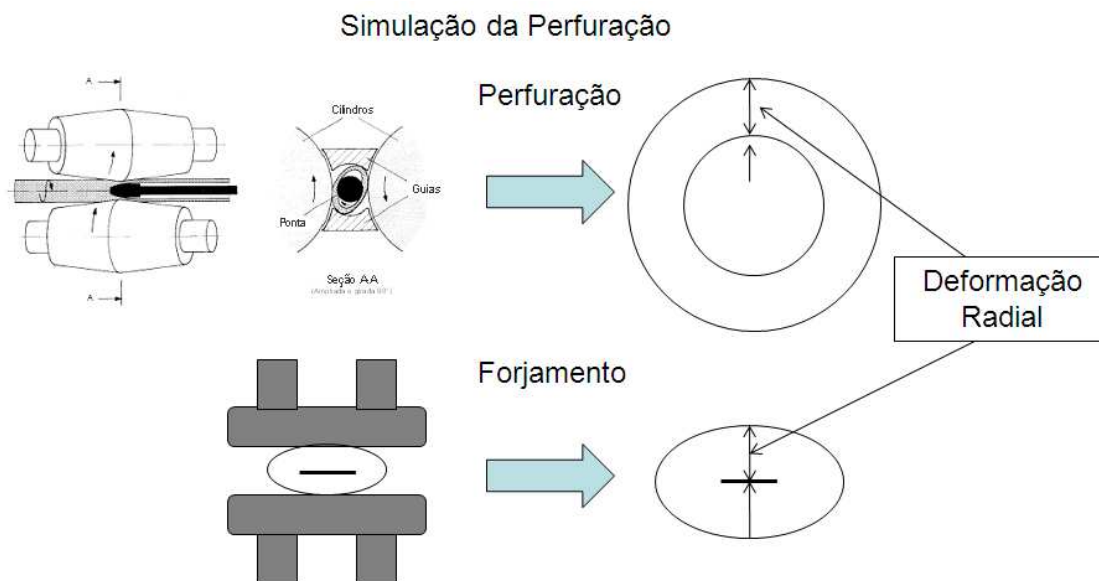


Figura 4.1.b Representação esquemática da simulação da deformação radial do processo de perfuração através do processo de forjamento

O forjamento das barras foi realizado na empresa Villares na linha de forjamento composta por um forno de reaquecimento rotativo e na prensa para conformação do material.

4.3 - Ensaios Mecânicos

Corpos de prova foram retirados no sentido transversal à deformação, como mostra a figura 4.1.a, com o objetivo de compreender o efeito da presença de segregação na barra forjada simulando a deformação radial nos laminadores LP e LC associada a redução realizada no LE em tubos representados na figura 4.2.

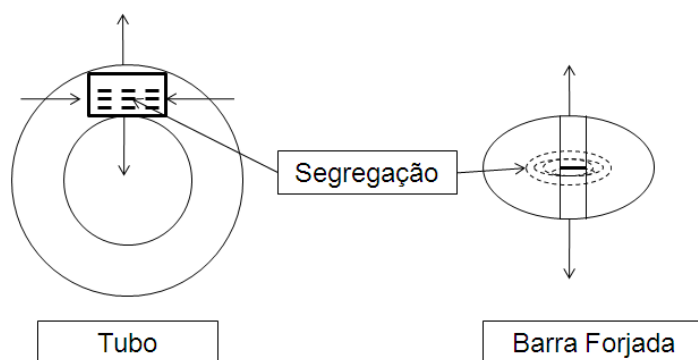


Figura 4.2 – Representação esquemática da presença de segregação em tubos e na barra forjada para o experimento.

Ensaio mecânico foram realizados em máquina de tração universal MTS modelo 810.13, capacidade 250kN (25ft), computadorizada, possuindo um forno infravermelho e garras adaptadas para tracionar a amostra sem uso de atmosfera protetora visto que a superfície da amostra apresentou muito pouco carepa em razão das temperaturas relativamente baixas de ensaio, 850, 950 e 1050°C. Além disso, o tempo que a amostra ficou no forno não excedeu 12 minutos de encharque na temperatura desejada. A temperatura de 950°C e o tempo de 12 minutos correspondem aos parâmetros do forno FI para a laminação no LE para o aço GrT22. A temperatura mínima de 850°C foi determinada para o ensaio devido à liga apresentar, a partir desta temperatura, somente a fase austenita, conforme análise teórica via thermocalc software representada na figura 4.3, e a de 1050°C por ser a máxima temperatura de trabalho praticada no forno FI. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E21.

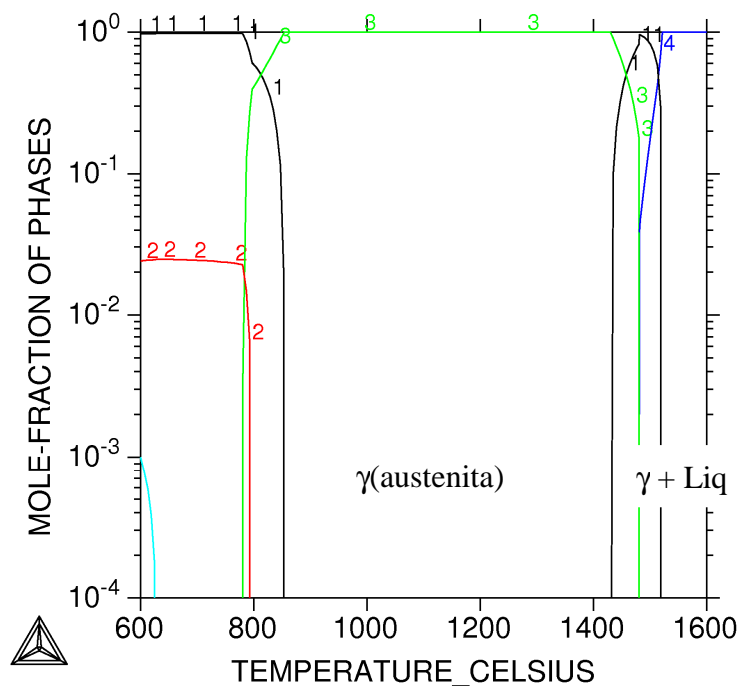
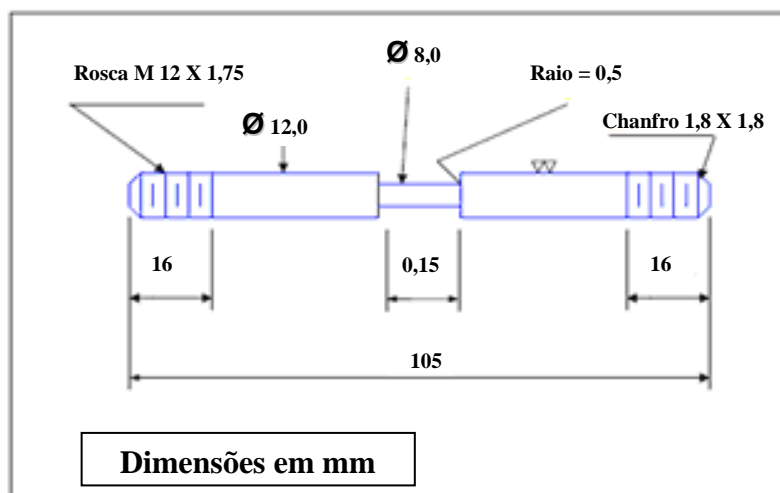


Figura 4.3 – Análise de transformação das fases com relação a temperatura para o aço GrT22 via software thermocalc

Os corpos de prova foram usinados conforme se mostra na figura 4.4.



(a)



(b)

Figura 4.4 – Detalhes da geometria dos corpos de prova de tração: a) desenho do corpo de prova e b) corpo de prova posicionado em garra para ensaio de tração.

Foram realizados 6 ensaios de tração a quente sendo 1 à temperatura de 850°C, 4 à temperatura de 950°C e 1 à temperatura de 1050°C. As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente até a temperatura de ensaio em aproximadamente 2 minutos. As amostras foram então deixadas à temperatura de teste por 12 minutos e então tracionadas até a fratura. Imediatamente após a fratura, num intervalo menor que 5 s, fez-se a têmpera para congelar a estrutura exatamente após o rompimento usando-se nitrogênio líquido resfriando a amostra instantaneamente.

4.4. Metalografia

Foram realizadas metalografias ótica e de varredura. Detalhes são dados a seguir:

Metalografia ótica

Metalografia ótica foi realizada em microscópio marca OLYMPUS modelo CH30 disponível na V&M, para detectar pequenas fissuras. As amostras para as análises metalográficas por microscopia ótica foram retiradas dos corpos de prova ensaiados por tração a quente na região de rompimento da amostra, longitudinalmente, e preparadas conforme apresentado a seguir. O ataque com Nital foi utilizado para revelar as regiões com presença de segregação.

Metalografia de Varredura

Metalografia de varredura foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL modelo JSM 35C equipado com EDS marca NORAN modelo Voyager 3050. Para as análises no MEV-EDS foram realizadas uma marcação mecânica circular, com a utilização de um dispositivo acoplado ao microscópio ótico da marca Leitz Wetzlar, nas amostras para delimitar a região a ser analisada.

5. Resultados e Discussão de Resultados

5.1. Descrição do processo de formação de trincas no tubo

A figura 5.1 mostra como a deformação na perfuração desloca a região segregada da barra para a superfície interna da lupa.

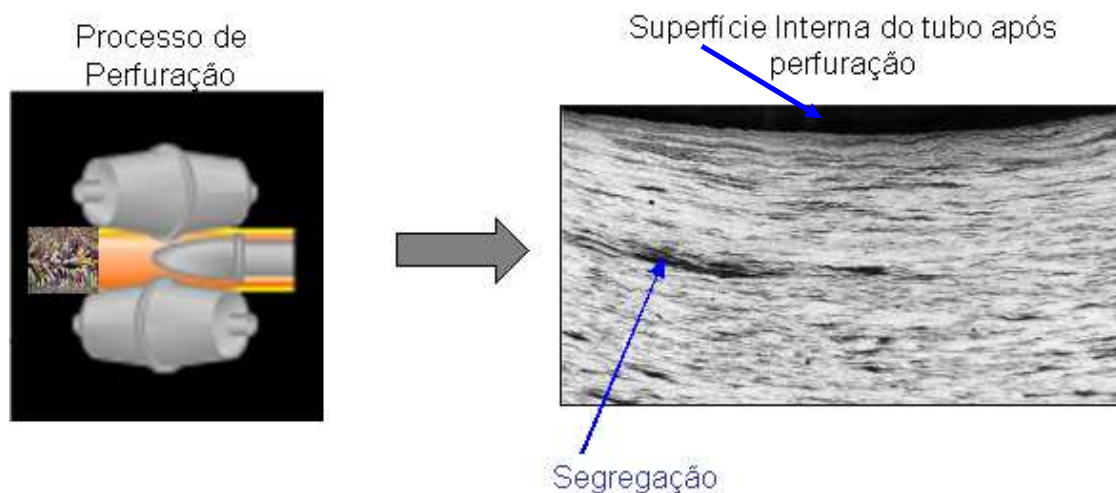


Figura 5.1 – Representação esquemática do processo de perfuração e metalografia da lupa após a perfuração

Vê-se na figura 5.1 que a região segregada se coloca muito próxima da parte interna da lupa. Como este passe de perfuração é realizado acima de 1200°C, nenhum problema ligado a pouca ductilidade é registrado nesta etapa. A fragilização a quente ocorrerá, entretanto, a temperaturas mais baixas e em deformações radiais maiores nos laminadores LP e LC associado ao estiramento realizado no laminador LE. As deformações radiais e circunferencial para um tubo laminado nos laminadores da V&M estão representados para um material comum de fornecimento para o aço GrT22 na tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Dimensionais e deformações verdadeiras para o aço GrT22

Laminador Perfurador					
Comprimento	Diâmetro	Parede	Def. circunferencial	Def. Radial	Def. Longitudinal
5,42	185	15,95	0,63	-1,73	1,12
Laminador Contínuo					
Comprimento	Diâmetro	Parede	Def. circunferencial	Def. Radial	Def. Longitudinal
18,41	119	7,09	-0,11	-0,79	0,90
Laminador Estirador Redutor					
Comprimento	Diâmetro	Parede	Def. circunferencial	Def. Radial	Def. Longitudinal
42,76	61	6,07	-0,71	-0,16	0,84

A figura 5.2 mostra exemplos dos tipos de defeito que ocorrem na parte interna do tubo laminado no LE. A aparência do defeito é a de uma ruptura, produzindo uma espécie esfoliação interna, ao longo de certo comprimento do tubo.

A seção transversal do tubo pode então ser cortada, como se mostra na figura 5.2, nas linhas tracejadas com objetivo de se encontrar indícios de causas relacionadas a esta esfoliação. Invariavelmente, se encontra associada a qualquer esfoliação interna, uma trinca como mostrada na figura 5.3. Portanto, pode-se concluir que há fortes indicações de que a presença de esfoliação se encontra associada à formação de trincas, portanto a uma fragilização, na deformação do aço a baixas temperaturas no laminador estirador redutor.

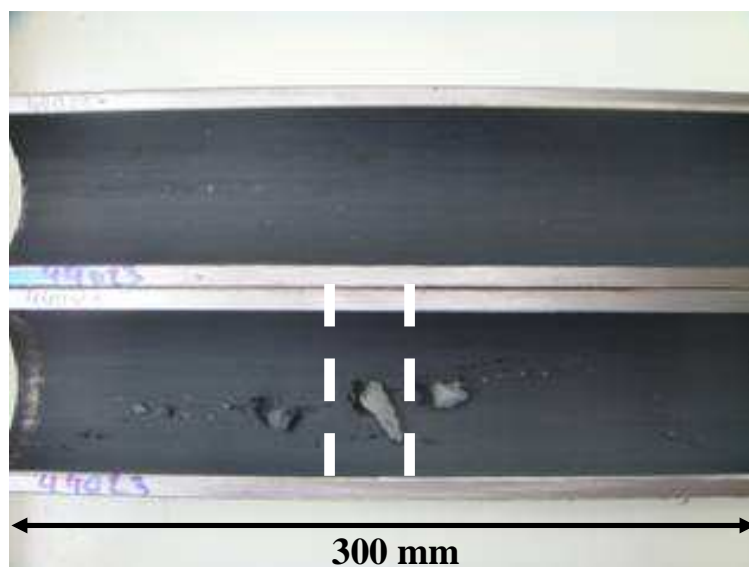


Figura 5.2 – Visão de tubo em corte após a laminação no laminador redutor estirador com a região demarcada para corte e análise metalográfica

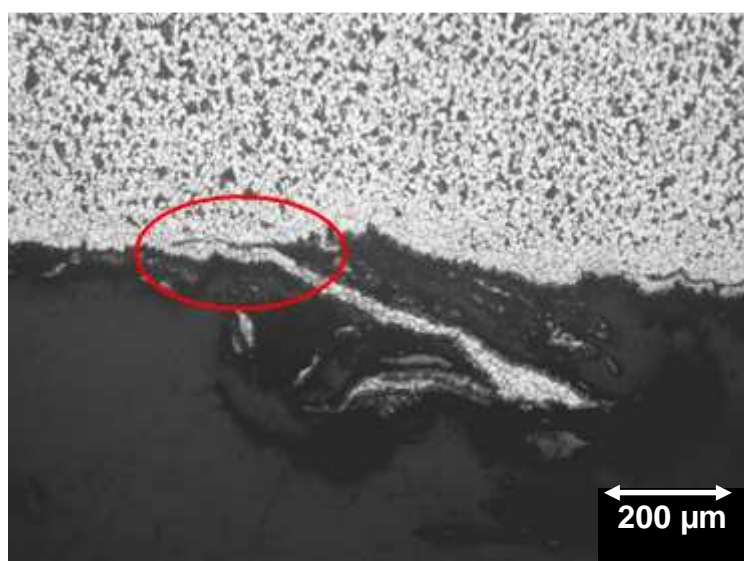


Figura 5.3 – Análise metalográfica da região demarcada na figura 5.2.a representando abertura de uma trinca interna a partir de uma linha de segregação.

Os passes neste laminador são dados em faixa de temperatura entre 900 e 1000°C. Daí o interesse em se confirmar valores de ductilidade nesta faixa de temperaturas. Dessa forma, ensaios de tração a quente foram realizados e os resultados são relatados a seguir.

5.2. Dutilidade medida por ensaio de tração a quente

Os resultados dos ensaios de tração são os mostrados na tabela 5.2:

Tabela 5.2 - Resultados de ensaios de tração a quente realizados a 950°C.

Número Ensaio	Temperatura (°C)	LR (Mpa)	RA (%)	Di (mm)	A0 Inicial (mm)	Df (mm)	Af Final (mm)
EP - 1347	850	70	29,7	8,06	51,02	6,76	35,785
EP - 1348	950	65,4	73,8	7,93	49,39	4,06	12,946
EP - 1349	950	70,1	73,1	7,93	49,39	4,11	13,267
EP - 1350	950	73,7	81,5	7,93	49,39	3,41	9,133
EP - 1351	950	72,9	74,7	7,93	49,39	3,99	12,504
EP - 1352	1050	25,8	75,8	8,06	51,02	6,76	12,379

Abreviaturas têm significado usuais, isto é,

- LR = Limite de resistência;
- RA = Redução Percentual de área na fratura;
- Di = Diâmetro inicial da amostra;
- A₀ = Área da seção transversal da amostra;
- D_f = Diâmetro final da amostra na região da fratura;
- A_f = Área final da seção transversal da amostra na região de fratura.

Como se pode ver o valor de redução de área variou de 73 a 82% aproximadamente com um valor médio de 76% na temperatura de 950°C. Este valor em percentual pode ser comparado aos valores usuais encontrados na literatura, conforme relatado por Calvo e Cabrera, 2007.

A figura 5.4 mostra uma comparação entre os valores de dutilidade medidos neste trabalho e os obtidos por Calvo e Cabrera, 2007. Pode-se ver que os resultados são compatíveis para o caso de aços C-Mn aquecidos a 1100 a 1300°C, sugerindo que o comportamento do aço GrT22, no que concerne o comportamento a dutilidade a quente é bastante similar ao do aço C-Mn. Isto pode ser surpreendente a primeira vista, mas deve-se lembrar que os resultados obtidos por Calvo e Cabrera, 2007 são de aços fabricados em aciaria elétrica, portanto de aços apresentando um maior teor de resíduos, daí talvez a concordância nos resultados com os aços GrT22.

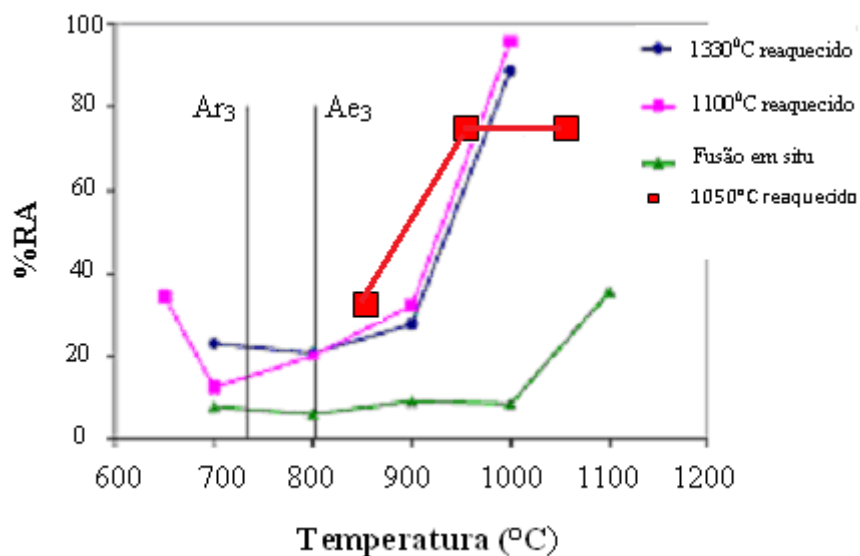


Figura 5.4 – Redução de área atingida no ensaio de tração a quente em comparação aos resultados alcançados com os aços C-Mn da referência Calvo e Cabrera, 2007.

5.3-Análise por microscopia ótica e de varredura em regiões próximas a fratura em corpos de prova de tração

Na tentativa de se evidenciar uma relação entre baixa ductilidade e presença de segregação, amostras foram examinadas por microscopia ótica e de varredura, conforme se mostra a seguir.

Microscopia Ótica

A figura 5.5 mostra micrografias óticas de regiões próximas à fratura de amostra rompida em tração. Regiões 1 e 2 mostradas em círculo na figura 5.5.a foram analisadas sob maior magnificação, ressaltando a presença de fissuras (fig. 5.5.b) e de regiões com segregação (fig 5.5.c)

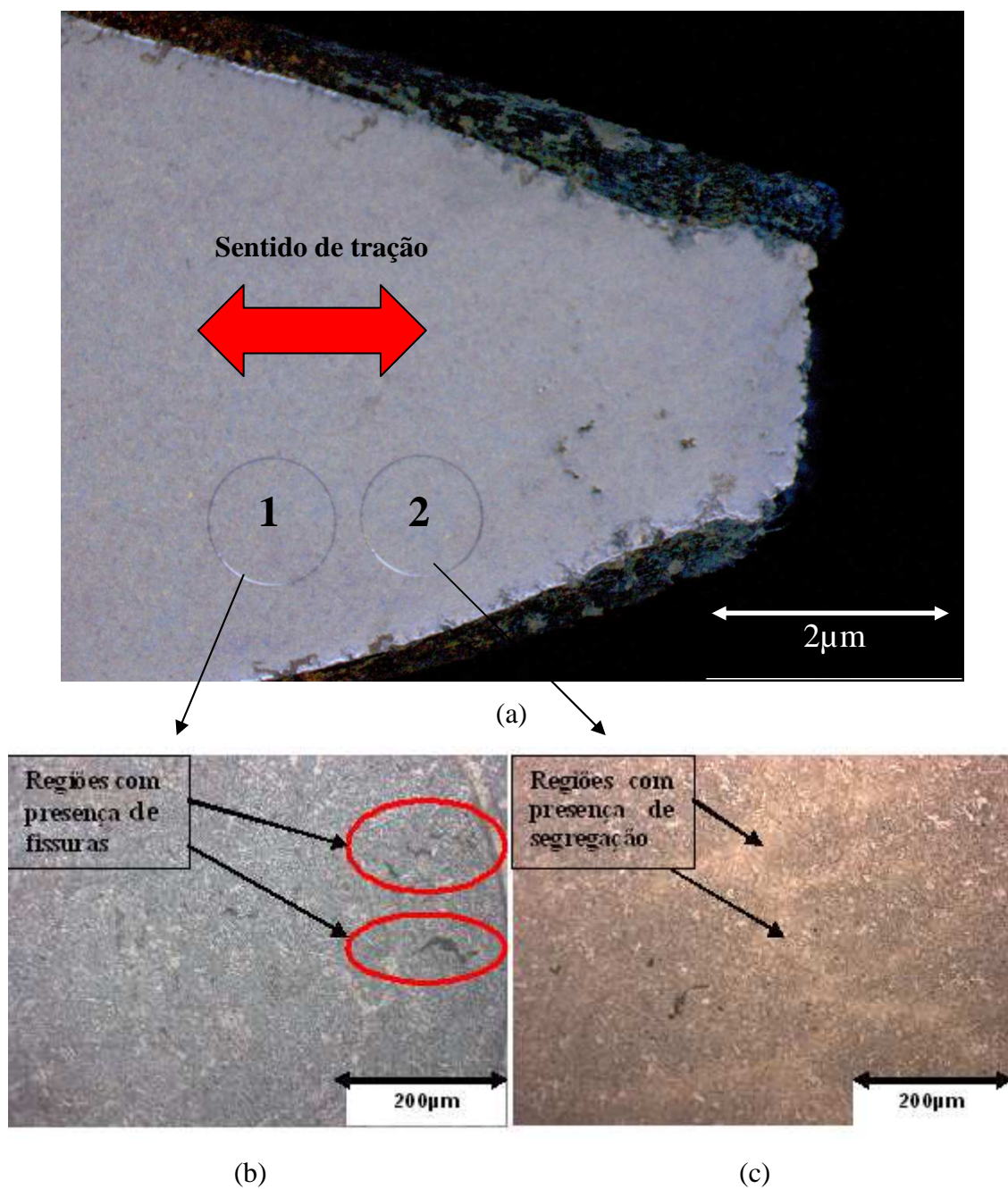


Figura 5.5 – Visão geral da região de fratura da amostra de tração. Mostra-se círculos demarcando regiões onde a microscopia ótica e análises químicas foram realizadas (a), micrografia mostrando regiões com presença de fissuras, demarcadas por círculos e apontadas por setas (b) e micrografia mostrando regiões mais claras, como apontadas por setas. Essas são regiões em que há segregação pronunciada (c).

Microscopia de varredura

Na região demarcada mecanicamente na microscopia ótica conforme figura 5.5 foi realizada a análise de varredura nas regiões com presença de segregação e na matriz quantificando os percentuais em peso dos principais elementos de acordo com a figura 5.5.

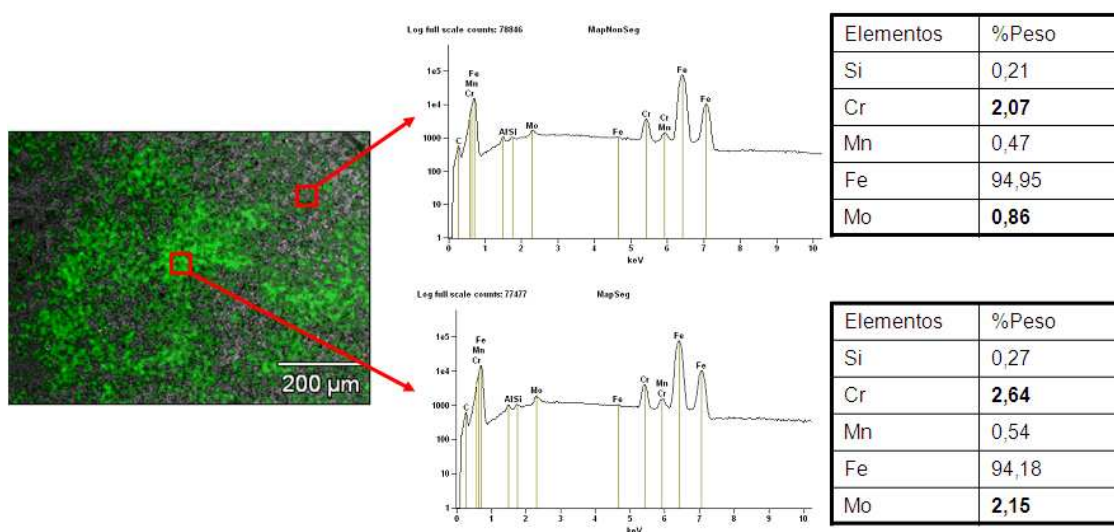


Figura 5.6 – Análise de varredura nas regiões com presença de segregação e na matriz.

Nesta análise foi apresentado nas regiões segregadas com presença de uma leve segregação dos elementos Cr e Mo que podem ser constatados nas varreduras específicas por elemento.

Maiores detalhes da distribuição da composição química podem ser vistas com mais detalhes na figura 5.7.

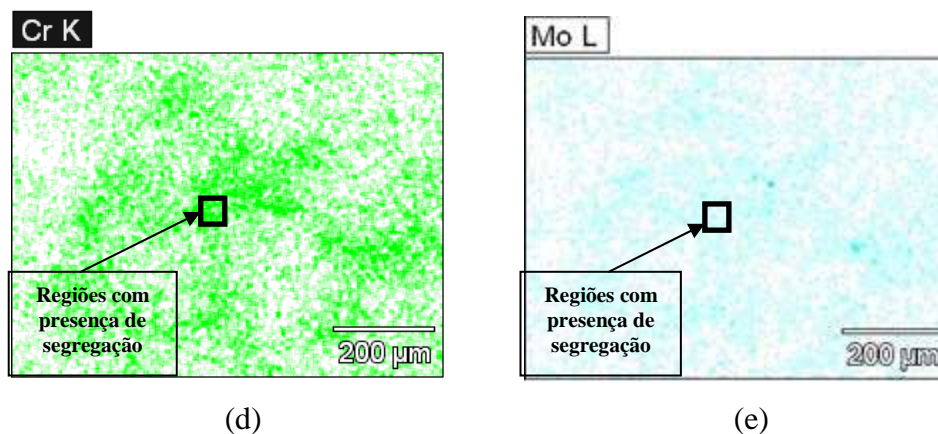


Figura 5.7 – Análise de varredura dos elementos Cr e Mo nas regiões com presença de segregação identificadas na figura 5.6

5.4 – Análise da região da fratura

A figura 5.8 mostra o aspecto da fratura como vista no microscópio de varredura.

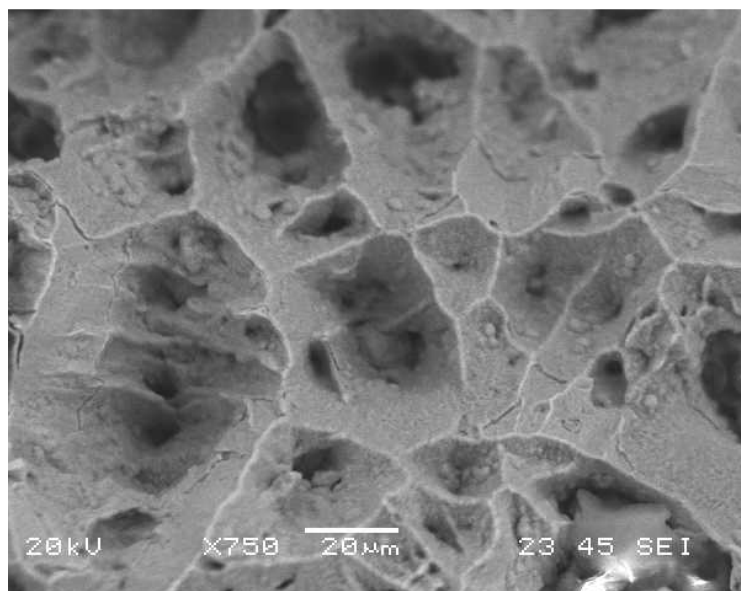


Figura 5.8 – Análise da superfície de fratura no aço GrT22 após rompimento nos testes de tração

O forjamento que foi realizado para simular a deformação radial realizada nos laminadores LP e LC não representou na mesma escala a redução de parede ocorrida no processo de laminação em função do comprimento mínimo do corpo de prova para a realização dos testes de tração a quente na máquina MTS. Os corpos de prova, mesmo sendo retirados da barra forjada com uma deformação radial inferior ao processo de laminação, apresentaram fissuras após a realização dos testes de tração como demonstrado na metalografia ótica, representado na figura 5.5.a., caracterizando a fragilização do material na presença de segregação dos elementos residuais.

Na metalografia ótica foram identificadas regiões mais claras que através da microscopia eletrônica confirmou a presença de segregação de Cr e Mo que comparativamente ao trabalho com os aços C-Mn correlaciona a segregação de elementos residuais como fator de fragilização nestes materiais.

Como a presença de elementos residuais está vinculada aos mecanismos de fragilização, foram feitas análises de varredura de amostras retiradas de barras, provenientes do lingotamento contínuo da V&M, nos diâmetros padrões de processo 230, 180mm, no diâmetro 230 reduzido para 180mm através de uma laminação de barras e em uma amostra retirada de um tubo laminado a partir de uma rota 180 como demonstrados nas figuras 5.9.a, 5.9.b, 5.9.c. e 5.9.d representando as condições atuais que as barras podem ser fornecidas as laminações da V&M.

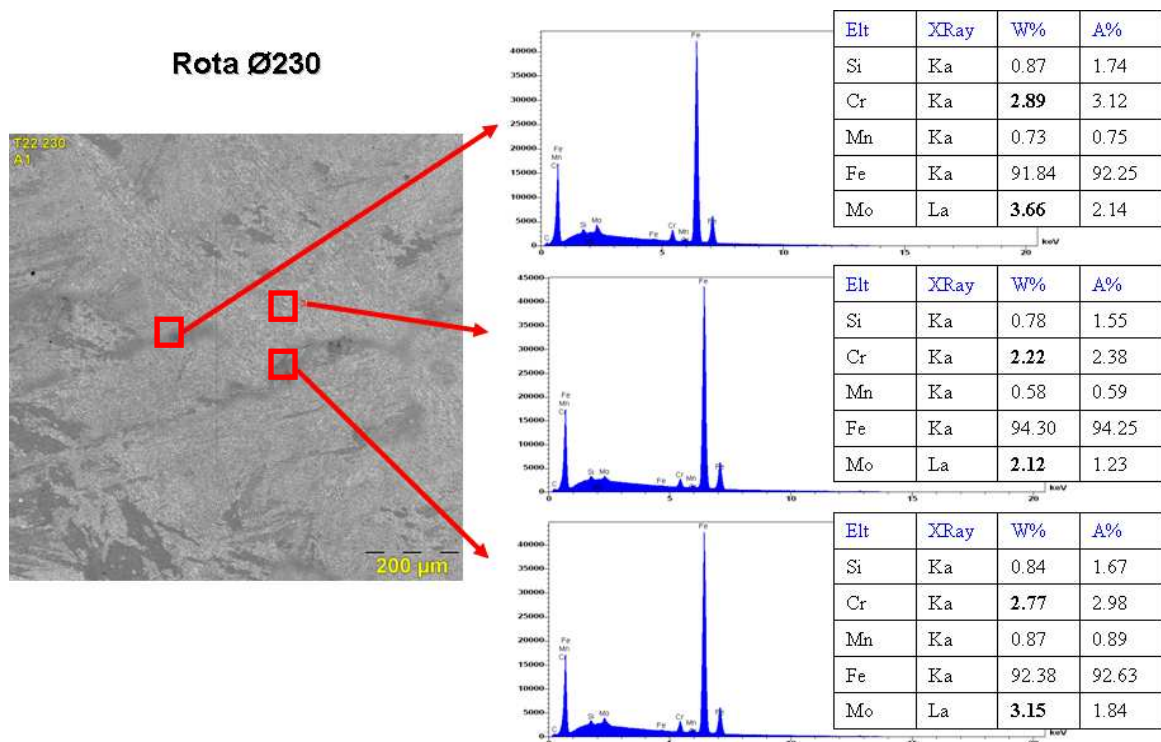


Figura 5.9.a – Análise de varredura de uma amostra retirada de uma barra após lingotamento no diâmetro 230.

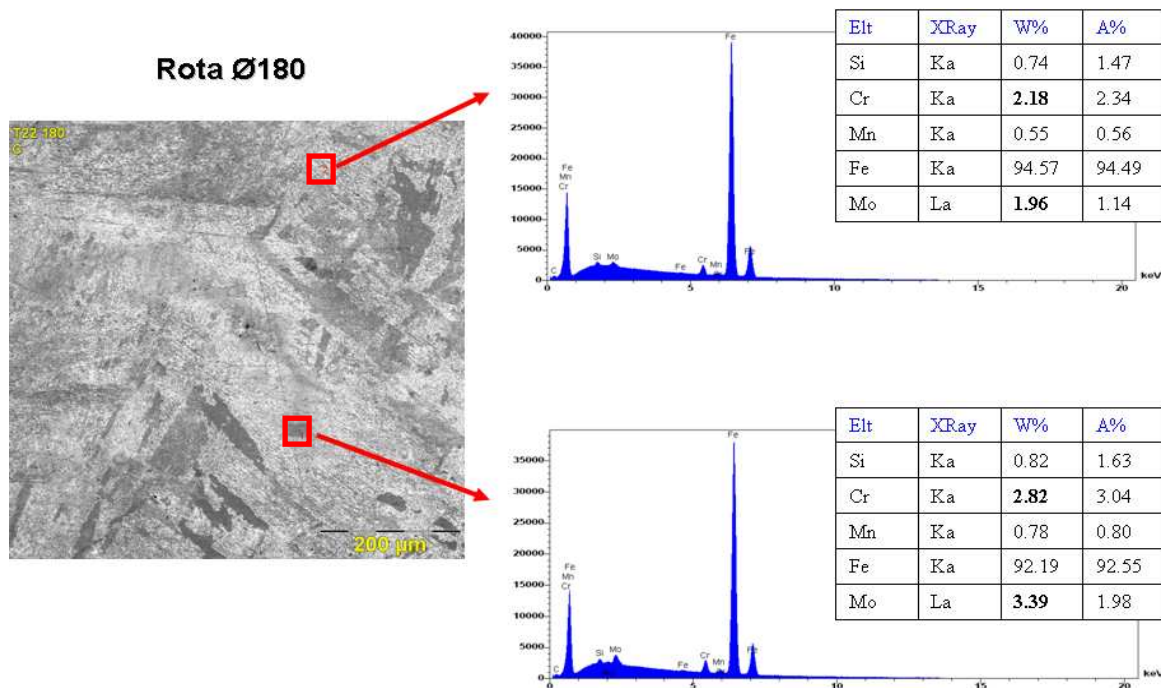


Figura 5.9.b - Análise de varredura de uma amostra retirada de uma barra após lingotamento no diâmetro 180.

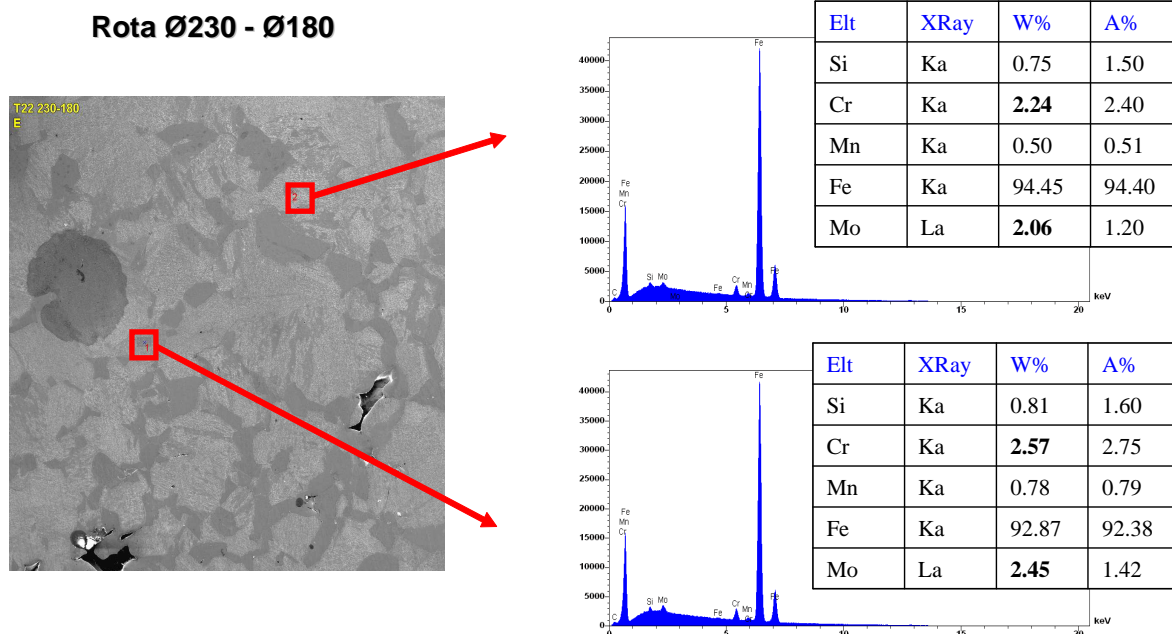


Figura 5.9.c - Análise de varredura de uma amostra retirada de uma barra após lingotamento no diâmetro 230 e redução para o diâmetro 180 via laminação de barras.

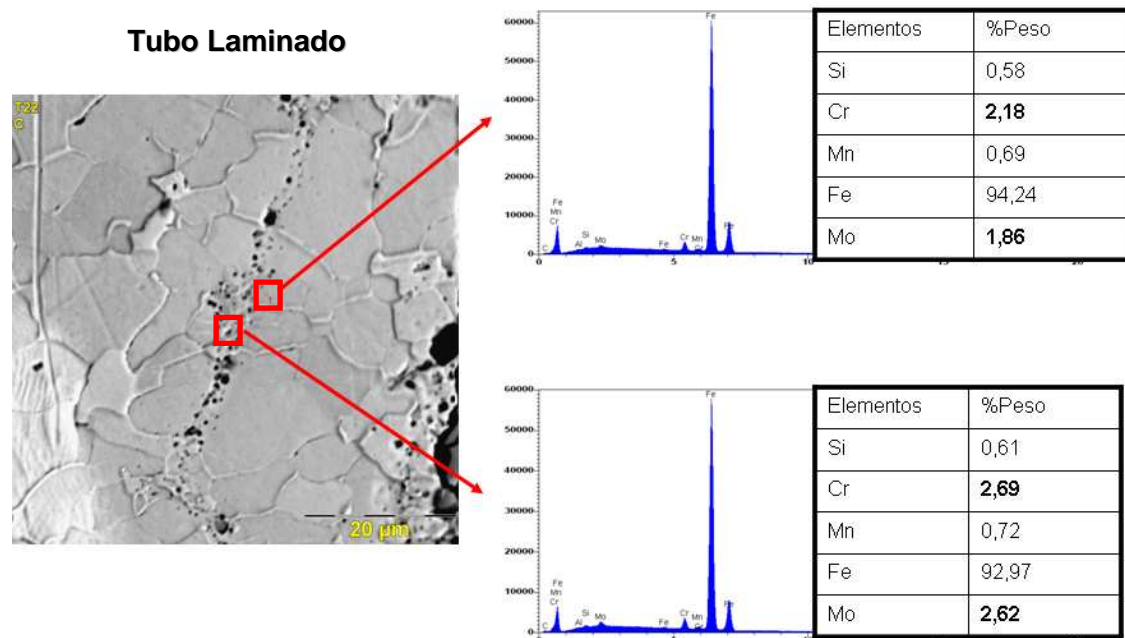


Figura 5.9.d - Análise de varredura de uma amostra retirada de um tubo após a laminação de uma barra lingotada no diâmetro 180.

Nas análises realizadas em barras laminadas do diâmetro 230 para 180mm através de uma laminação de barras, que compreende um aquecimento do material a 1230°C por um tempo de 6 horas e uma redução realizada em apenas um passe, apresentou níveis inferiores de segregação de Cr e Mo nas condições de barras lingotadas para utilização direta nos laminadores da V&M e em tubos laminados proveniente destas rotas diretas. Podemos concluir que realizando um aquecimento seguido de uma redução do material podemos minimizar o efeito da segregação na formação de trincas na superfície interna do tubo.

6. Conclusões

São conclusões deste trabalho as que se seguem:

Há fortes indicações de que a presença de esfoliação se encontra associada à formação de trincas, portanto a uma fragilização, na deformação do aço a baixas temperaturas no laminador estirador redutor. A baixa ductilidade deve estar associada à segregação na barra e posteriormente na parte interna do tubo.

Os corpos de prova após testes de tração a quente, apresentaram fissuras caracterizando a fragilização do material em regiões com presença de segregação dos elementos residuais.

O aquecimento seguido de uma redução do material pode minimizar o efeito da segregação na formação de trincas na superfície interna do tubo.

7. Sugestões para trabalhos futuros

Aplicar a mesma metodologia utilizada neste trabalho para avaliar os níveis de segregação de elementos residuais nas seguintes condições:

- Barras no diâmetro 180 e 230mm submetidas a um tratamento térmico de dissolução de segregação após lingotamento;
- Barras reduzidas do diâmetro 230 para 180mm submetidas a um tratamento térmico de dissolução de segregação após lingotamento;

Retirar corpos de prova de uma lupa anterior ao último passe de laminação no LE e realizar testes de tração a quente e análises metalográficas a exemplo dos realizados para as barras no experimento.

8.Referências Bibliográficas

- A.S.Hamada and L.P.Karjalainen, Hot Ductility Behaviour of High-Mn TWIP Steels, *Materials Science and Technology*, (2011)
- J.Calvo and J.M.Cabrera,Embrittlement Mechanisms at High Temperature for a C-Mn Steel with High Residuals Content, *Materials Science and Technology*, (2007)
- J.Calvo, J.M.Cabrera, A.Rezaeian and S.Yue, Evaluation of the Hot Ductility of C-Mn Steel Produced from Scrap Recycling, *ISIJ International*, (2007)
- K.C.Cho, D.J.Mun, M.H.Kang, J.S.Lee, J.K.Park and Y.M.Koo, Effect of Thermal Cycle and Nitrogen Content on the Hot Ductility of Boron-bearing Steel, *ISIJ International*, (2010)
- M.C.Flemings, Our Understanding of Macrosegregation: Past and Present, *ISIJ International*, (2000)
- M.Vedani, D.Dellasega and A.Mannuccii, Characterization of Grain-boundary Precipitates after Hot Ductility Test of Microalloyed Steel, *ISIJ International*, (2008)
- R.N.Carvalho, Aspectos da Precipitação e da Recristalização na Laminação Contínua de Tubos sem Costura. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2007.231p.(Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica)