

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA – UNESP
Faculdade de ciências e engenharia de Guaratinguetá - Guaratinguetá

JOYCE NAZARETH AQUINO DE ALENCAR

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE AQUECIMENTO NO PROCESSO DE FORJAMENTO
A QUENTE EM TUBOS EMPREGADOS NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS**

Guaratinguetá
2025



JOYCE NAZARETH AQUINO DE ALENCAR

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE AQUECIMENTO NO PROCESSO DE FORJAMENTO
A QUENTE EM TUBOS EMPREGADOS NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS**

Trabalho de conclusão de curso
apresentada à Universidade Estadual
Paulista (UNESP), Faculdade de
Engenharia e Ciências, Guaratinguetá,
para obtenção do título Bacharel em
Engenharia de Materiais.

Orientador(a): Prof. Dr. Prof. Dr. Peterson
Luiz Ferrandini

Guaratinguetá

2025

A368i	Alencar, Joyce Nazareth Aquino de Influência da taxa de aquecimento no processo de forjamento a quente em tubos empregados na indústria de petróleo e gás / Joyce Nazareth Aquino de Alencar - Guaratinguetá, 2025. 45 f : il. Bibliografia: f. 43-45 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2025. Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini 1. Aço de alta resistência. 2. Forjamento. 3. Tubos. 4. Aço-carbono. I. Título. CDU 669.14
-------	---

Luciana Máximo

Bibliotecária/CRB-8 3595

JOYCE NAZARETH AQUINO DE ALENCAR

**INFLUÊNCIA DA TAXA DE AQUECIMENTO NO PROCESSO DE FORJAMENTO
A QUENTE EM TUBOS EMPREGADOS NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS**

Trabalho de conclusão de curso apresentada à Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia e Ciências, Guaratinguetá, para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de materiais

Data da defesa: 21/01/2025

Banca Examinadora:

Documento assinado digitalmente
 **PETERSON LUIZ FERRANDINI**
Data: 22/01/2025 15:52:41-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini
UNESP - Faculdade de ciências e engenharia de Guaratinguetá - Campus de
Guaratinguetá

Documento assinado digitalmente
 **MARIA GABRIELA GALVAO CAMARINHA**
Data: 22/01/2025 16:30:23-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Profª. Drª. Maria Gabriela Galvão Camarinha
CEFET/RJ - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca

Documento assinado digitalmente
 **ISABELA LUIZA RODRIGUES CINTRA**
Data: 22/01/2025 15:18:13-0300
Verifique em <https://validar.itl.gov.br>

Msc. Isabela Luiza Rodrigues Cintra
UNESP - Faculdade de ciências e engenharia de Guaratinguetá

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus pela vida,

aos meus pais e familiares pelo incentivo e apoio,

aos amigos pelo companheirismo e suporte durante minha trajetória acadêmica,

ao professor Peterson pelo suporte, carinho e orientação,

à professora Gabriela pelo suporte e orientação,

à banca avaliadora pelo tempo dedicado,

as universidades públicas pelo ensino de qualidade, em especial à UNESP,

a todos os professores pelo conhecimento transmitido e inspiração,

à permanência estudantil que viabilizou a continuidade dos meus estudos,

à empresa de óleo e gás pelo material cedido, conhecimento e contribuição para o meu desenvolvimento profissional e pessoal.

RESUMO

Os aços de alta resistência e baixa liga são amplamente usados na fabricação de tubos mecânicos para a exploração e produção de petróleo e gás. Isso se deve à presença de elementos de liga, como nióbio, vanádio e titânio, que conferem ao material alta resistência mecânica, boa soldabilidade e tenacidade. O objetivo principal deste estudo foi investigar a influência de diferentes taxas de aquecimento, através de um processo indutivo, no processo de forjamento a quente, avaliando as microestruturas e a dureza dos tubos. Foram coletadas as amostras das tiras A, C e F, do tubo verde e dos tubos aquecidos e forjados, em aço comercial LS1026B. Foram analisadas as amostras antes e após forjamento a quente, via “Upsetter”, por meio da inspeção END, microscopia óptica e ensaio de dureza. Utilizando-se de técnicas metalográficas, o estudo avaliou o bandejamento e o tamanho de grão, conforme as normas ASTM E112 e ISO 643. A microdureza Vickers foi medida conforme a norma ASTM E384, aplicando-se uma carga de 200gf por 10 segundos. Foi constatada a ausência de defeitos através do ensaio de partículas magnéticas. O aço em estudo revelou uma microestrutura de composição ferrítico-perlítica. Durante o aquecimento foram observados grãos de tamanhos grosseiros, exibindo um crescimento normal e uniforme. As amostras A1 e A3 apresentaram tamanho de grão 3,0 e 3,5 e microdureza média de 220,8 e 210,1HV, respectivamente. A taxa de aquecimento maior favoreceu o menor tamanho de grão. Após o forjamento, ambas as amostras exibiram grãos refinados. As amostras F4 e F2, apresentaram tamanho de grão 5,5 e 6,0 e microdureza média de 206,3 e 206,9HV, respectivamente. A taxa de aquecimento maior não favoreceu a redução do tamanho do grão, possivelmente devido à maior temperatura de forjamento. A amostra F2 apresentou maior deformação dos grãos. A diferença entre as taxas de aquecimento utilizadas em cada etapa não gerou resultados significativos na microestrutura e dureza das amostras. Não foi observado o aparecimento de falhas mecânicas. Logo, a taxa de aquecimento usual mostrou-se mais eficaz, favorecendo o processo de forjamento.

Palavras-chave: arbl; bandejamento; tamanho de grão; microdureza; upsetter.

ABSTRACT

High-strength, low-alloy steels are widely used in the manufacture of mechanical pipes for oil and gas exploration and production. This is due to the presence of alloying elements such as niobium, vanadium and titanium, which give the material high mechanical strength, good weldability and toughness. The main objective of this study was to investigate the influence of different heating rates, through an inductive process, in the hot forging process, evaluating the microstructures and hardness of the pipes. Samples of strips A, C and F, of the Grein tube and of the heated and forged pipes, in commercial steel LS1026B, were collected. The samples were analyzed before and after hot forging, via "Upsetter", by means of NDT inspection, optical microscopy and hardness test. Using metallographic techniques, the study evaluated the banding and grain size, according to ASTM E112 and ISO 643 standards. Vickers microhardness was measured according to ASTM E384, applying a load of 200 gf for 10 seconds. The absence of defects was verified through the magnetic particle test. The steel under study revealed a microstructure of ferritic-pearlitic composition. During heating, coarse grains were observed, exhibiting normal and uniform growth. Samples A1 and A3 presented grain sizes of 3.0 and 3.5 and average microhardness of 220.8 and 210.1HV, respectively. The higher heating rate favored the smaller grain size. After forging, both samples exhibited refined grains. Samples F4 and F2 presented grain sizes of 5.5 and 6.0 and average microhardness of 206.3 and 206.9HV, respectively. The higher heating rate did not favor grain size reduction, possibly due to the higher forging temperature. Sample F2 showed greater grain deformation. The difference between the heating rates used in each stage did not generate significant results in the microstructure and hardness of the samples. The appearance of mechanical failures was not observed. Therefore, the usual heating rate proved to be more effective, favoring the forging process.

Keywords: arbl; banding; grain size; microhardness; upsetter.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	8
1.1	JUSTIFICATIVA.....	8
1.2	OBJETIVO.....	9
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	10
2.1	AÇOS-CARBONO.....	10
2.1.1	Aços ARBL.....	11
2.1.2	Aços para indústria de petróleo e gás.....	12
2.2	CONFORMAÇÃO PLÁSTICA.....	13
2.2.1	Processo de soldagem.....	13
2.2.1.1	<i>Soldagem por resistência.....</i>	14
2.2.2	Processo de forjamento.....	14
2.2.2.1	<i>Forjamento a quente.....</i>	15
2.2.3	Upsetter.....	16
2.2.4	Defeitos de forja nos materiais.....	17
2.3	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	18
2.3.1	Bandeamento microestrutural.....	19
2.3.2	Tamanho de grão.....	20
2.4	ENSAIOS.....	21
2.4.1	Ensaio de partículas magnéticas.....	21
2.4.2	Ensaio de dureza.....	22
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
3.1	MATERIAIS.....	23
3.1.1	Seleção das amostras.....	24
3.2	MÉTODOS.....	27
3.2.1	Inspeção END.....	28
3.2.2	Microscopia óptica.....	28
3.2.2.1	<i>Preparação das amostras.....</i>	28
3.2.3	Ensaio de dureza.....	30
4	RESULTADO E DISCUSSÃO.....	32
4.1	BANDEAMENTO.....	33
4.1.1	Tiras A, C e F e Tubo verde.....	33
4.2	TAMANHO DE GRÃO.....	35

4.2.1	Etapa de aquecimento.....	35
4.2.2	Após o forjamento.....	37
4.3	MICRODUREZA.....	39
5	CONCLUSÃO.....	42
	REFERÊNCIAS	43

1 INTRODUÇÃO

O petróleo é uma matéria-prima essencial na sociedade contemporânea, servindo como uma fonte crucial de energia e um insumo vital para diversas indústrias, incluindo as petroquímicas, químicas, automobilísticas e aeronáuticas. Seus produtos e derivados têm uma vasta gama de aplicações industriais. O gás, seja natural ou liquefeito de petróleo, também possui uma ampla gama de utilizações, abrangendo desde a indústria alimentícia até os setores automotivo, petroquímico e segmentos industriais especializados (Farah, 2013).

A indústria de petróleo e gás tem uma enorme representatividade econômica e energética no Brasil, contribuindo com 15% do PIB industrial. Este setor é a base da matriz energética brasileira, oferecendo 46,6% da energia primária do país, o que posicionou o Brasil como o 10º maior produtor de petróleo em 2019 (IBP, 2022).

O avanço tecnológico e a inovação ao longo do processo de industrialização têm permitido o aprimoramento de equipamentos e produtos para a exploração e produção de petróleo e gás, como na fabricação de tubos mecânicos (Melo, 2013). A fabricação desses tubos envolve processos distintos de conformação de materiais metálicos. Dessa forma, o controle desses processos resulta em um ganho significativo de produtividade.

Os aços alta resistência baixa liga são amplamente utilizados pela indústria em foco por possuírem aspectos físicos, químicos e econômicos que possibilitam sua utilização em tubulações de longos trechos. Entre suas características físicas, destacam-se a alta resistência mecânica, boa soldabilidade e tenacidade (Ramírez, 2007).

Dado os riscos envolvidos no transporte de petróleo e gás, é essencial realizar um estudo aprofundado sobre a influência das diferentes taxas de aquecimento no processo de forjamento a quente. Este estudo deve avaliar as microestruturas e a dureza dos tubos, a fim de determinar as melhores condições de forjamento e garantir a eficiência e segurança do material em serviço.

1.1 JUSTIFICATIVA

A motivação deste trabalho surge da necessidade de melhoria das características dos tubos mecânicos em aço de baixa liga e alta resistência, usados em tubulações para o transporte de petróleo e gás, uma vez que uma eventual falha no serviço pode acarretar danos ambientais incalculáveis.

Baseado nessa necessidade, busca-se, por meio do estudo do processo de forjamento a quente empregado na fabricação desses tubos, determinar a melhor taxa de aquecimento empregada no processo de forjamento a quente, visando otimizar o processo de fabricação, garantindo maior eficiência do processo e maior qualidade e durabilidade do produto.

1.2 OBJETIVO

O objetivo principal do trabalho é estudar a influência de diferentes taxas de aquecimento através de um processo indutivo, no processo de forjamento a quente, avaliando as microestruturas e a dureza dos tubos.

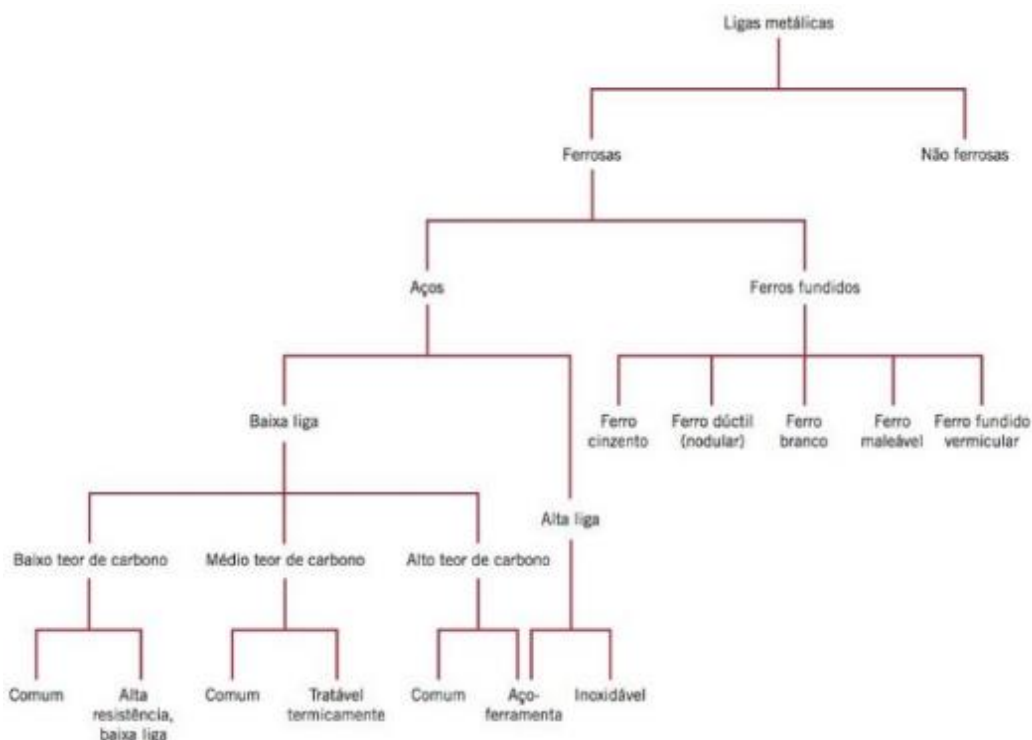
Os objetivos específicos consistem em:

- Correlacionar as avaliações de microestrutura e dureza com o processo de forjamento;
- Entender se existe alguma condição ideal que favoreça o processo sem o aparecimento de falhas mecânicas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

As ligas ferrosas têm o ferro como principal componente. Quando o carbono é adicionado em quantidades entre 0,008% e 2,11%, a liga ferro-carbono é chamada de aço, podendo também conter outros elementos de liga. Existem muitas ligas com diferentes composições e/ou tratamentos térmicos (Callister, 2016; Chiaverini, 1998). A Figura 1 apresenta um esquema de classificação das ligas metálicas.

Figura 1 - Classificação de ligas ferrosas



Fonte: Callister (2016).

2.1 AÇOS-CARBONO

Existem subclasses dentro de cada grupo, conforme as concentrações dos elementos de liga. Os aços-carbono comuns somente contêm concentrações residuais de impurezas, carbono e manganês (Callister, 2016). Já os aços-liga apresentam outros elementos de liga ou elementos residuais em teores superiores aos considerados normais (Chiaverini, 1998).

Os aços podem ser classificados com base no processo de acabamento, na forma do produto acabado ou na composição química (Chiaverini, 1998). Em relação ao teor de carbono, os aços de baixo carbono contêm no máximo 0,30% de carbono, os aços de médio carbono apresentam entre 0,30% e 0,60% de

carbono, e os aços de alto carbono possuem de 0,60% a 1,00% de carbono (Souza, 2001).

Os principais requisitos para os aços destinados às aplicações estruturais são: alta tensão de escoamento, alta tenacidade, boa soldabilidade, boa conformabilidade e custo mínimo (Colpaert, 2008). Os aços utilizados em estruturas se dividem entre os aços-carbono e arbl (alta resistência baixa liga) (Chiaverini, 1998).

2.1.1 Aços ARBL

Os aços de alta resistência baixa liga pertencem a subclasse dos aços-liga com baixo teor de carbono, contendo outros elementos de liga com no máximo 10% em peso (Callister, 2016). São aços que apresentam melhores propriedades mecânicas e resistência à corrosão atmosférica, caracterizados principalmente pela presença (em baixos teores) de elementos, como cobre, cromo, molibdênio e níquel, além de outros elementos (Chiaverini, 1998).

Os aços ARBL são classificados em: aços de laminação controlada, aços de perlita reduzida, aços de ferrita acicular, aços de duas fases, aços patináveis e aços microligados (Silva, 2010).

Em geral, os aços arbl apresentam microestrutura formada por ferrita proeutetóide e perlita (Silva, 2010). Para os aços com composição de 0,022 até 0,76% em peso de carbono, denomina-se ligas hipoeutetóides, cuja microestrutura está representada na Figura 2, no diagrama ferro-carbono, no resfriamento lento (Callister, 2016).

Figura 2 - Microestrutura de composição hipoeutetóide

devido a sua elevada resistência mecânica, a espessura da parede do tubo é reduzida, assim como o seu peso (Pinto, 2006)

A norma regulamentadora da indústria de petróleo e gás, API (American Petroleum Institute) atua na padronização e desenvolvimento operacional de petróleo, gás natural e setores correlatos (Wolter, 2018).

Dentre as aplicações, a norma estabelece as classes API 5L (Specification for Line Pipe) destinados para linhas de transmissão e 5CT (Specification for Casing and Tubing) destinados para revestimento, condução de poços de petróleo e fabricação de luvas. Ambos podem possuir diferentes graus de composição química e resistência mecânica (Pedrosa, 2012; Silva, 2009).

2.2 CONFORMAÇÃO PLÁSTICA

O processo de conformação dos metais se dá a partir de qualquer alteração sofrida por um corpo metálico gerando um novo formato definido. A conformação plástica é um processo mecânico no qual, as tensões aplicadas não ultrapassam a tensão de ruptura justamente por serem menores que o limite de resistência à ruptura do material. É um processo que viabiliza a obtenção de peças metálicas no estado sólido através do rígido controle do dimensional da peça, da forma, das propriedades mecânicas e das condições superficiais, sempre visando o baixo custo, com qualidade e velocidade de produção (Filho et al., 2011).

Os processos de conformação são definidos em mecânicos e metalúrgicos, devido a aplicação de tensões externas ou modificações provocadas por altas temperaturas de trabalho (Filho et al., 2011).

2.2.1 Processo de soldagem

A soldagem é um processo de conformação metalúrgica, que visa unir duas ou mais peças metálicas (Chiaverini, 1986; Filho et al., 2011). O resultado da operação do processo de soldagem de um material metálico é denominado solda (Marques; Modenesi; Brancarense, 2009).

Dada em função da aproximação e do aquecimento, ocorre a fusão parcial ou estado de plasticidade do material, proporcionando o fenômeno de difusão da zona soldada, resultando em uma junta (solda) (Chiaverini, 1986). O processo é classificado de acordo com a fonte de energia para aquecimento e a condição da superfície de contato do metal (Chiaverini, 1986).

No processo de soldagem, alguns fatores devem ser levados em consideração para a adequada operação, como a fonte de calor, o material, a dimensão, a execução, o processo de soldagem em si (Filho et al.,2011).

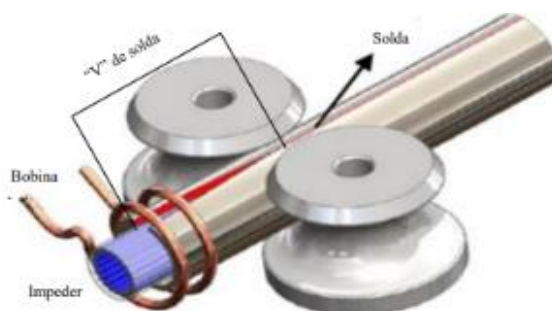
Dentre os tipos de processos de soldagem mais utilizados na indústria, destacam-se os processos de soldagem: a arco, a gás, alumino-térmica, a laser, por feixe eletrônico, por fricção, brasagem e por resistência (Chiaverini, 1986).

2.2.1.1 Soldagem por resistência

A soldagem por resistência elétrica consiste na passagem de corrente elétrica através das superfícies a serem unidas, sendo estas pressionadas uma contra a outra, por meio de eletrodos (Chiaverini, 1986).

A soldagem por indução de alta frequência, conhecida como HFIW (High Frequency Induction Welding), ilustrada na Figura 3, utiliza a resistência elétrica como fonte de calor (Wolter, 2018).

Figura 3 – Soldagem HFIW



Fonte: Wolter (2018).

Nesse processo, a corrente elétrica é gerada pela indução de alta frequência através da bobina indutora, que produz uma tensão alternada de alta frequência, variando entre 100 e 800 kHz, por meio de contato ou indução (Wolter, 2018).

2.2.2 Processo de forjamento

O forjamento é um processo de conformação mecânica por compressão direta, que consiste na prensagem ou martelamento do material metálico (Chiaverini, 1986; Filho et al.,2011).

Uma mudança de forma é gerada ao deformar o material (peça), devido a aplicação de força estática ou dinâmica (Filho et al., 2011). Quando um corpo metálico é submetido a forças externas, ele reage com uma resistência interna

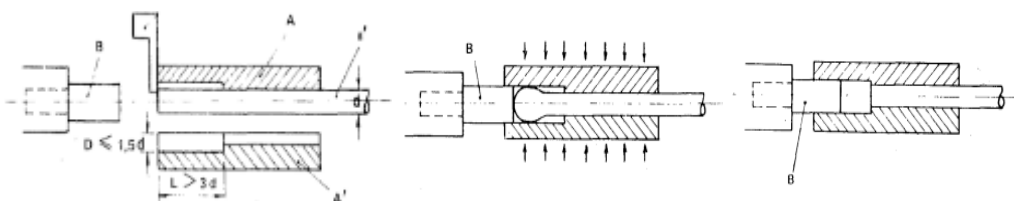
conhecida como resistência ideal à deformação. Essa resistência é influenciada por fatores como a temperatura, a velocidade da deformação e as condições sob as quais ocorre o escorregamento, seja por um corpo livre que dilata lateralmente ou um corpo vinculado pelas paredes de um molde (Chiaverini, 1986).

Na deformação livre, a força aplicada resulta em um achatamento do corpo sem restrições. Em contraste, na deformação vinculada, como no forjamento em matriz, a resistência à deformação é maior devido à retenção do material entre as paredes do molde ou matriz e as cavidades perimetrais para conter o excesso de material (Chiaverini, 1986).

Os processos de forja podem ser classificados em: prensagem, forjamento livre, forjamento em matriz e recalcagem (Chiaverini, 1986).

A recalcagem é um processo de conformação a quente no qual uma barra, tubo ou outro produto com seção uniforme, geralmente circular, tem parte de sua seção transversal alongada ou remodelada. Em essência, o procedimento envolve manter a peça original aquecida entre matrizes e aplicar pressão em uma de suas extremidades ao longo do eixo, de acordo com a Figura 4, utilizando uma ferramenta específica para recalcar. Essa ferramenta expande a extremidade da peça, deslocando o metal para obter a forma desejada (Chiaverini, 1986).

Figura 4 – Recalcagem de barra



Fonte: Adaptado de Chiaverini (1986).

Legenda: Sequência de recalcagem numa barra, da esquerda para direita.

O processo de forja pode ser realizado tanto a frio quanto a quente, sendo a quente o processo mais convencional, onde se trabalha com temperatura acima da temperatura de recristalização do metal (Chiaverini, 1986).

2.2.2.1 Forjamento a quente

No forjamento à quente a etapa inicial do processo é a austenitização, onde o metal é aquecido até atingir sua temperatura de austenitização e mantido nessa temperatura por um período específico para garantir a homogeneização térmica da

peça, dependendo de suas dimensões. Na austenitização, ocorre a formação de grãos grosseiros devido as altas temperaturas, que posteriormente são deformados, apresentando o refino de grão. As fases subsequentes incluem o recalque para pré-distribuição do material na matriz, o forjamento, a remoção do excesso de material e o resfriamento até a temperatura ambiente (Dilélio, 2024).

O processo de aquecimento pode ser realizado por indução. Assim, o aquecimento de uma peça se dá quando uma corrente alternada passa por um indutor ou bobina de trabalho, criando um campo magnético concentrado que induz um potencial elétrico na peça circundada pela bobina. Essa peça, funcionando como um circuito fechado, tem sua voltagem induzida, o que provoca o fluxo de corrente. A resistência da peça ao fluxo de corrente induzida resulta em aquecimento devido às perdas por correntes parasitas ou correntes de Foucault (Gomes, 2019).

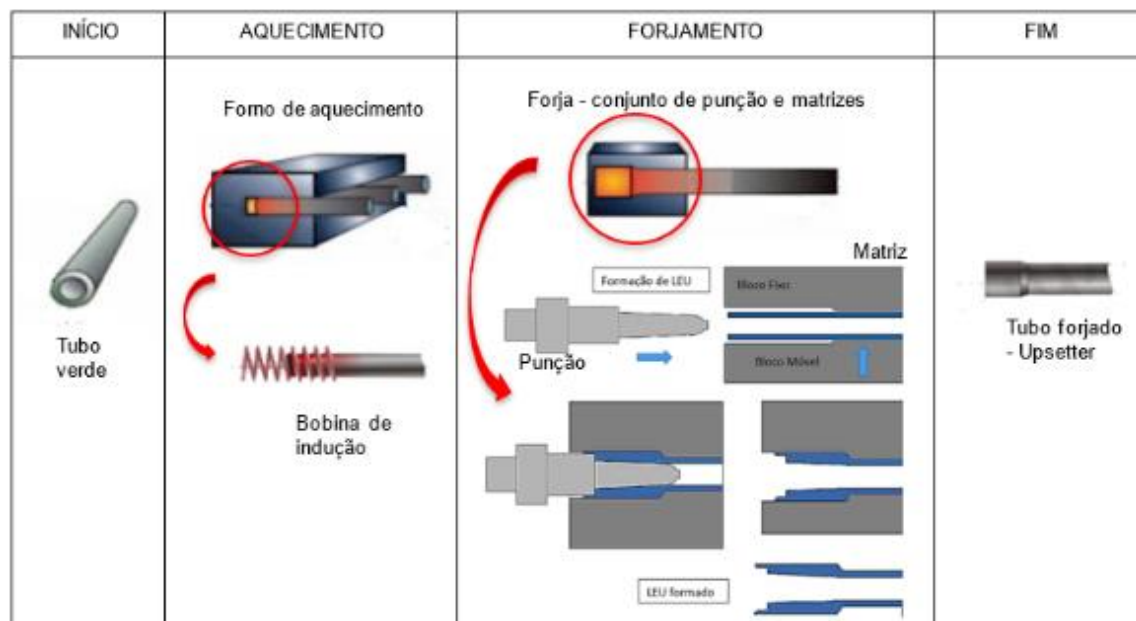
2.2.3 Upsetter

O forjamento Upsetter (Upset ou Upsetting) é frequentemente usado na indústria para forjar tubos pela operação de recalcagem, através da redução do comprimento e/ou aumento da espessura da seção transversal. É uma operação especialmente adequada para peças alongadas, podendo ter apenas uma extremidade forjada. Pode ser realizada na seção transversal externa, interna ou em ambas simultaneamente, do tubo, conforme a geometria da matriz (Tuzun, 2004).

O Upsetter prepara o tubo para receber a usinagem de roscas nas extremidades forjadas (Toledo, 2016).

As superfícies externas e internas da extremidade do tubo são aquecidas em forno indutivo em três etapas de aquecimento, até um estado quase líquido. Em seguida, o tubo é levado pela plataforma em direção a forja, velocidade, temperatura e força controladas. O tubo é deformado por compressão pelo conjunto de punção e matrizes (inferior e superior) no recalque. O metal flui para dentro da cavidade da matriz e assume o formato desejado, basicamente, conforme ilustra a Figura 5. Por fim, o tubo passa por etapa de remoção de rebarba e finalmente segue para o resfriamento em temperatura ambiente. A matriz controla o formato externo e a punção determina o formato interno (Tuzun, 2004).

Figura 5 – Principais etapas do Upsetter



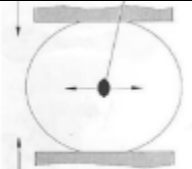
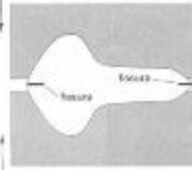
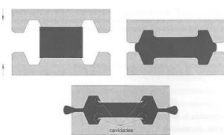
Fonte: Adaptado de (Toledo, 2016; Nansteel, [S.d.]; Drillandcomplete, 2019).

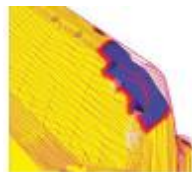
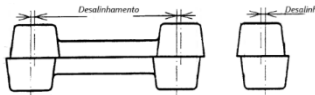
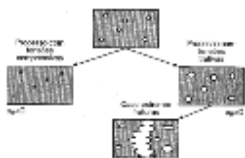
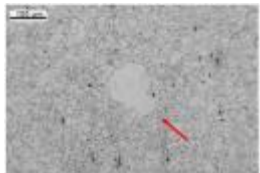
Legenda: No início (da esquerda para direita) com tubo verde, passando pelo aquecimento em bobinas de indução, em seguida é forjado a quente, em um conjunto de matriz conforme a forma da punção e por fim, a ponta forjada do tubo.

2.2.4 Defeitos de forja nos materiais

Os defeitos em materiais forjados podem estar relacionados com os processos de conformação e/ ou oriundo da matéria prima, sendo superficiais ou internos no material. O processo de forja pode acarretar alguns defeitos, conforme a Tabela 1 apresenta, entre outros.

Tabela 1 – Principais defeitos de forja

Defeito	Causa	Solução	Imagem
Fissuras internas	Devido a tensões internas normais, de tração ou presença de precipitados duros	Promover forjamento Upsetting	
Fissura de rebarba	Diferença grande entre a espessura inicial e final da rebarba ou rebarba fina	Aumentar espessura, remover a quente, normalizar para alívio de tensões.	
Sobreposições	Raios de concordância pequeno, arrefecimento excessivo e atrito elevado	Aumentar raio e espessura da secção crítica	

Falha de enchimento	Matriz com geometria incorreta, pouca matéria-prima, temperatura de forja baixa	Alterar geometria da matriz, inserir etapas de pré-forma, aumentar volume do esboço e da temperatura	
Desalinhamento de matriz	Falta de alinhamento entre as matrizes	Alinhar conjunto de matriz	
Escoamento de grão incorreto	Geometria inadequada da matriz provoca escoamento na direção indesejada	Ajustar geometria da matriz	
Depressão ou Formação de Pits	Excesso de carepa na matriz devido à falta de limpeza ou sujeira no componente	Limpar a matriz e componente	
Inclusões não metálicas	Matéria-prima	Eliminar por temperatura e pressão	Conforme norma ASTM 45-18a
Vazios	Matéria-prima oriundos da solidificação	Eliminar por caldeamento, com tempo e temperatura adequado	
Tamanho de grão anormal	Temperatura de crescimento de grão não controlada	Controlar a temperatura e os precipitados	
Tensões residuais	Deformação heterogênea, arrefecimento incorreto	Arrefecer lentamente em ambiente controlado ou tratamento térmico	-

Fonte: Adaptado de (Pinto, 2017; Toledo, 2016; Colpaert, 2008; Dilélio, 2024).

2.3 MICROSCOPIA ÓPTICA

A microscopia óptica é uma técnica mais comum para observação de microestrutura de aços e ferros fundidos. Consiste na utilização de luz visível incidente sobre a amostra, no qual é refletida para o observador (Colpaert, 2008).

A metalografia é uma técnica que consiste na avaliação da microestrutura e da macroestrutura dos aços por meio da estereologia, método que permite a

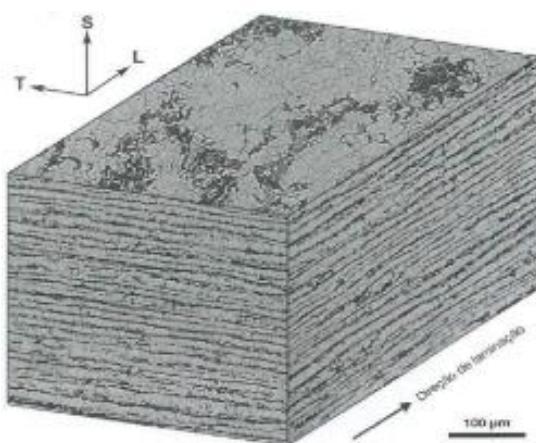
interferência da geometria da estrutura tridimensional a partir das observações bidimensionais (Colpaert, 2008).

Para a análise metalográfica um preparo deve ser realizado na amostra conforme as etapas necessárias, iniciando pela escolha da seção de análise, corte, obtenção de superfície plana e polida, com ou sem ataque químico, análise de microestrutura e registro do observado (Colpaert, 2008).

2.3.1 Bandeamento microestrutural

O termo "bandeamento" em aço, conforme representado na Figura 6, refere-se à formação de uma microestrutura composta por camadas alternadas de ferrita e perlita, ou outros constituintes (Colpaert, 2008).

Figura 6 – Micrografia com bandeamento em uma chapa de aço baixo carbono



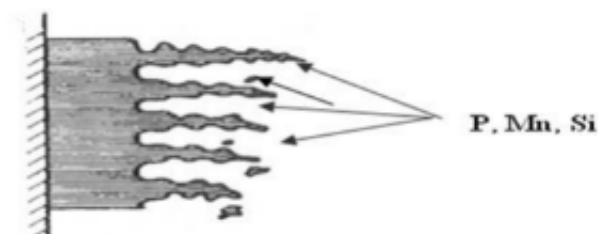
Fonte: Colpaert (2008).

Legenda: Montagem com três micrografia (longitudinal, transversal e normal).

A formação de bandeamento, conforme representado na Figura 7, origina-se durante a solidificação da placa, onde os elementos com coeficiente de partição menor que um, no caso o manganês, fósforo e silício, acabam rejeitados pelas primeiras dendritas de ferrita, resultando em regiões interdendríticas com alta concentração desses elementos, sendo mantidas durante a transformação ferrita/austenita. As regiões com altas concentrações de fósforo e silício tendem a se transformar em ferrita, devido à repulsão entre eles e o carbono. As áreas

restantes tornam-se enriquecidas em carbono, transformando-se em perlita (Lopes, 2011).

Figura 7 – Formação de bandeamento



Fonte: Lopes (2017).

Durante o processo de laminação a quente, essas áreas se alongam e se orientam paralelamente à superfície da chapa, facilitando o aparecimento do bandeamento (Lopes, 2011).

O grau de bandeamento é influenciado pela taxa de resfriamento após a laminação, podendo ser reduzido ao aumentar a velocidade de resfriamento através de resfriamento acelerado (Lopes, 2011).

2.3.2 Tamanho de grão

O grão é definido como uma fase cristalina contínua presente nos metais, que possui uma orientação cristalográfica uniforme. A orientação cristalográfica dos grãos é inicialmente aleatória desde sua nucleação, e continua a crescer até encontrar um grão adjacente que limita sua expansão. A interface onde dois grãos se encontram é conhecida como contorno de grão (Dilégio, 2024).

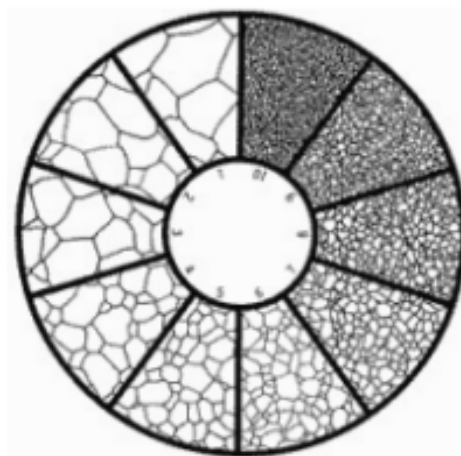
Os contornos de grão são barreiras aos movimentos das discordâncias, tanto pela mudança de direção no movimento da discordância, quanto pela descontinuidade dos planos de escorregamento a vizinhança de um contorno de grão (Callister, 2016).

O tamanho de grão é definido como o diâmetro médio do grão, no qual é estimado ao examinar uma seção transversal de um material metálico, sobretudo correlacionado para análise de suas propriedades mecânicas (Callister, 2016; Colpaert, 2008). Portanto, um metal com grãos pequenos será mais resistente comparado a um com grãos grandes, devido a maior área de contorno de grão, resultando em mais barreiras ao movimento das discordâncias (Callister, 2016).

As normas ASTM E112 e ISO 643 definem o método de teste padrão para determinar o tamanho médio do grão, por comparação visual a partir de padrões

esquemáticos comparados a micrografia, conforme a Figura 8. Para isso, o observador estima o número de grãos por um índice "G" em comparação visual com o nível de estrutura metálica obtida na micrografia ampliadas em 100x, com os padrões esquemáticos (Colpaert, 2008).

Figura 8 – Esquema de imagens comparativas do tamanho de grão



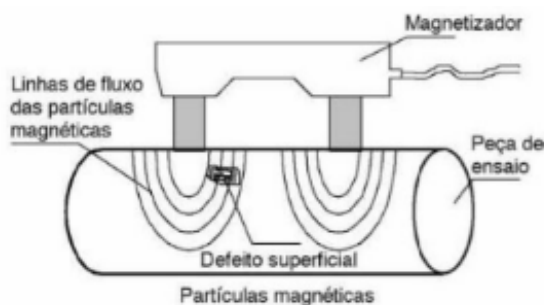
Fonte: Dilélio (2024).

2.4 ENSAIOS

2.4.1 Ensaio de partículas magnéticas

O ensaio de partículas magnéticas é um ensaio não-destrutivo (END), ou seja, não compromete a integridade dimensional e geométrica do componente em análise. O ensaio consiste na magnetização de um componente utilizando partículas magnética (limália ou óxido de ferro) sobre ele, conforme representado na Figura 9, através de desvios nas linhas magnéticas ou espectro do campo (círculos concêntricos) quando há presença de defeito ou falha, sendo observados visualmente (Garcia; Spim; Santos., 2000).

Figura 9 – Ensaio de partícula magnética



Fonte: Garcia; Spim; Santos. (2000).

2.4.2 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Vickers é caracterizado pela norma internacional ASTM E92 e pela norma brasileira NBR-6672 (ABNT). O ensaio de microdureza é caracterizado pela norma ASTM E384 e consiste na utilização da profundidade da impressão microscópica feita pelo penetrador sob ação de uma microcarga como indicador da medida de dureza (Callister, 2016; Garcia; Spim; Santos., 2000).

Figura 10 – Penetrador pirâmide de diamante



Fonte: Callister (2016).

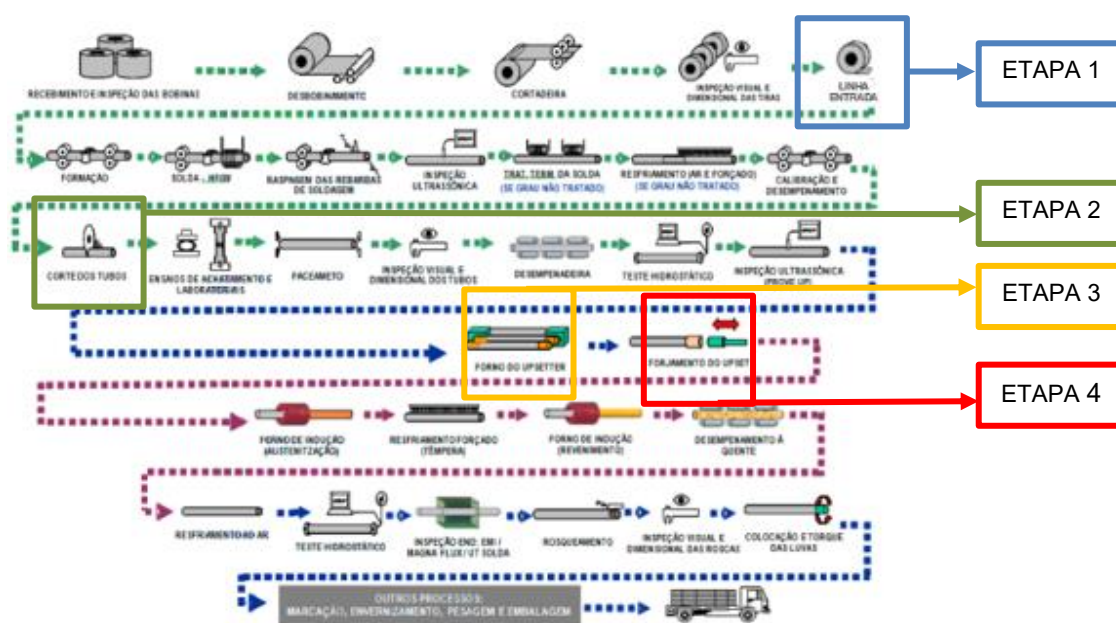
Na microdureza Vickers, conforme ilustrado na Figura 10, utiliza-se um penetrador com formato de pirâmide de base quadrada feito de diamante, que possui um ângulo de 136° entre suas faces. A distância entre a intersecção das duas diagonais (d_1 e d_2) e a da borda do corpo-de-prova ou a distância da borda da impressão vizinha deve ser no mínimo de $2,5 d$. Para o teste, aplica-se uma microcarga de 1 a 1000 gf (Callister, 2016; Garcia; Spim; Santos., 2000).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Na fabricação de tubos metálicos, processos distintos de conformação são empregados. A Figura 11 representa o processo produtivo de formação dos tubos da Empresa de óleo e gás¹, do qual as amostras foram cedidas.

Figura 11 – Produção de tubos, com etapas x local de coleta das amostras



Fonte: Adaptado de Empresa de óleo e gás¹ (2022).

Foram selecionadas as amostras de tiras e tubos conforme o item 3.1.1. Produzidos no aço ARBL laminado a quente, comercializado como LS1026B. Não foram consideradas as normas e os graus dos tubos.

A Tabela 2 apresenta a composição química da bobina de aço recebida.

Tabela 2 – Composição química da bobina

Composição química em massa (%) do aço						
C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni
0,242	1,23	0,012	0,001	0,275	0,0059	0,016
Mo	Cr	Nb	V	Ti	B	Sn
0,002	0,025	0,003	0,001	0,016	0,0014	0,0051
Ca	Al	Pb	W	Zn	Co	As
0,0012	0,043	0,003	0,01	0,002	0,0033	0,0056

Fonte: Adaptado de Empresa de óleo e gás¹ (2022).

¹ Material e dados cedidos pela Empresa de óleo e gás.

3.1.1 Seleção das amostras

Observando as particularidades de cada etapa, alguns importantes parâmetros de processo foram destacados nos Quadros 1, 2 e 3.

Quadro 1 – Descritivo geral das etapas 1 e 2 x local de coleta x parâmetros

Etapa	Local de coleta das amostras no processo produtivo	Amostras	Designação das amostras	Observações								
<table><tr><th colspan="2">Características das amostras</th></tr><tr><td>Espessura (cm)</td><td>5,51</td></tr><tr><td>Largura da tira (cm)</td><td>22,93</td></tr><tr><td>Diâmetro do tubo (cm)</td><td>73,00</td></tr></table>					Características das amostras		Espessura (cm)	5,51	Largura da tira (cm)	22,93	Diâmetro do tubo (cm)	73,00
Características das amostras												
Espessura (cm)	5,51											
Largura da tira (cm)	22,93											
Diâmetro do tubo (cm)	73,00											
1	Linha de entrada (antes da conformação do tubo)	Tiras	A, C e F	A e F - bordas da bobina C - centro da bobina								
												
2	Corte dos tubos (após conformação e soldagem HFIW)	Tubo verde	TV	Formação na direção de laminação da bobina								
												

Fonte: Próprio autor (2024).

Nas etapas 3 e 4, obtêm-se os valores de temperatura (em °C), através da leitura de um pirômetro situado na 3ª bobina do forno, representado na etapa de aquecimento, conforme Quadro 2.

Na etapa 3 têm-se o forno do “Upsetter”, no qual é realizado o aquecimento em três bobinas de indução com um gradiente de temperatura, da mais baixa para mais alta.

A temperatura de entrada é a temperatura que o tubo sai da 2ª bobina, a temperatura de saída é a temperatura que o tubo sai da 3ª bobina, antes do forjamento. O tempo (em segundos) é o intervalo dado entre a temperatura de entrada até a temperatura de saída percorrida pelo tubo. O valor da taxa (tx) de aquecimento é dado pela razão da diferença entre a temperatura de entrada e saída pelo tempo, conforme a Equação 1:

$$Tx_{aquecimento} = \frac{\Delta T}{t} = \frac{(T_{saída} - T_{entrada})}{t} \quad \text{Equação (1)}$$

Quadro 2 – Descritivo geral da etapa 3 x local de coleta x parâmetros

Etapa	Local de coleta das amostras no processo produtivo	Amostras	Designação das amostras	Observações
3	Forno do “Upsetter” (aquecimento do tubo)	Tubo aquecido	A1 e A3	A1 - tx de aquecimento 1 A3 - tx de aquecimento 2







Parâmetro essencial		Amostras	
		A1	A3
Temperatura (°C)	Entrada	1150	1150
	Saída	1355	1360
Taxa aquecimento (°C/s)		66	105
Tempo (s)		3,1	2

Fonte: Próprio autor (2024).

Portanto, as amostras A1 e A3, da etapa 3, somente passaram pelo aquecimento, sendo uma parte do objeto de estudo. Já nas amostras F2 e F4, da etapa 4, elas passam pelo processo de aquecimento, seguido pelo forjamento.

Quadro 3 – Descritivo geral da etapa 4 x local de coleta x parâmetros

Etapa	Local de coleta das amostras no processo produtivo	Amostras	Designação das amostras	Observações
4	Upsetter (forjamento do tubo)	Tubo forjado	F2 e F4	F2 - forja na tx aquecimento 1 F4 - forja na tx aquecimento 2

Parâmetro essencial		Amostras	
Temperatura (°C)	Entrada	F2	F4
	Saída	1150	1140
Taxa aquecimento (°C/s)		67	104
Tempo (s)		3,1	2,2

Fonte: Próprio autor (2024).

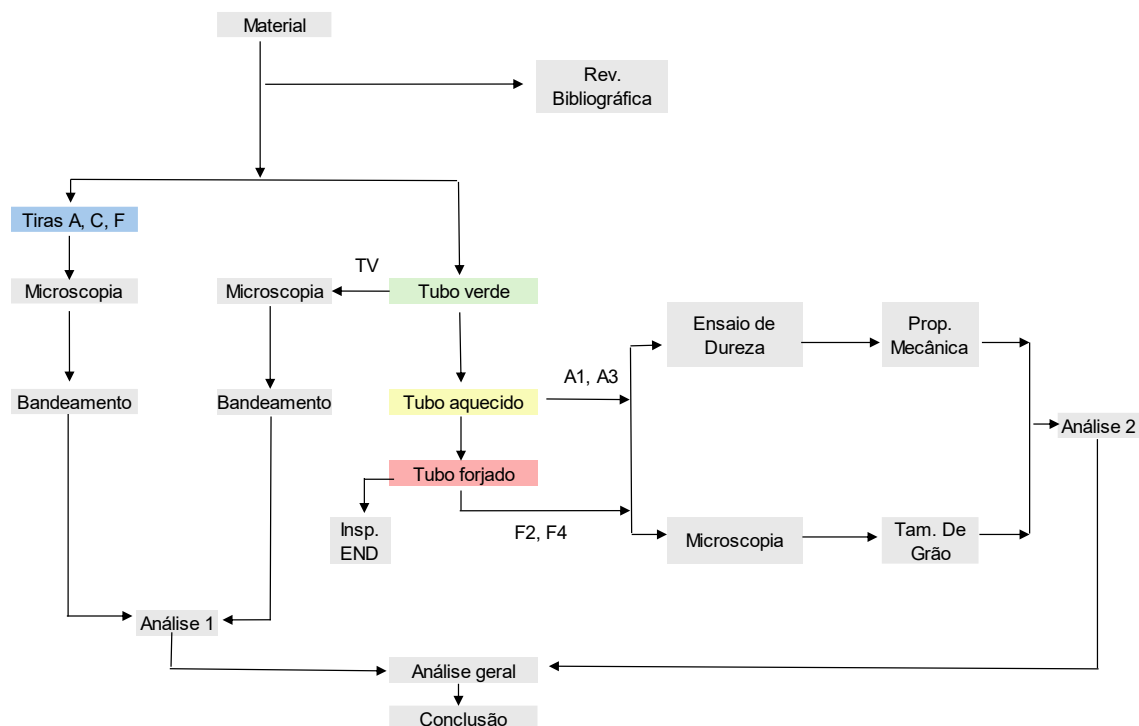
Legenda: Upsetter, da esquerda para direita, de cima para baixo os tubos na mesa prontos para serem aquecidos, forjados, resfriado ao ar, removido as rebarbas, inspecionados e coletadas as amostras de estudo.

Após a etapa 4, no andamento do processo, os tubos seguem para usinagem (esmerilhamento) com a remoção de rebarbas, seguindo para o resfriamento ao ar. Posteriormente faz-se a inspeção, pelo ensaio de partículas magnéticas, dando início às primeiras análises de defeitos.

3.2 MÉTODOS

Com base na revisão bibliográfica e nos procedimentos detalhados no fluxograma da Figura 12, foram realizadas análises utilizando microscopia óptica e ensaios de dureza em cada uma das etapas.

Figura 12 – Fluxograma dos procedimentos adotados



Fonte: Próprio autor (2024).

Na análise 1, deve-se verificar se existem estruturas de bandejamento oriundas do processo de laminação nas tiras (etapa 1) e/ou heterogeneidades. Analisar a microestrutura após a conformação mecânica do tubo (etapa 2), para observação do comportamento de estruturas bandeadas, se existentes e constatada nas tiras analisadas anteriormente. Ambos por meio da microscopia óptica.

Na análise 2, deve-se analisar a influência das diferentes taxas de aquecimento no tamanho de grão e na propriedade mecânica das amostras aquecidas (etapa 3) e nas amostras forjadas (etapa 4), por meio da microscopia óptica e do ensaio de microdureza Vickers.

Na análise geral, deve-se correlacionar as avaliações de microestrutura e dureza com o processo de forjamento a quente. Entender se existe alguma condição ideal que favoreça o processo sem o aparecimento de falhas mecânicas.

3.2.1 Inspeção END

O ensaio de partículas magnéticas, conforme a Figura 13, realizado na inspeção amostral dos tubos, não detectou defeitos após o forjamento.

Figura 13 - Realização do ensaio de partículas magnéticas



Fonte: Próprio autor (2024).

Legenda: De cima para baixo e da esquerda para direita, remoção de rebarbas (esmerilhamento), líquido revelador (spray branco), partículas magnéticas (marrom) e pôr fim a realização do ensaio.

3.2.2 Microscopia óptica

Foram realizados os ensaios metalográficos utilizando um microscópio óptico (metalúrgico) MG Olympus, com auxílio de uma Câmera Safety View, instalados no laboratório metalúrgico da Empresa de óleo e gás.

Foram consideradas algumas particularidades nas amostras de tiras e tubos, com aumentos de 100X, 200X e 500X, para observação e captura das imagens.

Na região do metal base, previamente foi feita análise de inclusões não metálicas em aço pela norma ASTM E45, análise de bandejamento e tamanho de grão conforme a norma ISO 643 e ASTM E112.

3.2.2.1 *Preparação das amostras*

No preparo experimental das amostras, uma parte foi realizada nos laboratórios do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá (FEG) e outra no laboratório metalúrgico da Empresa de óleo e gás.

Nas amostras de tiras, conforme a Figura 14, foi utilizada a serra Romarfra, modelo RMF 400-s para seccionar três partes de 5 mm (comprimento, largura e espessura) de cada tira, na direção longitudinal, transversal e normal à direção de laminação da bobina. Realizou-se o embutimento com baquelite, utilizando uma prensa Arotec, modelo PRE30Mi, devidamente identificada, no laboratório da FEG.

Na sequência, as amostras foram lixadas e polidas, usando Politriz Fortel modelo PLF, utilizando as lixas de 80, 180, 320, 600 e 1200, passando para o polimento em pano autoadesivo, com lubrificante de baixa viscosidade e solução diamantada, Arotec, em suspensão de 3 μ m e 1 μ m, seguido pelo ataque com Nital 3% para análise microscópica das seções destacadas. Ambos realizados no laboratório metalúrgico da Empresa de óleo e gás.

Figura 14 – Preparo das amostras de tiras



Fonte: Próprio autor (2024).

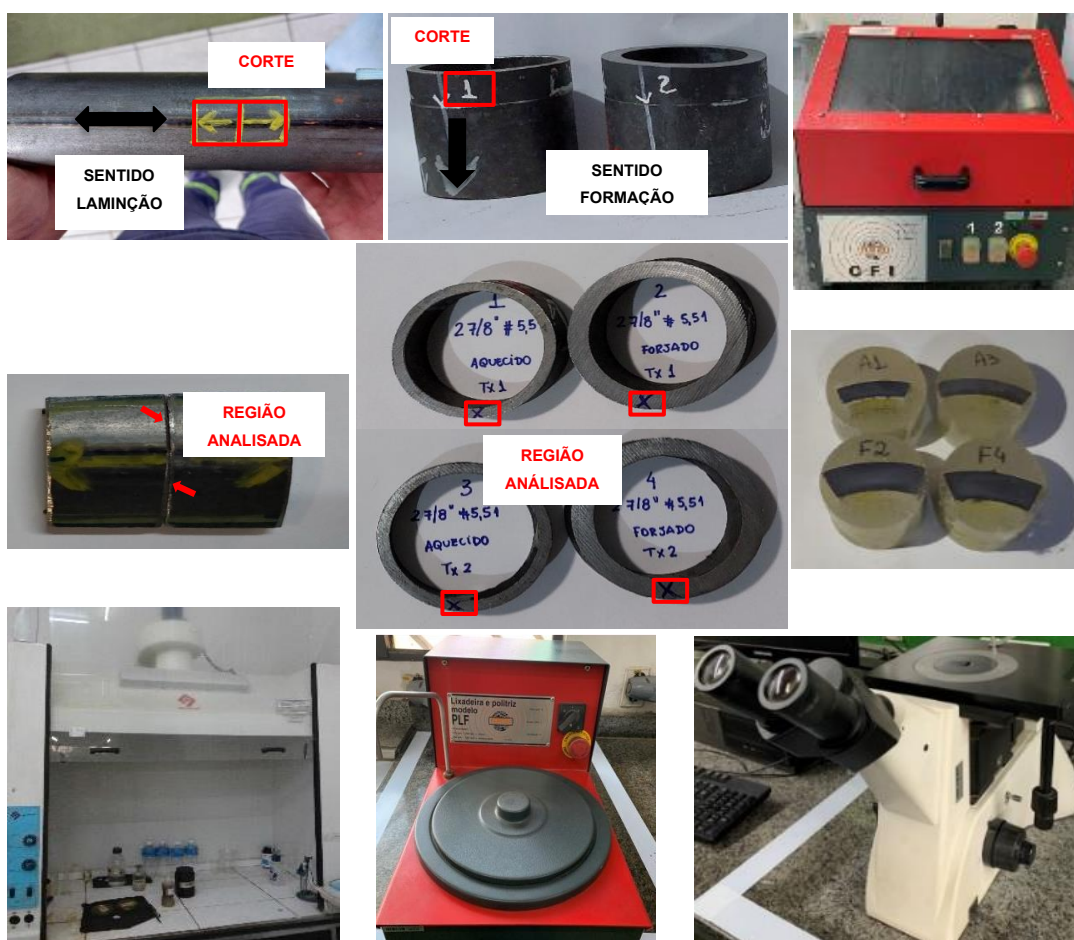
Legenda: Da esquerda para direita, de cima para baixo: Tiras A, C e F, Serra, Prensa, Corte das amostras na tira, Amostras embutidas com baquelite, Lixadeira e Polimento e Microscópio óptico.

Nas amostras de tubo, de acordo com a Figura 15, foi utilizado um Policorte Fortel modelo CFI, com disco abrasivo de Al₂O₃ e SiC para o corte das amostras na seção transversal do segundo quadrante, nos respectivos tubos, e seguidamente foi realizado o embutimento das amostras com resina acrílica de

metil metacrilato e catalisador metacrilato de metila – éster, em capela de exaustão de gases, da Quimis.

No lixamento e polimento foi utilizada a Politriz Fortel modelo PLF, com a sequência de lixas de 80, 180, 320, 600 e 1200. Para o polimento, em pano autoadesivo com lubrificante de baixa viscosidade e solução diamantada Arotec, foi usada a suspensão de 3 μ m e 1 μ m. Em seguida, ataque com Nital 3% para análise microscópica. Ambos realizados no laboratório metalúrgico da Empresa de óleo e gás.

Figura 15 – Preparo das amostras de tubos



Fonte: Próprio autor (2024).

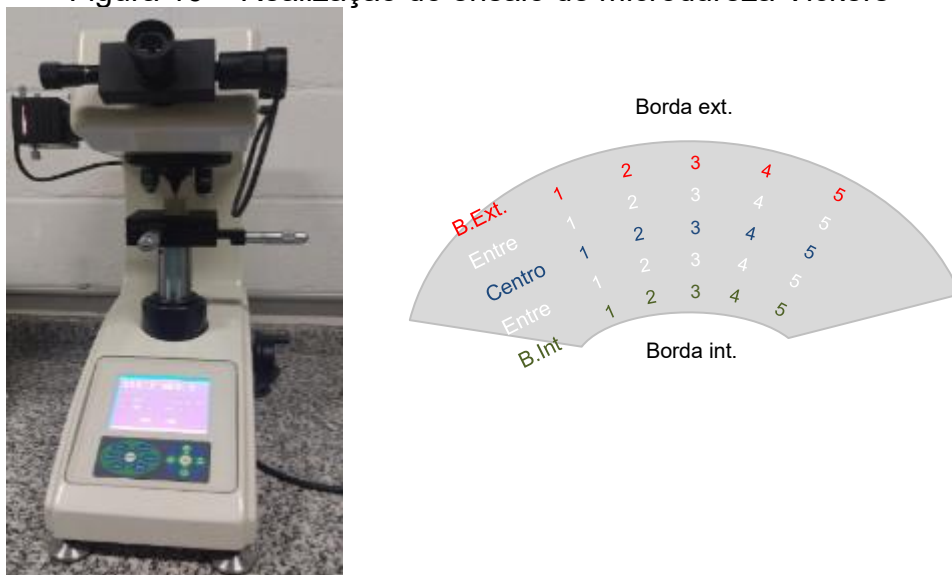
Legenda: Da esquerda para direita, de cima para baixo: Tubos, Policorte, Capela, Corte das amostras de tubo (verde, aquecido e forjado), Amostras embutidas com resina, Lixadeira e Polimento, Microscópio óptico.

3.2.3 Ensaio de dureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers em um microdurômetro da marca Wilson Instruments, modelo 401 MVD no laboratório da FEG. Com as amostras preparadas, foram feitas 25 medidas de dureza em cada amostra,

conforme a Figura 16, de acordo com a norma ASTM E384, utilizando a carga de 200gf com o tempo de aplicação da carga de 10 segundos.

Figura 16 – Realização do ensaio de microdureza Vickers

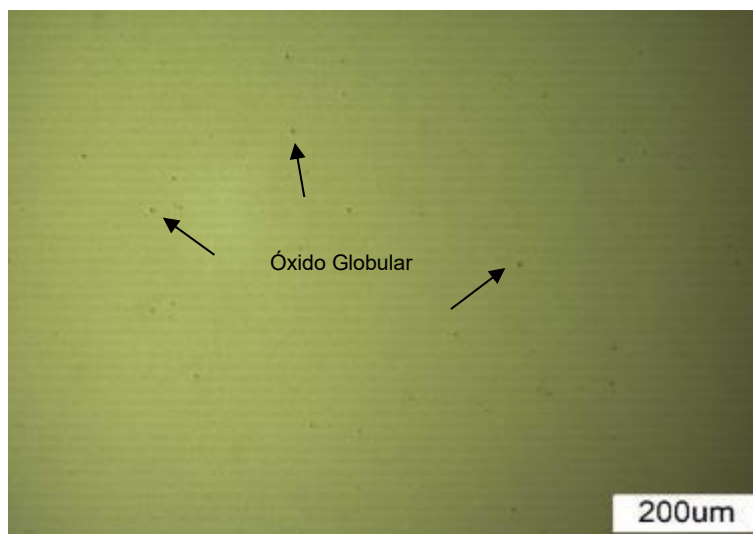


Fonte: Próprio autor (2024).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Através da análise micrográfica, observou-se em todas as amostras (de tiras e tubos) estudadas a presença de inclusões do tipo óxido globular, nº 1, série fina, conforme a norma ASTM E45, apresentada na Figura 17. As inclusões observadas não comprometeram a integridade estrutural das amostras.

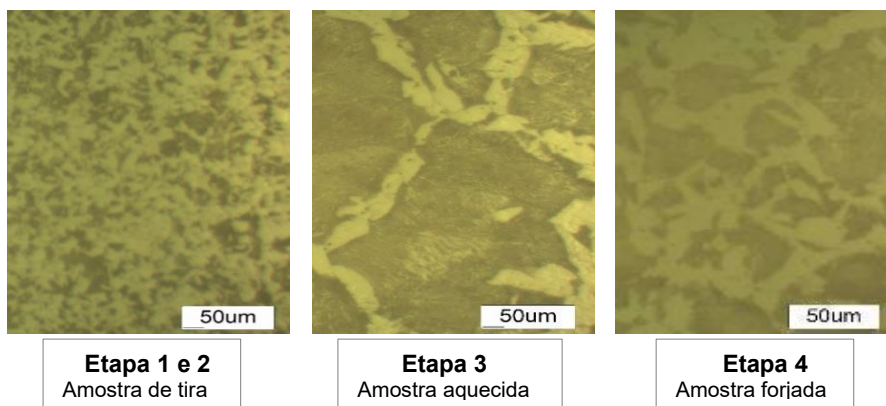
Figura 17 – Micrografia com presença de inclusões



Fonte: Próprio autor (2024).
Legenda: Tira A, 100x, Nital 3%.

A caracterização das tiras e tubos em estudo revelou a microestrutura do aço microligado, conforme a Figura 18. Ela foi composta por grãos de ferrita (regiões claras) e colônias de perlita (regiões escuras). A forma e a distribuição dos constituintes variaram conforme cada etapa.

Figura 18 – Caracterização microestrutural das amostras estudadas



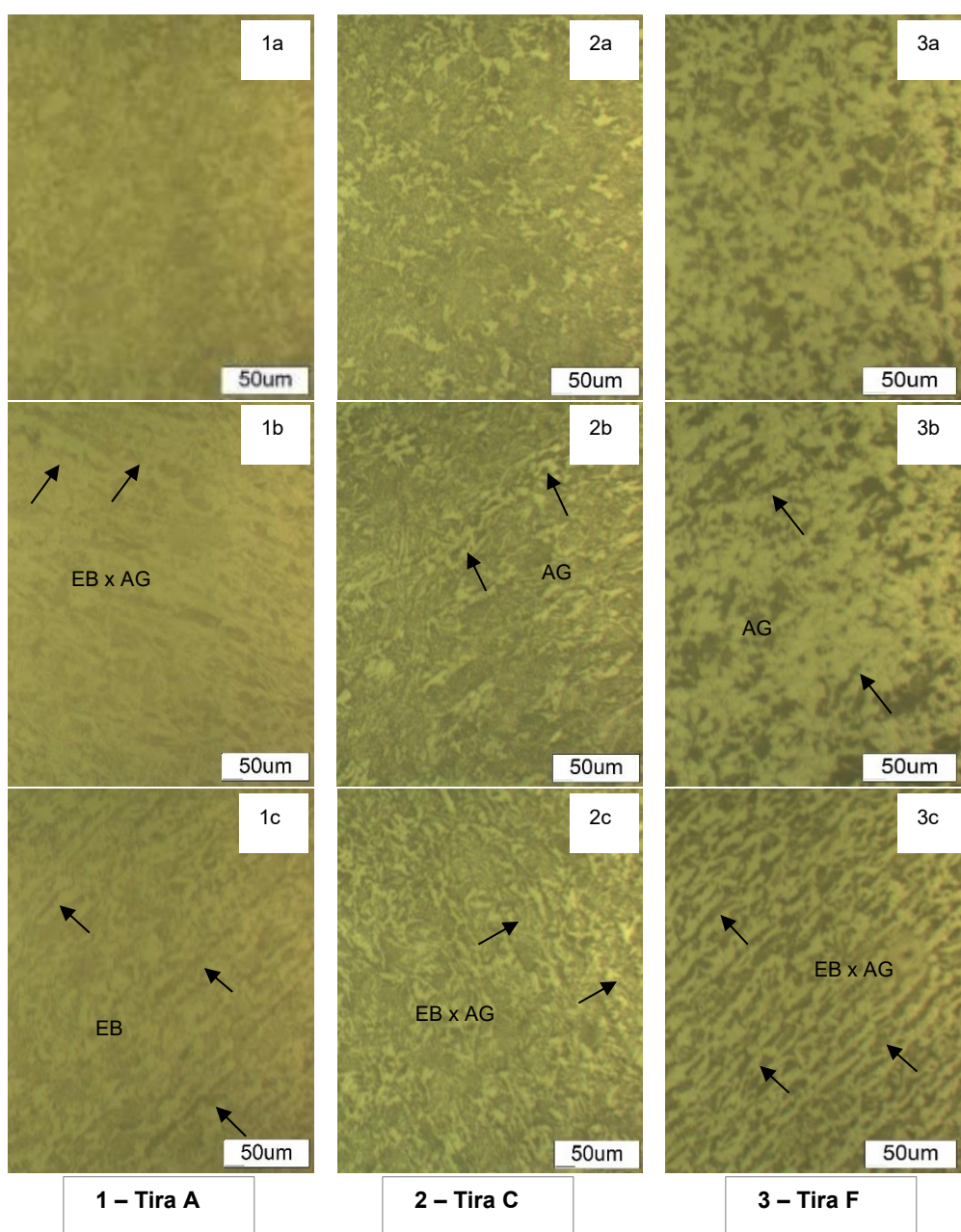
Fonte: Próprio autor (2024).
Legenda: 500x, Nital 3%.

4.1 BANDEAMENTO

4.1.1 Tiras A, C, F e Tubo verde

Na etapa 1, conforme apresentado na Figura 19, as micrografias 1, 2 e 3 (a) apresentaram constituintes com aspecto circular. Observou-se estruturas de bandejamento (EB) compondo microestrutura bifásica, composta em bandas, além de regiões alongadas (AG) e orientadas paralelamente em direção à superfície da chapa, conforme as micrografias (b) e (c) de ambas as tiras estudadas.

Figura 19 – Micrografia das tiras A, C e F



Fonte: Próprio autor (2024).

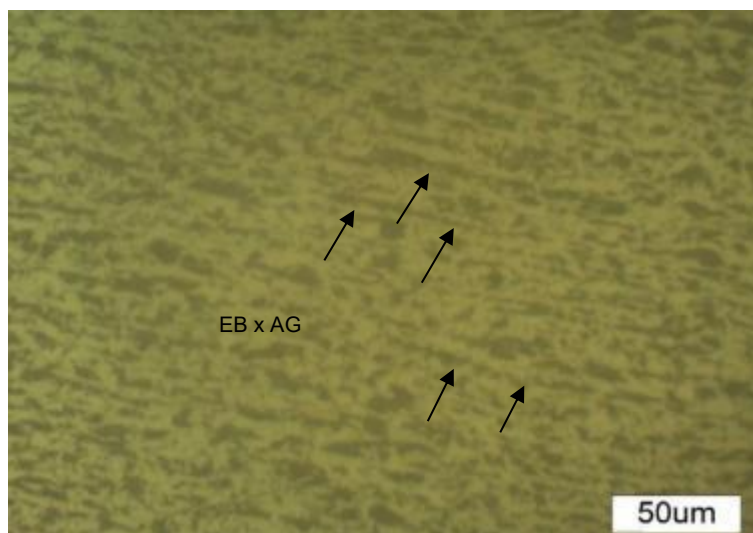
Legenda: (a) Normal; (b) Transversal; (c) Longitudinal, 500x, Nital 3%.

Para Porto (2010), na laminação de tiras, com a passagem das placas pelo laminador de acabamento, são produzidos grãos deformados e alongados em forma de “panqueca” e bandas de deformação. O aumento da deformação torna os grãos mais alongados e aumenta quantidade de bandas, gerando uma microestrutura com distribuição mais uniforme e com grãos ferríticos finos após a transformação de fase.

O menor grau de bandeamento foi observado na tira C, apresentado na micrografia 2 (c) da Figura 19, comparado às tiras A e F, que possuíram maior grau, apresentado nas micrografias 1 e 3 (c). A diferença de grau de bandeamento exibido entre as tiras das extremidades e a central pode ser explicada, de acordo com Lopes (2011), pela taxa de resfriamento após a laminação, que inicia pelas bordas da bobina, avançando em direção ao centro, podendo ser controlado por meio de resfriamento acelerado.

Na etapa 2, observou-se o tubo fabricado a partir da tira F e formado pelo processo de conformação mecânica e soldagem HFIW, no qual a tira foi moldada em uma seção circular ao passar pelos rolos formadores.

Figura 20 – Micrografia do tubo verde



Fonte: Próprio autor (2024).
Legenda: 500x, Nital 3%.

Após a conformação, embora apresente microestruturas similares às das tiras estudadas, foi observado um menor grau de bandeamento e uma predominância de grãos alongados, na direção de laminação da tira e na formação do tubo, conforme a Figura 20 apresenta.

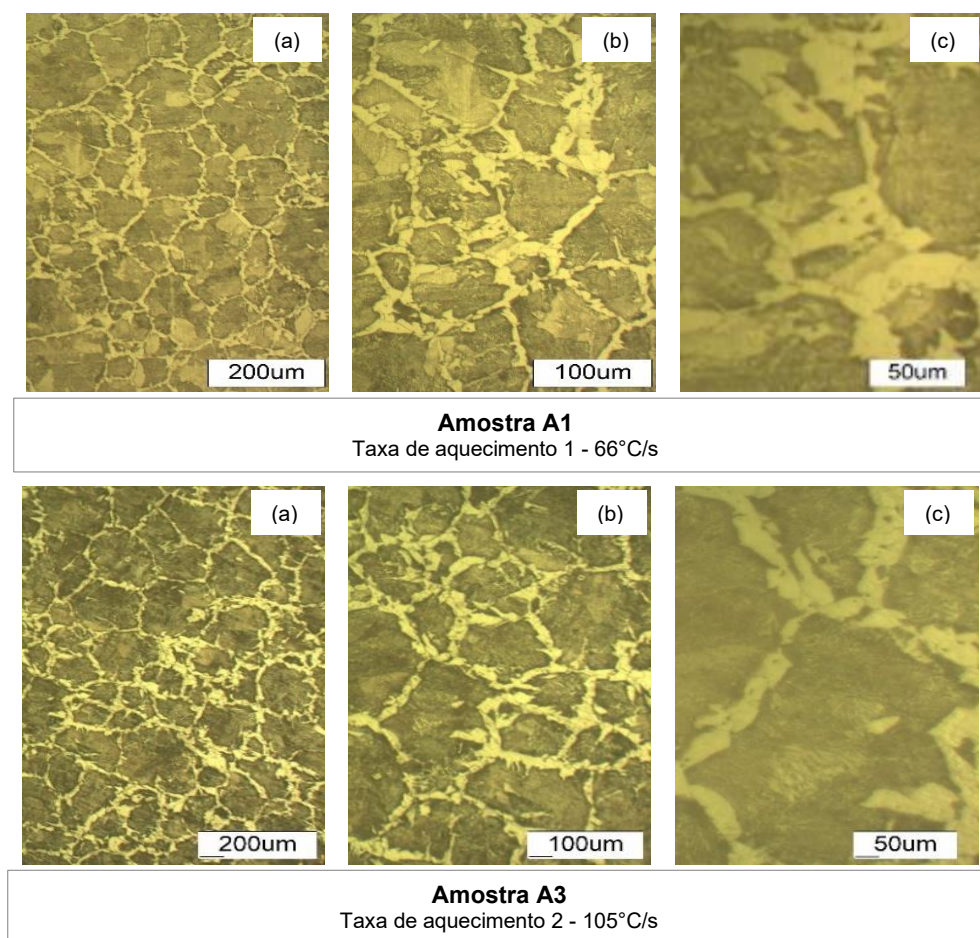
Portanto, o comportamento das estruturas bandeadas existentes nas tiras não comprometeu a integridade do tubo após conformação.

4.2 TAMANHO DE GRÃO

4.2.1 Etapa de aquecimento

Da etapa 3, foram apresentadas as micrografias das amostras A1 e A3, em diferentes ampliações, conforme a Figura 21.

Figura 21 – Micrografias das amostras aquecidas

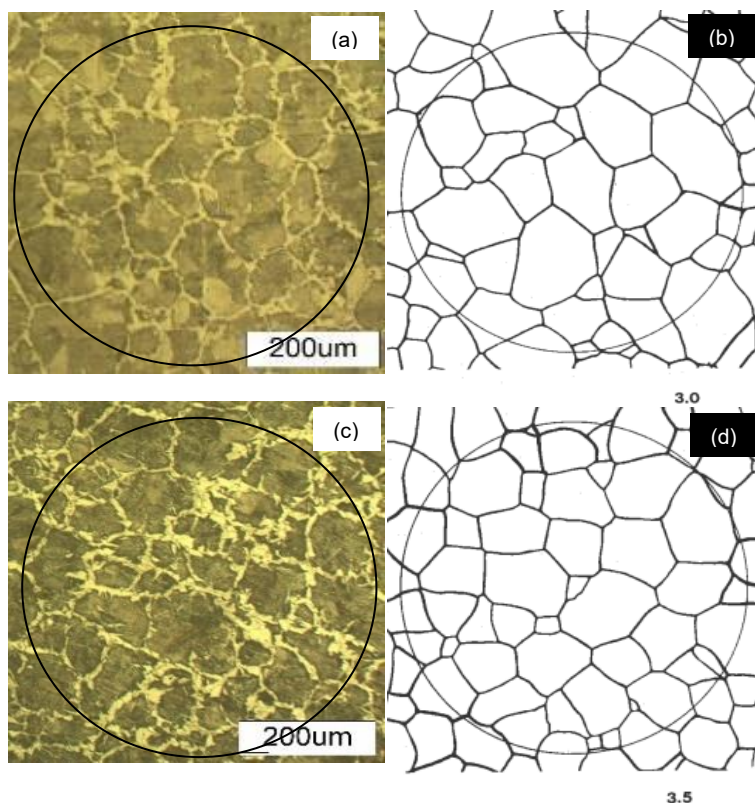


Fonte: Próprio autor (2024).

Legenda: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x, Nital 3%.

As amostras, aquecidas e resfriadas ao ar, apresentam microestrutura composta por ferrita e colônias de perlita. Ao comparar as imagens apresentadas na Figura 22 (a) e (c), conforme a norma ISO 643/ASTM E112, associou-se o tamanho de grão de 3,0 para a amostra A1, com taxa de aquecimento de 66°C/s, e o tamanho de grão de 3,5 para a amostra A3, com taxa de aquecimento de 105°C/s.

Figura 22 – Comparação visual a partir de padrões x tamanho de grão aquecido



Fonte: Adaptado de ISO 643/ASTM E112; Próprio autor (2024).

Legenda: (a) Amostra A1; (b) ISO 643/ASTM E112 – 3,0; (c) Amostra A3; (d) ISO 643/ ASTM E112 – 3,5, 100x, Nital 3%.

As amostras apresentaram grãos de tamanhos grosseiros, o que se deve às altas temperaturas de trabalho, pois o crescimento do grão prossegue mais rapidamente conforme a temperatura aumenta (Callister, 2016). Observou-se o aspecto de crescimento normal e uniforme ao longo da microestrutura.

Embora o aumento do tamanho de grão tenha sido observado em ambas as amostras, a amostra A3, com taxa de aquecimento de 105°C/s, mantida entre 1150°C e 1360°C por 2,0 segundos, apresentou uma redução no tamanho de grão de 3,0 para 3,5, conforme a norma ISO 643/ASTM E112, em comparação com a amostra A1, aquecida a uma taxa de 66°C/s (usual) e mantida entre 1150°C e 1355°C por 3,1 segundos.

Verificou-se que a taxa de aquecimento maior contribuiu para a redução do tamanho de grão à medida que o tempo de aquecimento foi reduzido. Pressupõe-se que o tempo de aquecimento exerceu um impacto mais pronunciado no controle

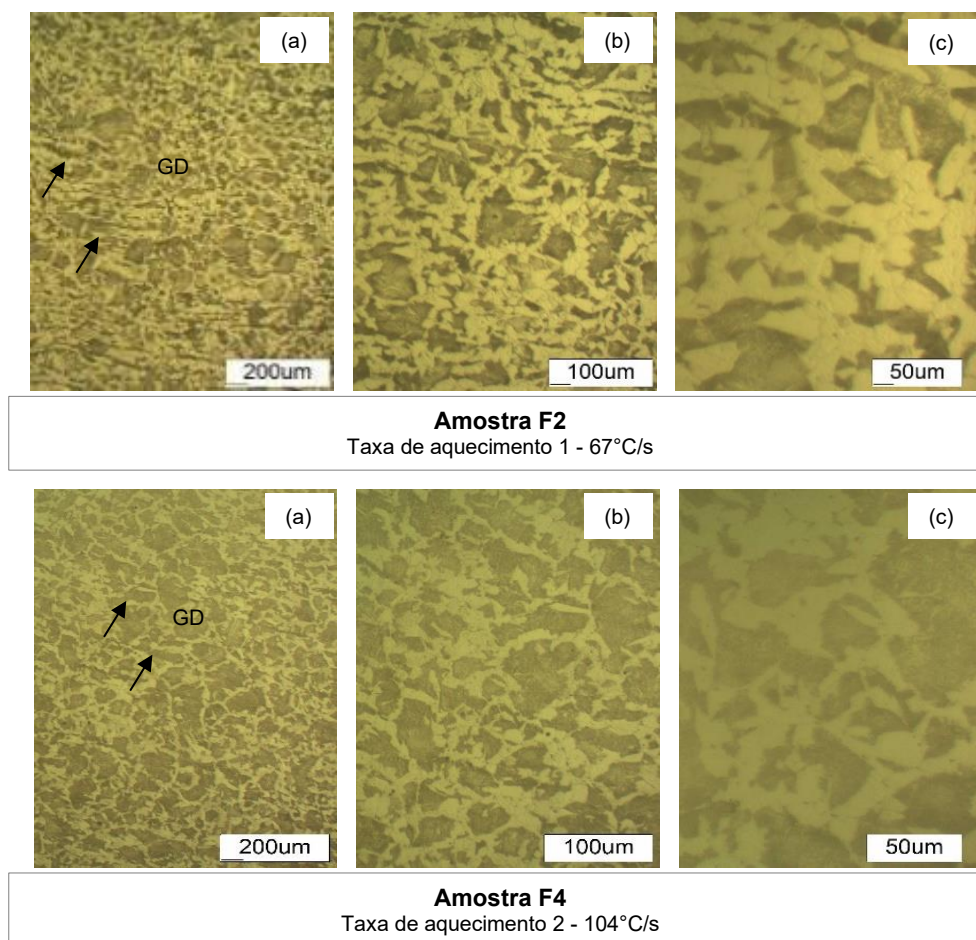
do tamanho dos grãos, especialmente considerando que a temperatura de aquecimento final (temperatura de saída) das duas amostras foi semelhante.

Observou-se que a taxa de aquecimento maior (105°C/s) favoreceu a formação de grãos menores e sem defeitos, o que foi essencial para o refino de grão na etapa subsequente. Portanto, demonstrou-se eficiente sua utilização no processo, quando comparada à taxa usual trabalhada.

4.2.2 Após o forjamento

Da etapa 4, foram apresentadas as micrografias das amostras F2 e F4, em diferentes ampliações, conforme a Figura 23.

Figura 23 – Micrografia das amostras forjadas



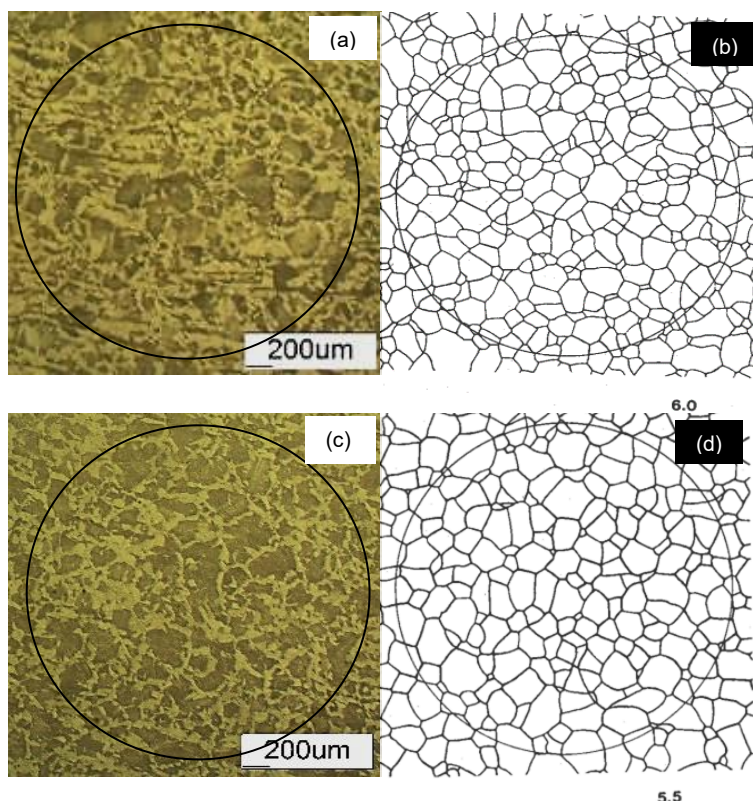
Fonte: Próprio autor (2024).

Legenda: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x, Nital 3%.

A Figura 23 apresenta as micrografias pós-forja sob resfriamento ao ar, cuja microestrutura é composta de ferrita e colônias de perlita. Observou-se a presença de grãos deformados (GD), dificultando a determinação do tamanho de grão por

comparação com os padrões esquemáticos da norma ISO 643/ASTM E112, apresentados na Figura 24 (a) e (c). Associou-se o tamanho de grão de 6,0 para a amostra F2, com taxa de aquecimento de 67°C/s, e o tamanho de grão de 5,5 para a amostra F4, com taxa de aquecimento de 104°C/s.

Figura 24 – Comparação visual a partir de padrões x tamanho de grão forjado



Fonte: Próprio autor (2024).

Legenda: (a) Amostra F2; (b) ISO 643/ASTM E112 – 6,0; (c) Amostra F4; (d) ISO 643/ ASTM E112 – 5,5, 100x, Nital 3%.

Embora ambas as amostras tenham apresentado uma microestrutura mais refinada após o forjamento, a amostra F4, com taxa de aquecimento de 104°C/s, mantida entre 1140°C e 1370°C por 2,2 segundos, apresentou um aumento no tamanho de grão de 6,0 para 5,5, conforme a norma ISO 643/ASTM E112, em comparação à amostra F2, aquecida a uma taxa de 67°C/s (usual) e mantida entre 1150°C e 1360°C por 3,1 segundos.

Devido às diferentes taxas de aquecimento, verificou-se que a taxa de aquecimento maior não favoreceu a redução do tamanho do grão, possivelmente devido à maior temperatura de forjamento. Pode-se inferir que isso ocorreu devido à temperatura final de aquecimento (temperatura de saída) da amostra F4 ser 10°C

mais alta do que a da amostra F2. Nesse contexto, observou-se que o aumento da taxa de aquecimento não resultou na redução do tamanho do grão.

O grão maior significa que a microestrutura apresentou menor quantidade de contornos de grão e, conseqüentemente, menor quantidade de deformação. A deformação plástica insuficiente pode ter resultado em um menor percentual de quebras dos grãos e, como consequência, menor refino de grão, conforme observado na amostra F4. Em contrapartida, observou-se na amostra F2 maior deformação (dos grãos) produzida com certa direcionalidade na microestrutura, onde as regiões foram orientadas paralelamente à direção de deformação por forjamento. Pode-se prever que uma taxa de deformação maior poderia implicar em uma melhor distribuição e uniformidade dos grãos nas amostras forjadas.

O resfriamento ao ar, por representar uma condição fora do equilíbrio, pode favorecer o crescimento do grão após a conformação do material. Segundo Dilélio (2024), durante o resfriamento ao ar, se a temperatura final da operação for elevada, pode resultar no aumento do tamanho do grão.

Observou-se também que a taxa de aquecimento maior resultou em um aumento no tamanho do grão com ausência de defeitos. Embora tenha ocorrido refino de grão em ambas as amostras, os melhores resultados foram obtidos com a taxa usual de aquecimento (67°C/s).

4.3 MICRODUREZA

Na Figura 25, foram apresentados os valores do ensaio de microdureza Vickers encontrados nas amostras das etapas 3 e 4.

Figura 25 – Valores do ensaio de microdureza Vickers (HV)

Etapa	AQUECIMENTO					FORJAMENTO				
Amostra	A1					F2				
Pontos	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Borda externa	211,8	224,6	248,7	206,8	208,6	208,3	221,3	201,8	195,4	202,6
Entre Be-C	215,2	224,3	254,3	218,9	225,6	216,9	202,5	204,1	212,9	213,1
Centro	216,8	215,9	211,8	206,9	220,6	198,9	198,6	208,1	214,5	204,7
Entre Bi-C	215,8	223,3	233,0	238,4	202,0	201,4	209,6	211,8	195,7	194,9
Borda Interna	207,6	217,3	224,6	215,6	231,9	211,0	219,3	203,0	206,3	215,2
Amostra	A3					F4				
Pontos	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Borda externa	209,2	203,5	203,9	207,2	204,1	208,3	194,2	209,1	204,1	225,6
Entre Be-C	221,8	202,1	212,5	200,2	206,2	193,8	182,1	188,6	215,4	213,7
Centro	216,8	203,7	210,9	214,5	204,3	199,6	199,6	200,9	203,4	201,2
Entre Bi-C	212,3	209,2	211,8	207,8	203,6	220,0	209,4	204,4	207,2	212,1
Borda Interna	219,0	212,4	221,4	214,6	220,1	225,3	195,0	206,9	212,9	223,7

Fonte: Próprio autor (2024).

Tabela 3 – Dados estatísticos do ensaio de microdureza

Aquecimento		Forjamento	
Amostra	HV	Amostra	HV
A1	220,8 ± 12,8	F2	206,9 ± 7,6
A3	210,1 ± 6,8	F4	206,3 ± 10,4

Fonte: Próprio autor (2024).

Legenda: HV (média de microdureza Vickers) com desvio padrão amostral.

Conforme os dados apresentados na Tabela 3, as diferenças nos valores de dureza obtidos em cada etapa do processo não foram significativas, devido à proximidade entre eles.

Nas amostras submetidas à etapa de aquecimento, A1 apresentou um valor médio de dureza de 220,8 HV e A3 apresentou 210,1 HV. Já as amostras forjadas, F2 apresentou um valor médio de dureza de 206,3 HV e F4 apresentou 206,9 HV.

A microestrutura analisada, formada por ferrita e perlita, revelou características distintas de dureza entre seus componentes. A ferrita foi dúctil e possui baixa dureza, enquanto a perlita possui propriedades mecânicas intermediárias entre a ferrita e a cementita. A cementita é caracterizada por sua elevada dureza e fragilidade, tendo sua dureza na escala Mohs comparável à do feldspato, aproximadamente 195HB, posicionando-se similarmente aos aços de alta usinabilidade, conforme descrito por Chiaverini (1998).

Portanto, a diferença entre as taxas de aquecimento trabalhadas em cada etapa não gerou resultados significativos na microestrutura e dureza das amostras, como evidenciado no tamanho de grão e no valor médio de microdureza.

No processo de forjamento a quente, apesar de ambas as taxas de aquecimento favorecerem o refinamento do grão sem o aparecimento de falhas, a taxa de aquecimento usual mostrou-se mais eficaz, favorecendo o processo.

5 CONCLUSÃO

A partir deste trabalho, concluiu-se que o aço estudado apresentou uma microestrutura ferrítico-perlítica.

Na etapa de aquecimento, observou-se grãos grosseiros, com tamanhos de 3,0 e 3,5 para as amostras A1 e A3, ambos com crescimento normal e uniforme. A amostra A3 apresentou uma redução no tamanho de grão de 3,0 para 3,5, conforme a norma ISO 643/ASTM E112, comparada à amostra A1. A taxa de aquecimento maior favoreceu o menor tamanho de grão, observado na amostra A3. A microdureza média foi de 220,8 HV para A1 e 210,1 HV para A3.

Após a forja, observou-se o refino do grão em ambas as amostras, com tamanhos de grão de 6,0 e 5,5 para as amostras F2 e F4. A amostra F4 apresentou um aumento no tamanho de grão de 6,0 para 5,5, conforme a norma ISO 643/ASTM E112, em comparação à amostra F2. A taxa de aquecimento maior não favoreceu a redução do tamanho do grão, possivelmente devido à maior temperatura de forjamento, observada na amostra F4. A amostra F2 apresentou maior presença de deformação na direção do forjamento. A microdureza média foi de 206,9 HV para F2 e 206,3 HV para F4.

A diferença entre as taxas de aquecimento utilizadas em cada etapa não gerou resultados significativos na microestrutura e dureza das amostras.

No forjamento a quente, ambas as taxas de aquecimento favoreceram o refinamento de grão sem o aparecimento de falhas mecânicas, embora a taxa de aquecimento usual tenha apresentado resultados melhores. Portanto, os parâmetros escolhidos para o trabalho favoreceram o processo.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-12**: Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: ASTM, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E45-18a**: Standard test methods for determining the inclusion content of steel. West Conshohocken: ASTM, 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-17**: Standard test methods for microindentation hardness of materials. West Conshohocken: ASTM, 2017.

BRESCIANI FILHO, E. *et al.* **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. rev. (1 ed. Digital). São Paulo: EPUSP, 2011.

CALLISTER JR, W. D; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica**: Processos de fabricação e tratamento. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais ABM, 1998.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., 2008.

DILÉLIO, M. V. **Análise da influência os parâmetros de forjamento nos resultados de tamanho de grão austenítico para aço 20MnCr5**. 2024. 85f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2024.

DRILLANDCOMPLETE. **Drill pipe upsetter description process**. DRILLANDCOMPLETE, Austrália, [2019]. Disponível em: <https://www.drillandcomplete.com.au/portfolio-item/drill-pipe-tubulars/completed-drill-pipe-unit/>. Acesso em: 20 jun. 2024.

FARAH, M. A. **O petróleo e seus derivados**. Rio de Janeiro: LTC; Grupo GEN, 2013.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2000.

GOMES, L. F. S. **Protótipo de sistema de aquecimento por indução**. 2018. 29f. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia de Elétrica) - Faculdades Doctum, Caratinga, 2019.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 643**: Steel: micrographic determination of the apparent grain size. 2nd ed. Geneva: ISO copyright office, 2003.

INSTITUTO BRASILEIRO DE PETRÓLEO E GÁS. [S.d.]. Disponível em: <https://www.ibp.org.br/>. Acesso em: 10 out. 2022.

LOPES, C. H. **Influência dos teores de carbono e manganês no grau de bandejamento microestrutural e na resistência a hic de chapas de aço astm-a516 grau 70**

normalizadas. 2011. 135f. Dissertação (Mestrado em Metalúrgica e de Minas) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRANCARENSE, A. Q. **Soldagem:** Fundamentos e tecnologia. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

MELO, L. C. R. **Desenvolvimento de tubo arbl contendo 1CR 0,2Mo fabricado pelo processo ERW/HF destinado à indústria de petróleo e gás.** 2013, 135f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2013.

NANSTEEL. **Drill pipe, heavy weight drill pipe, drill collar.** NANSTEEL, Changsha, [S.d.]. Disponível em: <https://www.nan-steel.com/octg/drill-pipe.html>. Acesso em: 20 jun. 2024.

PEDROSA, I. R. V. **Estudo das transformações de fase no aço api 5l x80 visando o aumento da tenacidade à fratura.** 2012. 95f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2012.

PINTO, P. M. A. S. **Soldagem Circunferencial de Tubo API 5L X80 Empregando Processos Manual / Semiautomático.** 2006, 113p. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Pontifícia Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2006.

PINTO, J. P. R. P. **Forjamento em matriz fechada de peças em aço.** 2017. 142f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto, 2017.

PORTO, R. **Avaliação da influência de parâmetros de laminação de tiras a quente na tenacidade de um aço que atende aos requisitos na norma API 5L, graus X70 e X80.** 2010. 105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2010.

RAMÍREZ, M. G. *et al.* Caracterização microestrutural de um aço API 5L-X80 através de microdureza e microscopia ótica e eletrônica. *In.*: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62., p. 3633 - 3642, 2017. Vitória. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2017.

SILVA, R. C. **Caracterização de um aço microligado ao boro e tratado termicamente utilizado na fabricação de tubos.** 2009. 132f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

SILVA, E. P. **Caracterização das transformações de fase de um aço arbl da classe s700mc.** 2010. 93f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

SOUZA, S. A. **Composição química dos aços.** São Paulo: Edgard Blücher, 2001.

TOLEDO, T. R. **Análise de falhas em tubos de aço forjados a quente, para aplicação na indústria de óleo e gás.** 2016. 68f. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2016.

TUZUN, A. **Analysis of tube upsetting.** 2004. 101f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Mecânica) – Escola de pós-graduação em ciências naturais e aplicadas, Universidade Técnica do Oriente Médio, Ancara, 2004.

WOLTER, M. F. **Estudo do tratamento térmico por indução em tubos soldados, para obtenção do grau API5CT L80-1 em ligas ARBL, que resistam a ambiente corrosivo H₂S**. 2018, 136f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2018.