



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE AÇOS MICROLIGADOS PARA APLICAÇÃO ESTRUTURAL COMO LONGARINA

Anna Clara de Souza Fernandes Melo

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia de Materiais da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Leonardo Sales Araújo

Coorientador: Luiz Maurício B. de Azevedo

Rio de Janeiro

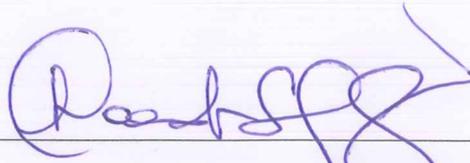
Setembro de 2019

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DE AÇOS MICROLIGADOS PARA
APLICAÇÃO ESTRUTURAL COMO LONGARINA

Anna Clara de Souza Fernandes Melo

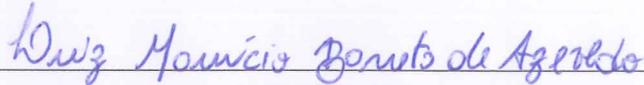
PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO CURSO
DE ENGENHARIA DE MATERIAIS DA ESCOLA POLITÉCNICA DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
ENGENHEIRO DE MATERIAIS.

Examinado por:



Prof. Leonardo Sales Araújo, D. Sc.

PEMM-COPPE/UFRJ



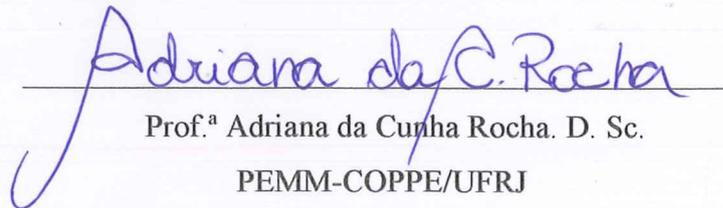
Luiz Maurício Barreto de Azevedo, M. Sc.

PEMM-COPPE/UFRJ



Prof.ª Alessandra Vieira Guimarães, M. Sc.

Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro/UFRRJ



Prof.ª Adriana da Cunha Rocha, D. Sc.

PEMM-COPPE/UFRJ

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

SETEMBRO de 2019

Melo, Anna Clara de Souza Fernandes

Estudo das Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços Microligados para Aplicação Estrutural como Longarina/Anna Clara de Souza Fernandes Melo – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2019.

X, 59 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Leonardo Sales Araújo

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia de Materiais, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 55-59.

1. Longarina. 2. ARBL. 3. Refino de Grão. 4. Titânio. I. Araújo, Leonardo Sales. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia de Materiais. III. Estudo Comparativo das Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços Microligados.

*Dedico à minha
família.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus por nunca ter me desamparado nos momentos mais difíceis e solitários da minha vida. Por sempre ter me aproximado de anjos que me fizeram crescer emocionalmente e espiritualmente, além de me trazerem conforto durante minha caminhada.

Ao meu pai, Antônio Fernandes Melo, por ter sido meu maior exemplo de perseverança e disciplina. Por sempre ter acreditado no meu potencial e ser o meu maior fã.

A minha mãe, Valéria Aparecida de Souza, por ter sido meu exemplo de força e ter dedicado sua vida para que eu e meu irmão tivéssemos a melhor educação possível.

Ao meu irmão, Raphael de Souza Fernandes Melo, por ter sido meu exemplo de sucesso. Por ser mais que um irmão, ser meu segundo pai.

A minha tia, Claudia Mattos de Souza, por ter me mostrado que a vida não precisa ser um fardo, podendo ser feita de sonhos.

Ao Ricardo Pereira Coelho e sua família, por sempre terem me respeitado e me incentivado durante minha trajetória na UFRJ. Esses anos de faculdade foram mais leves graças a vivência, conversas e apoio de vocês.

Ao Spoc meu irmão de quatro patas que sempre esteve ao meu lado nas semanas de provas da graduação.

Ao Rafael Delorme, por ter me ajudado a tornar possível estagiar na GERDAU e finalizar a faculdade com as matérias mais difíceis da graduação. Além de todo apoio técnico e emocional durante a criação desse trabalho. Sem seu carinho, companheirismo e animação, não teria conseguido.

Aos meus amigos, Wesley Aranha, Igor Cândido, Ilusca Janeiro e Arthur Alves, que sempre me ajudaram com resoluções de exercícios e resumos das disciplinas de graduação. Certamente, minha vida acadêmica não teria sido uma experiência tão positiva como foi com vocês.

“Não fui eu que lhe ordenei? Seja forte e corajoso! Não se apavore, nem se desanime, pois o Senhor, o seu Deus, estará com você por onde você andar”.

Josué 1:9

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Engenharia de Materiais.

Estudo das Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços Microligados para Aplicação Estrutural como Longarina

Anna Clara de Souza Fernandes Melo

Agosto/2019

Orientador: Leonardo Sales Araújo.

Coorientador: Luiz Maurício B. de Azevedo

Curso: Engenharia de Materiais

As barras chatas longarinas são acopladas aos chassis dos caminhões, proporcionando resistência estrutural a esses automóveis. É de interesse o desenvolvimento de um perfil de alta resistência, pois possibilitará a diminuição do peso estrutural dos caminhões, o aumento do volume de carga útil disponível, o aumento de absorção de energia no impacto, a redução do consumo de combustível e emissão de CO₂. Como resultado, haverá grande ganho financeiro para o setor de transporte, já que reduzirá custos e aumentará a capacidade de tonelage transportada. Neste trabalho, foi analisado o impacto das diferenças de composição química nos resultados das análises físicas e microestruturais de dois produtos: um que atende a norma AR 415 e ASTM A572 G60 - microligado, e outro que atende a norma europeia EN 10051, EN 10163-2 e EN 10149-2 – com alta resistência. A composição química foi obtida por espectrometria de emissão óptica, as análises físicas foram feitas através de ensaios de tração e a caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopias óticas, microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva. Os resultados mostraram que o produto referente à norma europeia apresenta maior resistência mecânica. Tal comportamento está associado ao significativo refino de grão gerado pelos precipitados Ti(C,N) e Nb(C,N), maior percentual em peso dos elementos Nb e Ti em sua composição química, além do formato acicular apresentado pela ferrita.

Palavras-chave: Longarina, ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga, Refino de Grão e Titânio.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for degree of Metallurgical Engineer

Study of Mechanical and Microstructural Properties of Microalloyed Steels for
Structural Application as Stringer

Anna Clara de Souza Fernandes Melo

September/2019

Advisor: Leonardo Sales Araújo

Co-advisor: Luiz Maurício B. de Azevedo

Course: Materials Engineering

The long flat bars are attached to the truck chassis, providing structural resistance to these vehicles. The development of a high strength profile is interesting as it will enable the reduction of the structural weight of the trucks, increasing the available payload volume and the energy absorption on impact, reducing the fuel consumption and CO₂ emission. As a result, there will be great financial gain for the transportation industry as it will reduce costs and increase the tonnage capacity transported. In this work, it was analyzed the impact of chemical composition differences on the results of physical and microstructural analysis of two products: one that meets the AR 415 and ASTM A572 G60 - microalloy, and another that meets the European standard EN 10051, EN 10163- 2 and EN 10149-2 - with high strength. The chemical composition was obtained by optical emission spectrometry. Physical analyzes were made through tensile tests and microstructural characterization was performed by optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive spectroscopy. The results showed that the product referring to the European standard presents greater mechanical resistance. Such behavior is associated with the significant grain refining generated by the precipitates Ti(C,N) and Nb(C,N), higher percentage by weight of the elements Nb and Ti in their chemical composition and the acicular shape presented by ferrite.

Keywords: Flat Bar, HSL - High Strength Low Alloy, Initial grain Size, Titanium.

SUMÁRIO

Lista de Figuras	x
Lista de Tabela	xii
1. INTRODUÇÃO	13
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 IMPLEMENTO RODOVIÁRIO – LONGARINA	2
2.2 Aço Estruturais.	3
2.2.1 Aço de Alta resistência e baixa liga (ARBL).....	6
2.3 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NOS AÇOS ARBL	8
2.3.1 Endurecimento Por Solução Sólida	9
2.3.2 Endurecimento por tamanho de grão.	9
2.3.3 Endurecimento por precipitação.	10
2.4 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA.....	11
2.4.1 Efeito do Nióbio.....	14
2.4.2 Efeito do Vanádio	16
2.4.3 Efeito do Titânio	18
2.5 TRABALHO A QUENTE.....	21
2.5.1 Laminação Controlada	22
2.6 EFEITO DA MICROESTRUTURA NOS AÇOS ARBL.....	23
3. MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1 MATERIAIS	27
3.2 ESPECTROMETRIA	27
3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	27
3.4 MICROSCOPIA ÓTICA.....	28
3.5 TAMANHO DE GRÃO	28
3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA – MEV/EDS	29
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	29
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	29
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	33
5. CONCLUSÃO	41
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	43

Lista de Figuras

- Figura 1** - Barra Chata Longarina acoplada no chassi de um caminhão [adaptada de 5,6 e 7].... 2
- Figura 2** - Micrografia Ótica do aço ARBL com laminação controlada e dois estágios de resfriamento contínuo. A imagem apresenta heterogeneidade na morfologia da ferrita, em (1) é apresentado a ferrita equiaxial e em (2) a ferrita acicular [adaptado de 8]..... 3
- Figura 3** – Microestrutura do material que segue a norma ASTM A572 grau 50 com ataque nital 3% [adaptada de 11]. 5
- Figura 4**- Microestrutura do material que segue a norma ASTM A36 com ataque nital 3% [adaptada de 11]..... 6
- Figura 5** - Efeito no limite de escoamento da interação C e N com Nb e V [adaptado de 10]..... 7
- Figura 6** – Relação ductilidade e resistência mecânica para aços laminados a quente. Para uma dada resistência mecânica é observado faixas de alongamento distintas [adaptado de 16]. 9
- Figura 7** - Aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação para teores de carbono entre 0,01 e 0,50% [adaptado de 16]..... 11
- Figura 8**- O gráfico mostra o efeito dos elementos de liga sobre a temperatura eutetóide, evidenciando os elementos alfa-gênico e gama-gênico [adaptada de 27]..... 13
- Figura 9** – Curva TTT (a) para uma liga de ferro-carbono com composição eutetóide, onde A= austenita, B= bainita, M= martensita e P= perlita. Curva TTT (b) para um aço-liga, onde A= austenita, B=bainita, M=martensita e F= ferrita proeutetóide [adaptado de 28]. 14
- Figura 10** – Comparação do tamanho de grão entre os diferentes aços apresentados, após a simulação termomecânica. (a) Aço A, (b) Aço B, (c) Aço C e (d) Média do tamanho de grão dos aços A, B e C (adaptada de [adaptado de 33]). 17
- Figura 11** – Esquema de simulação termomecânica do processo [adaptado de 35]..... 18
- Figura 12** - Sequência de precipitados intersticiais do tipo MX em austenita formados em temperaturas diferentes [adaptada de 39]. 19
- Figura 13**- Imagem gerada por MEV da amostra 3. Em (a) é apresentado a formação de finos carbonetos de titânio com formato retangular, distribuídos irregularmente na matriz. Já em (b), a formação de carbonetos de nióbio ao redor dos carbonetos de titânio [adaptada de 40]. 20
- Figura 14** - Esquema ilustrativo da evolução da microestrutura durante o trabalho a quente (no exemplo, laminação). Duas possibilidades estão ilustradas: quando a recrystalização inicia-se ainda durante a deformação, tem-se "recrystalização dinâmica". Se um intervalo de tempo após a deformação é necessário para a recrystalização inicial, tem-se "recrystalização estática" [adaptada de 10]. 22

Figura 15 - Desenho esquemático da formação de ferrita alotriomórfica equiaxial nos contornos de grão austeníticos [adaptada 46].....	24
Figura 16 - Desenho esquemático do aparecimento de ferrita acicular nos grãos austeníticos [adaptado de 46].	25
Figura 17 – (a) uma pequena lamela de cementita, formada em um contorno de grão e que cresce em um dos grãos da austenita (b)Se relações de orientação se estabelecem entre γ_1 e α ou Fe_3C e a interface entre as fases formadas e γ_1 serem semicoerentes, ou seja, de baixa mobilidade que as interfaces incoerentes entre γ_2 e α ou Fe_3C , a colônia de perlita crescerá sobre γ_2 [adaptado de 46].....	25
Figura 18 – A microestrutura de um aço comum ao carbono apresenta em 1 a morfologia de perlita fina e em 2 a morfologia de perlita grosseira [adaptada de 49].	26
Figura 19 – (a) Limite de escoamento, limite de resistência à tração e índice de dureza Brinell em função da concentração de carbono para aços comuns ao carbono que possuem microestruturas compostas por perlita fina. (b) Ductilidade (%AL e %RA) e a energia de impacto Izod em função da concentração de carbono para aços comuns ao carbono que possuem suas microestruturas compostas por perlita fina [adaptada 28].....	27
Figura 20 – Fluxograma de processamento de caracterização das amostras.....	28
Figura 20 – Simulação realizada com os dados da composição química da amostra A.	31
Figura 21 - Simulação realizada com os dados da composição química da amostra B.	32
Figura 22 - Imagens obtidas por MO com aumento de 1000x mostra a grande diferença no tamanho de grão e apresenta as fases presente na matriz dos materiais. Em (a) temos a amostra A e em (b) temos a amostra B.	33
Figura 23 - Imagens obtidas por MEV da longarina B evidenciando as finas lamelas de perlita do material.	35
Figura 24 - Precipitado observado na amostra da Longarina A.	36
Figura 25 - Precipitado observado na Longarina A	37
Figura 26 - Precipitado observado na Longarina B.....	38
Figura 27 - Histograma que apresenta os valores de Limite de Escoamento de 92 amostras da longarina B.....	39
Figura 28 - Histograma que apresenta os valores de Limite de Resistência de 92 amostras da longarina B.....	40
Figura 29 - Histograma que apresenta os valores de alongamento de 92 amostras da longarina B	40

Lista de Tabela

Tabela 1 - Composição Química requerida pela norma NBR7007 [adaptada da norma NBR7007].	4
Tabela 2 - Propriedades Mecânicas dos aços estruturais.....	4
Tabela 3 - Composição Química requerida pela norma A572/A572M-18	7
Tabela 4 - Composição Química [33].	16
Tabela 5 - Composição Química da amostra analisada em [35].	18
Tabela 6 - Composição Química das amostras de [40].	20
Tabela 7 - Composição Química das amostras analisadas.	29
Tabela 8 - Ensaio de Tração na Longarina de Alta Resistência.	39
Tabela 9 - Comparação dos resultados do comportamento mecânico das amostras A e B.....	41

1. INTRODUÇÃO

A CBA – Companhia Brasileira de Automobilismo registrou no ano de 2018 um aumento em volume de vendas para mercado de implementos automobilísticos de 13%. Esse crescimento indica a busca por inovação e melhorias por parte das empresas do setor rodoviário visando maior competitividade [1].

A barra chata longarina é um perfil vinculado ao chassi que proporciona rigidez estrutural. Quando fabricada com aço Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), possibilita ao caminhão a diminuição do seu peso, o aumento do volume de carga útil disponível, o aumento de absorção de energia de impacto permitindo distribuir, em uma menor proporção de barra, o resto do peso do veículo, a redução do consumo de combustível e de emissão de CO₂ [2].

O objetivo desse trabalho foi verificar o impacto da diferença de composição química nas propriedades mecânicas e microestruturais das amostras produzidas por fornecedores diferentes: a longarina de aço microligado – que atende a norma AR 415 e ASTM A572 G60 e a longarina de alta resistência – que atende a norma EN 10051, EN 10163-2 e EN 10149-2.

Foi analisado, inicialmente, a composição química das amostras por meio da espectrometria por emissão ótica. Em seguida, verificar a influência da composição química e do processo de fabricação na microestrutura obtida por MO - Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Adicionalmente, com ajuda do EDS (espectrometria por energia dispersiva), serão analisadas a composição química das partículas encontradas na microestrutura. Além disso, as propriedades mecânicas do material foram verificadas pelos dados alcançados nos ensaios de tração.

A verificação da composição química mostrou que a amostra da longarina com aço microligado possui 94% de cementita a mais que a longarina com ARBL. Além disso, a longarina com aço microligado tem o tamanho de grão 290% maior que a longarina com ARBL. Por fim, a longarina com ARBL apresenta 61% mais resistência que a longarina com aço microligado.

Frente aos resultados analisados podemos concluir que o material que atende a norma europeia apresenta, fundamentalmente, mais resistência mecânica que o produto

que atende a norma nacional. Devido ao elevado refino de grão decorrente da formação de precipitados de $Ti(C,N)$, como foi apontado na simulação termodinâmica e na análise química feita pelo EDS, e a morfologia acicular da ferrita observada pelas imagens obtidas por microscopia ótica e MEV.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 IMPLEMENTO RODOVIÁRIO – LONGARINA

Segundo a Agência Nacional de Transportes Terrestres (ANTT), o modal rodoviário corresponde cerca de 61% da matriz de transporte brasileira. Em um contexto em que o setor rodoviário é dominante, o mesmo busca aumentar sua eficiência enquanto o modal de implementos rodoviários se esforça para desenvolver melhorias e atender rapidamente as demandas solicitadas.

As barras chatas longarinas, como a apresentada na figura 1, são responsáveis pela resistência estrutural e por isso são um dos principais componentes que constituem os chassis do veículo [3]. Em caso de colisão, a longarina se deforma para amortecer o impacto, dando mais segurança para o motorista e os passageiros, além de evita o comprometimento de outras peças do automóvel [4]. São encontradas principalmente em pick-ups ou caminhonetes, caminhões e carretas [3].

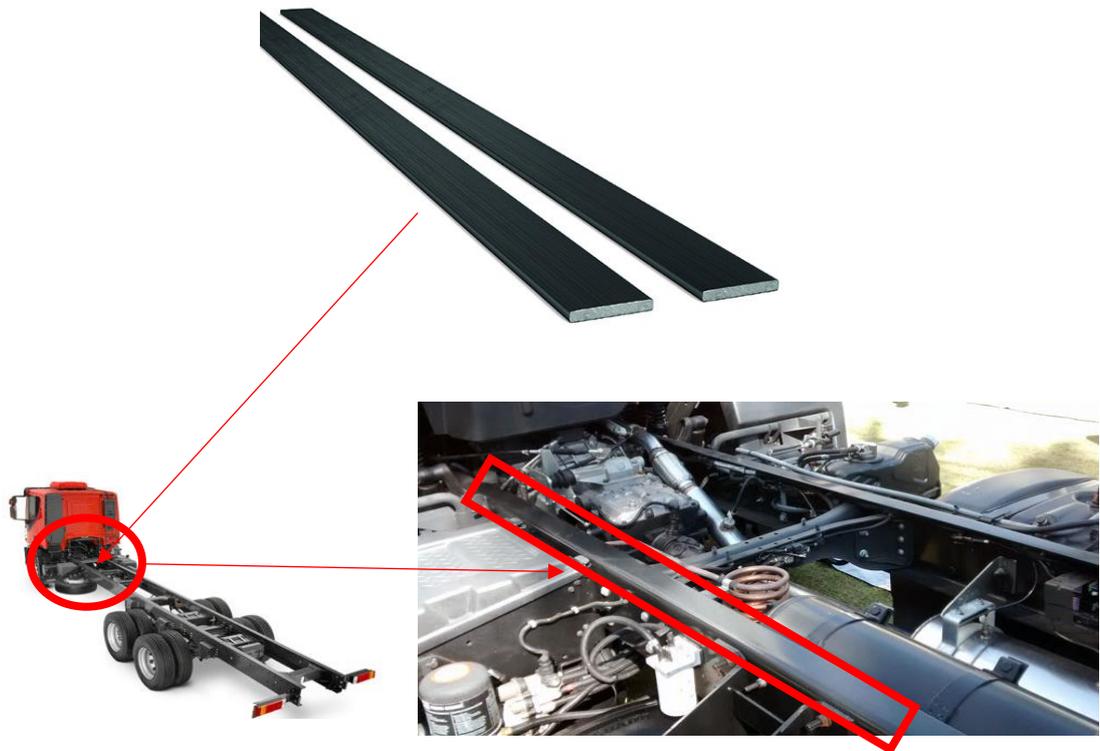


Figura 1 - Barra Chata Longarina acoplada no chassi de um caminhão [adaptada de 5,6 e 7].

A fabricação do perfil Longarina com aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) é uma solução para: diminuição do peso dos veículos, o aumento do volume de carga útil disponível, aumento de absorção de energia, redução do consumo de combustível e emissão de CO₂ [2]. Uma das microestruturas que podem ser encontradas na literatura para aços ARBL é apresentada na figura 2, que mostra uma matriz mista com grãos ferríticos e perlíticos [8]. São também observados em sua microestrutura dois tipos de ferrita: a ferrita acicular e a poligonal. A forma de ripa ou placa fina entrelaçada da ferrita é denominada como acicular. Já o grão sem formato padrão é denominado como poligonal ou equiaxial. Também é evidenciado um pequeno tamanho de grão que, unido às características anteriormente apresentadas, resultam a alta resistência dos aços ARBL.

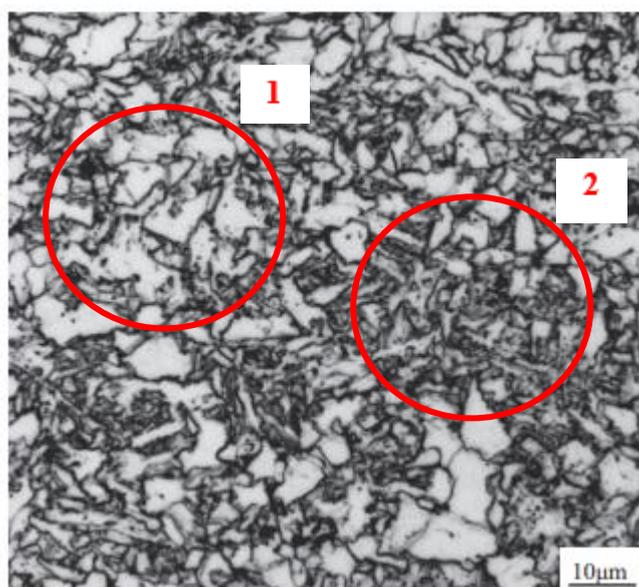


Figura 2 - Micrografia Ótica do aço ARBL com laminação controlada e dois estágios de resfriamento contínuo. A imagem apresenta heterogeneidade na morfologia da ferrita, em (1) é apresentado a ferrita equiaxial e em (2) a ferrita acicular [adaptado de 8].

2.2 AÇO ESTRUTURAIS.

Em meados do século XX as construções civis utilizavam aços com limite de resistência em torno de 370 MPa [9]. Nos anos 70, a indústria automobilística criou a necessidade de se produzir automóveis mais leves, por conta do aumento dos preços dos combustíveis [9]. Então em 1975, foram desenvolvidos os aços chamados de High Strength Low Alloy (HSLA), ou em português, aços de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)[8]. Estes aços, contém microligantes como Nb, Ti e V, e podem ser tratados termicamente. Possuem qualidade estrutural, maiores limites de escoamento e limite de

resistência, podendo-se produzir peças com redução de material e, conseqüentemente, peso [9]. As indústrias da construção civil e naval rapidamente implementaram seu uso [9].

Podemos então separar o seguimento de aços estruturais em [10]:

- Aço-carbono
- Aço de alta resistência e baixa liga.

Ambos os segmentos de aços estruturais devem ser classificados quanto às propriedades mecânicas, soldabilidade e análise química, de acordo com a NBR 7007:2016. Esta norma estabelece requisitos para produtos de aço-carbono ou microligados, laminados a quente, que se empregam em estruturas metálicas.

A tabela 1 apresenta a composição química que os perfis estruturais laminados a quente devem obedecer.

Tabela 1 - Composição Química requerida pela norma NBR7007 [adaptada da norma NBR7007].

Grau	C	Mn ^b	V	Nb	Ti
BR190	0,35 máx.	- ^c	- ^c	- ^c	- ^c
MR250	0,23 máx	- ^c	- ^c	- ^c	- ^c
AR350 ^a	0,23 máx	0,5 a 1,35	0,15 máx	0,050 máx	0,04 máx
AR350 COR ^a	0,20 máx	0,5 a 1,35	0,15 máx	0,050 máx	0,04 máx
AR415 ^a	0,26 máx	0,5 a 1,35	0,15 máx	0,050 máx	0,04 máx

^a - Nb + V + Ti ≥ 0,01%

^b - Para cada redução de 0,01 % no teor máximo de carbono especificado, um aumento de 0,06 % no teor de manganês acima do máximo especificado é permitido até o limite máximo de 1,50 %.

^c - Não especificado

Quanto às propriedades mecânicas pretendidas pela mesma norma, perfis devem apresentar desempenho como os apresentado na tabela 2.

Tabela 2 - Propriedades Mecânicas dos aços estruturais.

Grau do Aço		Limite de Escoamento Min. (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Min. Após ruptura % $l_0=200\text{ mm}^b$
NBR 7007	ASTM			
BR 190		190	Min 330	22,0
MR 250	A36	250	400-560	20,0

AR 350	A572 G50	350	Min 450	18,0
AR 350 COR	A 588	350	Min 485	18,0
AR 415	A572 G60	415	Min 520	16,0

Para as inúmeras aplicações dos aços estruturais, características como a soldabilidade e elevado valor para relação entre limite de resistência e limite de escoamento são de extrema importância. A soldabilidade é muito comum a soldagem desses perfis, como no caso da longarina que é soldada ao chassi do caminhão. A norma NBR 8800:2008 criada para projeto de estruturas de aço e de estruturas mistas de aço e concreto de edifícios, aponta que a relação entre resistências à ruptura e ao escoamento não pode ser inferior a 1,18 [10].

A imagem 3 e 4 apresentam a microestrutura do aço estrutural A572 grau 50 e A36, respectivamente.

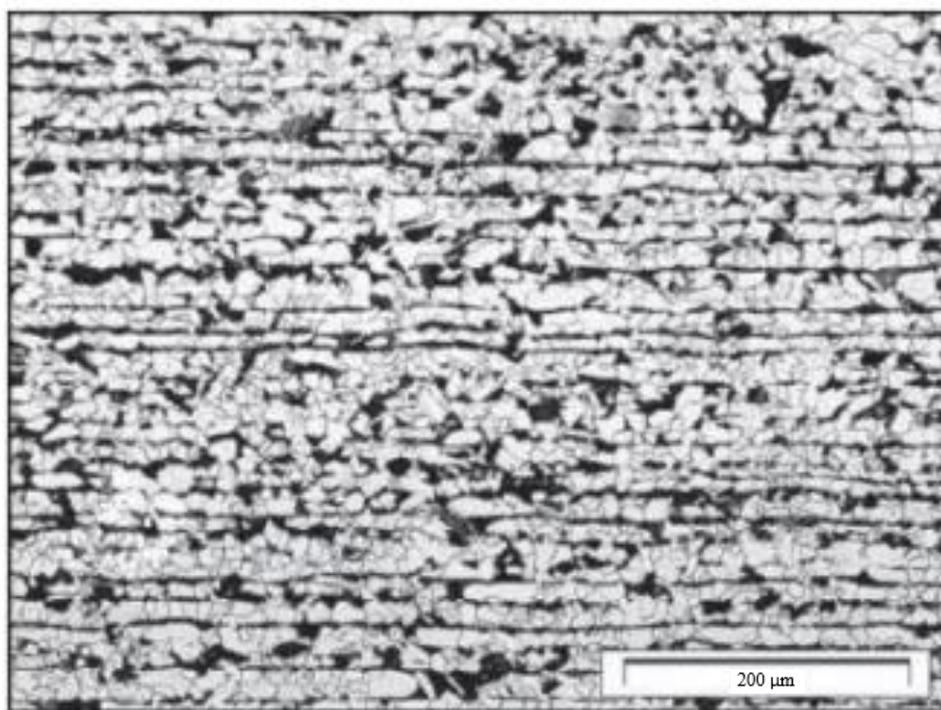


Figura 3 – Microestrutura do material que segue a norma ASTM A572 grau 50 com ataque nital 3% [adaptada de 11].

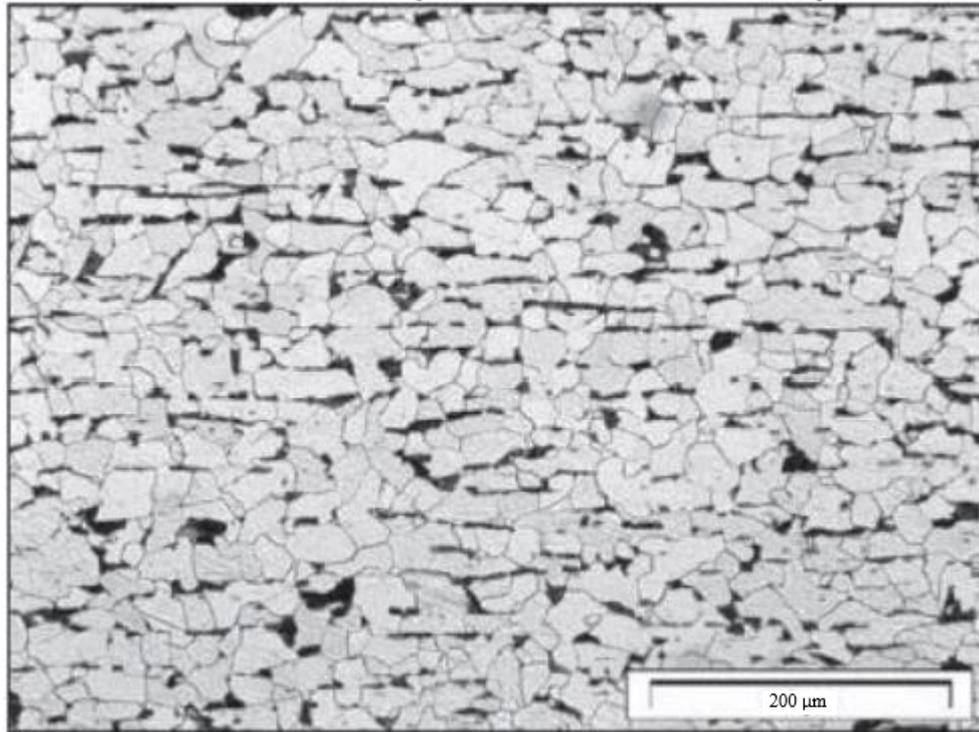


Figura 4- Microestrutura do material que segue a norma ASTM A36 com ataque nital 3% [adaptada de 11].

As microestruturas usuais dos aços estruturais encontradas na literatura são matriz mista ferrítica e perlítica como visto acima.

2.2.1 Aço de Alta resistência e baixa liga (ARBL)

Os ARBL são usados quando se deseja [10]:

- Aumentar a resistência mecânica, para que seja possível aumentar a carga unitária ou diminuir proporcionalmente a seção da estrutura, conseguindo assim empregar estruturas mais leves.
- Melhorar a resistência à corrosão atmosférica para que, com a utilização de seções mais finas, a vida útil da estrutura não diminua.
- Aumentar a absorção de energia ao choque e o limite de fadiga.
- Elevar o patamar do limite de escoamento e o limite de resistência à tração sem perder significativamente a ductilidade.

O teor de carbono nos aços ARBL é, de no máximo, 0,26% ,segundo a norma A572/A572M-18 e os outros elementos químicos são apresentados na tabela 3.

Tabela 3- Composição Química requerida pela norma A572/A572M-18

Espessura (mm)	Grau	Carbono, máx, %	Manganês, máx, %	Fósforo, máx, %	Enxofre, máx, %	Silício, máx, %
31,75	60 [415]	0,26	1,35	0,03	0,03	0,4

Além disso, a adição dos microligantes vanádio, nióbio e titânio resultam no endurecimento por refino de grão, ou por precipitação, levando ao aumento das propriedades mecânicas [12], como ilustrado na figura 5 ilustra. A redução do número de inclusões ou sua alteração de forma para globular proporciona o aumento da tenacidade desse aço [12].

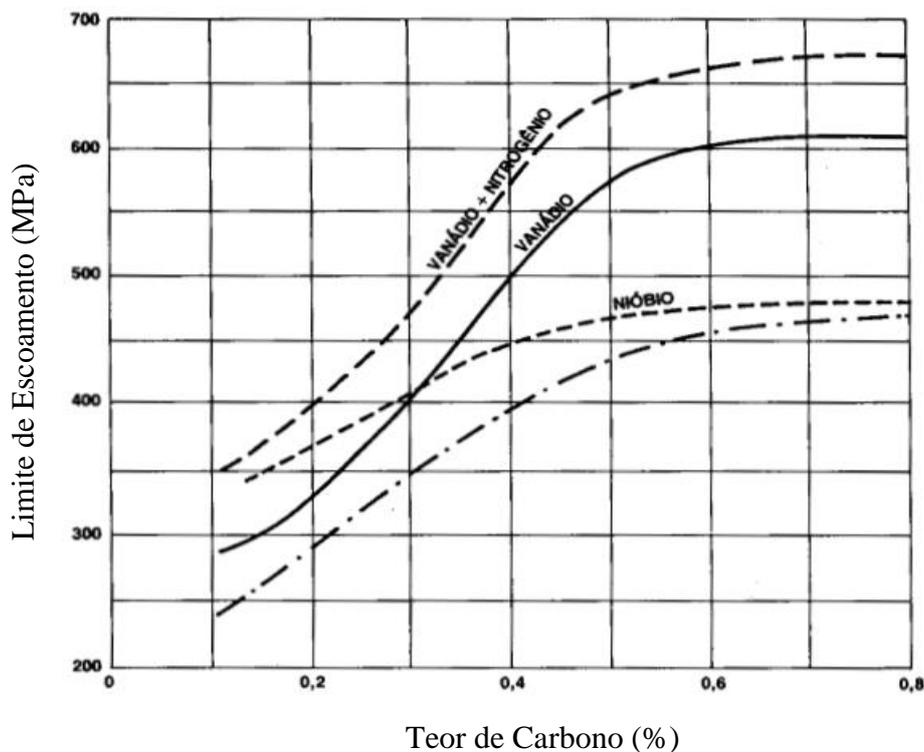


Figura 5 - Efeito no limite de escoamento da interação C e N com Nb e V [adaptado de 10].

Em [13] é afirmado que o efeito dos elementos de liga não é tanto na matriz ferrítica, mas na interação com o carbono e nitrogênio, formando carbonetos e carbonitretos, e interação com o enxofre, a formando inclusões não metálicas. O resultado da interação desses elementos é formação de precipitados de segunda fase, como carbonitretos e carbonetos, durante o processo de laminação. Tal formação proporciona um aumento substancial nas propriedades mecânicas do aço [10].

A melhoria na soldabilidade é decorrente da redução do carbono equivalente e controle do teor de ligas, carbono e nitrogênio. Esses elementos podem precipitar na Zona

Afetada pelo Calor (ZAC), resultando na perda de tenacidade do material e suscetibilidade à trinca por reaquecimento e formação de fase frágil [14].

Os aços ARBL com a microestrutura ferrítico-perlítico, são resultados do resfriamento lento após a laminação controlada. As condições cinéticas (tempo e temperatura elevados) contribuem para nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grãos austeníticos e seu crescimento por difusão. Nestes aços, o principal auxílio dos elementos microligantes e do processamento termomecânico é o refino de grão. Os precipitados de nióbio e vanádio, formados durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ou induzidos pela deformação, também aumentam a resistência mecânica.

Os aços de ferrita acicular apresentam ferrita muito fina de alta resistência. O crescimento dessa fase ocorre pelo mecanismo de cisalhamento do reticulado ou por difusão do carbono. Entretanto, a ferrita acicular nucleia-se heterogeneamente no interior dos grãos austeníticos e cresce em direções aleatórias [16]. Devido à sua orientação desordenada, alta densidade de discordâncias e estrutura refinada, a microestrutura contendo ferrita acicular e ferrita poligonal apresenta uma combinação ótima de alta resistência e boa tenacidade [16]. Apesar do baixo teor de carbono, há a adições de manganês, molibdênio e boro. Aços com essa microestrutura podem ser obtidos por têmpera ou normalização. Apresentam uma boa combinação de limite de escoamento, entre 415 a 690 MPa, com alta tenacidade e boa soldabilidade [10].

2.3 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NOS AÇOS ARBL

O efeito dos mecanismos de endurecimento sobre as propriedades mecânicas do aço ARBL são de extrema importância para a definição da composição química e do processamento termomecânico a ser aplicado no processo de fabricação do produto [16]. Na imagem 6 é possível observar que o aumento de resistência segue uma tendência de diminuição do alongamento. Além disso, nota-se que há diferentes formas de se atingir uma dada resistência.

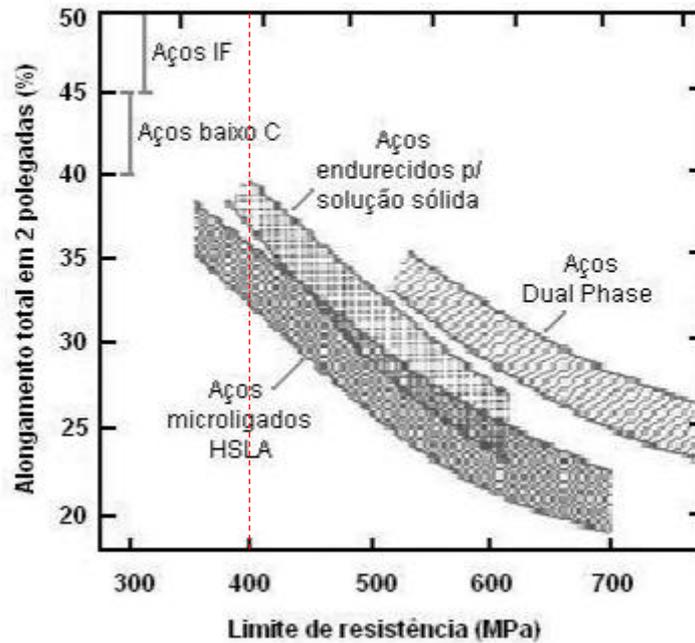


Figura 6 – Relação ductilidade e resistência mecânica para aços laminados a quente. Para uma dada resistência mecânica é observado faixas de alongamento distintas [adaptado de 16].

2.3.1 Endurecimento por Solução Sólida

O endurecimento por solução sólida pode ser classificado em solução sólida substitucional ou solução sólida intersticial. Quando o átomo de soluto e o de solvente não apresentam grandes diferenças de tamanho, então os átomos de solutos vão ocupar as posições dos átomos de solvente, e formarão solução sólida substitucional. Se o átomo de soluto for muito menor que o de solvente, então ele ocupará a posição intersticial e formará solução sólida intersticial [17].

O endurecimento varia diretamente com a diferença entre o tamanho de átomos de soluto e solvente, ou devido à mudança de parâmetros do reticulado ao adicionar átomos à estrutura cristalina. Na adição de elementos de liga, geralmente há imposição de deformações na rede cristalina formada pelos átomos da matriz e essas deformações dificultam a movimentação das discordâncias [17].

Dificultando o movimento das discordâncias a aplicação de maior tensão é necessária para iniciar a movimentação das discordâncias e em seguida dar continuidade à deformação plástica.

2.3.2 Endurecimento por tamanho de grão.

Existem dois modelos para explicar a relação de dependência da resistência à deformação plástica, com o contorno de grão. O primeiro entende o contorno de grão

como uma barreira para movimentação das discordâncias [17]. A fim de acomodar plasticamente o cisalhamento, em conjunto com as bandas de cisalhamento bloqueadas no contorno, a concentração de tensão deve ser suficiente para ativar o deslizamento no grão vizinho.

$$\sigma_0 = \sigma_i + k'D^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

A equação 1 [17] é conhecida como equação de Hall-Petch. Onde σ_0 representa o limite de escoamento, σ_i e k' são constantes e D é o tamanho médio de grão. É importante se atentar que a equação (1) foi derivada de grandes empilhamentos de discordâncias, contendo mais de 50 discordâncias e, por isso, para pequenos empilhamentos a equação deve ser desconsiderada.

O segundo modelo baseia-se na influência do tamanho de grão na densidade de discordâncias e nas tensões de escoamento.

$$\sigma_0 = \sigma_i + \alpha Gb\rho^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Na equação (2) [17], $\rho = \frac{1}{D}$ significa densidade de discordâncias e D tamanho de grão.

2.3.3 Endurecimento por precipitação.

O endurecimento por precipitação é um mecanismo que também pode atuar no aumento da resistência mecânica dos aços ARBL. Para que haja endurecimento por precipitação é necessário que a segunda fase seja completamente solubilizada em altas temperaturas para que, com o decréscimo de temperatura, ocorra precipitação dela.

O parâmetro de rede dos precipitados é um fator importante no endurecimento por precipitação, quanto maior a diferença entre o parâmetro de rede da segunda fase coerentes e o parâmetro de rede da ferrita (0,286nm), maior a distorção na rede aumentando o efeito de endurecimento [16]. Na figura 7, é perceptível o melhor desempenho do Nióbio frente ao Vanádio e ao Titânio com relação a esse mecanismo.

A precipitação de carbonitretos no campo de não-recristalização de austenita são efetivos no aumento da resistência mecânica, apesar de não serem coerentes com a matriz.

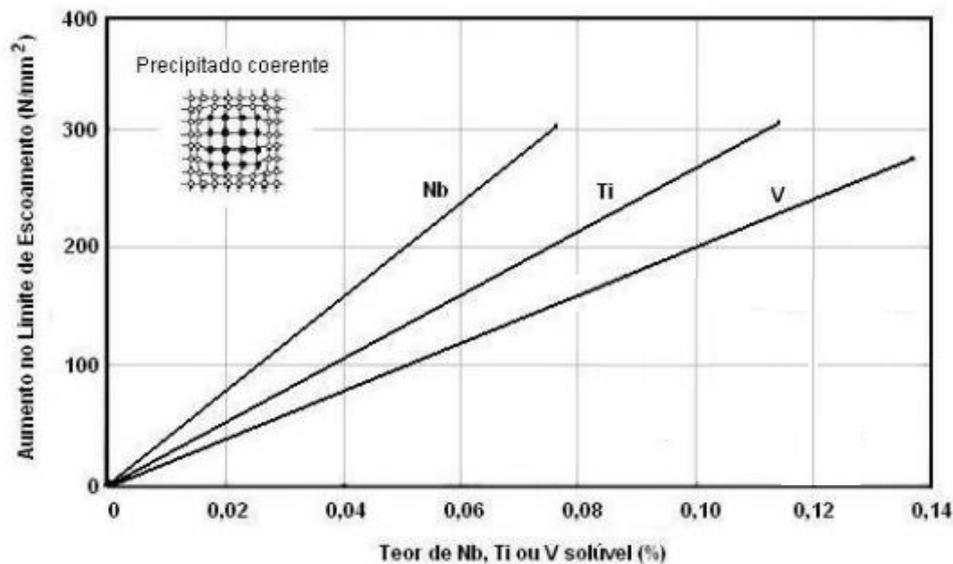


Figura 7 - Aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação para teores de carbono entre 0,01 e 0,50% [adaptado de 16].

Os precipitados de TiN são formados em altas e não apresentam efeito endurecedor pelo mecanismo de endurecimento por precipitação. Entretanto, o nitrogênio tem afinidade com o titânio e acaba fixando o nitrogênio livre, favorecendo assim a formação do NbC que é mais efetivo que o Nb(CN) no endurecimento por precipitação [18]. Além disso, favorece também a formação de VC durante ou após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Apesar do seu parâmetro de rede menor que do NbC, os precipitados de vanádio (VN e VC) são finos e bem distribuídos na ferrita [16].

2.4 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA

A adição de elementos de liga é feita visando:

- Aumentar a dureza e resistência mecânica.
- Implementar resistência uniforme através de toda seção em peças de grandes dimensões [10].
- Diminuir o peso da peça por conta do aumento da resistência, de modo a reduzir a inércia de uma parte em movimento ou reduzir o peso-morto em um veículo ou numa estrutura [10].

Esses efeitos são obtidos pelo aumento de resistência da ferrita e pela formação de carbonetos. Com a adição de um ou mais elementos de liga em teores baixos, sendo o somatório dos percentuais de elemento de liga $\leq 5\%$, é possível aumentar as propriedades mecânicas do aço [10].

Existem elementos de liga que, quando dissolvidos na ferrita, aumentam a resistência do material, mesmo na ausência de tratamento térmico. Esse aumento não necessariamente acompanha a redução da tenacidade como a maioria dos mecanismos de endurecimento, ele pode melhorar essa característica como é o caso do endurecimento por refino de grão. O Nióbio, por exemplo, quando dissolvido na austenita pode atrasar tanto a nucleação como o crescimento da ferrita [18].

A nucleação pode ser atrasada pela formação de um arranjo fino de precipitados de $M_W C_K N_L$ (família dos nitretos, carbonetos e carbonitretos de um metal M), no grão austenítico [19] (quando se trata de elementos com forte tendência de formação de carbonetos como V, Nb e Ti). Os precipitados, no início, são coerentes com a austenita, o que dificulta a nucleação da ferrita. O atraso também pode ser justificado pela segregação de elementos de liga ou conssegregação de carbono e elementos de liga nos contornos dos grãos austeníticos [20], que diminui a atividade [21] e a difusividade [22] do carbono nos contornos de grão dificultando a formação de núcleos de ferrita. Os elementos alfacênicos, apresentados na figura 8, podem também consolidar o embrião de ferrita, ou alterar a sua estrutura reduzindo sua efetividade em nuclear grãos de ferrita [23].

O crescimento pode ser atrasado por ação da partição. Elementos estabilizadores de ferrita, durante a formação da fase α não sofrem partição entre a austenita e a ferrita, mas os elementos estabilizadores de austenita sofrem [24,25]. Quando não ocorre a partição o crescimento da ferrita advém da difusão do carbono. No entanto, quando não ocorre pela difusão de carbono, decorre do fenômeno da difusão do elemento de liga. Como o carbono é um soluto intersticial a velocidade de difusão é maior que a difusão do elemento de liga que é soluto substitucional. Portanto, o crescimento controlado pela difusão do elemento de liga atrasa o crescimento da ferrita.

A segregação de elemento de liga na interface austenita/ferrita influencia na diminuição da difusão do carbono prejudicando a cinética do processo de crescimento da ferrita [18]. O efeito do arrasto de soluto ocorre quando a interface austenita e ferrita se move e arrasta os átomos de elemento de liga, tornando o movimento mais lento [26].

Na formação da austenita, o aquecimento à temperatura de austenitização retém todos os elementos de liga em solução na austenita. A temperatura de crescimento de grão torna-se um pouco maior, principalmente por conta das inclusões não-metálicas que não dissolvem na austenita. Por exemplo, o nitreto de alumínio que evita o crescimento de grão até temperaturas bem superiores a 925°C, como 1100°C [10].

Para formação de perlita é conhecido que elementos de liga estabilizadores de ferrita aumentam a temperatura eutetóide, e os estabilizadores de austenita provocam o inverso. Também podem aumentar ou diminuir o espaçamento interlamelar da perlita [10]. Quando o aço ARBL é submetido a um resfriamento contínuo, o aumento da taxa de resfriamento promove a formação de perlita à temperatura mais baixa. A perlita formada possui lamelas mais finas, ou seja, mais dura [10].

A adição de elemento de liga desloca da curva TTT para direita, com exceção do cobalto, como observado na figura 9. O acréscimo de manganês, vanádio e níquel favorece o aumento da temperabilidade dos aços bifásicos, assim como o carbono e o silício, que atuam em solução com o ferro. Esse efeito possibilita a têmpera de seções mais grossas e favorece a uniformidade da resistência ao longo da seção. Também possibilita métodos de resfriamento mais brandos que diminuem o risco de empeno e fissuração.

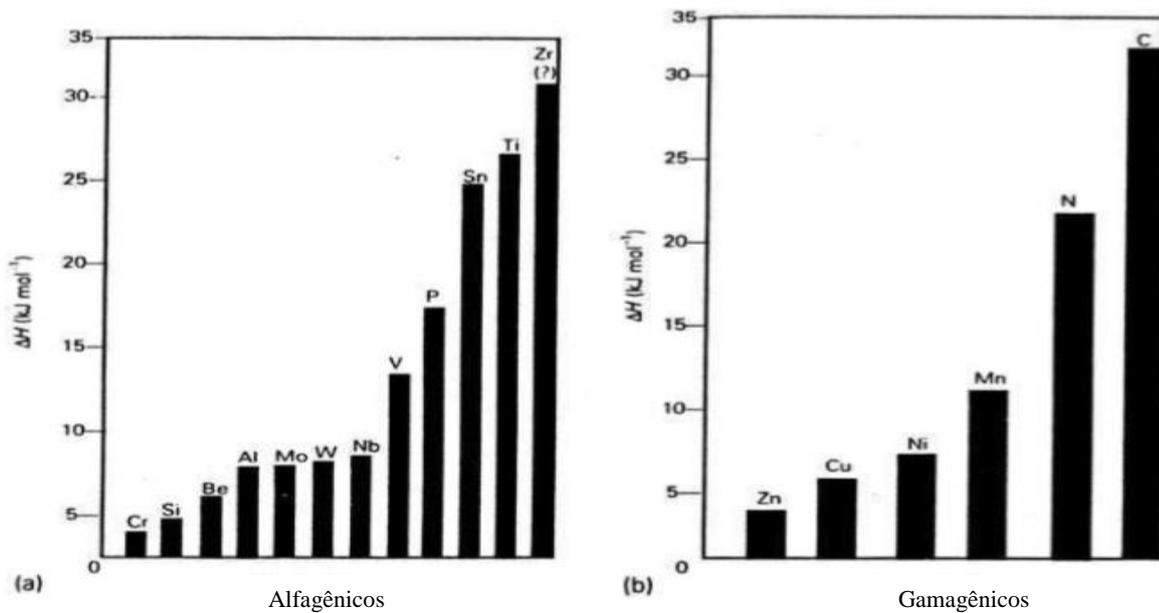


Figura 8- O gráfico mostra o efeito dos elementos de liga sobre a temperatura eutetóide, evidenciando os elementos alfa-gênicos e gama-gênicos [adaptada de 27].

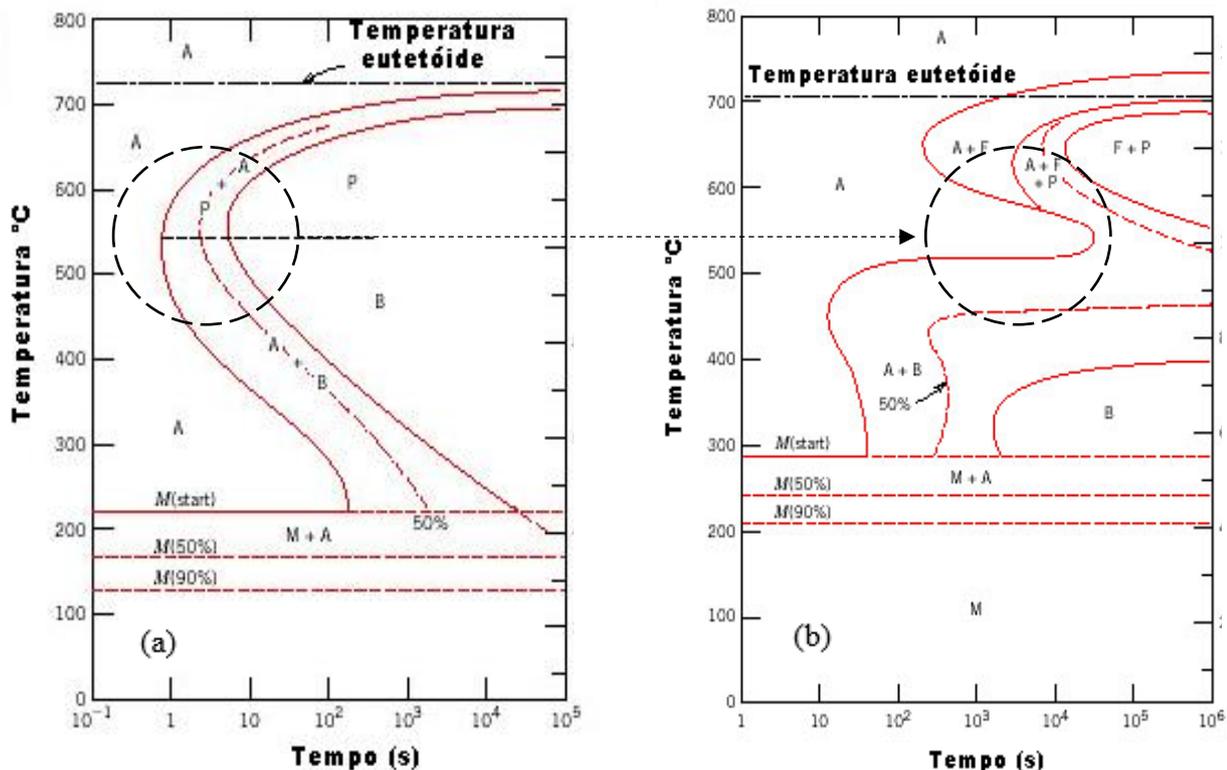


Figura 9 – Curva TTT (a) para uma liga de ferro-carbono com composição eutetóide, onde A= austenita, B= bainita, M= martensita e P= perlita. Curva TTT (b) para um aço-liga, onde A= austenita, B=bainita, M=martensita e F= ferrita proeutetóide [adaptado de 28].

2.4.1 Efeito do Nióbio

O Nióbio possui inúmeras influências sobre as propriedades mecânicas do aço. Durante a laminação, além de auxiliar no refino de grão, aumenta a temperatura de não-recristalização da austenita, diminui a temperatura de transição $\gamma \rightarrow \alpha$, promove o endurecimento por precipitação ao se combinar com o carbono e/ou nitrogênio [16].

O refino de grão é um mecanismo que simultaneamente aumenta a resistência, ductilidade e tenacidade do aço. O controle do grão austenítico pelos precipitados de Nb(C,N) ocorre na faixa de temperatura de recristalização de γ , resultando no atraso da recristalização nos últimos passes de laminação [29]. Os processos de precipitação dos carbonitretos de nióbio são acelerados pelo efeito de deformação na faixa de temperatura 950-850°C. Nesta faixa de temperatura foi encontrada a maior inibição do processo de recristalização da austenita do aço microligado 09G2FB ((0.11% C; 1.55% Mn; 0.23% Si, 0.07% V, 0.04% Nb) [30]. Foi perceptível que a inibição da recristalização foi mais intensa a temperaturas abaixo de 800°C, pela desaceleração dos processos de difusão.

Pode-se dizer então, que o aumento da temperatura de não-recristalização de γ é consequência do mecanismo de arraste de soluto. Esse mecanismo, que reduz a mobilidade das discordâncias e da formação de precipitados de Nb(C,N), são induzidos pela deformação no campo austenítico, e promovem o travamento dos contornos de grão [16].

A diminuição da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ também é justificada pela supressão da migração dos contornos de grão. Essa supressão é dada pelo efeito de arraste do soluto resultante da segregação dos elementos de liga nos contornos de grão, como também pela fixação dos precipitados formados pelos elementos de liga [16]. O nitreto de nióbio é um dos exemplos de precipitados que ancoram os contornos de grão [31].

O Nb(C,N), após a deformação a quente, é obstáculo à migração dos contornos de grãos e subgrãos. Em deformações a temperaturas mais altas (1050°C), as partículas de Nb(C,N) não precipitam e, por isso, a inibição do processo de recristalização é decorrente do efeito de átomos de nióbio contidos em solução sólida. Com o aumento do teor de nióbio, seu efeito inibidor sobre o crescimento do grão austenítico aumenta [30].

Após a deformação na laminação, o grão adquire um aspecto alongado e, junto com a alta densidade de deformação da austenita, aumenta os pontos preferenciais de nucleação da ferrita. A nucleação da ferrita não ocorre somente nos contornos de grão da austenita, mas também nas bandas de deformação ao longo do grão [31]. Por meio da diminuição da temperatura de transição austenita/ferrita, o nióbio aumenta a taxa de nucleação da ferrita simultaneamente com a redução da taxa de crescimento de grão. O resultado desses efeitos leva a uma ferrita com grãos finos [29]. Para otimizar o potencial metalúrgico desse elemento de liga, é essencial que o nióbio e seus precipitados estejam em solução sólida antes da laminação [29] para atuarem como fixadores nos contornos de grão impossibilitando o crescimento do grão austenítico [32,33].

Um efeito ambíguo na resistência ao impacto é verificado no nióbio. Nas temperaturas de comportamento dúctil, o efeito de fortalecimento em pequenas adições de nióbio (aproximadamente 0,04%) prejudica a tenacidade ao impacto por consequência da precipitação de partículas dispersas do carbonitreto Nb(C,N). No entanto, na região de transição dúctil-frágil, adições de nióbio melhoram a resistência ao impacto por causa do refino de grão e da proporção reduzida de perlita na estrutura. Como consequência há uma maior proporção de regiões com ductilidade nas amostras que fraturaram por impacto e a redução da temperatura de transição dúctil-frágil. Adições de nióbio em quantidades superiores ao limite de solubilidade na austenita em temperaturas de

laminação (0,04-0,5% no aquecimento até 1150°C) não resultam em um adicional aumento de resistência, mas melhora a resistência ao impacto porque a proporção de perlita na estrutura de aço é reduzida [30].

2.4.2 Efeito do Vanádio

Nos aços ARBL, o vanádio forma precipitados de V(C,N), resultantes da deformação na região austenítica durante e após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Devido às baixas temperaturas de precipitação (abaixo de 900°C), estes precipitados são bastante finos e tem efeito pronunciado no endurecimento dos aços ARBL [34].

O favorável efeito do vanádio (0,02-0,04%) na ductilidade do aço é enfraquecido na presença de nióbio e é totalmente suprimido na liga com titânio. Isso ocorre porque tanto o nióbio, quanto titânio, causam um maior refino do grão. No entanto, em aços de baixo carbono e microligado recomenda-se a utilização de vanádio (0,07-0,1%) principalmente para melhorar a resistência [30].

O vanádio aumenta a estabilidade da austenita se, durante a austenitização, uma considerável parte dos carbonitretos de vanádio sejam dissolvidos em γ . A austenita em aços com 0,06% V é mais estável após aquecimento a 950°C do que em ligas com 0,03% ou sem vanádio. Nesta temperatura o vanádio se dissolve razoavelmente bem na matriz austenítica [30].

Em [33], três amostras de composições químicas apresentadas na tabela 5, aquecidas durante 5 minutos à 950°C, foram resfriadas continuamente. Comparando com o aço A, o aço B contém substancialmente mais ferrita, o que demonstra que a adição de vanádio promove a formação de ferrita, como é de se esperar já que o vanádio é um elemento alfa-gênico.

Tabela 4 - Composição Química [33].

Aço	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	N
A	0,26	0,62	0,63	1,15	0,40	0,81	0,31	-	0,0031
B	0,26	0,66	0,64	1,16	0,40	0,81	0,49	-	0,0027
C	0,26	0,64	0,64	1,15	0,41	0,80	0,31	0,045	0,0025

No aço C o tamanho de grão da ferrita é claramente menor por causa do refino de grão γ , promovido pelo Nb e o V, além do percentual de ferrita ser menor [8] já que Nb é um elemento gamagênico. A figura 10 apresenta a diferença visualizada.

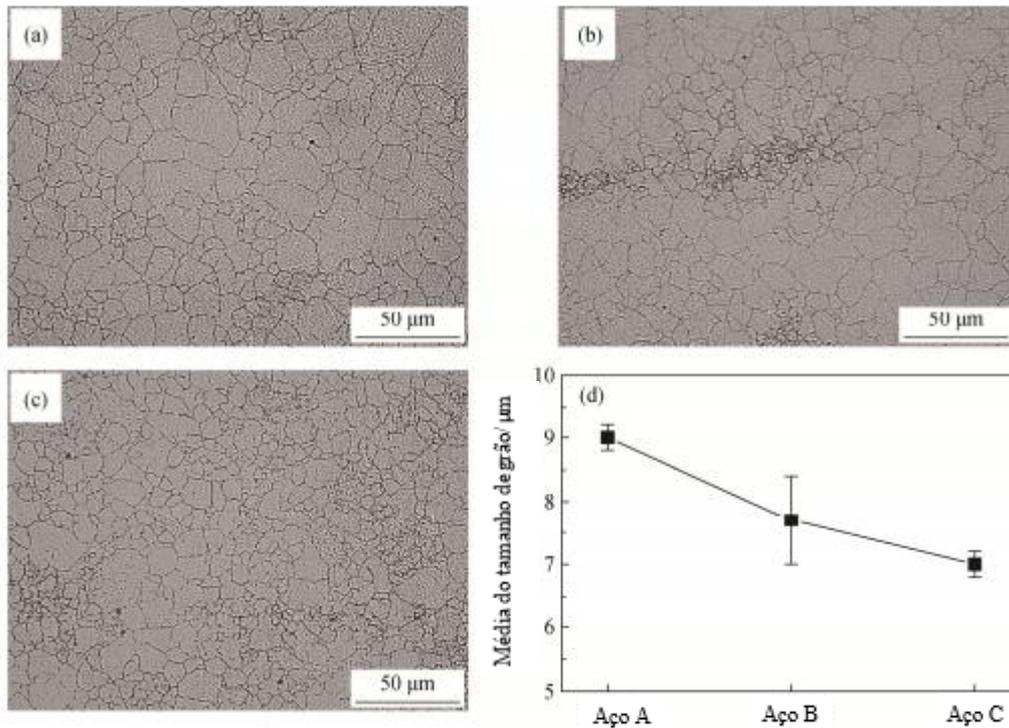


Figura 10 – Comparação do tamanho de grão entre os diferentes aços apresentados, após a simulação termomecânica. (a) Aço A, (b) Aço B, (c) Aço C e (d) Média do tamanho de grão dos aços A, B e C (adaptada de [adaptado de 33]).

Em [35] a amostra analisada apresentava composição química como a tabela 6 e sujeita ao processo termomecânico apontado na figura 11. Nota-se que os aços com formação de VN exibem refino de grão de aproximadamente 50% do tamanho de grão austenítico por causa da nucleação intragranular dos precipitados VN e devido à baixa compatibilidade do VN com a ferrita.

A fração volumétrica de V(C,N) precipitada na austenita é de aproximadamente um terço da fração volumétrica total na ferrita à temperatura ambiente, com a composição química apontada na tabela 6. Devido ao baixo teor de carbono e ao consumo de átomos de C por precipitados de vanádio, a fração volumétrica de cementita é menor. A proporção de precipitados de AlN também é significativamente menor que V(C,N) pois, como é bem conhecido, a precipitação de AlN é lenta [35].

Tabela 5 - Composição Química da amostra analisada em [35].

	C(wt.%)	Si(wt.%)	Mn(wt.%)	S(wt.%)	Al(wt.%)	V(wt.%)	N(wt.%)
Amostra	0,058	0,15	1,8	0,002	0,03	0,12- 0,18	0,015- 0,02

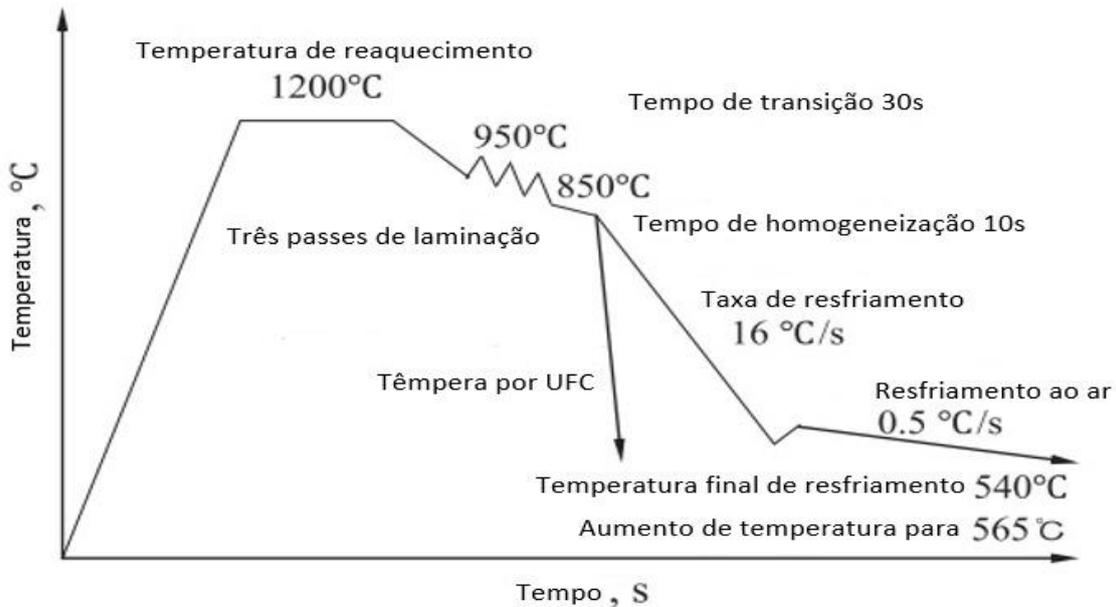


Figura 11 – Esquema de simulação termomecânica do processo [adaptado de 35].

2.4.3 Efeito do Titânio

O tamanho de grão da ferrita é diretamente influenciado pelo tamanho de grão da austenita. Quando o aço é aquecido a 1150°C, uma adição de 0,015% de Ti garante um refino de grão muito maior que à adição da mesma quantidade de nióbio (até 20 e 140 micra, respectivamente) [30].

Durante o reaquecimento que ocorre no forno da laminação, o grão da austenita é impedido de crescer pelos finos precipitados de TiN, formados em altas temperaturas. No entanto, é necessário o controle da razão Ti/N na composição química do aço. Para uma quantidade fixa de Ti, o aumento do teor de N diminui a solubilidade das partículas de TiN, o que pode favorecer a formação destes precipitados grosseiros [36,37,38].

Foi observada a perda de resistência do aço após a adição de pequenas quantidades de titânio (aproximadamente 0,02-0,03%) [30]. Apesar do grão refinado, a eliminação de nitrogênio da ferrita em consequência da formação de TiN e o crescimento da partículas

(aproximadamente 1-3 μm) levam à perda de resistência do material. Um aumento adicional do teor de titânio conduz a um aumento da quantidade de TiC de fase dispersa (partículas com 20-80 nm de tamanho) que fortalece ativamente a ferrita, resultando no aumento da resistência do aço [30]. A figura 12 apresenta a relação entre temperatura e fração em massa encontrada em aços microligados com V, Nb e Ti.

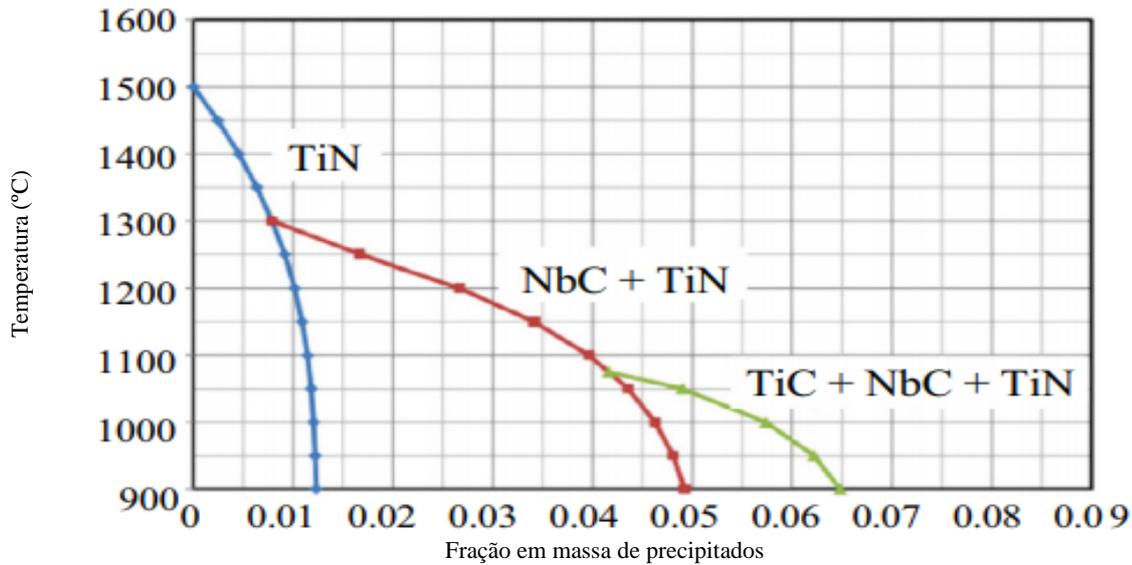


Figura 12 - Sequência de precipitados intersticiais do tipo MX em austenita formados em temperaturas diferentes [adaptada de 39].

Quando o vanádio e titânio são adicionados no aço há a eliminação do nitrogênio da solução sólida, porque o nitrogênio é consumido para formar os precipitados de V(C,N) ou TiN [39]. Esse comportamento foi percebido ao determinarem o teor de N na fase TiN do aço [39]. O aumento do teor de titânio leva à redução do conteúdo de nitrogênio ligado ao nitreto AlN e o aumento correspondente da proporção de nitrogênio usado na formação de TiN [39]. Quando o aço contém aproximadamente 0,06% de Ti, o nitreto de alumínio não é mais encontrado, e a quantidade de nitreto de titânio atinge um valor constante, já que todo o nitrogênio se liga ao Ti [36]. O nióbio interage fracamente com o nitrogênio e por isso, praticamente não tem efeito sobre o seu conteúdo na solução sólida e no AlN [39].

Com baixas concentrações de titânio (0,02-0,03%) é possível observar um aumento na resistência ao impacto do aço de forma mais ativa que o vanádio. Diminui a temperatura em que o material apresenta comportamento frágil devido a eliminação de nitrogênio da ferrita e o forte refino do grão ferrítico. Com maior teor de titânio (mais de

0,04-0,06%), o efeito predominante torna-se o endurecimento por dispersão devido à precipitação de partículas de TiC, o que leva a um comprometimento no comportamento dúctil do material [39].

Em [40], três amostras com as composições químicas apresentadas na tabela 7, fundidas e revenidas por 300h à 900°C, mostraram que o aumento do teor de elementos de ligas estabilizantes, como Nb e Ti, influenciam significativamente na morfologia do carboneto [40].

Na amostra 3, houve formação de finos carbonetos de titânio com formato retangular distribuídos irregularmente. A imagem de MEV, mostrada na figura 13, apresenta formação de carbonetos de nióbio ao redor dos carbonetos de titânio. Esses precipitados possuem tamanho diversificado e são influenciados pelos precipitados de Ti, o que indica que o carboneto de titânio leva a formação de carboneto de nióbio [40].

Tabela 6 - Composição Química das amostras de [40].

Amostra	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Nb (%)	Ti (%)
1	0,31	2,21	1,05	0,018	0,012	18,3	29,6	0,00	1,00
2	0,31	2,41	0,96	0,015	0,010	18,2	29,3	1,71	0,05
3	0,30	1,62	0,92	0,017	0,009	17,5	29,3	1,75	0,83

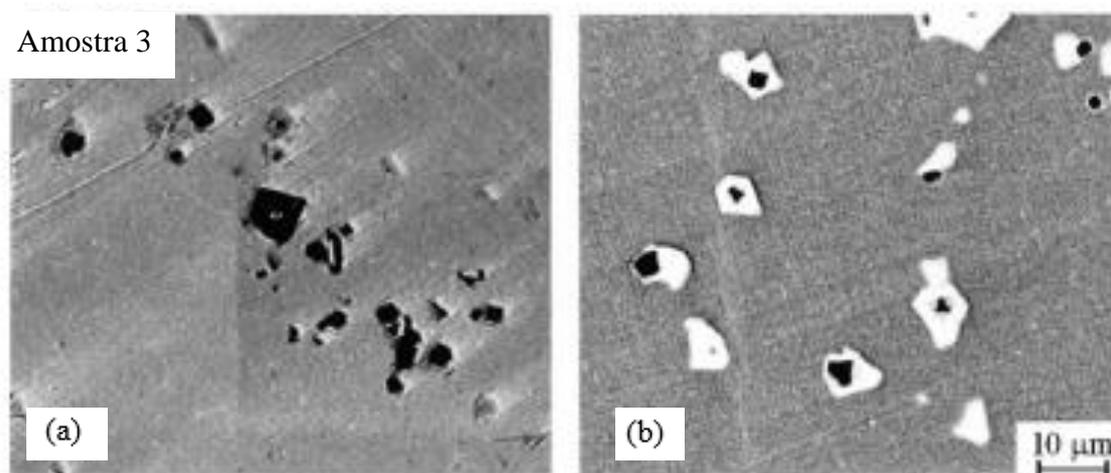


Figura 13- Imagem gerada por MEV da amostra 3. Em (a) é apresentado a formação de finos carbonetos de titânio com formato retangular, distribuídos irregularmente na matriz. Já em (b), a formação de carbonetos de nióbio ao redor dos carbonetos de titânio [adaptada de 40].

2.5 TRABALHO A QUENTE

O aumento da temperatura de trabalho do material facilita a conformação mecânica, por diminuir a resistência e a energia necessária para deformação [18]. A temperatura também auxilia na difusão e coopera na redução de heterogeneidades químicas dos tarugos [18]. Ter o controle das variáveis de laminação, como temperatura e grau de deformação, torna possível obter elevada taxa de nucleação e impedir o crescimento de grão. Essa sistemática de trabalho é fundamental para que o material não sofra transformação de fase indesejável no resfriamento [18]. A figura 14 ilustra a evolução microestrutural durante um passe de laminação a quente.

Sendo um dos parâmetros mais críticos na laminação, a seleção da temperatura envolve a definição de uma faixa de temperatura para que a liga obtenha ductilidade, resistência adequada à conformação, além de boa trabalhabilidade [18]. O limite superior desta faixa de temperatura é determinado pela temperatura *solidus* da liga e o inferior é normalmente determinada pela ductilidade e resistência da liga a ser laminada [18].

O tempo de encharque, deve ser o suficiente para atingir a temperatura no centro do tarugo e completar as transformações de fases desejadas. Na prática esse tempo tem efeito positivo no aumento da ductilidade, sendo limitado pelo crescimento de grão excessivo ou pela decomposição superficial [18].

Aços com elevados teores de elementos de liga apresentam condutividade térmica inferiores aos aços comuns ao carbono, por isso o tempo de encharque deve ser maior para os aços ligados [18]. Caso contrário, o material será trabalhado com o núcleo frio levando o rompimento durante a laminação ou um material sem propriedades mecânicas adequadas.

O planejamento da sequência de deformação também é importante para se atingir as propriedades mecânicas requeridas. Um tarugo, por exemplo, por ser uma estrutura bruta de solidificação tem pior trabalhabilidade. Logo, os primeiros passes precisam ter pequeno grau de redução. No entanto, assim que a estrutura colunar for eliminada no tarugo pode-se aumentar a deformação [18].

Dessa forma, a temperatura de trabalho e sequência de deformação devem ser ajustadas visando a boa trabalhabilidade do material. Essa não depende do tamanho de grão, homogeneidade de composição química, inclusões, não metálicas ou outras características do material, mas também da maneira que o trabalho será executado. O estado de tensões existentes na conformação, assim como a taxa de deformação são muito

importantes, haja vista como o material vai se deformar sem o aparecimento de defeitos [16].

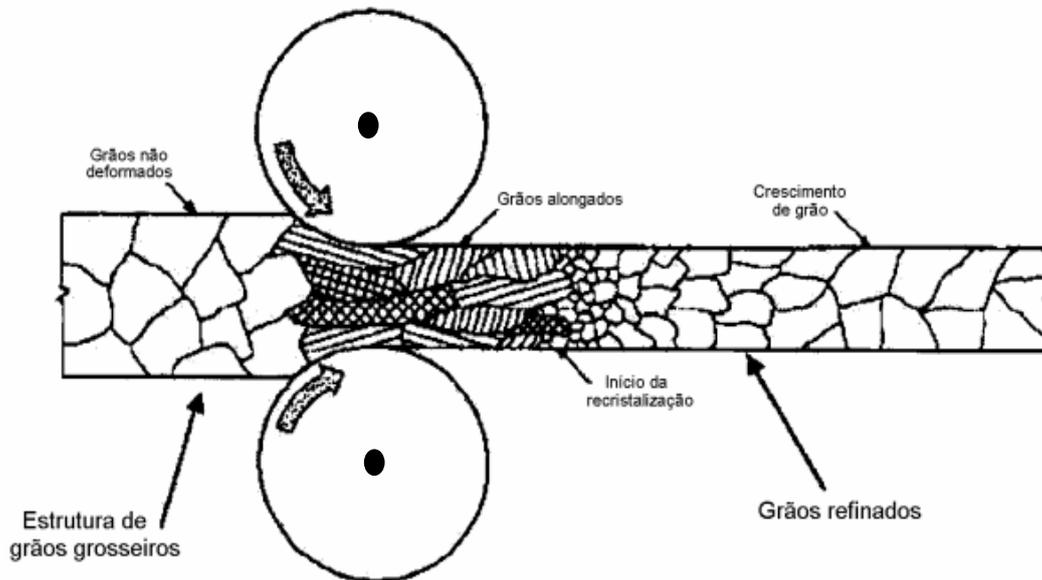


Figura 14 - Esquema ilustrativo da evolução da microestrutura durante o trabalho a quente (no exemplo, laminação). Duas possibilidades estão ilustradas: quando a recristalização inicia-se ainda durante a deformação, tem-se "recristalização dinâmica". Se um intervalo de tempo após a deformação é necessário para a recristalização inicial, tem-se "recristalização estática" [adaptada de 10].

2.5.1 Laminação Controlada

A laminação controlada foi desenvolvida para produzir aços ARBL. Elementos de liga, como Nb e Ti, atrasam a recristalização estática entre os passes e geram o acúmulo de deformações. Assim, são obtidos uma alta taxa de nucleação durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, proporcionando grãos ferríticos muito finos. Para isso, os últimos passes de acabamento ocorrem em temperaturas baixas, abaixo da temperatura de recristalização.

Elementos formadores de carbonitreto, como V e Ti, afetam o processo de crescimento de grãos quando o aço é aquecido antes da laminação. Por outro lado, o excesso de carbonitreto acelera a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, principalmente pelo refino dos grãos austeníticos. Além disso, as partículas dispersas de carbonitreto, são centros adicionais de formação de uma nova fase, e isso também acelera a transformação de gama-alfa [30].

A deformação plástica leva a um aumento das temperaturas A_{r3} e A_{r1} tanto de aços microligados como de aço sem elementos de liga, mas o aumento é particularmente significativo no caso do aço microligado, austenitizado em 1100-1150°C [30].

Os carbonitretos e nitretos de vanádio, nióbio e titânio podem precipitar da austenita ou na ferrita. Eles possuem diferentes estágios de precipitação e estão totalmente ou parcialmente coerentes com a matriz. Esses precipitados aumentam muito a resistência da ferrita e a intensidade do endurecimento depende do número de partículas e do grau da sua coerência com a matriz [30].

Esse processo induz a ocorrência da recristalização em um ou mais passes. Permite também que o laminador trabalhe com cargas mais baixas (percentual de redução menor) gerando um intenso refino de grão austenítico [41].

Como estratégias de Laminação Controlada são empregadas baixas temperaturas no desenformamento e temperaturas de acabamento acima de 1050°C [16]. Ter o controle do crescimento dos grãos austeníticos na parte do reaquecimento, garantir que nos sucessivos passes de laminação as deformações ocorram no campo de recristalização da austenita e que não haja crescimento de grão entre os passes de laminação, resultarão em um bom refino dos grãos ferríticos [16]. Esta estratégia pode ser empregada em aços microligados ao V ou V e Ti, com teores de N entre 150 e 200 ppm, que apresentam refino de grão austenítico em altas temperaturas e substancial endurecimento pelos precipitados de VN [16].

A deformação na região de recristalização da austenita, com o refino dos grãos pela recristalização durante a laminação e a deformação na região de não recristalização da austenita, produzem uma alta área interfacial de austenita por unidade de volume [16]. No resfriamento ao ar, a alta taxa de nucleação de ferrita nos contornos de grão e nas bandas de deformação vão produzir grãos ferrítico finos [16].

Outra forma de laminação de aços microligados é o processamento termomecânico controlado de alta-temperatura [16]. Neste caso, com o Nb na ordem de 0,09 a 0,10%, a temperatura de não-recristalização da austenita fica acima de 1.060°C e a laminação de acabamento pode ser realizada a temperaturas elevadas [16].

2.6 EFEITO DA MICROESTRUTURA NOS AÇOS ARBL

Nos aços ARBL, geralmente contendo microadições de Nb, Ti e V, uma microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada é apresentada. A fase ferrítica, junto com

o microconstituente chamado perlita, garantem uma maior capacidade de endurecimento por precipitação e proporcionam um aumento na sua resistência. Uma maior quantidade de perlite promove o aumento da resistência mecânica e dureza do material [42,43]. Em compensação, há uma ligeira perda de estampabilidade no material.

A fase ferrítica, macia e contínua, fornece ductilidade ao aço. Quando há uma deformação, a tensão se acumula nas regiões de menor resistência da fase, isto é, em torno das regiões duras, como a cementita, aumentando a dureza do material. Outro fato importante é que a taxa de deformação e a possibilidade de alongamento fazem com que o aço bifásico obtenha uma resistência maior se comparado aos aços convencionais equivalentes [44].

Durante a deformação plástica, o escoamento da matriz ferrítica, dúctil, através das ilhas de cementita, dura, encrua o material, o que ajuda no aumento de sua resistência mecânica. O aumento da resistência à tração é uma consequência de uma maior fração volumétrica da fase dura (cementita). Esta fase atua também como barreira ao movimento de discordâncias e aumenta o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação [45].

A morfologia da fase ferrítica influencia nas propriedades mecânicas. A ferrita acicular surge na forma de pequenos grãos não alinhados de ferrita, encontrados no interior do grão da austenita, bem como contornos de grão de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias. Já a ferrita equiaxial tende a se formar nos contornos de grão austeníticos, apresenta tamanho de grão relativamente grande e é a morfologia mais simplória da ferrita, como apresentado na figura 15.

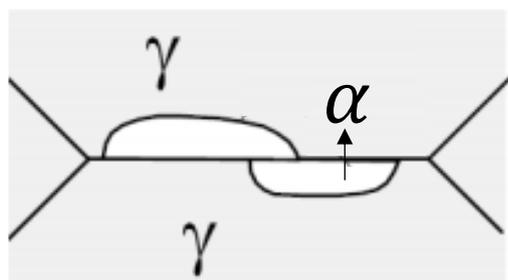


Figura 15 - Desenho esquemático da formação de ferrita alotriomórfica equiaxial nos contornos de grão austeníticos [adaptada 46]

O formato da ferrita acicular favorece a tenacidade do material, pois sua morfologia de ripas entrelaçadas dificulta a propagação de trincas. Com isso, um maior gasto de energia para que ocorram propagações é necessário [47]. Caso a microtrinca consiga ultrapassar o bloqueio criado pela interface, a discordância segue os contornos de

grão de forma rápida. Entretanto, até chegar ao contorno de grão, outros bloqueios deverão ser enfrentados [48]. A tensão necessária para a ocorrência de falha catastrófica é menor para estruturas mais grosseiras. Assim, uma estrutura acicular fina proporciona maior tenacidade ao material, pois as trincas são preponderantemente imobilizadas nos contornos de grãos. A figura 16 ilustra a manifestação da ferrita acicular no grão austenítico.

A perlita é um constituinte formado por lamelas de cementita (Fe_3C) e ferrita contínua. Sua formação ocorre por nucleação nos contornos de grão austenítico ou em alguma heterogeneidade, como inclusões [28]. A figura 17 ilustra a formação da perlita.

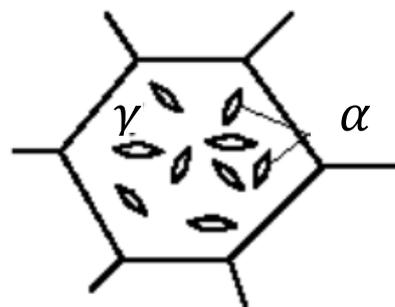


Figura 16 - Desenho esquemático do aparecimento de ferrita acicular nos grãos austeníticos [adaptado de 46].

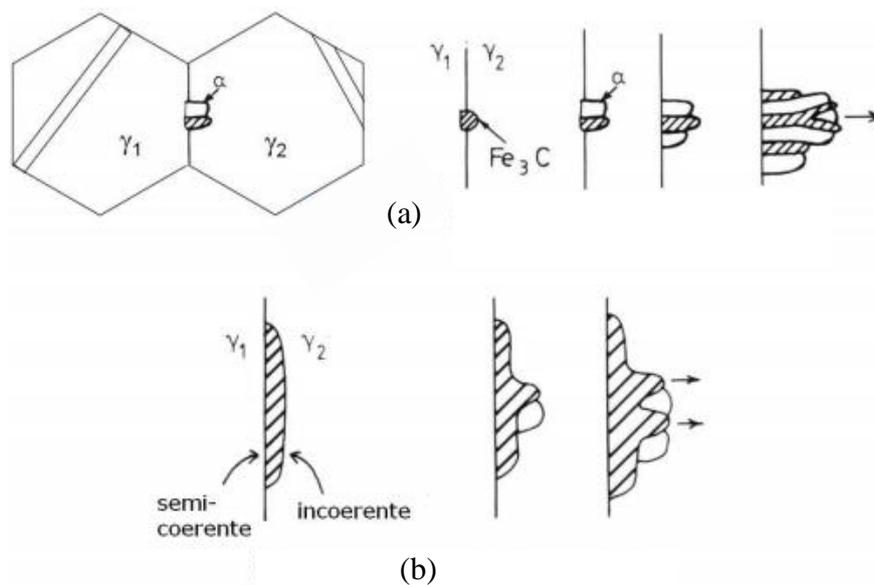


Figura 17 – (a) uma pequena lamela de cementita, formada em um contorno de grão e que cresce em um dos grãos da austenita (b) Se relações de orientação se estabelecem entre γ_1 e α ou Fe_3C e a interface entre as fases formadas e γ_1 serem semicoerentes, ou seja, de baixa mobilidade que as interfaces incoerentes entre γ_2 e α ou Fe_3C , a colônia de perlita crescerá sobre γ_2 [adaptado de 46].

A cementita é formada quando o limite de solubilidade do carbono na ferrita é excedido a temperatura abaixo de 727°C. Essa fase metaestável, à temperatura ambiente, é mais dura e mais frágil que a ferrita [28]. Sendo assim, o aumento da fração volumétrica de cementita, mantendo os outros elementos microestruturais constantes, proporcionará maior resistência ao aço. Em contrapartida, a tenacidade e a ductilidade diminuem.

A espessura das lamelas da ferrita influenciam no comportamento mecânico do material. A imagem 18 apresenta a diferença entre a morfologia da perlita em uma imagem gerada por MEV. A perlita fina possui lamelas mais finas de ferrita e cementita, o que proporciona mais resistência ao aço que a perlita grosseira. A maior área de contorno de fase por unidade de volume do material intensifica o efeito citado da perlita fina. A figura 19 apresenta o comportamento mecânica de materiais que possuem microestruturas compostas de perlita fina em função do seu percentual de carbono [28].

Os mecanismos de endurecimento são importantes para se entender a influência da composição química na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos aços ARBL. Sua resistência corresponde ao somatório da resistência dos diversos mecanismos de endurecimento em sua microestrutura, como a solução sólida de átomos intersticiais ou substitucionais, o refino do tamanho do grão, a própria deformação ou encruamento [27].

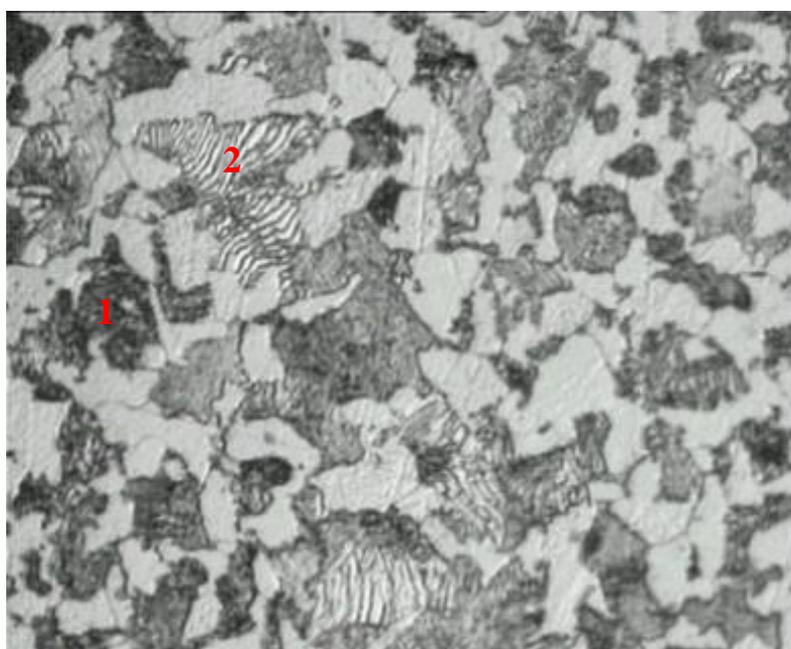


Figura 18 – A microestrutura de um aço comum ao carbono apresenta em 1 a morfologia de perlita fina e em 2 a morfologia de perlita grosseira [adaptada de 49].

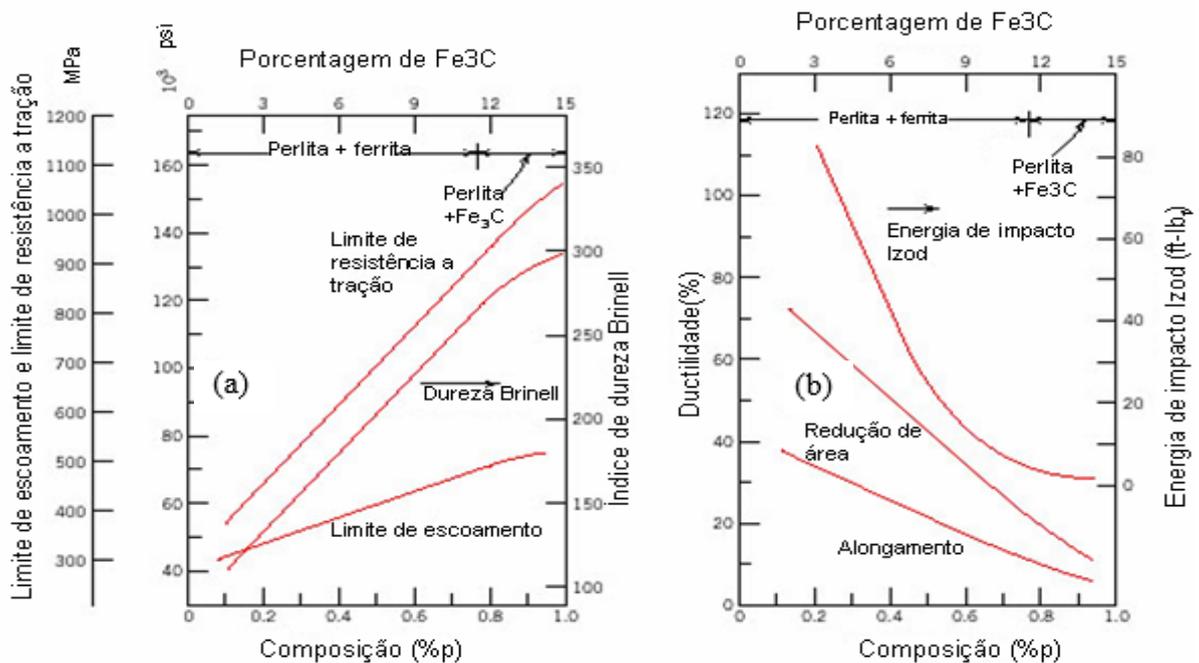


Figura 19 – (a) Limite de escoamento, limite de resistência à tração e índice de dureza Brinell em função da concentração de carbono para aços comuns ao carbono que possuem microestruturas compostas por perlita fina. (b) Ductilidade (%AL e %RA) e a energia de impacto Izod em função da concentração de carbono para aços comuns ao carbono que possuem suas microestruturas compostas por perlita fina [adaptada 28].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Para desenvolver esse trabalho foram utilizadas duas amostras de fornecedores diferentes. Amostra A é a barra chata longarina de alta resistência e a amostra B é a barra chata longarina com aço microligado, encontrada no mercado nacional. Os métodos de caracterização de superfície utilizados são explanados nos tópicos 3.2 a 3.6. A figura 20 ilustra o processo de preparação da amostra para caracterização microestrutural.

3.2 ESPECTROMETRIA

A espectrometria de emissão óptica foi realizada pelo equipamento Metal Analyse ARL, apresentando a composição química das amostras pelo software WinOE.

3.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio foi realizado na direção de laminação das amostras conforme a norma ASTM A370. Foram ensaiadas 3 amostras da amostra A e 92 da amostra B na máquina Tinius Olsen com carga constante de 400MPa/sec.

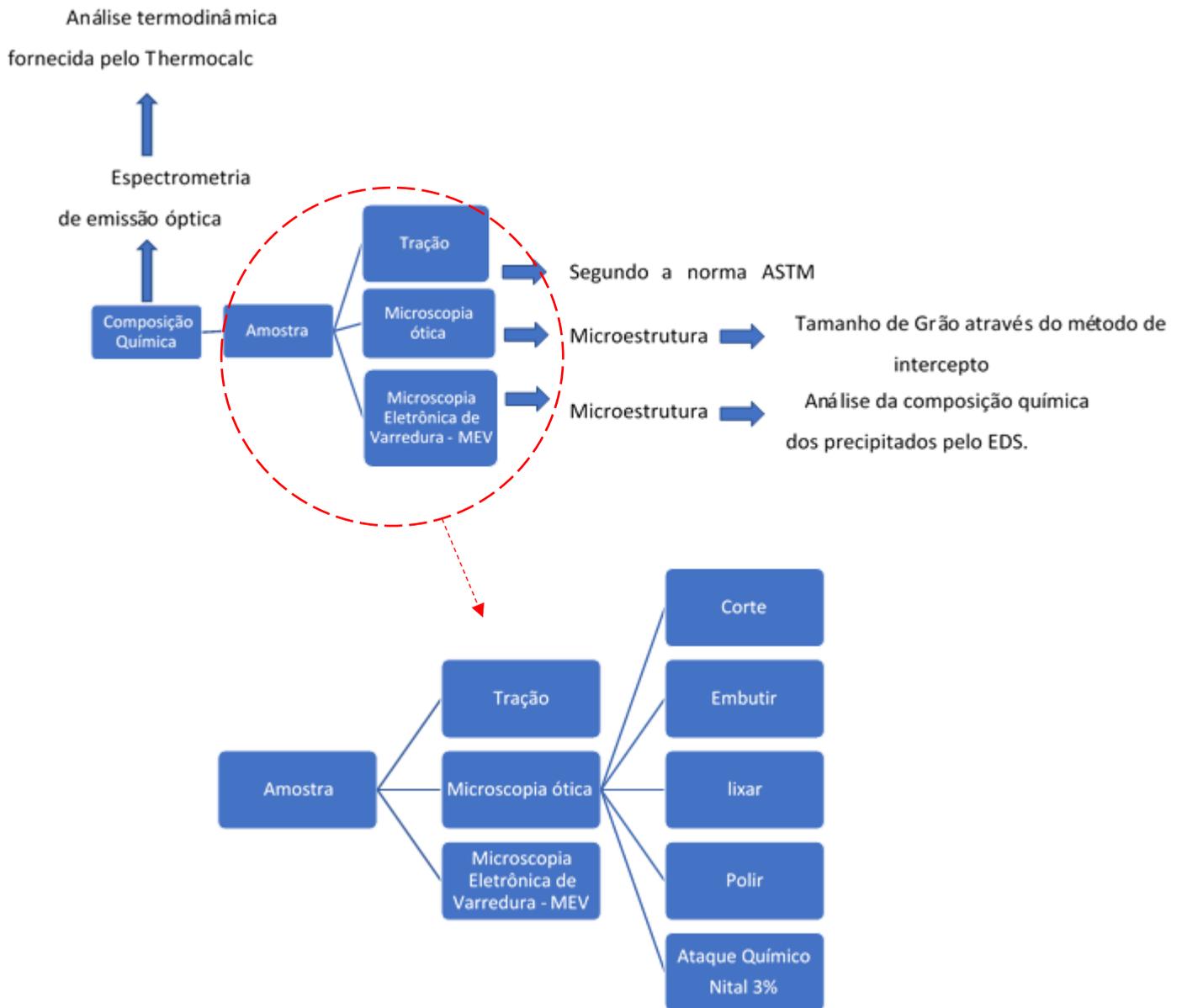


Figura 20 – Fluxograma de processamento de caracterização das amostras.

3.4 MICROSCOPIA ÓTICA

As amostras do tipo A e do tipo B foram analisadas pelo software Digimet Plus 5G ligado ao microscópio ótico Olympus BX60M.

3.5 TAMANHO DE GRÃO

O tamanho de grão das amostras A e B foi determinado segundo a norma ASTM E 112- 13 pelo método de intercepto com a utilização do software ImageJ.

3.6 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA – MEV/EDS

Para o MEV/EDS as amostras foram preparadas de forma semelhante à Microscopia Ótica. O modelo do equipamento de MEV foi o FEI Versa 3D – Modo de elétrons secundários e do detector EDS é o Ametek modelo Edax, disponível no núcleo de microscopia da COPPE-UFRJ.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este projeto de graduação foi desenvolvido comparando duas amostras de perfil longarina fabricados de acordo com normas distintas. Como objetivo temos a necessidade de entender qual os efeitos da mudança de composição química sobre as transformações microestruturais de tal forma que há um aumento significativo no limite de escoamento e no limite de resistência com a conseqüente diminuição do alongamento.

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A tabela 7 apresenta as diferenças de composição química entre a amostra A e a amostra B.

Tabela 7 - Composição Química das amostras analisadas.

Amostra	Norma	Composição Química					
		C(wt.%)	Mn(wt.%)	Ti(wt.%)	V(wt.%)	Nb(wt.%)	N (PPM)
A	EN 10051/ EN 10163-2/ EN 10149-2	0,05	1,88	0,10	0,013	0,058	36
B	AR415/ASTM A572 G60	0,22	1,25	-	0,027	0,02	44

É possível observar que B é 4,4 vezes maior que A no teor de C e apresenta uma redução de 67% no teor de Mn da amostra A. À medida que o teor de carbono cresce, aumentam os valores representativos da resistência mecânica, ou seja, o limite de escoamento, limite de resistência à tração e dureza. Mas os valores relativos à ductilidade, alongamento, estrição e resistência ao choque diminuem. O Mn, assim como o carbono, fortalece a ferrita aumentando a resistência mecânica e reduz a ductilidade do aço [10].

O baixo percentual de carbono na amostra A evidencia que sua alta resistência mecânica não está inteiramente ligada ao endurecimento por precipitação de partículas do carboneto TiC, mas pelo efeito de refino de grãos austeníticos durante a laminação

pelas partículas TiN. Em altas temperaturas (1050-1500°C) são formados precipitados finos de TiN [39] que impedem o crescimento dos grãos austeníticos. O precipitado de TiN são, dessa forma, os refinadores de grão do material.

A amostra B também é 2,08 vezes maior que a amostra A no teor de V. Uma vez que o carbonitreto de vanádio está completamente solubilizado na matriz austenítica durante o processo de reaquecimento dos tarugos para a laminação, dificilmente afeta o tamanho do grão da austenita durante o trabalho a quente. Porém, pode haver a precipitação de V(C,N) durante o resfriamento subsequente do processo para aumentar o nível de resistência do aço pelo fortalecimento da precipitação já nos últimos passos da laminação [39].

A amostra B apresenta uma redução de 35% do valor da amostra A no teor de Nb. O limite de solubilidade do Nb, para temperaturas na faixa de 1150°C na matriz austenítica, é da ordem de 0,04-0,5%. As adições de nióbio em quantidades superiores ao seu limite de solubilidade na austenita não resultam em aumento de resistência mecânica, mas há efeito positivo em relação à resistência ao impacto mesmo quando a fratura é frágil, pois a proporção de perlita na microestrutura do aço é reduzida [30].

O uso de nióbio em aços com fases complexas - fases formadas com mais de um elemento de liga - refina a microestrutura e facilita a formação de ferrita acicular. Como resultado, a resistência dos aços com fases complexas que contém nióbio pode ser aumentada significativamente sem a deterioração do alongamento [39].

O valor de N nos evidencia a disponibilidade desse elemento na matriz para formação de nitretos, muito importantes no aumento das propriedades mecânicas do material. Seja com sua formação nos contornos de grão impedindo que eles cresçam, seja pelo fortalecimento da ferrita.

As figuras 20 e 21 foram resultados de calculos termodinâmicos realizados com o software Thermocalc, utilizando a base de dados TCFE8 e a com a composição química das amostras A e B.

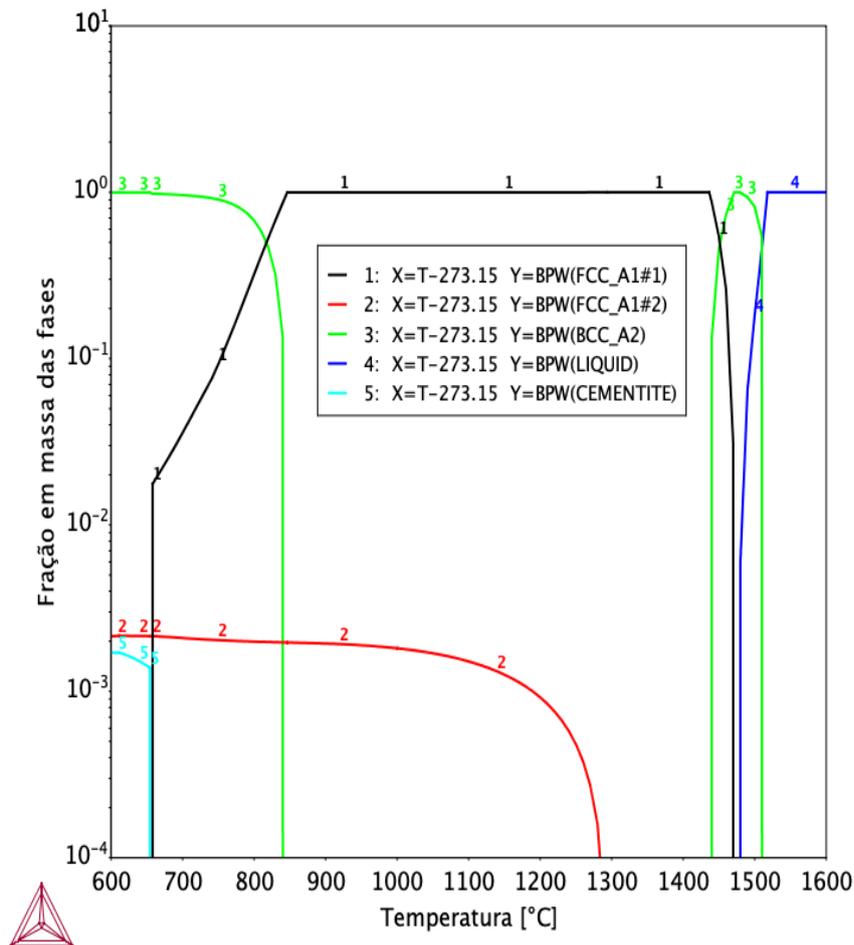


Figura 20 – Simulação realizada com os dados da composição química da amostra A.

A figura 20 apresenta a fração em massa das fases que compõem a amostra A. A curva 2 aponta o volume de Ti(C,N) devido à temperatura em que sua formação se iniciou, dentro da faixa de 1500 a 1050°C como [39] identificou. Segundo o gráfico da figura 19, temos aproximadamente 0,22% da fase Ti(C,N) em A. Já a curva 5 mostra um volume de 0,18% de cementita. Esse baixo valor percentual para cementita é esperado visto o baixo percentual de carbono da amostra (0,05 wt.%). Além disso, os percentuais de C e N da matriz são reduzidos com a adição dos elementos de liga Ti, V e Nb, por serem formadores de carbonitretos e carbonetos [10].

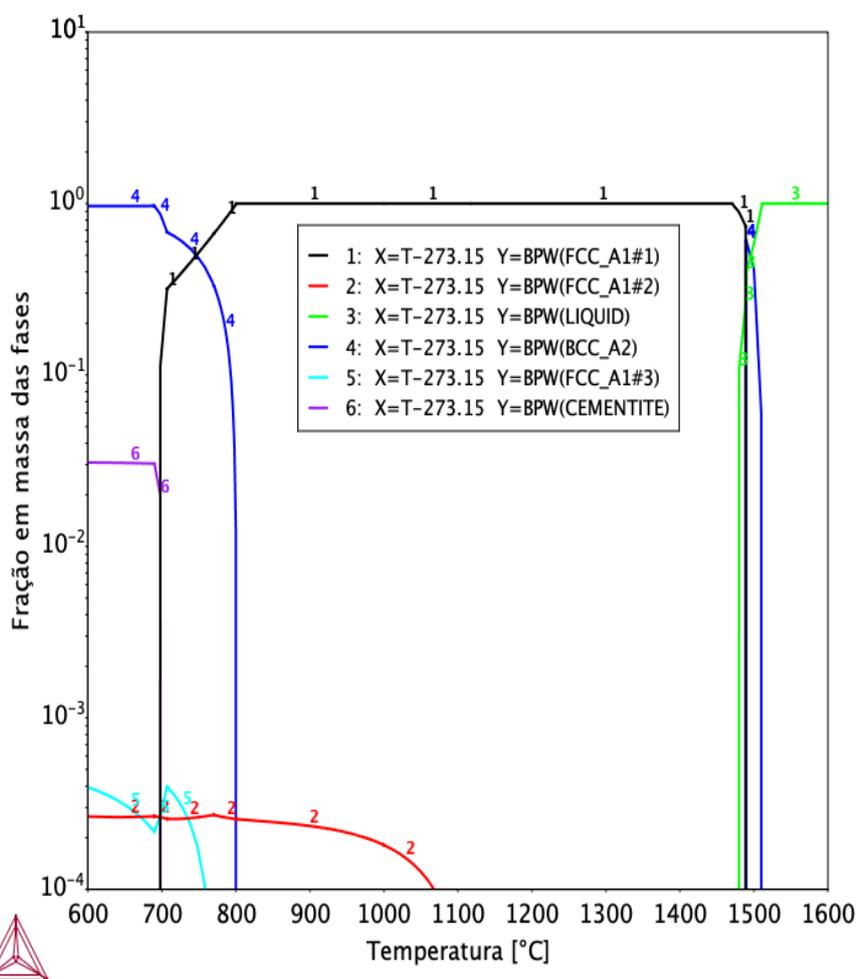


Figura 21 - Simulação realizada com os dados da composição química da amostra B.

A figura 21 apresenta a fração em massa das fases que compõe a amostra B. A curva 2 mostra o volume de aproximadamente 0,03% frente ao volume total de B para fase Nb(C,N). Essa evidência surge pela temperatura de formação próxima a 1050°C [30]. Já a curva 5 apresenta um volume de 0,04% da fase V(C,N), também evidenciado pela sua temperatura de formação estar abaixo de 900°C [38]. A curva 6 aponta um volume de 3% da fase cementita em B.

O percentual de precipitados apresentado na figura 20 e 21, para a amostra A, mostra que sua microestrutura será mais refinada que a de B. Foi observado também, que a amostra B possui 17 vezes mais cementita que A, quando considerado fração em massa.

4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Na figura 22 são apresentadas as imagens obtidas pelo MO.

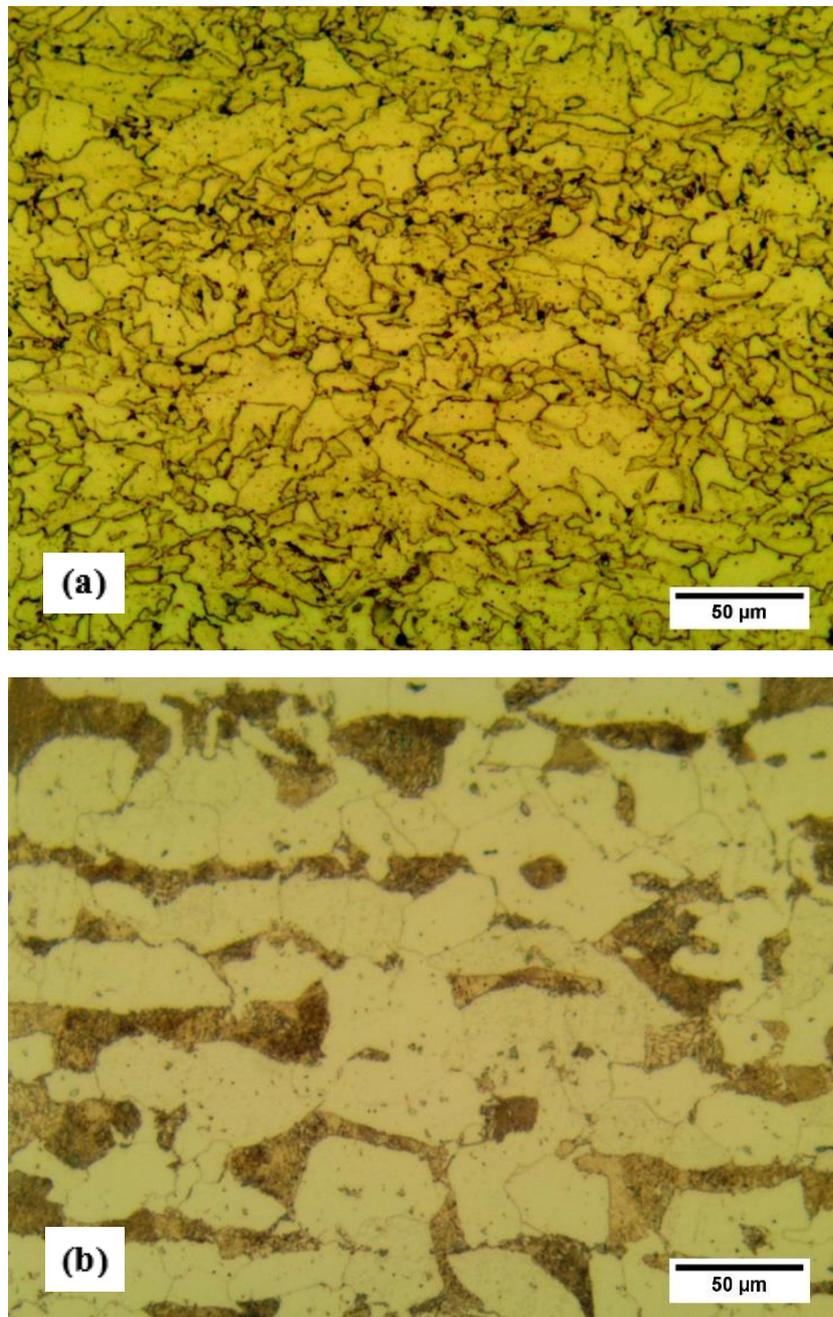


Figura 22 - Imagens obtidas por MO com aumento de 1000x mostra a grande diferença no tamanho de grão e apresenta as fases presente na matriz dos materiais. Em (a) temos a amostra A e em (b) temos a amostra B.

Nota-se uma considerável diferença nos tamanhos de grão. A amostra A apresenta tamanhos de grão com $10 \pm 5\mu\text{m}$, enquanto a amostra B apresenta tamanhos de grão com $39 \pm 2,5\mu\text{m}$, ou seja, a amostra B tem o tamanho de grão 3,9 vezes maior que a amostra

A. Essa diferença influencia diretamente as propriedades mecânicas do material como é apontado pela relação de Hall-Petch [17].

Além disso [25], verificou-se que a estrutura da ferrita acicular se torna mais fina com o aumento da taxa de resfriamento, evidenciando que o processo de fabricação da amostra A tem uma taxa de resfriamento elevada. A composição química também influencia a nucleação de ferrita acicular, já que os elementos Ti, Nb e V tem o efeito de aumentar o volume de ferrita acicular [42].

A amostra B é constituída de ferrita equiaxial e perlita fina, como foi possível identificar qualitativamente pela figura 23. A espessura das lamelas de perlita influenciam bastante o comportamento mecânico do material. A razão para esse comportamento é o grau de aderência entre as fases ferrita e cementita através dos contornos de grão. Sendo a fase cementita forte e rígida, ela restringe fortemente a deformação da ferrita que é mais macia, nas regiões próximas do contorno, fortalecendo assim a fase ferrítica. Dessa forma, a perlita fina possui maior resistência frente a perlita grosseira já que há maior área de contato ferrita-cementita por unidade de volume do material [28].

As microestruturas apresentadas por resfriamento mais lento apresentam ferrita e perlita. À medida que as velocidades de resfriamento aumentam, a fração de ferrita formada por transformação diminui e aumenta o aparecimento de constituintes cada vez mais aciculares até a ocorrência de martensita. Sendo assim, a microestrutura observada em B indica que seu processo de fabricação contou com resfriamento mais lento que o processo de A.

A imagem b da figura 22 mostra o fenômeno de bandeamento dos grãos. Essa condição microestrutural apresenta bandas alternadas com diferentes microestruturas, ferrita e perlita, paralelas à direção de laminação que ocorre frequentemente em aços baixo carbono.

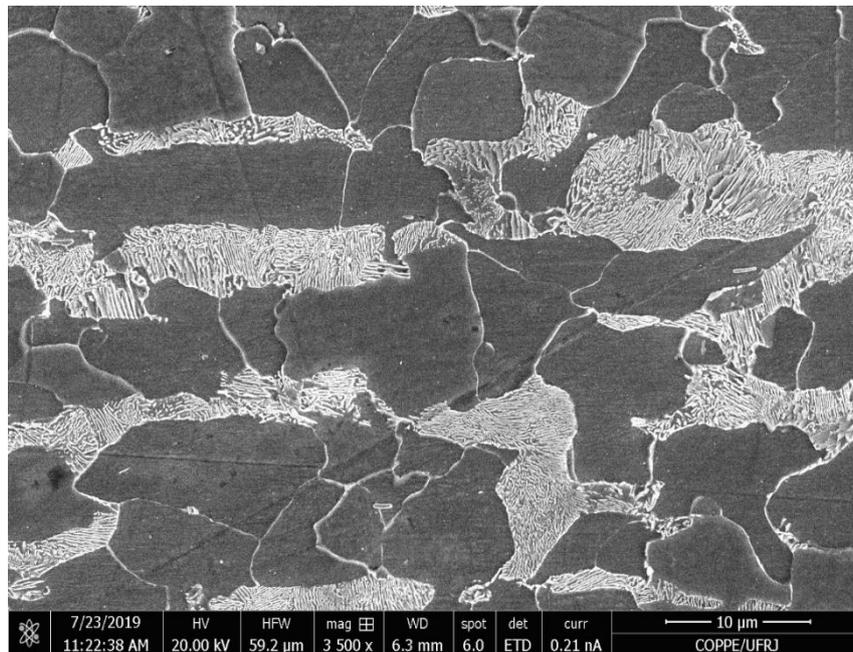
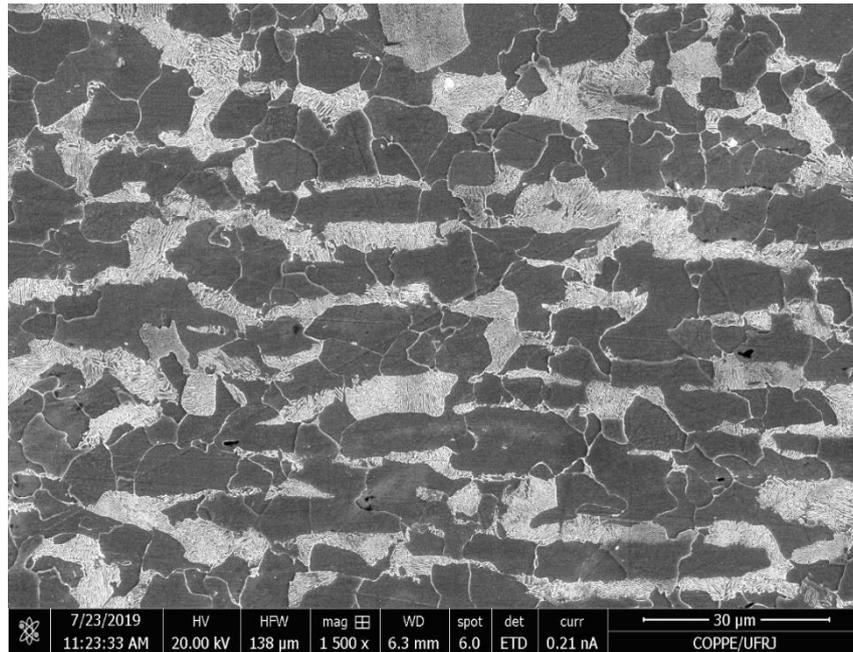


Figura 23 - Imagens obtidas por MEV da longarina B evidenciando as finas lamelas de perlita do material.

Nas figuras 24 a 26 são exibidas imagens de precipitados obtidas pelo MEV. Essas partículas foram examinadas por análises pontuais por EDS.

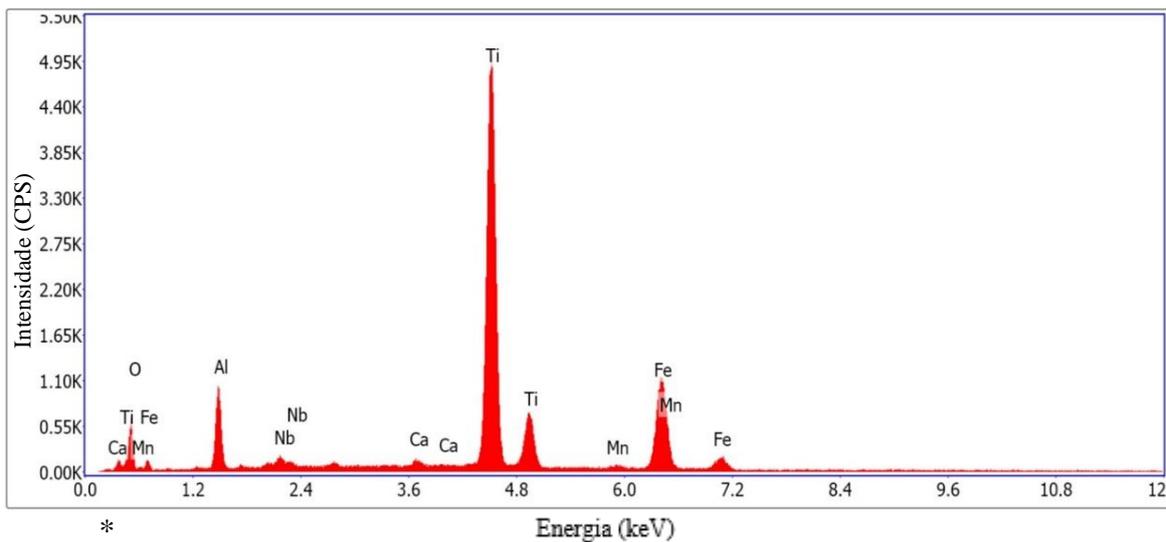
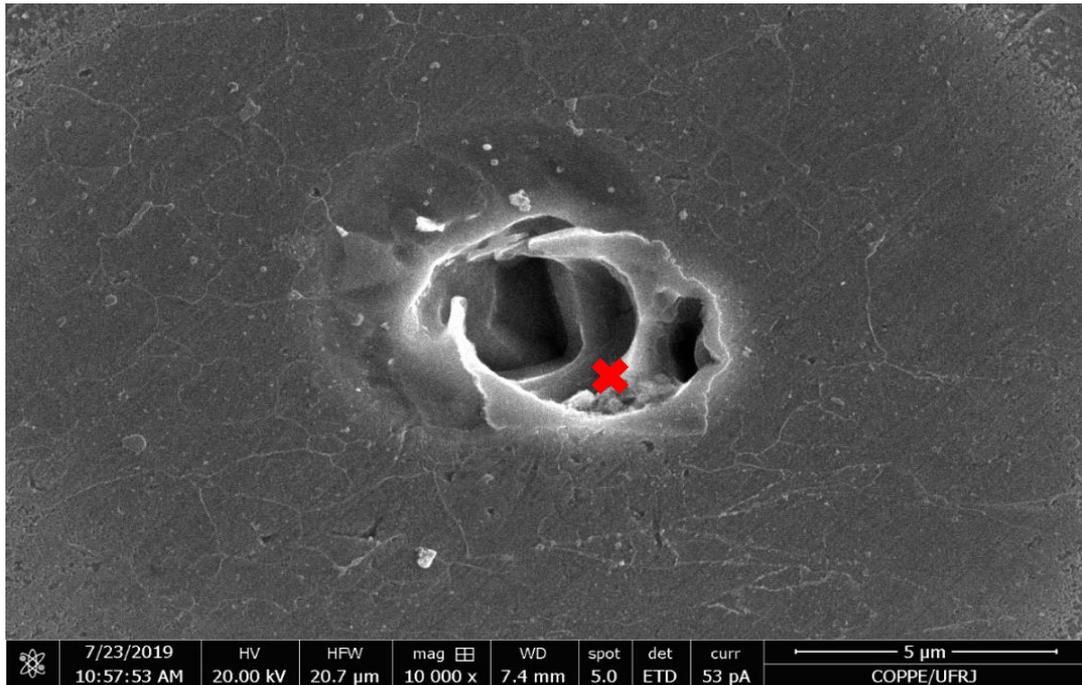


Figura 24 - Precipitado observado na amostra da Longarina A.

O gráfico na figura 24 evidencia a formação de precipitados de Ti. Como anteriormente observado, devido ao baixo teor de carbono é provável que o precipitado em questão seja um carbonitreto de titânio e nióbio $(\text{Ti,Nb})(\text{C,N})$. Os picos de Ca, Al e O observados podem indicar a presença de óxidos adjacentes à partícula rica em Ti.

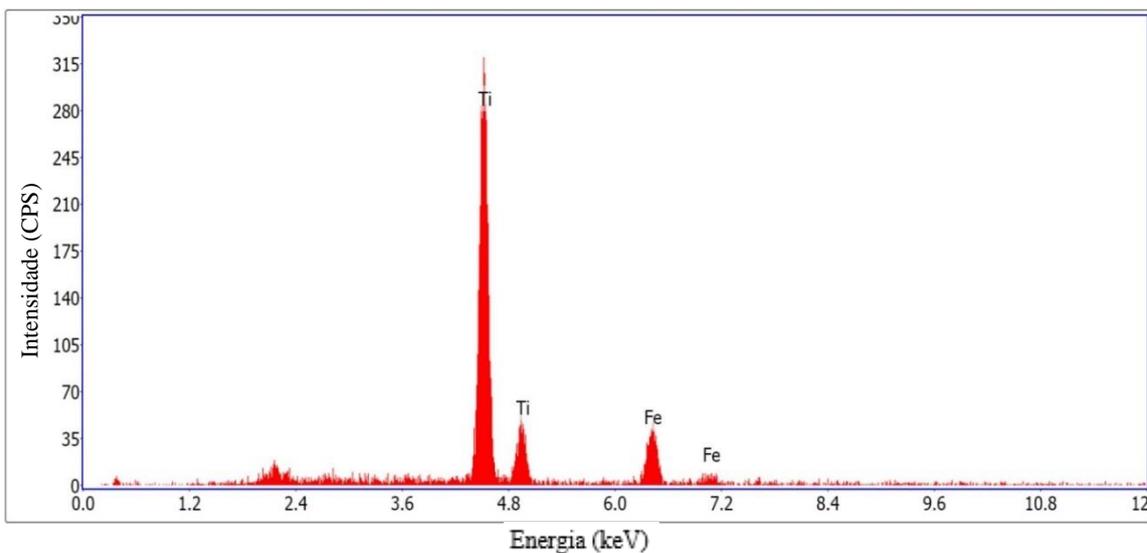
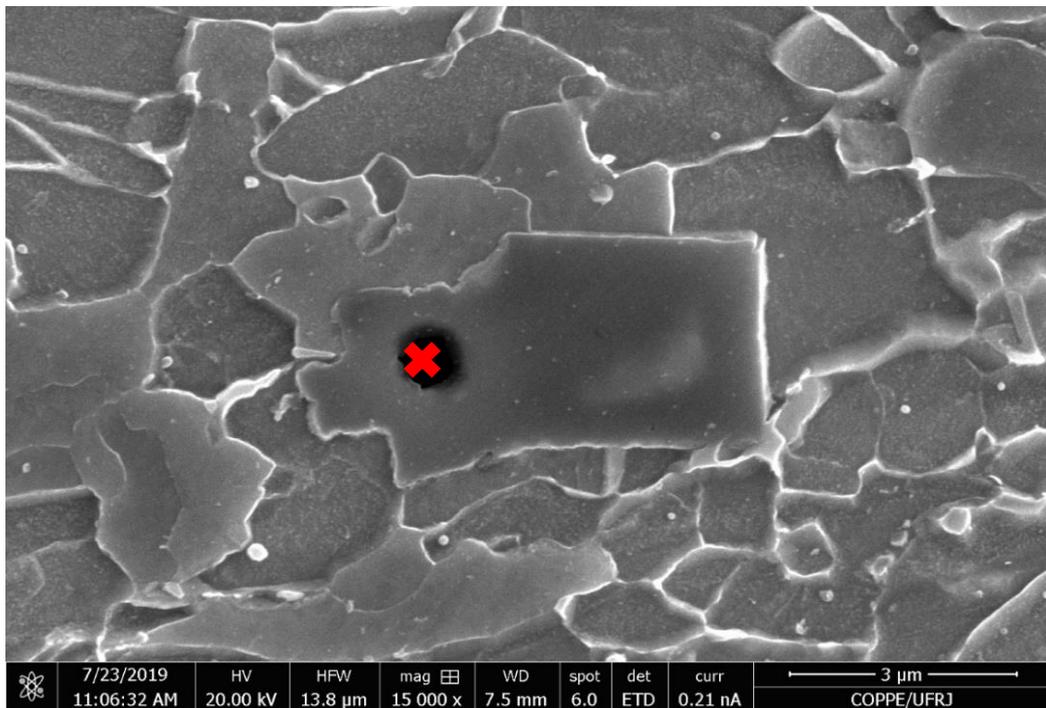


Figura 25 - Precipitado observado na Longarina A

A figura 25 apresenta um precipitado de titânio embora seu formato seja diferente da partícula mostrada na figura 24. Mesmo que não tenha sido detectado a presença de N, segundo [30], as partículas de TiN, de 1-3 μm de tamanho, têm a forma cuboidal. Essas partículas se formam durante o processo de solidificação [30]. Assim, a imagem da figura 25 pode ser associada a uma partícula de TiN.

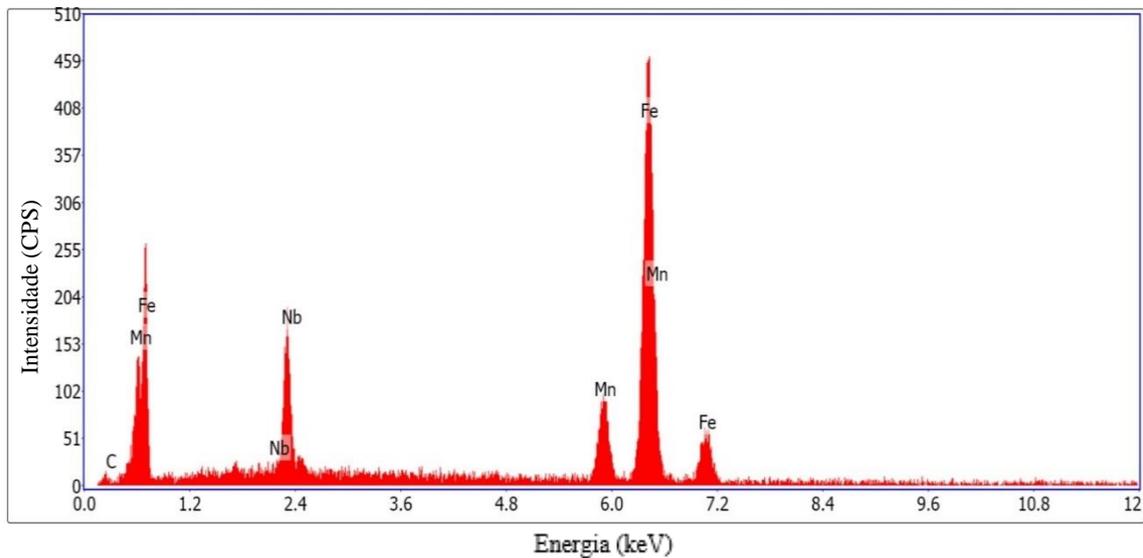
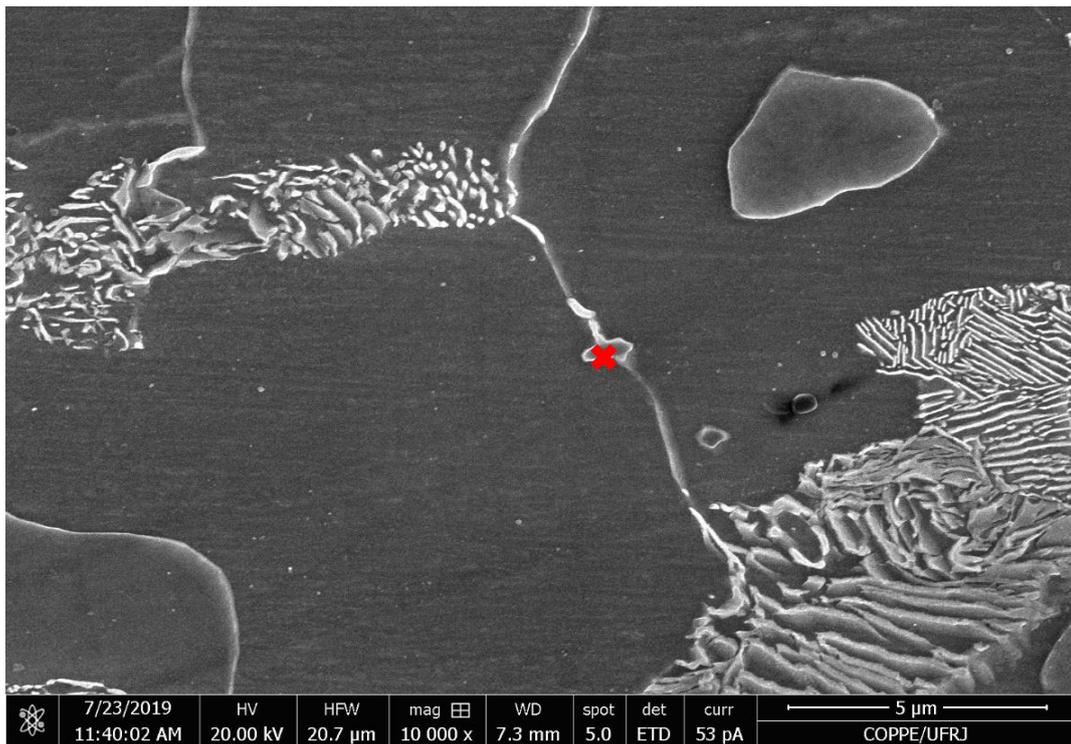


Figura 26 - Precipitado observado na Longarina B.

A figura 26, mostra a formação de um precipitado de Nb e C. Tal precipitado pode ser associado a Nb(C,N), que precipitou no contorno de grão. Os picos de Fe, são associados a matriz da amostra.

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Foram realizados três ensaios de tração para as amostras disponíveis do tipo A. A tabela 8 mostra os resultados verificados.

Tabela 8 - Ensaio de Tração na Longarina de Alta Resistência.

Amostra	Peso (g)	Comp. (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	Along. (%)
1	647	330	19.6	12.4	720	815	15
2	565	267	19.6	12.4	790	900	14
3	647	332	19.6	12.4	727	815	15

A tabela acima mostra um valor médio de 746 ± 38 MPa de limite de escoamento, 843 ± 49 MPa para o limite de resistência e $15 \pm 0,58$ % para o alongamento.

As figuras 27 a 29, apresentam o comportamento da amostra B nos ensaios de tração realizados em 92 amostras.

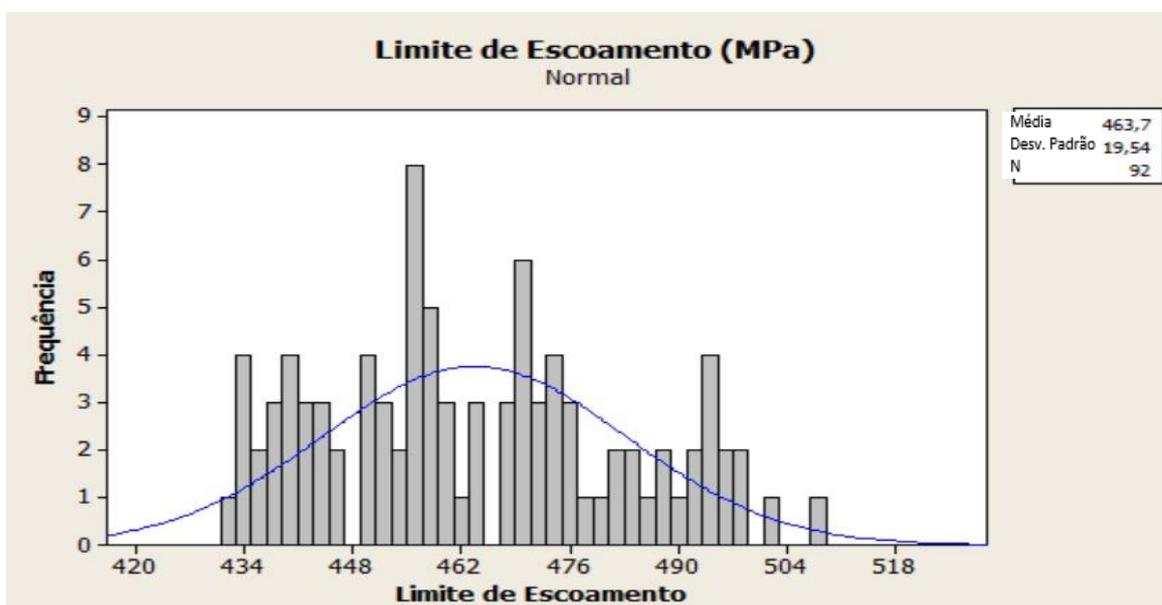


Figura 27 - Histograma que apresenta os valores de Limite de Escoamento de 92 amostras da longarina B

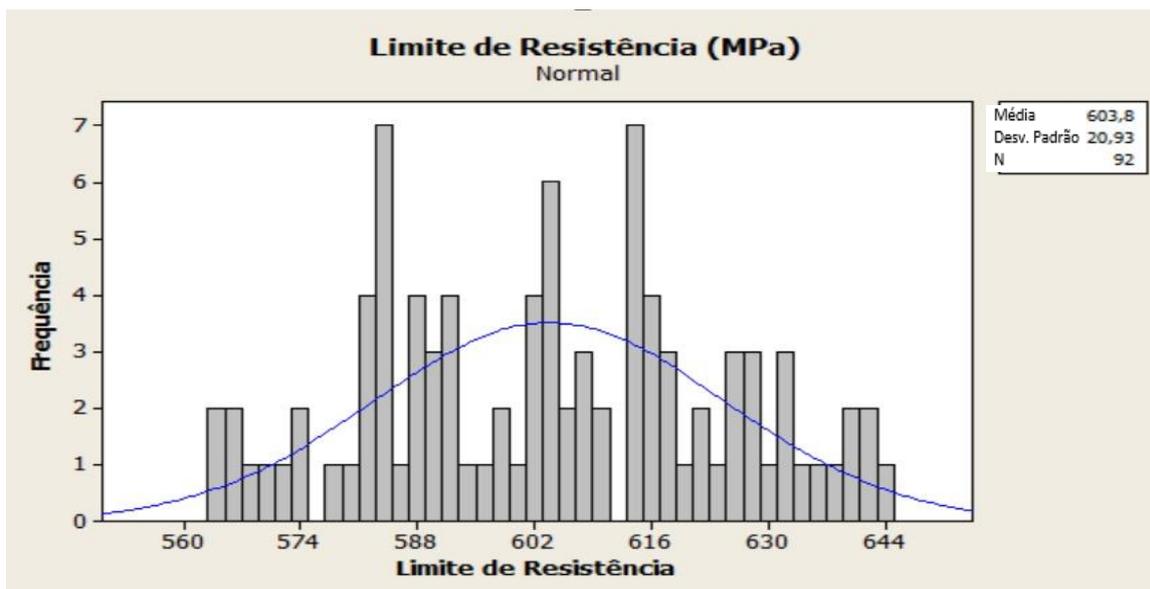


Figura 28 - Histograma que apresenta os valores de Limite de Resistência de 92 amostras da longarina B

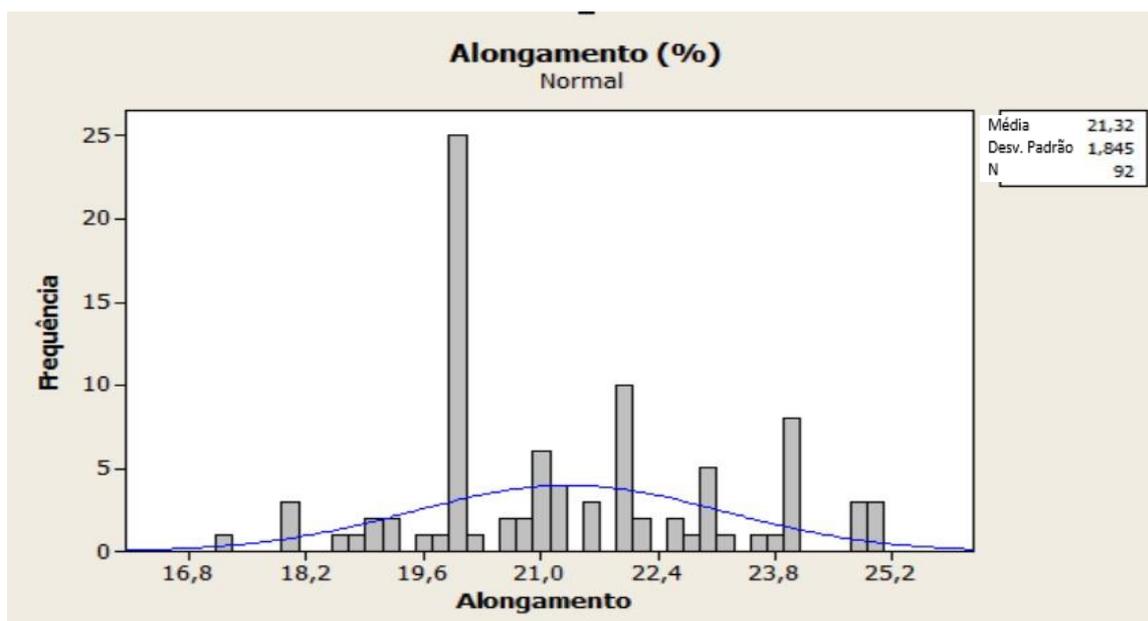


Figura 29 - Histograma que apresenta os valores de alongamento de 92 amostras da longarina B

Avaliando os resultados no gráfico de histograma com distribuição normal é possível notar grande dispersão dos resultados com relação a média dos dados analisado. O valor médio encontrado para limite de escoamento foi 464 ± 19 MPa, 604 ± 21 MPa para limite de resistência e 21 ± 2 % para o alongamento.

Comparando os resultados obtidos no ensaio de tração é possível verificar que a amostra A é 1,39 vezes mais resistente que a amostra B. Tendo em vista que a amostra A contém 0,22% de fase Ti(C,N) e a amostra B, 0,07% de Nb(C,N) e V(N,C), segundo os

resultados dos cálculos termodinâmicos realizados pelo Thermocalc, a amostra A é 3,14 vezes mais refinada que a amostra B. Esse aumento de resistência é resultante então do efeito do refino de grão.

Além disso, a matriz da amostra A é constituída apenas de ferrita de morfologia acicular. Essa morfologia é nucleada de forma heterogênea na superfície de inclusões não metálicas durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. À medida que a transformação continua, os grãos de ferrita crescem em várias direções, criando uma construção de placas desorientadas cristalográficamente entre 5 - 15 μm de comprimento e 1 - 3 μm de largura. Desse modo, a estrutura típica de granulação fina de placas entrelaçadas de ferrita é formada. Comparado com placas paralelas, é muito mais difícil para trincas de clivagem se propagarem através desta estrutura, o que leva a um aumento significativo nas propriedades mecânicas, principalmente na tenacidade [42].

Embora o alongamento de A seja menor que em B, essa redução de 40% no alongamento de A, não prejudica o material em sua aplicação. Os resultados estão dispostos na tabela 9.

Tabela 9 - Comparação dos resultados do comportamento mecânico das amostras A e B.

Amostra	L.E.(MPa)	L.R.(MPa)	Along. (%)
A	746 \pm 38	843 \pm 49	15 \pm 0,58
B	464 \pm 19	604 \pm 21	21 \pm 2

5. CONCLUSÃO

Este trabalho teve como objetivo averiguar as diferenças na composição química, nos resultados das análises físicas e microestruturais de duas barras chatas longarinas encontradas no mercado de implementos rodoviários. A amostra A fabricada com aço ARBL e a amostra B fabricada com aço microligado. Foi possível obter as seguintes conclusões:

- Há diferença na composição química dos materiais. A amostra B apresenta 4,4 vezes mais C que A, resultando em B apresentar 17 vezes mais cementita que A. Esse aumento em volume de cementita está diretamente ligado ao aparecimento de perlita em sua microestrutura.

- A amostra B apresenta uma redução de 35% no teor de Nb em relação a amostra A, além de não conter Ti. Essas características reforçam a discrepância no percentual de precipitados. A amostra A apresentou um volume 0,22% de Ti(C,N) e a amostra B apresentou 0,07% de (Nb,V)(C,N) pelas análises do Termocalc, justificando a amostra A possuir microestrutura 3,14 vezes mais refinada que amostra B pelo efeito positivo do Nb e Ti.
- A amostra B apresentou o tamanho de grão 3,9 maior que a amostra A. Essa diferença foi fundamentalmente atribuída à formação de (Ti,Nb)(C,N), durante o reaquecimento no forno de laminação, que inibiu o crescimento dos grãos austeníticos na amostra A.
- A amostra A apresenta predominância de ferrita acicular, enquanto a amostra B apresenta ferrita equiaxial. A mudança de morfologia da ferrita fundamenta a maior resistência da amostra A frente a amostra B, devido a dificuldade de propagação da trinca que a forma acicular apresenta.
- A formação de ferrita acicular fina indica que houve elevada taxa de resfriamento na etapa final do processo de fabricação da amostra A, já que com o aumento da taxa de resfriamento a morfologia das fases presentes na microestrutura tendem a se tornar mais parecidas com a da martensita.
- A formação de perlita na amostra B é justificada pelos 3% de cementita mostrada na análise do Thermocalc, como também pelo resfriamento lento. Adicionalmente, suas lamelas finas indicam que o processo de formação da fase passou por uma taxa de resfriamento mais lenta quando comparada à A, por em B haver ferrita equiaxial.
- A amostra A é 1,39 vezes mais resistente mecanicamente que a amostra B devido ao seu elevado grau de refino de grão auxiliado pela precipitação de Ti(C,N), e apresentou 40% de redução no alongamento. Esses dados reforçam que o aumento de resistência mecânica dos aços ARBL através do refinamento de grãos com a precipitação de carbonitretos resultam em uma pequena perda de ductilidade, se comparada aos aços baixo carbono com microestrutura ferrítica-perlítica.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] ANUÁRIO DA INDÚSTRIA DE IMPLEMENTOS RODOVIÁRIOS, 2018. Disponível em: <<http://implementos.net.br/anfir2018/96/>>. Acesso em: 22 Jul.2019.

[2] ANUÁRIO DA INDÚSTRIA DE IMPLEMENTOS RODOVIÁRIOS, 2018. Disponível em: <<https://www.ssab.com.br/products/brands/strenx/products/strenx-700-mc?accordion=downloads>>. Acesso em: 22 Jul.2019.

[3] AUTOLONGARINA ALINHAMENTO TÉCNICO AUTOMOTIVO. Disponível em: <<https://www.autolongarina.com.br/chassi-longarina-monobloco>> Acesso em: 23 Jul. 2019.

[4] DEFORMAÇÃO PROGRAMADA: O QUE É? Disponível em: <<https://www.autoo.com.br/deformacao-programada-o-que-e/>>. Acesso em: 23 Jul. 2019.

[5] O MECÂNICO, 2019. Disponível em: <https://www.omecanico.com.br/wp-content/uploads/2016/06/626-FORD_CARGO-LONGARINA-R2.jpg/>. Acesso em: 22 Jul. 2019.

[6] IVECO TECTOR 240E25: SUPERIORIDADE INCOMPARÁVEL. Disponível em: <<https://www.blogiveco.com.br/tector-e-o-melhor-na-categoria-pbt-23-toneladas-6x2/>>. Acesso em 9 Set. 2019.

[7] Barra Chata. Disponível em: <<http://www.grupoacocearense.com.br/produtos/barra-chata>>. Acesso em: 9 Set. 2019.

[8] MEZZALIRA, M., “Análise da Soldabilidade dos Aços com Baixo Teor de Carbono e de Alta Resistência e Baixa Liga Aplicados à Fabricação de Poltronas de Ônibus”. Trabalho de Graduação. Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2016.

[9] WANDERLIND, A., “Efeitos Dos Parâmetros De Soldagem GMAW com Curva Controlada na União dos Aços dissimilares ASTM A572 Grau 50 E ASTM A36”. Trabalho de Mestrado. Universidade Do Extremo Sul Catarinense, Criciúma, 2018.

[10] CHIAVERINI, V., Aços e Ferros Fundidos. 7.ed. São Paulo: ABM .2015

[11] SILVESTRE, L. et al. “High Strength Steel as a Solution for the Lean Design of Industrial Buildings”. Journal of Materials Research and Technology, vol 31.

2014.

[12] PICKERING, F.B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. 3 Ed. London: Applied Science Publishers. 1978.

[13] MEYER, L., STRASSBURGER, C., SCHNEIDER, C., “Effect and Present Application of the Microalloying Elements Nb, V, Ti, Zr, and B in HSLA Steels”. Conference Proceedings HSLA Steels, Metallurgy and Applications, vol 35. 1986.

[14] AMARAL, A. R., “Fragilização E Soldabilidade Do Aço WSt e 36 ao Nióbio”. Trabalho de Mestrado. Universidade Federal De Santa Catarina, Florianópolis, 1987.

[15] BHADESHIA, H. K. D. H., *Bainite in Steels*. 2.ed. Londres: IOM Communications Ltd. 2001.

[16] CALDEIRA, E. A., “Processamento de um Aço ARBL no Laminador De Tiras a Quente da CST Visando Atender a Norma API 5L, Grau X70”. Trabalho de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. 2006.

[17] DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara. 1981.

[18] SILVA, A.L.V.C., MEI, P.R. *Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços*. 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher. 2006.

[19] SHARMA, R. G.; Purdy, C. R, “Nucleation Limitation and Hardenability”. *Metallurgical and Material Transactions*, vol 5, 1974.

[20] GREENBANK, J.C., "Carbon solute interactions in Fe-Cr-C, Fe-Mo-C and Fe-H-C Alloys". *J.I.S.I.*, vol 7, 1971.

[21] KOYAMA, S. et al. “Effects of Mn, Si, Cr, and Ni on The Solution and Precipitation of Niobium Carbide in Iron Austenite”. *J. Japan Inst. Metals*, v. 35, 1971.

[22] McLELLAN, R. B.;FARRARO, “Thermodynamic and Kinetic Properties of Iron-Based Ternary Solutions Containing Interstitial and Substitutional Solute Atoms”. *Acta Metallurgica*, v.25, 1977.

[23] McMAHON Jr., “The effects of composition and carbide precipitation on temper embrittlement of 2.25 Cr-1 Mo steel: Part I. Effects of P and Sn”. *C. Met Trans.*,

v. 11A, 1980.

[24] AARONSON, H. I. "Influence of Thermal History upon Transformation Kinetics in Titanium-Chromium Alloys". Transactions Of The Metallurgical Society Of AIME, v.224, 1962.

[25] AARONSON, H. I. "The influence of Vanadium on the Activity of carbon in the Fe-C system at 1000°C". Trans Met. Soc. AIME, v.236, 1966.

[26] HONEYCOMBE, R. W. K. "The effect of nitrogen on precipitation and transformation kinetics in vanadium steels". Metal Science, v.400, 1980.

[27] BHADRESHIA, H. K. D. H. Steels Microstructure and Properties. 3 ed. Chennai: Butterworth-Heinemann.2006.

[28] CALLISTER JR., W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 5.ed.: Rio de Janeiro: LTC. 2002.

[29] KLINKENBERG, C., "Niobium in Microalloyed Structural and Engineering Steels". Millennium Steel, vol 5. 2006.

[30] MATROSOV, Yu. I. "Mechanisms of The Effect of Vanadium, Niobium, and Titanium Doping on The Structure and Properties of Low-Pearlite Steels". Metal Science and Heat Treatment, vol 26, 1984.

[31] CAO, J. C., et al., "Effect of Niobium on Isothermal Transformation of Austenite to Ferrite in HSLA Low-Carbon Steel". Journal of Iron And Steel Research, International, vol 14, 2007.

[32] VEERABABU, R., "Effect of Vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA Steel". Materials Science and Engineering: A, vol 527, 2010.

[33] WU, D., WANG, F., CHENG, J., LI, C., "Effect of Nb and V on the Continuous Cooling Transformation of Undercooled Austenite in Cr-Mo-V Steel for Brake Discs". International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, vol 25. 2018.

[34] HULKA, K., "Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel". 4 ed. CBMM: São Paulo. 1998.

[35] HU, J., DU, L., WANG, J., XIE, H., GAO, C., MISRA C., “Structure–Mechanical Property Relationship in Low Carbon Microalloyed Steel Plate Processed using Controlled Rolling and Two-Stage Continuous Cooling”. *Materials Science and Engineering*, vol 585. 2013.

[36] LAGE, M. G., ARAÚJO, C.S., “Estudo Da Precipitação Em Aços De Alta Resistência E Baixa Liga Por Termodinâmica Computacional”. *Tecnol. Metal. Mater. Miner*, vol 7, 2010.

[37] HERMAN, J. C., MESSIEN, P., GRÉDAY, T., “HSLA Ti – Containing Steels”. *International Conference on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*. Metallurgical Society of AIME: Warrendale, PA. 1982.

[38] VERVYNCKT, S., “Austenite Recrystallization-Precipitation Interaction in Niobium Microalloyed Steels”. *ISIJ International*, vol 49. 2009.

[39] ZHAO, J., JIANG, Z., “Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels”. *School of Mechanical, Materials, Mechatronic and Biomedical Engineering*. University of Wollongong, NSW 2522: Australia.

[40] PIEKARSHI, B., PIASTO, A., “Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels”. *Materials Characterization*, vol 47, 2001.

[41] PADILHA, A. F., *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. ABM, 3.ed.: São Paulo. 2005.

[42] LAURITO, D. F. “Estudo da propagação da trinca por fadiga em um aço microligado com diferentes condições microestruturais”. *Trabalho de Mestrado*. Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

[43] GUIMARÃES, V. A. “Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio”. 1997. *Tese de Doutorado*. Universidade de Campinas, Campinas, 1997.

[44] DIAS, A. N. O. “Avaliação Das Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico com Diferentes Microestruturas”. *Trabalho de Mestrado*. Universidade Federal De Itajubá, Itajubá, 2013.

[45] ABDALLA, A. J., HEIN, L. R. O., PEREIRA, M. S., HASHIMOTO, T. M. Mechanical Behavior of Strain Aged Dual Phase Steel, Material Science and Technology, vol 15, 1999.

[46] LESSA, C. L. R., “Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações de Fase”. Trabalho de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grane do Sul, Porto Alegre, 2011.

[47] BYUN, J. et al., “Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties”. Materials Science and Engineering A319-321. 2001.

[48] IRIKURA, S. I., “Estudo Da Influência Da Microestrutura No Comportamento Mecânico De Juntas Soldadas De Um Aço Estrutural”. Trabalho de Mestrado. Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2006.

[49] Microestrutura da perlita, 2015. Disponível em: <https://slideplayer.com.br/slide/3984619/>. Acesso em: 24 Ago. 2019.