

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA FINAL DE LAMINAÇÃO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE AÇO DA CLASSE 500 MPA DE LIMITE DE RESISTÊNCIA
PROCESSADO POR TMCP**

Autor: Genésio Gomes Diniz

Orientador: Profa. Augusta Cerceau Isaac Neta

Agosto/2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Genésio Gomes Diniz

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA FINAL DE LAMINAÇÃO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE AÇO DA CLASSE 500 MPA DE LIMITE DE RESISTÊNCIA
PROCESSADO POR TMCP**

Dissertação apresentada ao Programa de Mestrado Profissional em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Profa. Augusta Cerceau Isaac Neta

Belo Horizonte
Escola de Engenharia UFMG
Agosto/2019

Diniz, Genésio Gomes.

D585i Influência da temperatura final de laminação nas propriedades mecânicas de aço da classe 500 Mpa de limite de resistência processado por TMCP [recurso eletrônico] / Genésio Gomes Diniz. – 2019.

1 recurso online (viii, 52 f. : il., color.) : pdf.

Orientadora: Augusta Cerceau Isaac Neta.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f. 51-52.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço - Propriedades mecânicas - Teses. 4. Aço de alta resistência - Teses. 5. Resfriamento - Teses. I. Isaac Neta, Augusta Cerceau. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669(043)



ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DO ALUNO GENÉSIO GOMES DINIZ

Realizou-se, no dia 30 de agosto de 2019, às 14:30 horas, Sala 2240, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de dissertação, intitulada *INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA FINAL DE LAMINAÇÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO DA CLASSE 500 MPA DE LIMITE DE RESISTÊNCIA PROCESSADO POR TMCP*, apresentada por GENÉSIO GOMES DINIZ, número de registro 2017721101, graduado no curso de ENGENHARIA INDUSTRIAL ELÉTRICA, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Augusta Cerceau Isaac Neta - Orientador (UFMG), Prof(a). Antonio Adel dos Santos (Usiminas S/A), Prof(a). Vicente Tadeu Lopes Buono (Demet/EE.UFMG).

A Comissão considerou a dissertação:

Aprovada

Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.

Belo Horizonte, 30 de agosto de 2019.

Prof(a). Augusta Cerceau Isaac Neta (Doutora)

Prof(a). Antonio Adel dos Santos (Doutor)

Prof(a). Vicente Tadeu Lopes Buono (Doutor)

RESUMO

A produção de chapas grossas com a aplicação da tecnologia de resfriamento acelerado busca a obtenção de produtos com propriedades mecânicas e metalúrgicas diferenciadas em relação aos aços convencionais. Os aços produzidos via TMCP (*Thermo-Mechanical Control Process*) exibem projetos de liga com menores teores de carbono e de elementos de liga, o que implica em melhoria da soldabilidade, da conformabilidade e elimina a necessidade de processos adicionais de tratamento térmico. Aços estruturais de 500 MPa de limite de resistência são produzidos por TMCP para aplicação em implementos agrícolas, com exigência de excelente qualidade superficial. Isto se torna um desafio para a produção de chapas grossas com espessuras menores que 19 mm, devido à formação de carepa entre o laminador e o sistema de resfriamento acelerado. Para minimizar a formação de carepa é necessário a redução da temperatura de acabamento, com a etapa final da laminação em temperaturas próximas ou abaixo da temperatura de início de transformação da austenita (A_{r3}), o que implica em início de resfriamento acelerado com o material parcialmente transformado. Dessa forma, esse trabalho visou estudar o efeito da temperatura de acabamento na microestrutura, propriedades mecânicas e qualidade superficial de um aço estrutural de alta resistência processado via TMCP, ampliando o conhecimento técnico referente ao processo de laminação de Chapas Grossas, além de fornecer subsídios para o desenvolvimento do processo de fabricação desse produto com espessuras menores que 19 mm.

Palavra chave: Alta Resistência, Resfriamento Acelerado, Propriedade Mecânica.

ABSTRACT

The production of thick plates with the accelerated cooling technology aims at providing a variety of products with enhanced mechanical and metallurgical properties in relation to conventional steels. The steels obtained through TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) show lower results of carbon and alloying elements, which implies greater welding capacity, formability and elimination of additional heat treatment processes. From 500 MPa of tensile stress are produced by TMCP for application in agricultural implements, with the certification of excellent surface quality. This is a challenge for the production of thick plates for thickness smaller than 19 mm due to the formation of scale between the mill and the accelerated cooling system.

In order to minimize the mill scale, it is necessary to reduce the finishing temperature, with finishing rolling at temperatures close to or below the initial temperature for transformation the austenite (A_{r3}), which implies the initial accelerated cooling with the material partially transformed. Thus, this work compared and evaluated the effect of the finishing temperature on the microstructure, mechanical properties and surface quality of a high strength structural steel processed through TMCP, increasing the technical knowledge regarding the Rolling Plate rolling process, besides providing subsidies for the development of the manufacturing process of this product with thickness smaller than 19 mm.

Keywords: High Strength, Accelerated Cooling, Mechanical Property.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	vii
LISTA DE SÍMBOLOS.....	ix
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS	2
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Aços microligados	4
3.2 Propriedades dos aços microligados para aplicação estrutural	4
3.3 Laminação de Chapas Grossas	5
3.4 Laminação Controlada de Chapas Grossas	6
3.4.1 Reaquecimento de placa.....	8
3.4.2 Laminação de recristalização	11
3.4.3 Laminação de encruamento	13
3.4.4 Laminação na região bifásica.....	14
3.5 Processo de Laminação Controlada seguida de Resfriamento Acelerado (TMCP).....	15
3.5.1 Efeitos do resfriamento acelerado (RA).....	17
3.5.2 Fases formadas e propriedades mecânicas.....	17
3.6 Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo - TRC	20
4 METODOLOGIA	21
4.1 Material	21
4.2 Determinação da A_{r3}	21
4.3 Construção do Diagrama TRC do Aço	22
4.4 Experiências em escala industrial	22
4.5 Amostragem.....	25
4.6 Caracterização das Amostras	26
4.6.1 Determinação das propriedades mecânicas.....	26
4.6.2 Microestrutura e carepa	27

5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
5.1	Diagrama TRC	28
5.2	Propriedades Mecânicas.....	31
5.2.1	Propriedades Mecânicas em Tração	31
5.2.2	Ensaio Impacto Charpy	32
5.3	Caracterização das chapas industriais	33
5.3.1	Microestrutura	33
5.3.2	Dureza	40
5.4	Análise da qualidade superficial das chapas	41
5.4.1	Inspeção visual	41
5.4.2	Aspecto da carepa visto ao microscópio óptico.....	42
5.4.3	Análise da carepa por Difração de Raios-X (DRX).....	46
6	CONCLUSÕES.....	49
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	50
8	REFERÊNCIAS	51

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Diagrama Linha de Chapas Grossas, (cortesia da Usiminas).....	6
Figura 3.2 - Ilustração do efeito dos elementos de liga na T_{nr} [6].....	7
Figura 3.3 - Ilustração dos estágios da laminação controlada e as respectivas mudanças microestruturais [6].....	8
Figura 3.4 - Esquema do forno de reaquecimento mostrando o efeito do tempo e da temperatura na solubilização dos elementos de liga e a alteração da microestrutura da placa durante o processo de aquecimento (cortesia da Usiminas).	9
Figura 3.5 - Influência da temperatura de reaquecimento sobre a transformação austenita-ferrita em aço 0,09C-0,32Si-1,44Mn-0,15Cu-0,43Ni-0,020Nb [5].	11
Figura 3.6 - Processo de recristalização da austenita após deformação [6]	12
Figura 3.7 - Influência da precipitação de elementos de liga na recristalização [4].	12
Figura 3.8 - Exemplo da influência da deformação total de recristalização no tamanho otimizado do grão de austenita final com 15% de deformação por passe.[6]...	13
Figura 3.9 - Representação esquemática da microestrutura da austenita quando deformada acima ou abaixo da T_{nr} [8].	14
Figura.3.10 - Etapas de processamento do TMCP e microestruturas finais	16
Figura 3.11 - Representação esquemática das condições termodinâmicas para a formação de ferrita, perlita, bainita e martensita a partir da austenita [10].	18
Figura 3.12 - Variação das propriedades mecânicas em função da temperatura de acabamento e condições de resfriamento de um aço 0.05%C-1.3%MnCu-Ni-Nb-V-Ti-Ca [3].	19
Figura 3.13 - Curvas de resfriamento de chapas grossas após a laminação controlada sobrepostas a um diagrama TRC de um aço carbono [11].	20
Figura 4.1 - Dilatômetro Bähr DIL805 do CP&D - Usiminas.....	22
Figura 4.2- Gráfico da dissolução dos carbonitretos de Nb prevista pelo ThermoCalc.	23
Figura 4.3 - Saída de resultados de simulação das condições de resfriamento acelerado.	24
Figura 4.4 - Desenho esquemático do empilhamento de chapas.	25
Figura 4.5 - Esquema de amostragem dos laminados.....	25
Figura 4.6 - Dimensões do CP de tração conforme ASTM A-370 [17]. E = espessura da chapa	26
Figura 4.7 - Dimensões do CP de Charpy conforme ASTM A-370 [17].	26
Figura 5.1 - Diagrama TRC do aço estudado.	29
Figura 5.2 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência do aço estudado.	32
Figura 5.3 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de escoamento do aço estudado	32

Figura 5.4 - Efeito da temperatura de acabamento nos valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.....	33
Figura 5.5 - Aspecto microestrutural visto ao MO, das amostras do aço estudado processadas com	35
Figura 5.6 - Aspecto microestrutural visto ao MEV, da amostra do teste 1, processadas com $T_A > A_{r3}$, entre 840 e 860°C. Ataque: Nital.....	35
Figura 5.7 - Aspecto microestrutural visto ao MEV, da amostra do teste 2, processadas com $T_A \sim A_{r3}$, entre 760 e 780°C. Ataque: Nital.	36
Figura 5.8 - Aspecto microestrutural visto ao MEV, da amostra do teste 3, processadas com $T_A < A_{r3}$, entre 700 e 720°C. Ataque: Nital.	37
Figura 5.9 - Imagens STEM-BF(esquerda) e STEM-HAADF (direita) da chapa processada com $T_A < A_{r3}$, entre 700 e 720°C.	39
Figura 5.10 - Efeito da temperatura de acabamento na dureza do aço estudado.	41
Figura 5.11 - Chapas grossas após laminação no leito de resfriamento.....	41
Figura 5.12 - Aspecto visual de uma das chapas do teste com temperatura de acabamento $T_A < A_{r3}$ durante a inspeção visual.....	42
Figura 5.13 - Fotografia ao MO de aspecto da seção longitudinal, destacando a camada de carepa nas superfícies da amostra com $T_A > A_{r3}$	43
Figura 5.14 - Fotografias ao MO de aspecto da seção longitudinal, destacando a camada de carepa nas superfícies da amostra com $T_A \sim A_{r3}$	44
Figura 5.15 - Fotografias ao MO de aspecto das seção longitudinal, destacando a camada de carepa nas superfícies da amostra com $T_A < A_{r3}$	45
Figura 5.16 - Espectro de DRX obtido na superfície da amostra com $T_A > A_{r3}$	46
Figura 5.17 - Espectro de DRX obtido na superfície da amostra com $T_A \sim A_{r3}$	47
Figura 5.18 - Espectro de DRX obtido na superfície da amostra com $T_A < A_{r3}$	47

LISTA DE SÍMBOLOS

TA: temperatura de acabamento.

T_{nr} : Temperatura de não recristalização

Ac_1 : Temperatura de início de transformação de fases ferrita para austenita durante o aquecimento.

Ac_3 : Temperatura de fim de transformação de fases ferrita para austenita durante o aquecimento.

Ar_1 : temperatura de fim de transformação de fases austenita para ferrita durante o resfriamento.

Ar_3 : temperatura de início de transformação de fases austenita para ferrita durante o resfriamento.

Rc: raio crítico (máximo) de partícula requerido para suprimir o crescimento de grão;

R_0 : raio médio dos grãos;

F: fração volumétrica das partículas de segunda fase;

Z: fator de heterogeneidade, dado por R/R_0 , onde R é o raio do grão em crescimento.

S_v : Área interfacial total dos contornos dos defeitos cristalinos por unidade de volume.

d_γ : Diâmetro médio dos grãos austeníticos.

R: Razão de aspecto.

ΔF : Energia de ativação para nucleação da ferrita.

σ : Energia de superfície.

ΔH : Entalpia.

ϵ : Energia de deformação.

ΔT : Grau de super-resfriamento (diferença entre a temperatura de equilíbrio e a temperatura de transformação).

T_e : Temperatura de equilíbrio.

d_γ : Tamanho de grão austenítico (μm).

1 INTRODUÇÃO

O maior rigor e a severidade dos ambientes que utilizam estruturas de aço nos setores de óleo e gás, linha amarela (tratores e máquinas agrícolas), construção civil, geração de energia e naval, promoveram o desenvolvimento e o aumento da demanda de chapas grossas com a aplicação da tecnologia de resfriamento acelerado (RA).

Os aços produzidos via TMCP (*Thermo-Mecanical Control Process*), processo de laminação controlada seguida de RA, apresentam propriedades mecânicas e metalúrgicas diferenciadas, em relação aos aços convencionais, e exibem projetos de liga com menores teores de carbono e de elementos de liga, o que implica em melhoria da soldabilidade, da conformabilidade, aumentando a produtividade destes processos e eliminando a necessidade de processos adicionais de tratamento térmico [1].

O principal efeito do resfriamento acelerado é proporcionar o aumento da resistência mecânica sem deterioração da tenacidade. As melhores combinações dessas propriedades são obtidas aplicando o resfriamento após a laminação controlada, o que propicia melhora significativa na microestrutura do aço. Na laminação controlada, pode-se obter o máximo refino de grão, com laminação nas etapas de recristalização e não recristalização (abaixo da T_{nr}); no resfriamento acelerado, isso propicia a formação de constituintes mais refinados. O controle das taxas de resfriamento das chapas resulta em refinamento da ferrita e favorece a formação de constituintes de segunda fase, como a bainita e a martensita.

Normalmente, no processo TMCP, a etapa de acabamento é realizada em temperatura pouco acima da temperatura de início da decomposição da austenita, Ar_3 . Para aços com espessuras mais baixas há muita dificuldade de acabamento em temperaturas nessa faixa, a não ser que se use maior temperatura de encharque da placa no forno de reaquecimento. Porém, a exposição da chapa a altas temperaturas favorece a formação de defeito por carepa na superfície, o que inviabiliza sua comercialização como material isento de defeito superficial. Este requisito é denominado internamente na Usiminas como qualidade *Lift arm*.

Atualmente, para aços estruturais da classe de limite de resistência de 500 MPa, este requisito só é atendido para espessuras maiores que 19 mm. Para esta espessura, a

alternativa adotada é realizar a laminação em temperaturas mais baixas, mas ainda acima da Ar_3 , para minimização da formação do defeito carepa, com posterior processamento no resfriamento acelerado (equipamento CLC – Continuous On-line Control). Assim, é possível substituir o processo TMCR (Thermo-Mechanical Control Rolling) pelo TMCP sem prejuízo das propriedades mecânicas, garantindo-se a qualidade superficial.

Entretanto, para produção desses aços com espessuras abaixo de 19 mm, garantindo-se a qualidade superficial, o final de laminação ocorre em temperaturas próximas e/ou abaixo da Ar_3 , o que pode produzir uma microestrutura mista (austenita + ferrita) e o início do resfriamento acelerado com o material parcialmente transformado, resultando em microestrutura com ferrita deformada e maior fração de elementos microligantes em solução sólida [2]. Esta condição tende a levar a uma queda nas propriedades de tração, podendo não atender a especificação.

Por outro lado, a literatura [3] mostra que as propriedades mecânicas são elevadas novamente quando se abaixa ainda mais a temperatura de acabamento em aços processados por TMCP. Daí, abre-se uma oportunidade de investigação do efeito da temperatura de acabamento na laminação controlada nas propriedades mecânicas dos aços da classe de 500 MPa de limite de resistência, visando viabilização da produção de chapas grossas com baixa espessura e isentas de defeito carepa.

Assim, objetivou-se nesse trabalho o estudo do efeito de diferentes temperaturas de acabamento nas propriedades mecânicas de um aço da classe 500 MPa processado por TMCP, procurando-se entender os fenômenos metalúrgicos envolvidos e as condições de processo adequadas, a fim de garantir as propriedades mecânicas desejadas para o produto final atendendo aos requisitos de qualidade.

2 OBJETIVOS

Objetivo Geral

Avaliar o efeito da temperatura de acabamento na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na qualidade superficial de um aço estrutural de alta resistência processado via TMCP, ampliando o conhecimento técnico referente ao processo de laminação de Chapas Grossas.

Objetivos Específicos

- i. Identificar a temperatura de transformação de fases austenita-ferrita no aço;
- ii. Realizar experimento em escala industrial com temperatura de acabamento variando em torno da A_{r3} ;
- iii. Determinar os mecanismos associados à influência da temperatura de acabamento na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na qualidade superficial;
- iv. Fornecer subsídios para o desenvolvimento do processo de fabricação do aço de 500 MPa de limite de resistência com espessura menor que 19 mm.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços microligados

Aços microligados são aços de alta resistência e baixa liga que contêm pequenas adições de Nb, Ti e V, usualmente abaixo de 0,1%p/p individualmente. Esses elementos, chamados de microligantes, podem ser adicionados de forma isolada ou combinada e desempenham importante papel na laminação controlada [1,3]. Os elementos microligantes contribuem para o refinamento da microestrutura através da precipitação na austenita e/ou agindo como partículas que ancoram os contornos de grãos durante o reaquecimento. Além disso, podem contribuir para o endurecimento do aço por meio da precipitação induzida por deformação durante a laminação ou através da formação de finos precipitados após a transformação da austenita [4].

Dentre os principais elementos microligantes utilizados, o Nb é considerado o mais importante. Ele desempenha papel fundamental na maioria dos aços processados como chapas grossas por possibilitar a obtenção de uma microestrutura final refinada, a qual permite combinar alta resistência mecânica com elevada tenacidade. Além do efeito refinador de grão, o Nb também contribui com o aumento da resistência pelo mecanismo de endurecimento por precipitação. No entanto, para exercer todo o seu potencial, o Nb precisa estar dissolvido na matriz ao final do reaquecimento, quando a placa é desenformada [4].

O Ti forma carbonitretos estáveis a altas temperaturas, os quais restringem o crescimento do grão austenítico durante a etapa de reaquecimento da placa, melhorando a tenacidade do aço, especialmente na zona termicamente afetada de juntas soldadas.

3.2 Propriedades dos aços microligados para aplicação estrutural

Os aços para aplicação estrutural devem possuir uma gama de propriedades, como resistência mecânica, ductilidade e maleabilidade, resistência tanto à fratura dúctil quanto à fratura frágil e boa soldabilidade. De acordo com sua aplicação, os aços devem apresentar níveis adequados de cada uma dessas propriedades. Quase todas estas características resultam do processo de laminação e resfriamento, associado à composição química [4].

Uma propriedade de grande importância em chapas grossas é a resistência à propagação de fraturas frágeis. A resistência à fratura frágil é usualmente avaliada através de ensaio de impacto Charpy, podendo ser medida tanto através da temperatura de transição dúctil-frágil quanto através de um valor de energia obtido a uma determinada temperatura de ensaio, que varia de acordo com a aplicação final do material. O principal fator para a resistência à fratura está diretamente relacionado com o refinamento dos grãos ferríticos. Portanto, a produção de chapas grossas com boa resistência à fratura frágil em baixas temperaturas é fundamentalmente dependente da obtenção de um alto grau de refinamento da microestrutura final.

Além do tamanho de grão ferrítico, a tenacidade dos aços depende também da fração volumétrica de ferrita poligonal, e da quantidade de perlita e/ou bainita como segunda fase. Um princípio metalúrgico utilizado para melhorar a tenacidade à fratura é o aumento do número de sítios para nucleação da ferrita durante a transformação e na supressão do crescimento e coalescimento dos grãos ferríticos após a transformação.

O controle de todas as propriedades do produto final, incluindo a tenacidade, começa no processo de reaquecimento, onde os principais fenômenos que afetam a propriedade mecânica final do aço são o crescimento do grão da austenita e a solubilização dos elementos de liga. Isto traz, como consequência, uma influência direta no refino dos grãos ferríticos. Por exemplo, quando as placas são submetidas a baixa temperatura de reaquecimento, seguida de laminação controlada, eleva a temperatura de transformação da ferrita, gerando um maior refino na microestrutura e consequente maior tenacidade da chapa [5].

3.3 Laminação de Chapas Grossas

O processo de laminação a quente de chapas grossas de aços começa com um aquecimento das placas em temperaturas elevadas para garantir a solubilização dos elementos de liga, em especial o nióbio, e garantir que estas placas tenham temperatura adequada para o seu processamento no laminador.

Na etapa de laminação será reduzida a sua espessura, aumentando ou não a sua largura, para obtenção de um material com as dimensões e propriedades mecânicas que atendam às solicitações de diversos clientes.

No processo convencional de laminação, a placa é laminada em passes sucessivos, sem espera intencional entre os passes, até a obtenção da temperatura final. Pode-se dizer que não há um controle estrito de temperatura durante o processo, exceto para os casos em que a laminação é realizada com determinada temperatura de acabamento especificada.

Por outro lado, existe o processo de laminação controlada, em que um rigoroso controle de temperatura desde o desenformamento da placa até o final de laminação é feito. A característica mais marcante desse processo é a introdução de um tempo de espera, chamado tempo de patamar, quando o esboço atinge cerca de 3 a 5 vezes a espessura visada do laminador. Durante a espera, a temperatura do esboço cai abaixo da T_{nr} , de forma que a etapa final de laminação é realizada na condição de panqueamento da austenita. Este processo é descrito em mais detalhes a seguir. Como exemplo de linha de produção, é mostrado o layout da Linha de Chapas Grossas da Usiminas na figura 3.1.

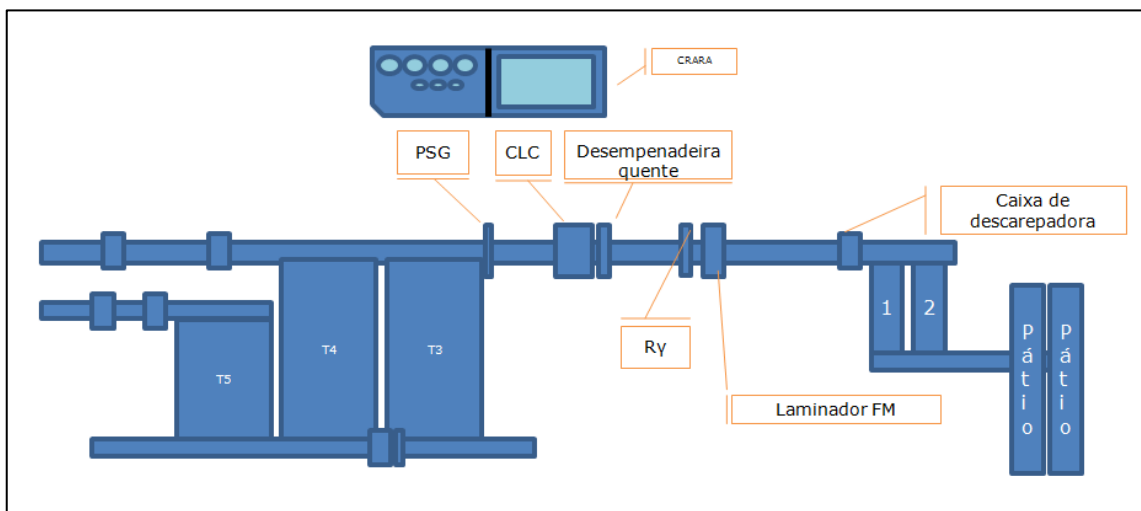


Figura 3.1 - Diagrama Linha de Chapas Grossas, (cortesia da Usiminas).

3.4 Laminação Controlada de Chapas Grossas

Os conceitos do processo de laminação controlada foram desenvolvidos e aplicados na década de 1960, na Inglaterra. É comum serem utilizadas as siglas CR (*Controlled Rolling*) ou TMCR. Isto representou um salto no conhecimento e na produção de aços de alta resistência e alta tenacidade em chapas grossas, especialmente aqueles aplicados para tubulações para transporte de petróleo e gás. O principal objetivo desse processo é a obtenção de uma microestrutura muito refinada, o que garante a

combinação de altos níveis de resistência mecânica e adequada tenacidade. Para isso, o uso de elementos microligantes, especialmente o Nb, é fundamental, pois ele permite controlar a recristalização da austenita de forma muito efetiva [6]. Outros elementos de liga, como V e Ti têm um efeito muito menor sobre o comportamento de recristalização devido à menor ampliação da janela de processamento abaixo da T_{nr} , Figura 3.2. A maioria das laminações de aço estrutural é conduzida em temperaturas maiores que 850 °C, conforme ilustrado pela linha vermelha na Figura 3.2, de forma que os elementos V e Ti não seriam efetivos, em baixos teores, para permitir a laminação de acabamento abaixo da T_{nr} , uma vez que a redução de espessura nesta etapa é de 3 a 5 vezes a espessura do laminado.

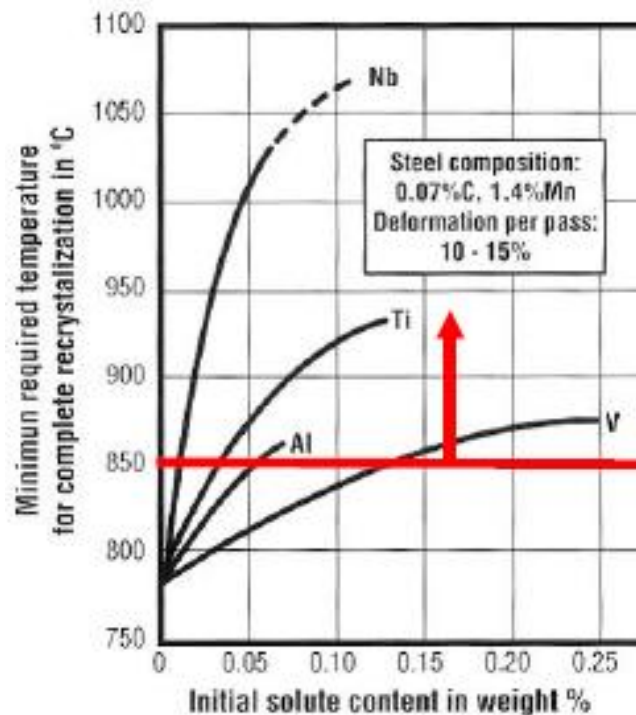


Figura 3.2 - Ilustração do efeito dos elementos de liga na T_{nr} [6].

O processo de laminação controlada pode ser dividido em até quatro etapas, sendo que a deformação é aplicada em duas ou, eventualmente, em três distintas regiões de temperatura, figura 3.3 [6]. Estas etapas são discutidas em mais detalhes a seguir.

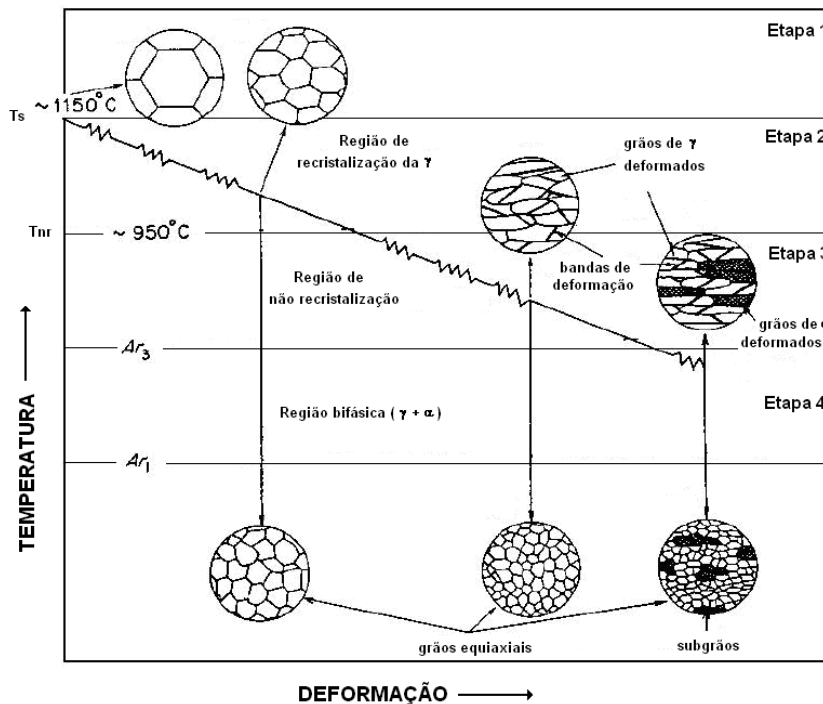


Figura 3.3 - Ilustração dos estágios da laminação controlada e as respectivas mudanças microestruturais [6].

3.4.1 Reaquecimento de placa

O estágio inicial de qualquer processo de conformação a quente é o reaquecimento do material. O objetivo desta etapa é elevar a temperatura para conferir a plasticidade necessária para a conformação e dissolver os precipitados de elementos microligantes existentes, a fim de se garantir a precipitação de finas partículas de segunda fase na matriz metálica durante a laminação e/ou resfriamento da chapa.

No processo de aquecimento três parâmetros são controlados: tempo, temperatura de solubilização e temperatura de desenformamento. Nos fornos de reaquecimento têm-se três fases distintas: o material recebido (enformamento) tem uma microestrutura básica de solidificação, constituída por soluções sólidas, compostos intermetálicos, inclusões e carbonetos, apresentando ainda diferentes defeitos cristalinos; (2) durante o processo de aquecimento acontece a formação da fase austenítica, com os elementos de liga ainda precipitados; (3) ao concluir o processo de aquecimento tem-se o tamanho de grão austenítico controlado e a solubilização de elementos microligantes, como mostrado no esquema da figura 3.4.

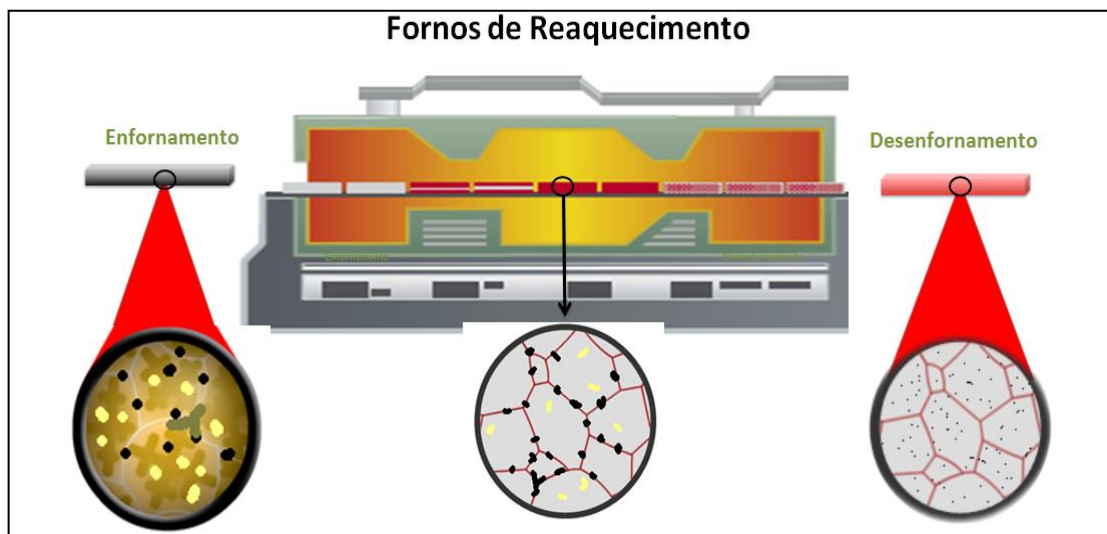


Figura 3.4 - Esquema do forno de reaquecimento mostrando o efeito do tempo e da temperatura na solubilização dos elementos de liga e a alteração da microestrutura da placa durante o processo de aquecimento (cortesia da Usiminas).

A escolha da temperatura de reaquecimento determina, portanto, o teor de elementos de microliga em solução disponível para a reprecipitação durante o condicionamento da austenita e/ou para posterior endurecimento da ferrita.

A temperatura de reaquecimento da placa apresenta forte influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço microligado. Menor temperatura de aquecimento da placa dificulta o crescimento do grão austenítico, resultando em uma microestrutura final mais refinada e de maior tenacidade. Entretanto, a resistência mecânica do material produzido nessas condições é reduzida em função da menor quantidade de microligantes dissolvidos (Nb e/ou V) na austenita, reduzindo o potencial de endurecimento por precipitação durante a laminação [7].

Existe bastante conhecimento disponível para estimar a temperatura necessária para a dissolução, considerando a aplicação de equações de produto de solubilidade e o uso de *softwares* como o Thermo-Calc. No entanto, essas técnicas lidam apenas com o aspecto termodinâmico, não dizendo respeito à questão cinética, ou seja, ao tempo gasto para a dissolução.

Em relação ao crescimento do grão austenítico há de se considerar ainda a possibilidade de redução deste crescimento por forças que podem inibir o movimento dos contornos, principalmente através de ancoragem por partículas. A força de oposição imposta pelas partículas ao movimento dos contornos é igual a $6f\sigma/\pi r$, onde

r é o raio e f a fração volumétrica das partículas. O balanço da energia de movimento do contorno, considerando os efeitos de encolhimento e aumento dos grãos, resulta na equação (3.1), de Gladman [8].

$$r_c = \frac{6R_0f}{\pi\left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right)} \quad (3.1)$$

onde:

r_c = raio crítico (máximo) de partícula requerido para suprimir o crescimento de grão;

R_0 = raio médio dos grãos;

f = fração volumétrica das partículas de segunda fase;

Z = fator de heterogeneidade, dado por R/R_0 , onde R é o raio do grão em crescimento.

A temperatura de reaquecimento afeta o refino do grão ferrítico. Baixa temperatura de reaquecimento seguida de laminação controlada eleva a faixa de temperaturas de transformação da ferrita. Um efeito adicional da baixa temperatura de reaquecimento está ligado à morfologia da segunda fase, usualmente denominado de "efeito de dispersão da perlita", uma vez que as ilhas de segunda fase ficam mais finamente dispersas. Esse efeito é facilmente observado em aços com teores relativamente elevados de B, Nb, Mn e Mo, isto é, em aços com elevada tendência à transformação bainítica, como mostrado na figura 3.5 [5].

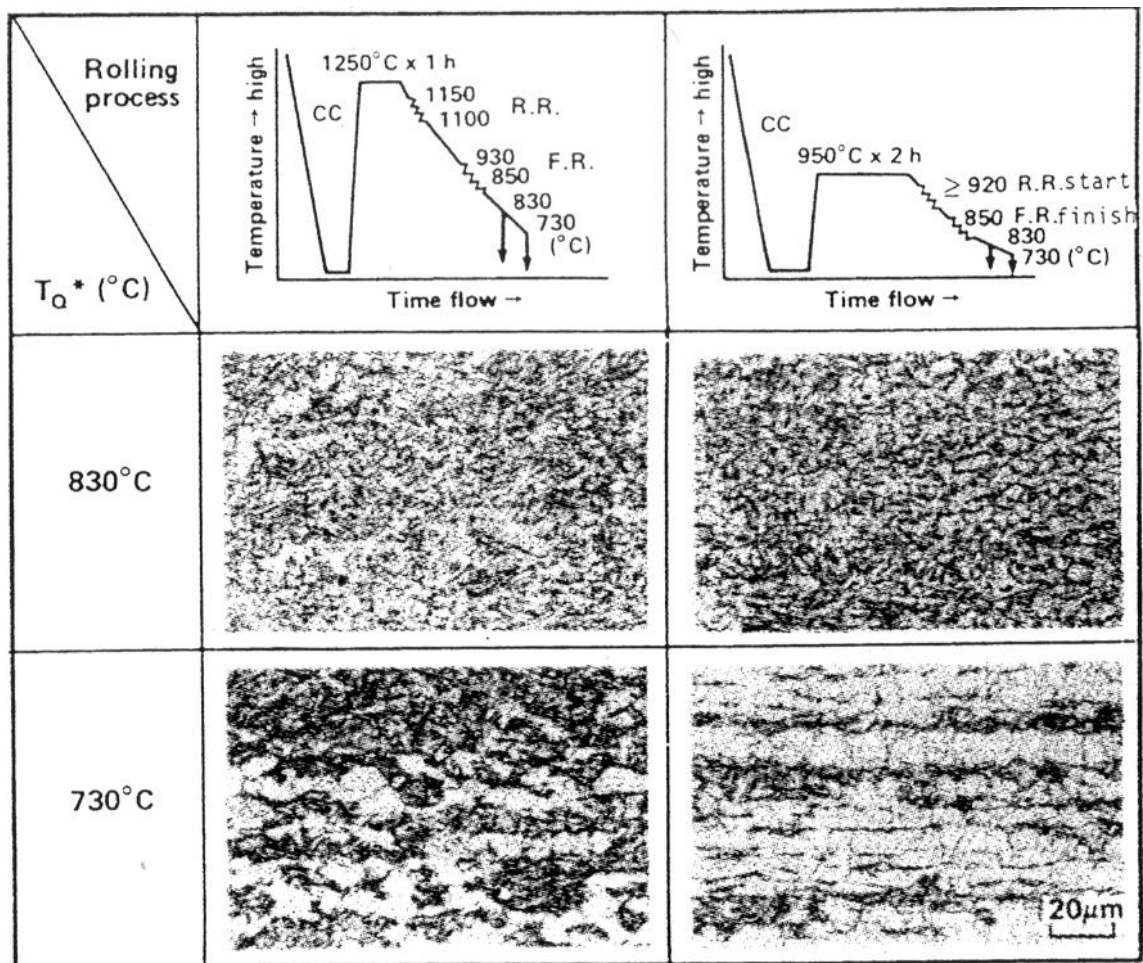


Figura 3.5 - Influência da temperatura de reaquecimento sobre a transformação austenita-ferrita em aço 0,09C-0,32Si-1,44Mn-0,15Cu-0,43Ni-0,020Nb [5].

3.4.2 Laminação de recristalização

Esta etapa tem como delimitação as temperaturas de encharque e de não recristalização (T_{nr}). Este processo pode ser de recristalização dinâmica ou estática. No caso da laminação controlada de chapas grossas, em que as reduções por passe são relativamente pequenas e realizadas em temperaturas relativamente baixas, pode-se considerar apenas a recristalização estática. O tamanho de grão recristalizado é função do tamanho de grão anterior à deformação, além da quantidade de deformação e da temperatura. A austenita formada no processo de reaquecimento dará origem a uma ferrita equiaxial cujo tamanho de grão final será função das etapas posteriores de deformação e recristalização da austenita e da composição química, principalmente do Nb. O grão ferrítico será maior caso este material seja resfriado ao ar, ou menor (refinado), caso haja deformação abaixo da T_{nr} . A figura 3.6 mostra o processo de laminação com deformação seguida de recristalização entre passes.

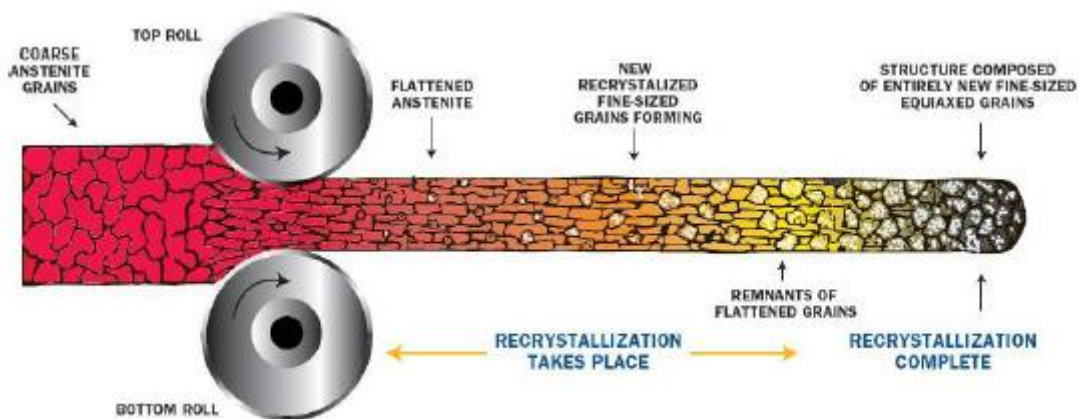


Figura 3.6 - Processo de recrystalização da austenita após deformação [6]

A figura 3.7 ilustra o comportamento da recrystalização em aço sem adição de elementos de liga, e a superposição dos comportamentos de recrystalização e de precipitação em aços microligados ao Nb [4]. O tempo para ocorrer recrystalização é sempre crescente com o decréscimo da temperatura. No caso de aços sem adição de ligas, o tempo para o início e para a formação de 30% de microestrutura recrystalizada é muito pequeno, atingindo no máximo 1 s. Caso haja adição de Nb, este tempo é aumentado em 1 ou 2 ordem de grandeza. Isso se deve basicamente ao efeito de ancoramento dos contornos de grão da austenita pelo Nb em solução sólida.

Na figura são mostradas ainda as curvas de início e para ocorrência de precipitação da microliga adicionada. Quando começa a ocorrer a precipitação induzida pela deformação, ocorre um retardo adicional para o início da recrystalização, de forma que, em tempos usuais do processo de laminação a quente, a fração recrystalizada pode ser considerada desprezível.

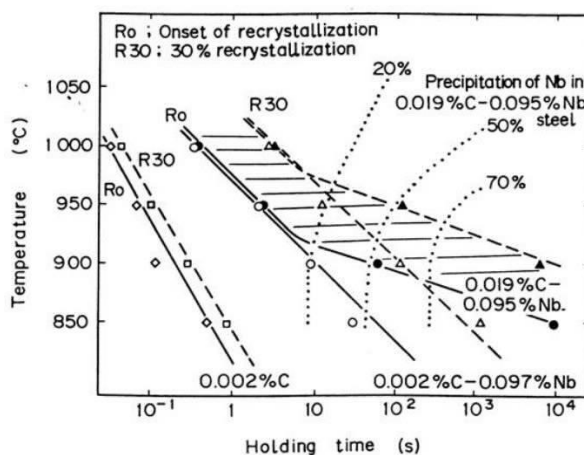


Figura 3.7 - Influência da precipitação de elementos de liga na recrystalização [4].

Independentemente se o comportamento de recristalização está sendo usado para produzir o tamanho de grão de ferrita transformado final, isoladamente, ou como a base de partida para deformação abaixo da T_{nr} , deve-se objetivar um tamanho de grão de austenita recristalizado na faixa de 30-50 μm , que é aproximadamente o tamanho mínimo obtido no processo industrial. Para atingir esse tamanho de grão de austenita, o processo deve ser otimizado, aplicando-se deformação por passe significativa, na faixa de 15%, e uma deformação total na faixa de 50 a 60%, conforme mostrado na figura 3.8 [6].

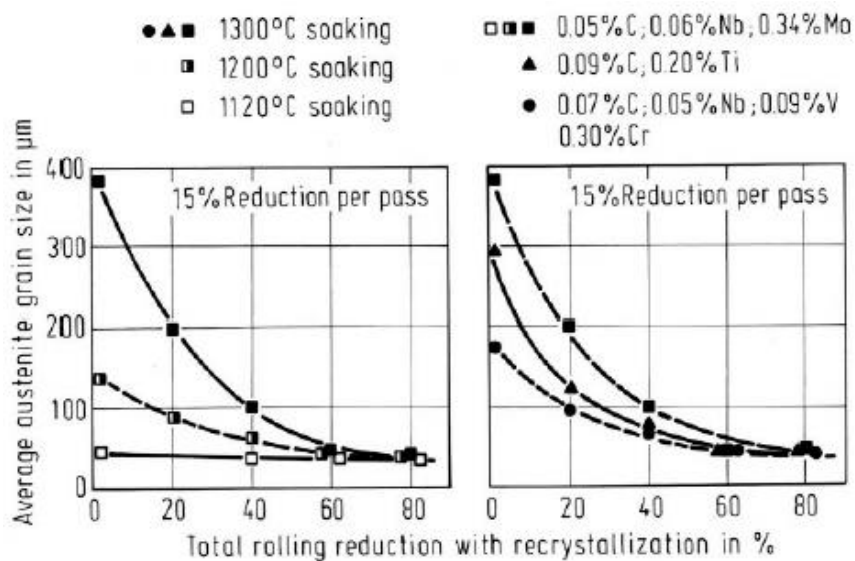


Figura 3.8 - Exemplo da influência da deformação total de recristalização no tamanho otimizado do grão de austenita final com 15% de deformação por passe.[6]

3.4.3 Laminação de encruamento

A terceira etapa de laminação se dá entre a T_{nr} e A_{r3} . Nesta fase os grãos da austenita tornam-se mais alongados e não se recristalizam. Porém, a deformação cria sítios de nucleação como bandas de deformação e maclas, que propiciam a nucleação de ferrita muito refinada, assim como nos contornos de grão da austenita, resultando em refino da microestrutura final. O principal objetivo da laminação controlada é, portanto, a maximização da formação de sítios no interior dos grãos, processo denominado de condicionamento da austenita. A quantificação da densidade de sítios é feita através do parâmetro S_v , que expressa a área interfacial total dos contornos dos defeitos cristalinos por unidade de volume, sendo dado em mm^2/mm^3 (ou mm^{-1}). A figura 3.9 mostra uma representação esquemática da microestrutura da austenita quando deformada acima ou abaixo da T_{nr} , com a descrição do valor de S_v em cada caso.

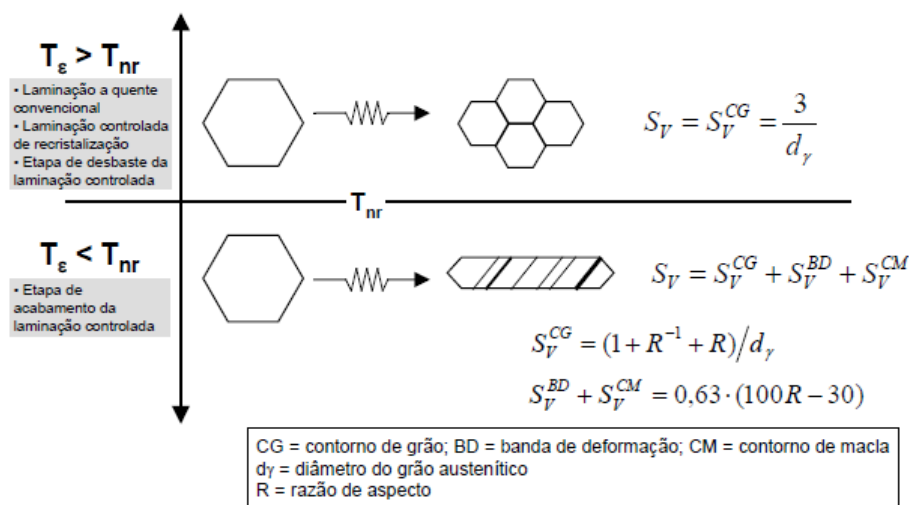


Figura 3.9 - Representação esquemática da microestrutura da austenita quando deformada acima ou abaixo da T_{nr} [8].

Nos processos em que a deformação é conduzida acima de T_{nr} , o aumento de S_V decorre exclusivamente da redução do diâmetro médio dos grãos austeníticos (d_γ). Na laminação controlada, além do aumento da área dos contornos de grão devido ao seu panquecamento (aumento da razão de aspecto, R), também contribuem para o aumento de S_V a introdução de maclas e de bandas de deformação.

3.4.4 Laminação na região bifásica

A quarta etapa ocorre na região bifásica ou intercrítica, entre Ar_3 e Ar_1 , onde a austenita deformada continua se transformando e a ferrita se deforma, alongando-se, produzindo subestruturas. Deformações nesta etapa aumentam a resistência do material através de subestruturas de deslocações (células) e endurecimento por subgrãos, o que só é possível para metais de estrutura CCC como a ferrita. Em função do maior número de sistemas de escorregamento, as estruturas CCC exibem grande quantidade de recuperação dinâmica pelo mecanismo de escorregamento cruzado, o que resulta na formação de células de discordâncias no interior dos grãos. Como se trata essencialmente de endurecimento por discordâncias, que afeta sensivelmente a ductilidade, a quantidade de deformação no campo bifásico deve ser limitada.

Uma vez que a recrystallização da ferrita deformada é muito lenta em aços microligados, devido à estabilização da rede de contornos de subgrãos pela precipitação induzida por deformação, a estrutura de células e subgrãos é mantida.

Através do efeito combinado do emprego de baixas temperaturas de reaquecimento e

da laminação controlada, a microestrutura final da chapa pode ser muito refinada, melhorando de forma marcante a tenacidade. A maior deficiência desse processo é que aços de alta resistência apresentam grande dificuldade de produção, em especial nos casos em que há limitações de composição química, o que geralmente ocorre por questões de soldabilidade.

Deve-se considerar ainda que os aços projetados para processamento por laminação controlada são geralmente submetidos a elevada deformação em temperaturas relativamente baixas. Caso a faixa de temperaturas de laminação fique na região inferior do campo intercrítico, onde a recuperação e a recristalização da ferrita dificilmente ocorrem, os fenômenos indesejáveis associados à textura da ferrita tendem a tomar lugar.

3.5 Processo de Laminação Controlada seguida de Resfriamento Acelerado (TMCP)

Apesar da melhoria nas propriedades mecânicas dos aços com o processo TMCR, em relação à laminação convencional, ainda era necessária a busca por materiais cada vez mais resistentes e tenazes para aplicação em ambientes com necessidade de resistência ao impacto. Foi observado na produção de tiras a quente que alguns materiais dispunham destas propriedades através de um processo de laminação, seguido de resfriamento rápido em água.

Isso levou ao desenvolvimento do processo TMCP, para produção de chapas grossas de aços de alta resistência e elevada tenacidade. Neste processo, chapas processadas por laminação controlada são resfriadas em água em seguida (resfriamento acelerado) até determinada temperatura e, então, resfriadas ao ar até o ambiente, figura 3.10. Para isto, foi necessário o desenvolvimento de equipamento industrial de resfriamento acelerado, instalado após o laminador de acabamento.

Assim, no início da década de 1980 foi instalada a primeira unidade industrial de resfriamento acelerado em chapas grossas, em uma planta da antiga NKK, atual JFE. Atualmente a grande maioria das linhas de laminação de chapas grossas existentes dispõe dessa tecnologia chamada de TMCP. Na Usiminas o sistema de resfriamento acelerado, CLC, foi inaugurado em agosto de 2010.

O processo de resfriamento acelerado é uma tecnologia que deve ser empregada de maneira integrada, ou seja, em conjunto com todo o processo de fabricação do aço

conforme descrito na introdução deste trabalho. O processo de fabricação do aço líquido, até o processo de corte e ensaios mecânicos, é fundamental para assegurar uma melhora significativa nas propriedades finais das chapas grossas com processamento TMCP.

Na figura 3.10 é ilustrado o processo TMCP e as mudanças microestruturais do aço associadas. As duas etapas da laminação controlada, desbaste e acabamento, promovem uma microestrutura austenítica deformada ao final da laminação, relativamente fina e contendo bandas de deformação e maclas. Se o material fosse deixado resfriar ao ar, a baixa taxa de resfriamento levaria à formação de microestrutura constituída de ferrita e perlita, conforme linha tracejada. No caso do resfriamento em água, mais rápido, a curva de resfriamento passa pelos campos da ferrita e da bainita, formando uma microestrutura final com estas fases. O resfriamento rápido deve ser interrompido antes de entrar no campo martensítico, uma vez que este constituinte não é desejável para as propriedades finais da chapa. Ressalta-se que o equipamento de resfriamento acelerado pode ser usado para realizar o processo chamado de têmpera direta, levando à formação de microestrutura basicamente martensítica, mas este caso não é considerado como produção de aços TMCP.

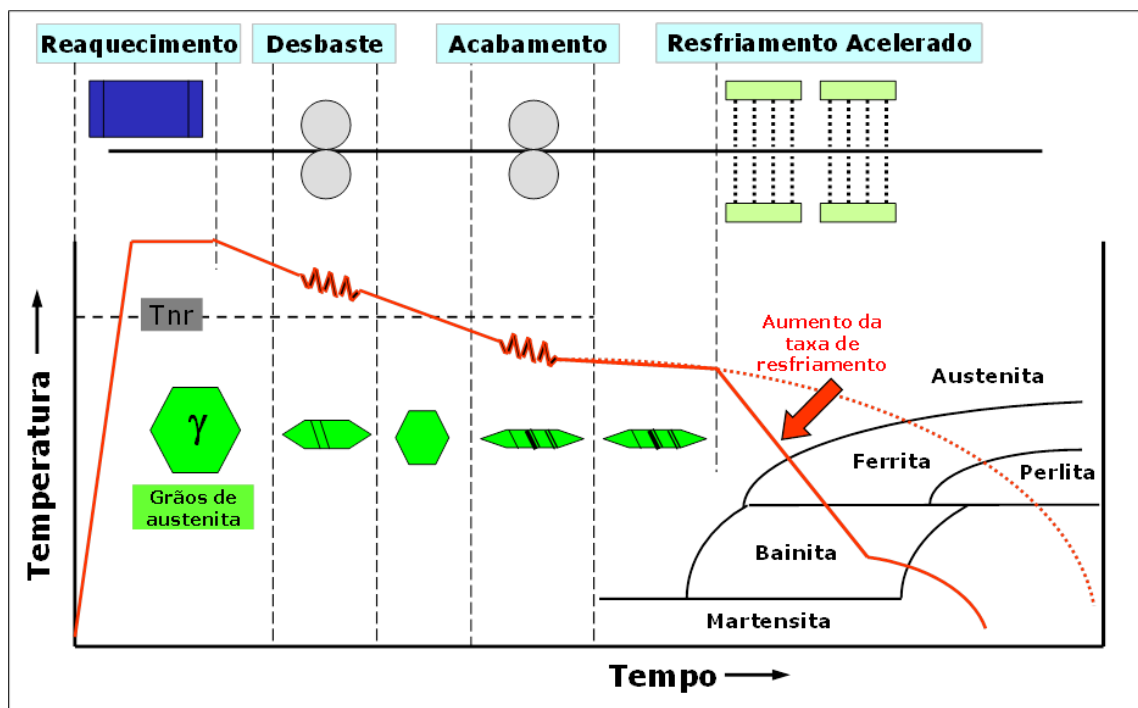


Figura.3.10 - Etapas de processamento do TMCP e microestruturas finais

3.5.1 Efeitos do resfriamento acelerado (RA)

A essência do resfriamento acelerado é levar a austenita à temperaturas otimizadas, através de resfriamento rápido, propiciando a máxima nucleação da ferrita. A energia de ativação para nucleação da ferrita ΔF^* , dada pela equação (3.2), é demonstrada para condições de super-resfriamento [9].

$$\Delta F^* = \frac{16\pi}{3} \frac{\sigma^3}{\left(\frac{\Delta H \Delta T}{T_e} + \varepsilon\right)^2} + \varepsilon \quad (3.2)$$

Onde: σ é a energia de superfície, ΔH é a entalpia, ε é a energia de deformação, ΔT é o grau de super-resfriamento (diferença entre a temperatura de equilíbrio e a temperatura de transformação) e T_e é a temperatura de equilíbrio. A equação (3.2) indica claramente que o super-resfriamento reduz a energia de ativação para nucleação da ferrita. Como a taxa de nucleação é determinada pela nucleação da ferrita e difusão do carbono, haverá então a otimização do processo de super-resfriamento. Havendo controle otimizado, o resfriamento pode ser interrompido em dada temperatura, propiciando a transformação em constituintes de segunda fase bem definidos. A taxa de nucleação da ferrita é possível em diversos sítios de alta energia, como contornos de grão, bandas de deformação, e células de discordâncias. E estas taxas são maximizadas pela redução da energia de nucleação ΔF^* promovida pelo resfriamento acelerado. Assim sendo, como o propósito do resfriamento acelerado é maximizar a taxa de nucleação de grãos refinados de ferrita, é fundamental que seja a partir de austenita deformada. Este efeito seria muito menor para a austenita recristalizada. A austenita deformada tem muito mais sítios de alta energia que a austenita recristalizada.

3.5.2 Fases formadas e propriedades mecânicas

Como pode ser observado no diagrama da figura 3.11, através do controle da taxa de resfriamento e da temperatura de final de resfriamento, é possível selecionar as fases que serão formadas e, conseqüentemente, obter a resistência mecânica desejada. Outro ponto a ser observado é que o aumento da taxa de resfriamento resulta em redução da temperatura de transformação e em aumento da fração de fases formadas em temperaturas mais baixas especialmente a bainita.

As fases que irão se formar durante o resfriamento são dependentes das condições termodinâmicas e cinéticas existentes no material durante o processo de fabricação.

As fases ferrita, perlita, bainita e martensita podem ser formadas para temperaturas, respectivamente, abaixo de A_{r3} , entre A_{r3} e A_{cm} , abaixo de B_s e abaixo de M_s , como pode ser visto na figura 3.12. Nessa condição assume-se que a fase formada é aquela cuja transformação é energeticamente mais favorável.

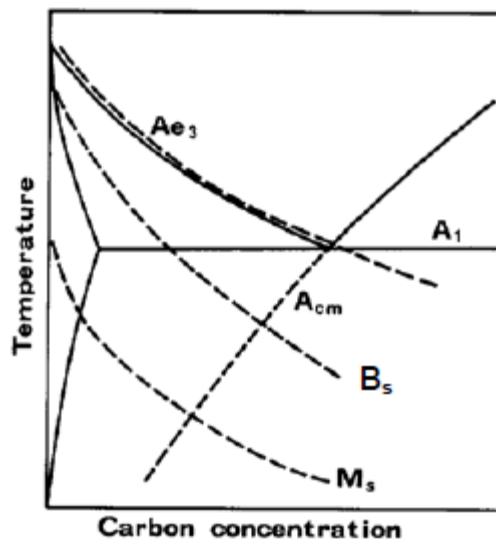


Figura 3.11 - Representação esquemática das condições termodinâmicas para a formação de ferrita, perlita, bainita e martensita a partir da austenita [10].

Sob o ponto de vista da etapa de resfriamento acelerado, a taxa de resfriamento e a temperatura de início de resfriamento são as variáveis de maior influência. Já para o controle da natureza e a distribuição dos produtos das fases de baixa temperatura a temperatura final de resfriamento é a que tem maior efeito.

A temperatura de início de resfriamento é função da temperatura de acabamento no laminador, a qual é objeto de estudo deste trabalho, tendo em vista o tempo de transporte do laminador até o equipamento de resfriamento acelerado. Em chapas de menor espessura, as temperaturas de acabamento são normalmente mais elevadas, dado a maior perda térmica com os rolos das mesas de transporte e com o ar. Assim haverá propensão à geração de carepa na superfície, sendo portanto, limitação para comercialização com isenção de defeitos superficiais. A carepa também afeta a homogeneidade de resfriamento no CLC. Porém, conforme figura 3.12, com temperaturas de acabamento mais baixas, menores que A_{r3} , conseguir-se-ão resultados de propriedade semelhantes, considerando processamento via TMCP [3].

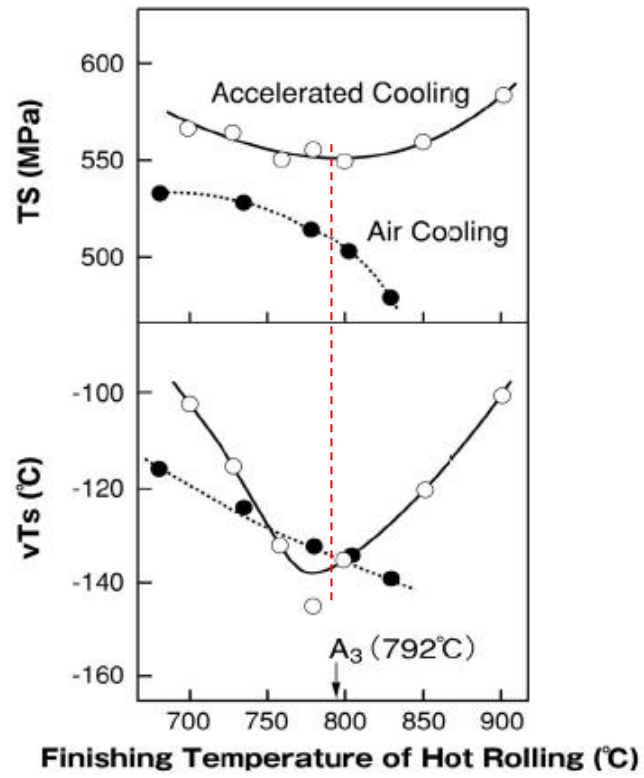


Figura 3.12 - Variação das propriedades mecânicas em função da temperatura de acabamento e condições de resfriamento de um aço 0.05%C-1.3%MnCu-Ni-Nb-V-Ti-Ca [3].

3.6 Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo - TRC

Para a fabricação de um aço que atenda aos requisitos de determinada aplicação é essencial que ele tenha todas as propriedades mecânicas e superficiais necessárias. Para isso o aço deve ter uma microestrutura final, ou seja, uma boa distribuição das fases presentes que são obtidas através do controle do processo de laminação e resfriamento. As informações da taxa de resfriamento e fases presentes podem ser encontradas a partir do diagrama TRC. A alteração de microestrutura e propriedades associadas a alterações na taxa de resfriamento pode, portanto, ser vista acompanhando as curvas de resfriamento que passam por diferentes regiões do diagrama TRC (natureza e quantidade de fases), em diferentes temperaturas de transformação (escala).

Para melhor exemplificar o efeito dos diferentes processos de laminação e resfriamento dos aços, considere o exemplo na figura 3.13, com os campos de fases formadas para cada processo de resfriamento:

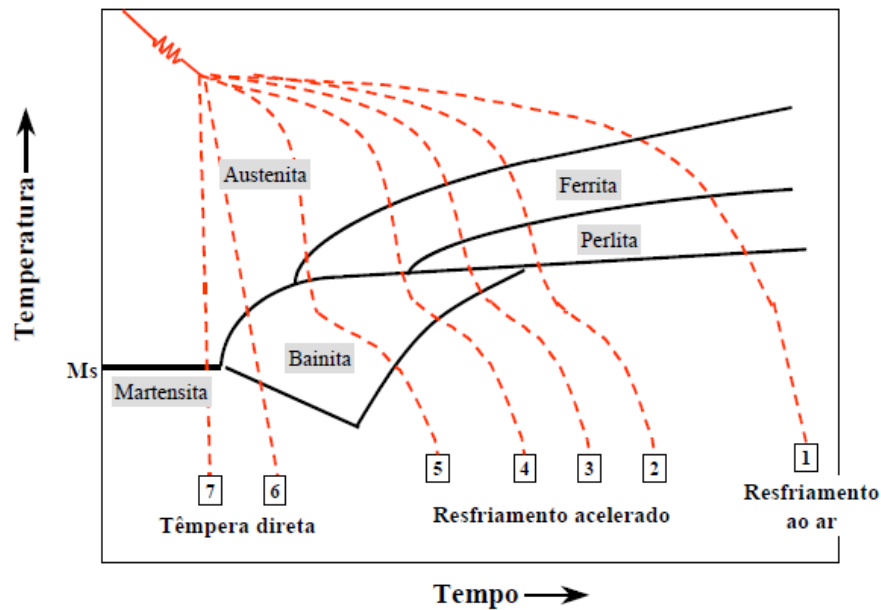


Figura 3.13 - Curvas de resfriamento de chapas grossas após a laminação controlada sobrepostas a um diagrama TRC de um aço carbono [11].

4 METODOLOGIA

4.1 Material

Foi utilizado neste estudo um aço da classe 500 MPa de limite de resistência, para aplicação estrutural, cuja composição química é dada na Tabela 4.1. Este aço é produzido e comercializado pela Usiminas, como chapa grossa.

Tabela 4.1- Composição química do aço estudado (% em massa)

C	Mn	Si	Nb	Ti
≤ 0,14	0,80 a 1,60	0,12 a 0,28	0,005 a 0,045	0,010 a 0,020

4.2 Determinação da A_{r3}

Uma vez que se pretendeu verificar o efeito da temperatura de acabamento, variando em torno da A_{r3} , nas propriedades mecânicas, é fundamental a determinação desta temperatura. Foram utilizadas diversas formulações na literatura, entre as Ouchi [4] e de Santos [12], respectivamente equações (4.1) e (4.2).

$$A_{r3} = 910 - 310\%C - 80\%Mn - 20\%Cu - 15\%Cr - 55\%Ni - 80\%Mo + 0,35(t - 8) \quad (4.1)$$

$$A_{r3} = 910,66 - 596,12\%C + 78,59\%Si - 56,49\%Mn + 567,65(\%C)^2 - 216,33\%C\%Si + 31,92\%C\%Mn + 4,15A - 6,53(TR)^{0,5} - 5,00\ln(TR) \quad (4.2)$$

A = $-2\ln(20d\gamma/10000)/\ln(2)$ é o tamanho de grão austenítico ASTM;

$d\gamma$: tamanho de grão austenítico (μm);

TR: taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C/s}$);

t: espessura da chapa (mm).

A A_{r3} prevista para o aço estudado ficou na faixa de 770°C a 780°C , em função da composição química real do aço.

4.3 Construção do Diagrama TRC do Aço

No intuito de dar subsídios para relacionar as propriedades mecânicas obtidas nas amostras com sua microestrutura e as condições de processamento experimentais usadas, será construído o diagrama TRC do aço estudado, usando o Dilatômetro Bähr DIL805, mostrado em fotografia na figura 4.1.

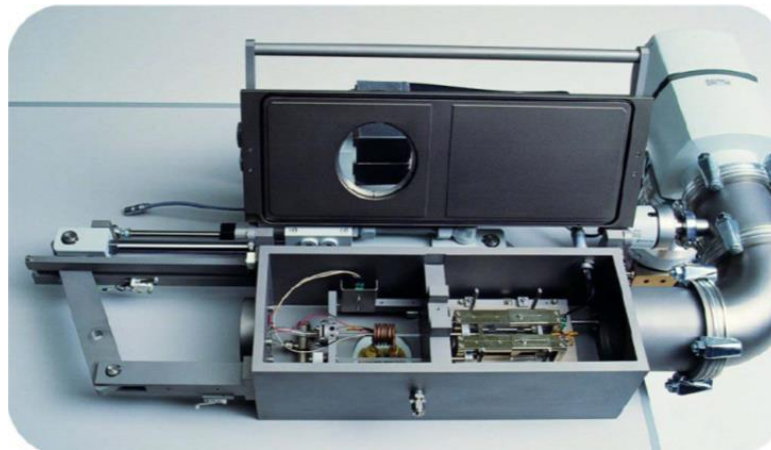


Figura 4.1 - Dilatômetro Bähr DIL805 do CP&D - Usiminas.

O ensaio consistiu, inicialmente, do aquecimento de corpos de prova cilíndricos, de 10 mm de comprimento por 4 mm de diâmetro, à temperatura $(Ac_3 + 30)^\circ\text{C}$, sob a taxa de 5°C/s , seguido por um período de encharque e do resfriamento a diferentes taxas entre $0,1^\circ\text{C/s}$ e 50°C/s . Foi utilizado um corpo de prova para cada taxa de resfriamento, totalizando 10 corpos de prova. A identificação das temperaturas de início e de final de transformação de fase foi feita por meio da análise da variação dimensional do corpo de prova durante o resfriamento.

Os corpos de prova ensaiados foram preparados, por procedimento padrão de preparação metalográfica, para identificação das microestruturas e da dureza em cada condição de resfriamento. A partir das informações das temperaturas de transformação e das microestruturas obtidas foi feita a construção do diagrama TRC com os campos de estabilidade das fases.

4.4 Experiências em escala industrial

Sete placas do aço em estudo, produzidas na Aciaria da Usiminas, foram processadas por laminação controlada na Linha de Chapas Grossas.

Inicialmente, foi determinada a temperatura de encharque no forno de reaquecimento através de simulação da dissolução dos precipitados, do tipo carbonitreto de Nb e Ti, pelo *software* ThermoCalc, com o banco de dados TCFE6. Na figura 4.2 é mostrado que, pela condição termodinâmica, a dissolução dos precipitados ricos em Nb se completa em 1046°C. Assim, foi adotada a temperatura de 1080°C para o encharque no reaquecimento da placa no processamento experimental.

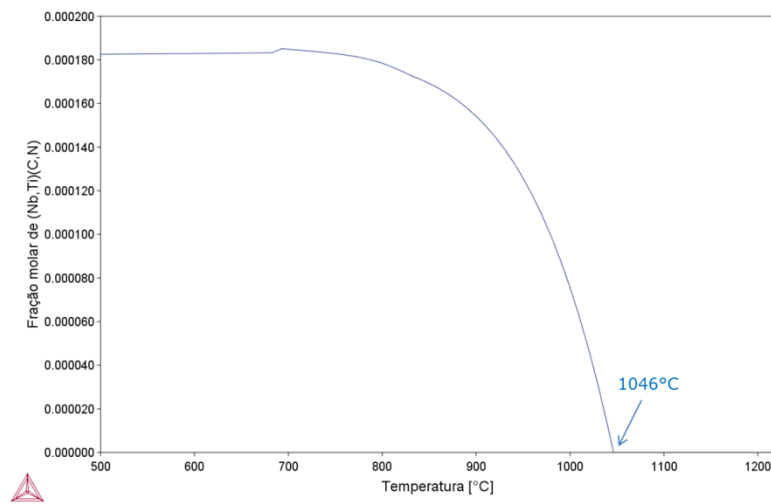
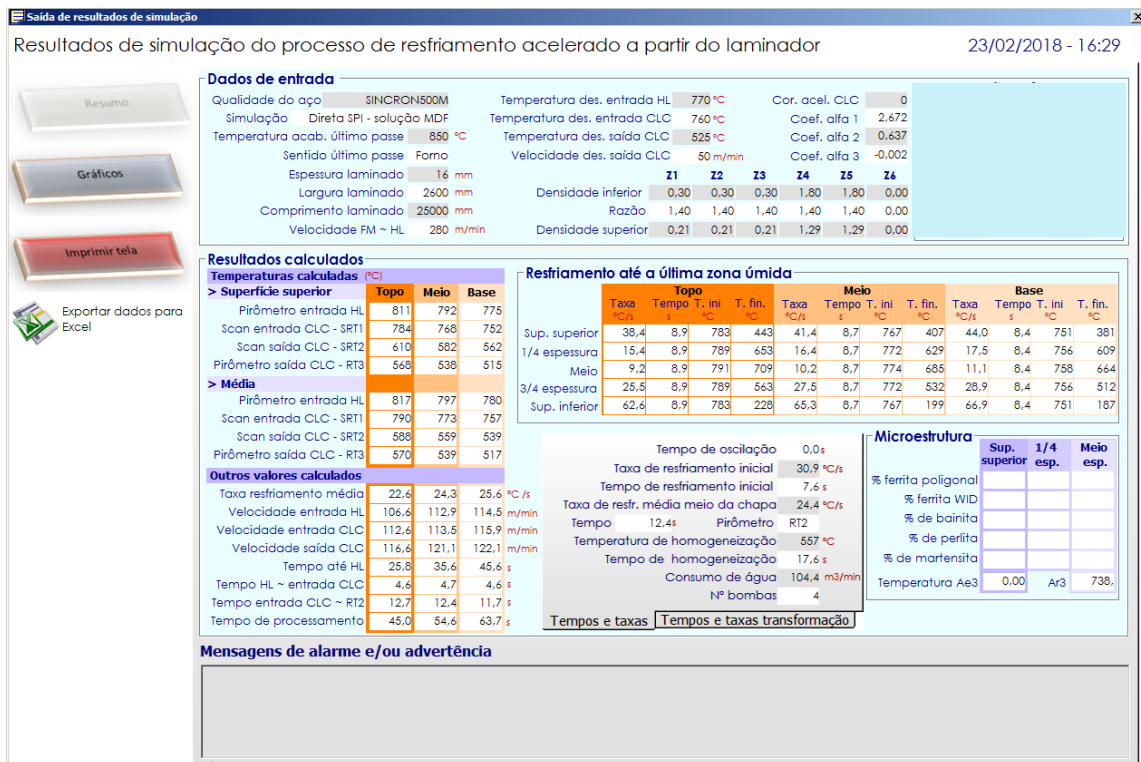


Figura 4.2- Gráfico da dissolução dos carbonitreto de Nb prevista pelo ThermoCalc.

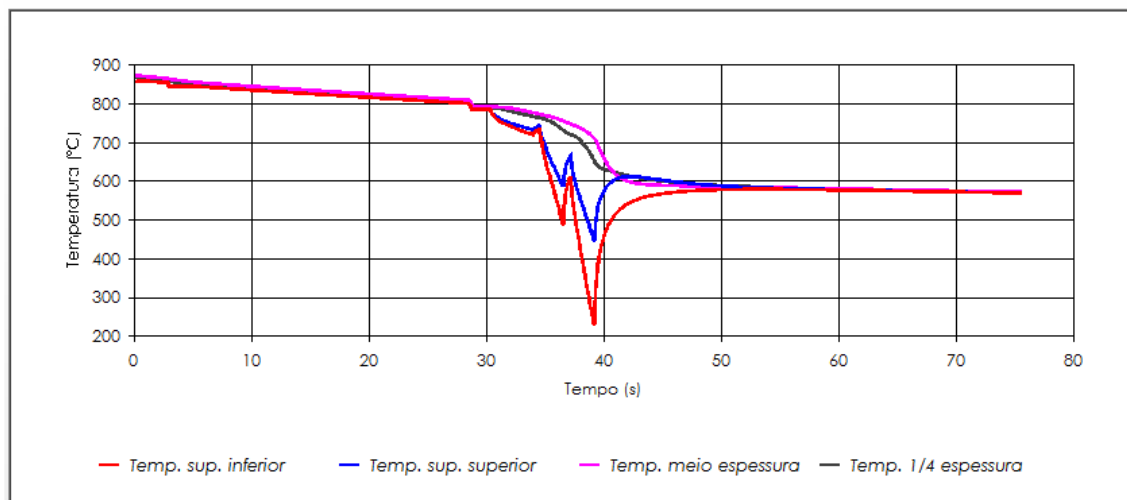
O processamento na laminação controlada seguiu o padrão industrial do material, em termos de espessura e temperatura de patamar.

A temperatura de acabamento de laminação foi variada em torno da Ar_3 , que foi calculada no item anterior.

Em seguida, as chapas foram processadas no resfriamento acelerado. Uma vez que o objetivo foi verificar o efeito da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas, é importante manter as condições de resfriamento similares, em termos de taxa de resfriamento. Para definir as vazões de água nas zonas do CLC, foram feitas simulações usando o simulador desenvolvido na Usiminas [16]. Na figura 4.3 são mostradas telas de saída de resultados deste simulador, como exemplo. A velocidade média de resfriamento foi próxima de 25°C/s.



(a) Saída de resultados.



(b) Gráfico do perfil estimado de temperatura.

Figura 4.3 - Saída de resultados de simulação das condições de resfriamento acelerado.

Na tabela 4.2 são mostradas, na forma de resumo, as condições experimentais propostas para processamento do lote de 7 placas.

Tabela 4.2- Experimentos em escala industrial

Condição	TA (°C)		TIR (°C)		N. zonas	Vazão nas zonas (L/m ² /min)					
	Visado	Obtido	Visado	Obtido		1	2	3	4	5	6
Teste 1: TA>Ar3	840~860	840	730~790	749	5	0,30	0,30	0,30	1,80	1,80	-
Teste 2: TA=Ar3	760~780	779	660~720	726	4	0,30	0,30	0,30	1,50	-	-
Teste 3: TA<Ar3	700~720	717	620~660	672	3	0,60	0,60	0,60	-	-	-

TA: temperatura de acabamento; TIR: temperatura de início de resfriamento; * vazão da zona inferior, como referência.

Após o processamento dos laminados, as chapas foram empilhadas, figura 4.4, com o tempo mínimo 12 h, para desidrogenação do aço.

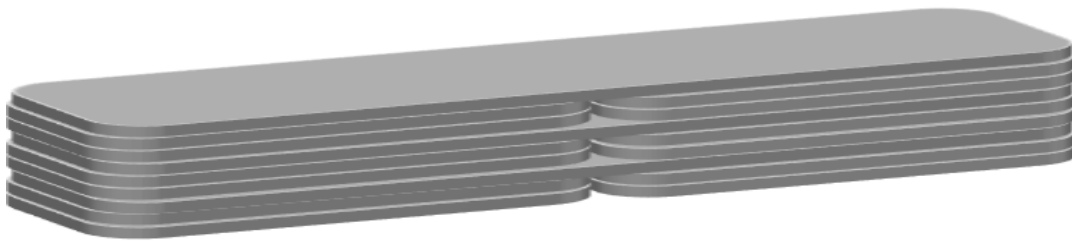


Figura 4.4 - Desenho esquemático do empilhamento de chapas.

As chapas produzidas foram inspecionadas com relação à presença de defeito carepa em sua superfície.

4.5 Amostragem

Cada chapa laminada produziu, nas condições experimentais, duas chapas como produto final, conforme figura 4.5. Foram retiradas quatro amostras por chapa laminada, conforme mostrado nesta figura, sendo uma de topo da primeira chapa produto, T1, duas de topo da segunda chapa produto, T2 e T3, e uma da base desta chapa produto, B2. O termo base, aqui, se refere à última parte laminada. As dimensões das amostras são dadas na figura.

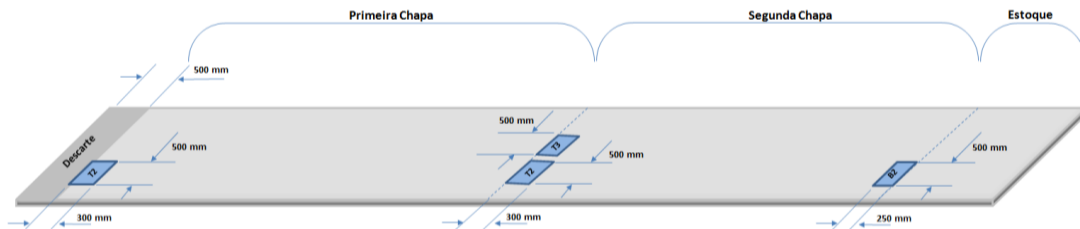


Figura 4.5 - Esquema de amostragem dos laminados.

4.6 Caracterização das Amostras

4.6.1 Determinação das propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas serão avaliadas por meio de ensaios de tração, de tenacidade Charpy e de dureza.

Os corpos de prova (CPs) para os ensaios de tração serão na direção longitudinal à de laminação, preparados conforme a norma ASTM-A370[17] e ensaiados em máquina Instron de 1200 kN. O esboço com os detalhes do CPs são mostrados na figura 4.6. Foram determinados o limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e alongamento (ALO).

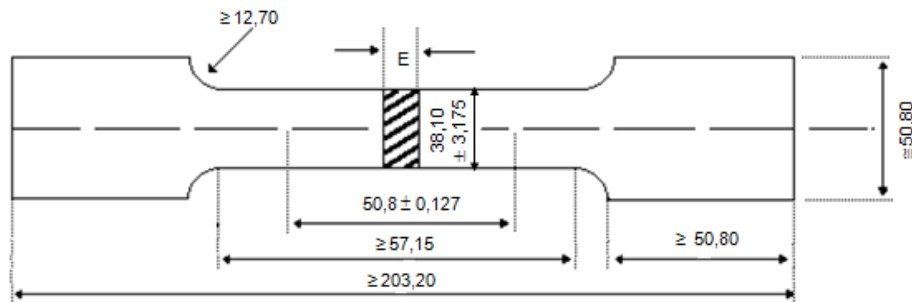


Figura 4.6 - Dimensões do CP de tração conforme ASTM A-370 [17]. E = espessura da chapa

Os CPs para os ensaios de Charpy foram preparados conforme a norma ASTM-A370[17]. O esboço com os detalhes do CP são mostrados na figura 4.7. Foi aplicado requisito de rugosidade para o CP.

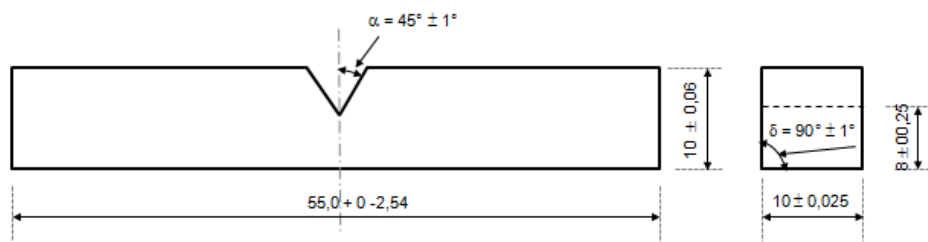


Figura 4.7 - Dimensões do CP de Charpy conforme ASTM A-370 [17].

Para ensaio de dureza, foram retirados CPs de 60 mm x 60 mm, cortados com serra para evitar influência da temperatura. Em seção metalográfica, foram feitas três determinações próximas ao centro.

4.6.2 Microestrutura e carepa

A partir das amostras retiradas das chapas laminadas, foram preparadas seções longitudinais à direção de laminação, ao longo da espessura, por procedimentos metalográficos usuais. Foi analisada a microestrutura da chapa usando recursos de microscopia ótica (MO) e de microscopia eletrônica de varredura (MEV) em equipamento MEV-FEG Ultra, Zeiss.

Para a obtenção de informações adicionais a respeito das características microestruturais das chapas com $TA < Ar_3$, na escala nanométrica, foi utilizado microscopia eletrônica de varredura por transmissão (*Scanning Transmission Electron Microscopy*, STEM), com detecção em campo claro (*Bright Field*, BF) e campo escuro anular de alto ângulo (*High Angular Annular Dark Field*, HAADF). Foi utilizado um microscópio com dupla correção de aberração, o Titan Themis Cubed (FEI Company), disponível no laboratório aberto e multiusuário LNNano/CNPEM (Campinas). As amostras foram preparadas utilizando um microscópio de feixe duplo, feixes iônico e eletrônico, FEI Quanta 3D FEG, disponível no Centro de Microscopia da UFMG.

A observação de eventual defeito carepa na chapa foi feita na inspeção visual na linha industrial. Visando complementar esta análise, foi analisada a carepa presente na superfície da seção metalográfica, em termos de espessura e constituição de fases. Ressalta-se que tal análise foi tentativa, uma vez que o processo de resfriamento acelerado tende a romper a camada de carepa, dificultando sua caracterização.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Diagrama TRC

Na figura 5.1 é mostrado o diagrama TRC construído para o aço em estudo. A análise dos resultados deve levar em conta que a transformação de fase com os constituintes formados depende da condição do grão austenítico inicial e da trajetória de resfriamento. Nesse caso, partiu-se um grão austenítico recristalizado, relativamente fino, por volta de 20 μm , e o resfriamento foi contínuo em taxa constante desde a temperatura de austenitização. Portanto, o diagrama indica como o aço se comporta nessas condições.

DIL805 A/D
900°C - 30s (5°C/s)

TG = 20 μm

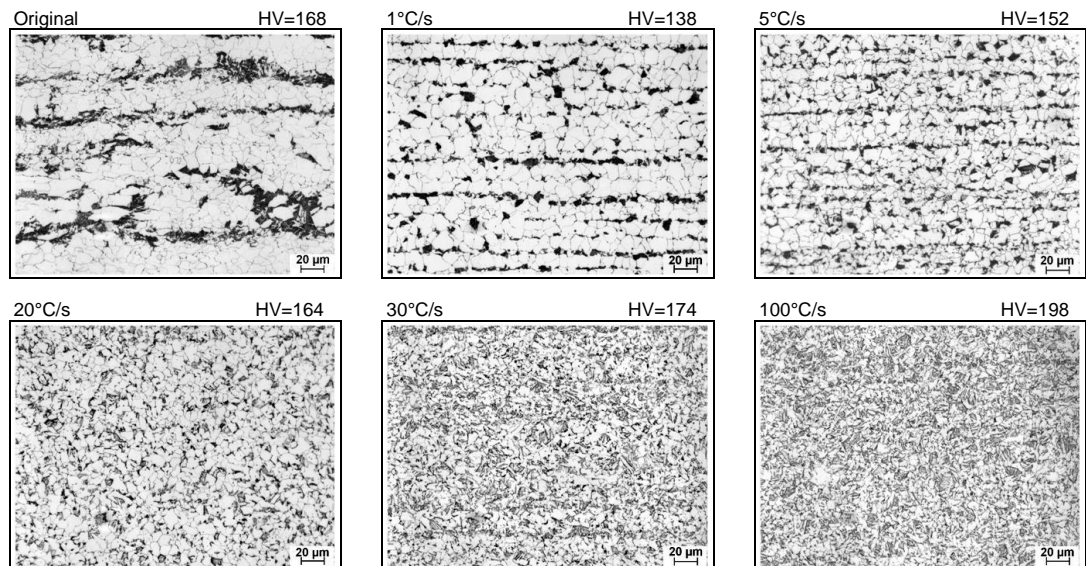
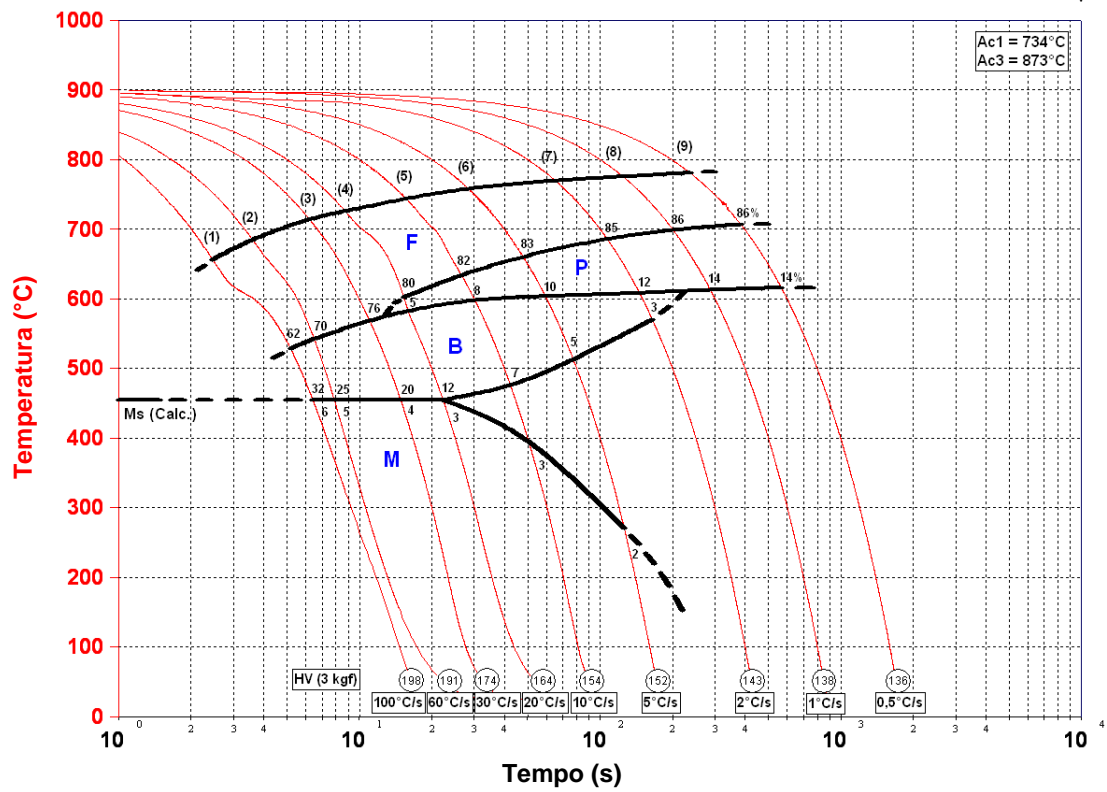


Figura 5.1 - Diagrama TRC do aço estudado.

Quando os resultados do TRC são levados para o processo industrial deve-se atentar ao fato de que a condição da austenita prévia ao final do último passe de laminação não é conhecida, ou seja, não se conhece o tamanho de grão nem a eventual deformação acumulada existente.

Além disso, o resfriamento é lento, ao ar, desde o último passe de deformação até a entrada do resfriamento acelerado, passa por uma elevada taxa neste processo, e volta a ser ao ar abaixo de aproximadamente 450°C. Portanto, eventuais diferenças entre a previsão do TRC e a observação em chapa industrial devem ser analisadas à luz destes fatos.

Nas experiências industriais, a taxa de resfriamento acelerado foi próxima de 25°C/s, como mostram a figura 4.2 obtida pela simulação do processo, e a tabela 4.3, obtida do processo industrial. O diagrama TRC mostra que a dureza do aço para resfriamento entre 20°C/s e 30°C/s variou de 164 HV a 174 HV, e a microestrutura foi constituída de 80 ~ 75% de ferrita e o restante praticamente de bainita. Esses resultados se comparam muito bem com a dureza da chapa industrial, 171 HV, e de 168 HV obtido no CP original do diagrama TRC, figura 5.1.

A microestrutura do CP de dilatométrica também foi semelhante em termos de constituintes presentes e sua fração volumétrica, figura 5.1, embora o aspecto da amostra industrial tenha sido bandeado. Nos CPs do dilatômetro o bandejamento foi eliminado para taxas acima de 10°C/s.

Portanto, o diagrama TRC se mostra como uma ferramenta adequada para previsão da microestrutura e dureza do aço no processo industrial, mesmo considerando as diferenças no resfriamento.

Nota-se que o aço estudado terá quantidade significativa de perlita em sua microestrutura com o resfriamento em taxas baixas, o que foi visto e explicado no caso da temperatura de acabamento baixa. Com isso, a dureza é reduzida para 136 HV. Por outro lado, taxas elevadas de resfriamento, até 100°C/s, continuarão a proporcionar a formação de uma microestrutura constituída predominantemente de ferrita e bainita, com dureza máxima chegando a 200 HV.

5.2 Propriedades Mecânicas

5.2.1 Propriedades Mecânicas em Tração

As propriedades em tração atenderam ao especificado pela Euro norma ASTM-A572-50-1-TMCP para o aço da classe de 500 MPa de resistência, classe estrutural e espessura de produto de 19 mm, conforme mostrado na tabela 5.1. Os resultados correspondem ao valor médio de duas chapas laminadas acima da Ar_3 , duas próximas da Ar_3 , e três abaixo da Ar_3 , conforme tabela 5.2.

Tabela 5.1 - Especificação para os resultados do teste de tração longitudinal para atendimento à norma ASTM-A370, classe estrutural, em produto de 19,00 mm de espessura.

Norma	LE (MPa)	LR (Mpa)		ALO (%)
	Min	Min	Max	Min
ASTM-A370	345	470	630	22

Tabela 5.2 - Resultado médio das propriedades em tração das chapas processadas em diferentes temperaturas de acabamento.

Condições de teste	LE (MPa)	LR (Mpa)	ALO (%)
TA > Ar_3	469	546	25
TA ~ Ar_3	461	530	25
TA < Ar_3	494	559	24

A influência da temperatura de acabamento nas propriedades em tração do aço estudado é mostrada nas figuras 5.2 e 5.3.

Como esperado e citado na literatura [3], a resistência do aço diminui quando a TA cai para próximo da Ar_3 e volta a subir quando a TA se distancia novamente da Ar_3 . Este comportamento apresenta perfil semelhante ao de dureza. Já para o LE, a queda foi menos evidente, quando comparada ao comportamento do LR, considerando os mesmos intervalos de temperatura testados.

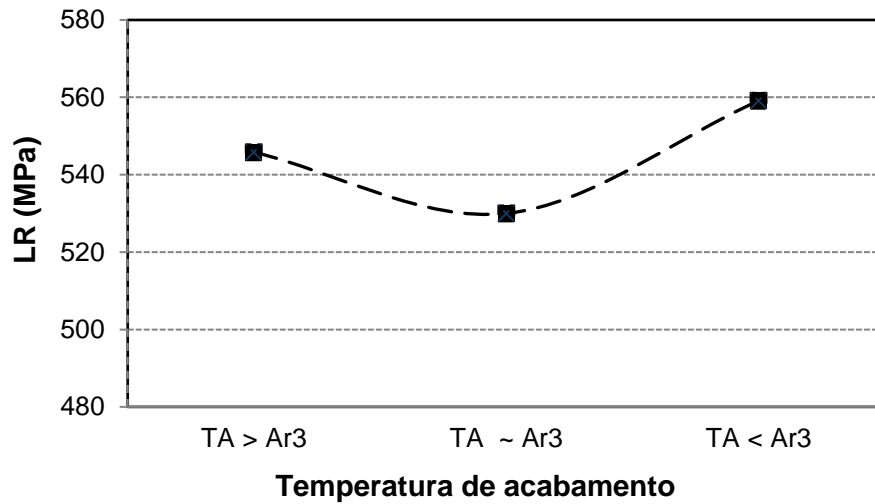


Figura 5.2 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência do aço estudado.

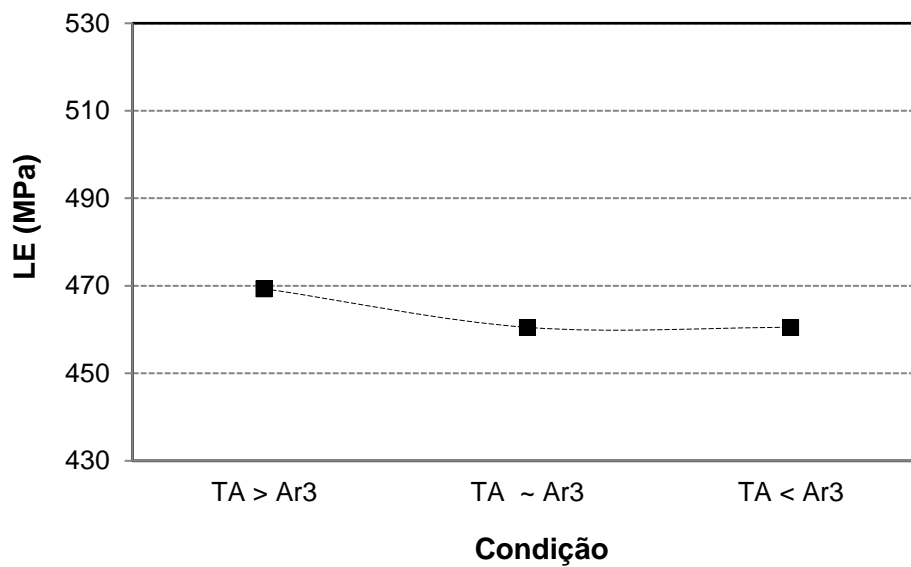


Figura 5.3 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de escoamento do aço estudado

5.2.2 Ensaio Impacto Charpy

A norma ASTM-572 determina que o teste de impacto Charpy seja realizado à temperatura de -10°C , especificando que o valor de energia absorvida deverá ser de, no mínimo, 24 J (média de 3 corpos de prova). Os resultados obtidos para cada condição testada são mostrados na figura 5.4.

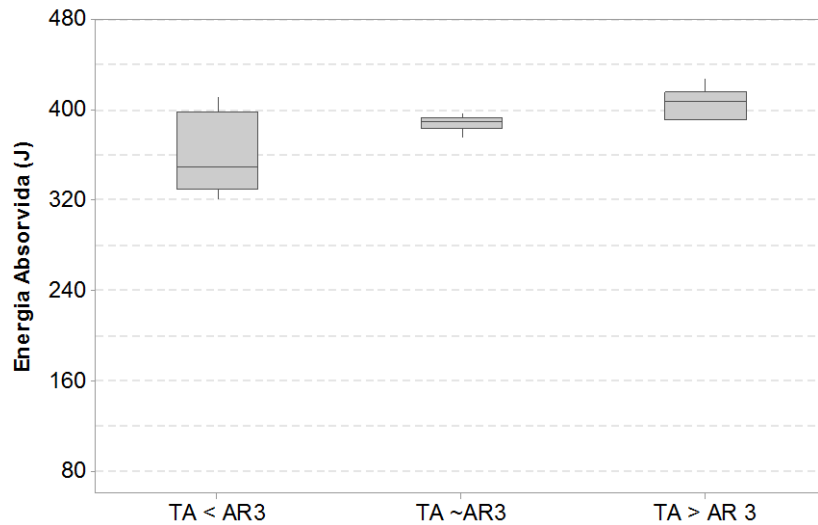


Figura 5.4 - Efeito da temperatura de acabamento nos valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.

O ensaio de charpy mostra valores muito mais elevados que o mínimo da norma, para as três condições de temperatura de acabamento.

5.3 Caracterização das chapas industriais

5.3.1 Microestrutura

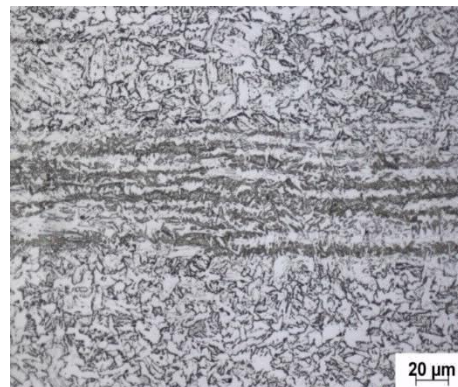
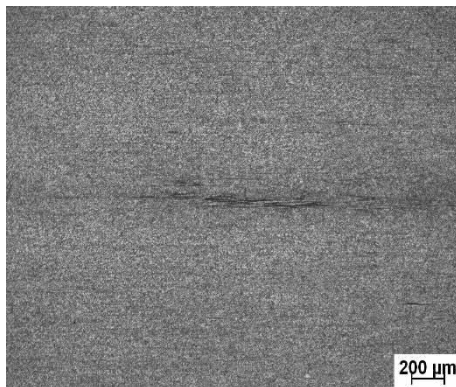
A microestrutura das seções, ao microscópio ótico, foi documentada por fotografia na região do meio da espessura da chapa, após ataque com reagente nital 4%, conforme figura 5.5. Nessa região é, normalmente, perceptível o efeito da segregação central na microestrutura, como visto nas fotografias. Ao MEV, a microestrutura foi documentada por fotografias a $\frac{1}{4}$ e no meio da espessura, figuras 5.6, 5.7 e 5.8.

Na amostra cuja chapa foi laminada com a TA acima da Ar_3 , a microestrutura foi muito refinada e constituída de ferrita do tipo quase-poligonal e bainita, 5.5(a) e 5.6.

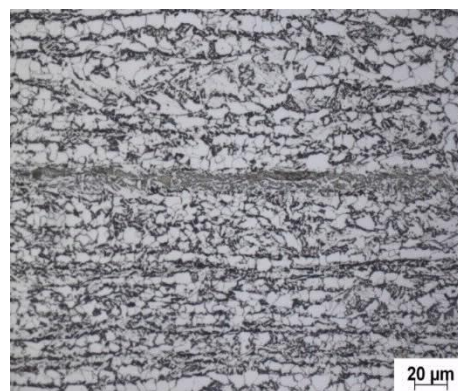
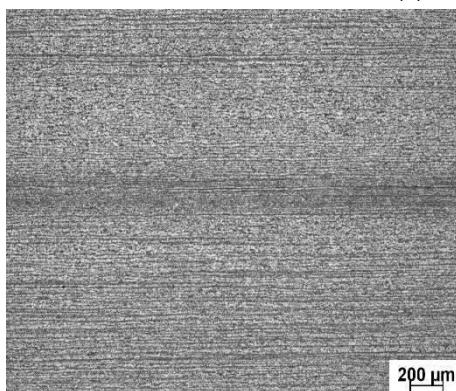
Para a TA visada próxima de Ar_3 , a microestrutura também está refinada, com maior bandeamento que na anterior, e constituída de ferrita poligonal e bainita, figuras 5.5(b) e 5.7. A presença de ferrita poligonal e o maior bandeamento indicam que a temperatura de início de transformação da austenita neste laminado tenha sido superior à do laminado terminado com $TA > Ar_3$, e/ou o resfriamento até a Ar_3 tenha sido mais lento. O início de transformação em temperatura mais elevada pode ser

explicado pela deformação da austenita próximo da A_{r3} no último passe de laminação, que induz e antecipa a transformação.

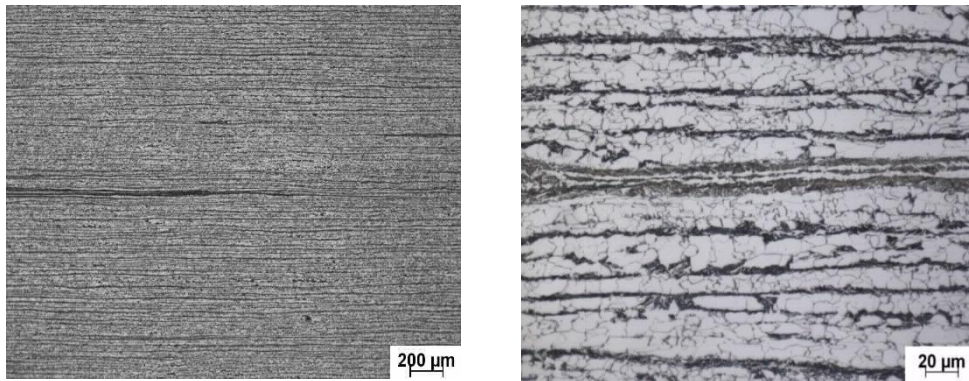
Na amostra que teve TA abaixo da A_{r3} , o bandeamento microestrutural é mais intenso e a microestrutura é menos refinada que nas duas condições anteriores. Nota-se a presença de ferrita poligonal, de ferrita deformada, colônias de perlita e regiões bainíticas, figuras 5.5(c) e 5.8. Como o acabamento foi abaixo da A_{r3} , houve deformação da ferrita transformada no último passe de laminação. A transformação da austenita continuou a ocorrer em taxa de resfriamento baixa ao longo do transporte até o início resfriamento acelerado. Durante esse transporte houve tempo, certamente, para formação de quantidade adicional de ferrita com a forma poligonal, além de perlita, com o concomitante bandeamento. Ao iniciar o resfriamento acelerado a transformação da austenita já teria progredido significativamente, de forma que a fração final seria transformada em bainita. Percebe-se na região de segregação central em todas as amostras a presença de martensita, formada em decorrência dos maiores teores de Mn e C, especialmente, neste local.



(a) Teste 1, $TA > A_{r3}$.

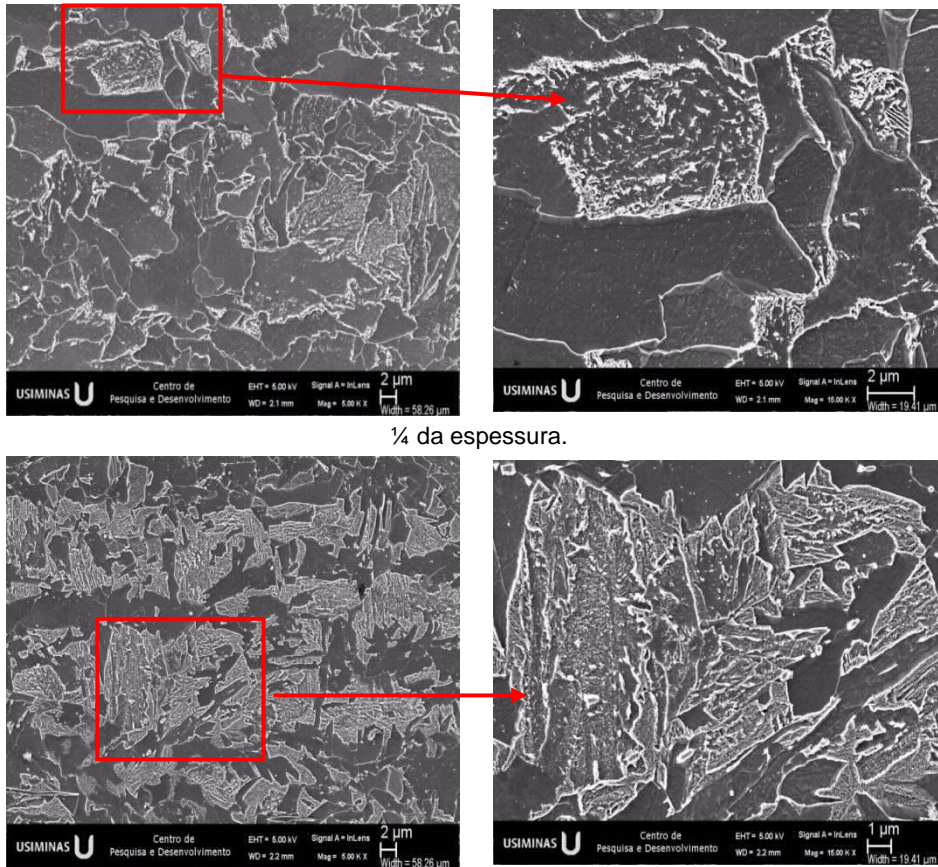


(b) Teste 2, $TA \sim A_{r3}$.



(c) Teste 3, $TA < Ar_3$.

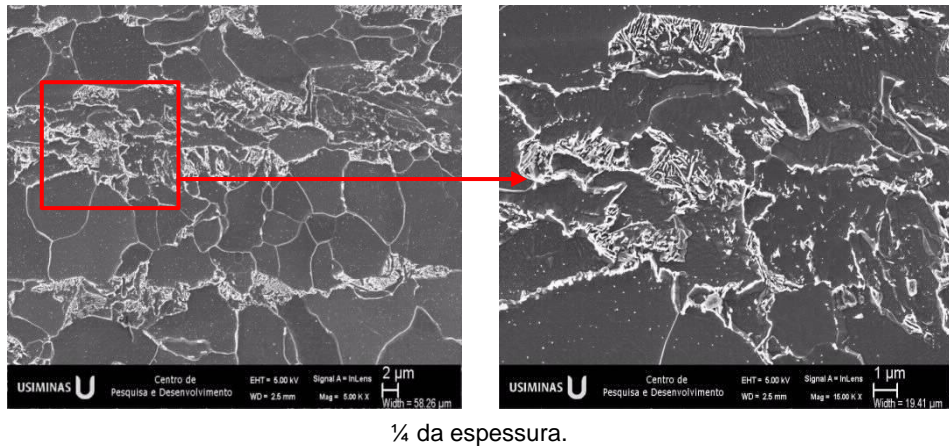
Figura 5.5 - Aspecto microestrutural visto ao MO, das amostras do aço estudado processadas com TA: a) 840 a 860°C, b) 760 a 780°C e c) 700 a 720 °C. Ataque: Nital 4%, no meio espessura.



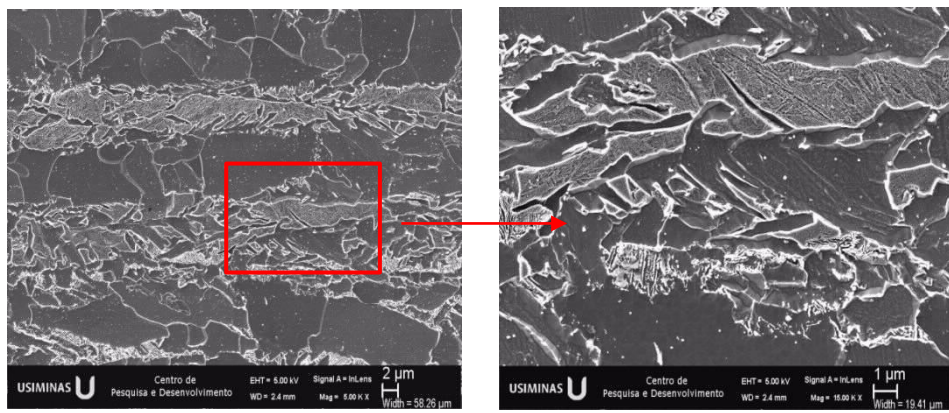
$\frac{1}{4}$ da espessura.

Centro da espessura.

Figura 5.6 - Aspecto microestrutural visto ao MEV, da amostra do teste 1, processadas com $TA > Ar_3$, entre 840 e 860°C. Ataque: Nital.

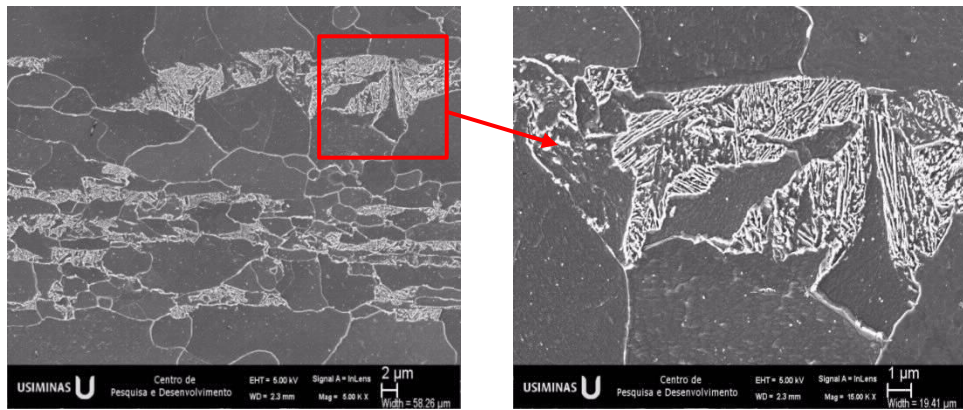


¼ da espessura.

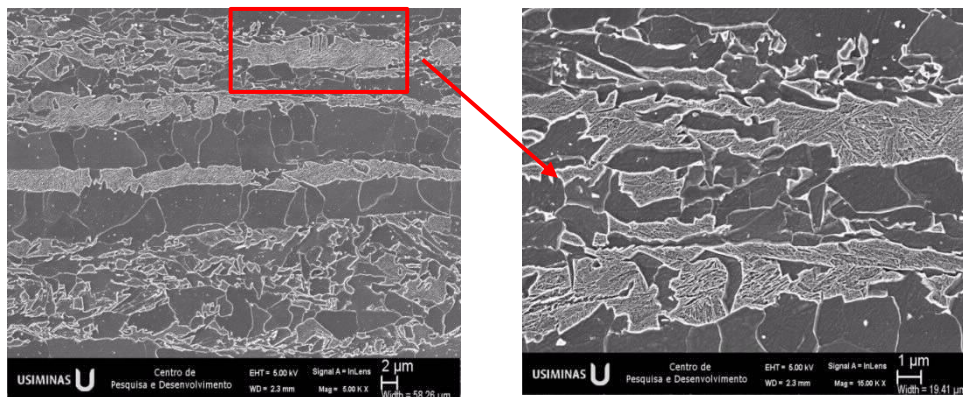


Centro da espessura

Figura 5.7 - Aspecto microestrutural visto ao MEV, da amostra do teste 2, processadas com TA~ Ar₃, entre 760 e 780°C. Ataque: Nital.



¼ da espessura.



Centro da espessura.

Figura 5.8 - Aspecto microestrutural visto ao MEV, da amostra do teste 3, processadas com $TA < Ar_3$, entre 700 e 720°C. Ataque: Nital.

5.3.1.1 Análise microestrutural na escala nanométrica

Informações a respeito das características microestruturais das chapas na escala nanométrica foram obtidas utilizando um STEM, com detecção em campo claro (BF) e campo escuro anular de alto ângulo (HAADF). O contraste das imagens STEM-HAADF está relacionado a variações de número atômico (Z) e do fator de empacotamento das estruturas cristalinas. Como resultado, regiões mais claras de uma imagem indicam a presença de espécies químicas com maior Z e/ou estruturas cristalinas de maior fator de empacotamento. As imagens STEM-BF estão inversamente relacionadas ao contraste- Z ; ou seja, regiões mais escuras revelam a presença de elementos mais pesados. Entretanto, diferentemente das imagens HAADF, as imagens BF são fortemente influenciadas por efeitos de difração (contraste por difração).

A figura 5.9 mostra imagens STEM-BF e STEM-HAADF da seção longitudinal à direção de laminação da chapa com TA abaixo da Ar_3 . A figura 5.9(a,b) revela uma

microestrutura heterogênea ao longo da profundidade da chapa, que pode ser dividida em três regiões distintas. Na superfície da chapa, a microestrutura é mais refinada, apresentando subgrãos de ferrita de centenas de nanômetros. Imagens ampliadas dessa região estão mostradas na figura 5.10, onde é possível notar a segregação de elementos mais pesados nos contornos de grãos (presumivelmente, nióbio).

Logo abaixo da superfície (figura 5.9(a,b)), observa-se uma região com elevada densidade de deslocações (emaranhado de deslocações) devido à deformação acentuada da ferrita transformada. A imagem STEM-HAADF dessa região (figura 5.9(b)) – com tons de cinza mais claros no entorno dos defeitos – indica a presença de fases mais densas que a ferrita. A partir de $\sim 1 \mu\text{m}$ da superfície da chapa, a microestrutura muda drasticamente com a presença de grãos micrométricos, deslocações e precipitados nanométricos homogeneamente distribuídos (indicados por setas na figura 5.9(c)). Observa-se ainda a formação de anéis de deslocações associados aos precipitados, o que demonstra que a contribuição do mecanismo de Orowan para o aumento da resistência deste material. A figura 5.9(e,f) mostra deslocações ancoradas por precipitados.

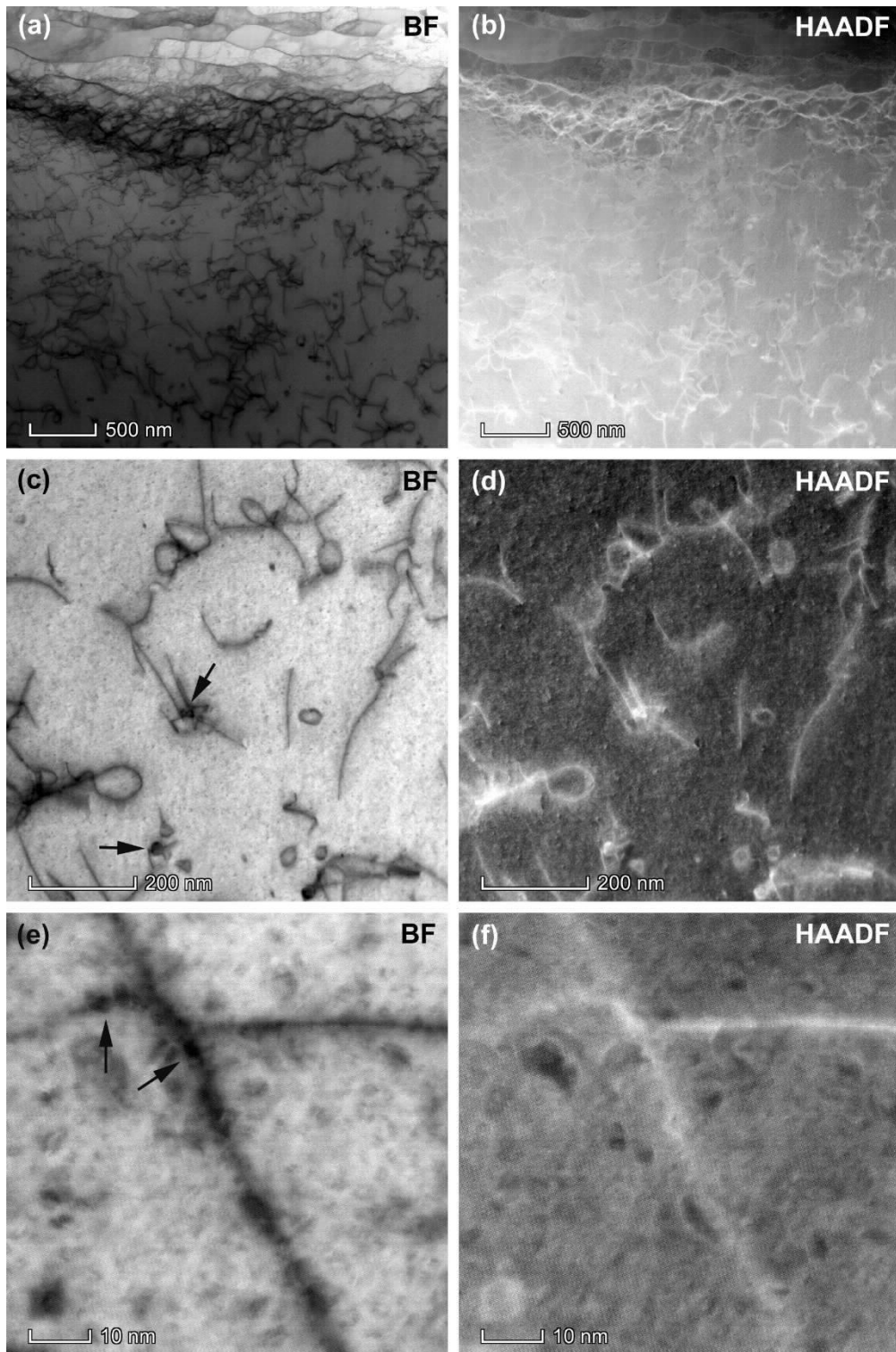


Figura 5.9 - Imagens STEM-BF(esquerda) e STEM-HAADF (direita) da chapa processada com TA₃-Ar₃, entre 700 e 720°C.

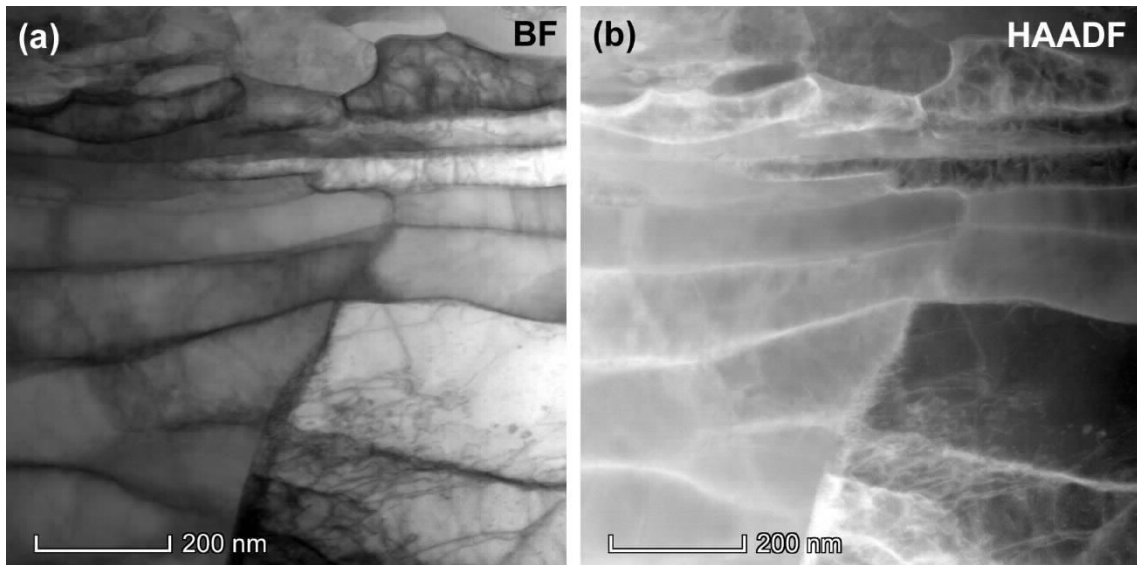


Figura 5.7 - Imagens STEM-BF (a) e STEM-HAADF (b) da região superficial da chapa processada com $T_A < A_{r3}$, entre 700 e 720°C.

5.3.2 Dureza

Foram feitas 10 determinações de dureza ao longo da espessura da chapa nas amostras analisadas ao MO (tipo de dureza e carga). O gráfico com o valor médio da dureza, com uma barra de um desvio padrão das medições, para mais e para menos, é mostrado na figura 5.6. Os valores medidos e o valor do desvio padrão indicam boa uniformidade de dureza ao longo da espessura da chapa. A observação mais relevante é que a dureza foi mínima para a temperatura de acabamento próxima da A_{r3} . Considerando que a dureza tenha uma relação direta com o limite de resistência do aço, o comportamento observado foi coerente com a expectativa.

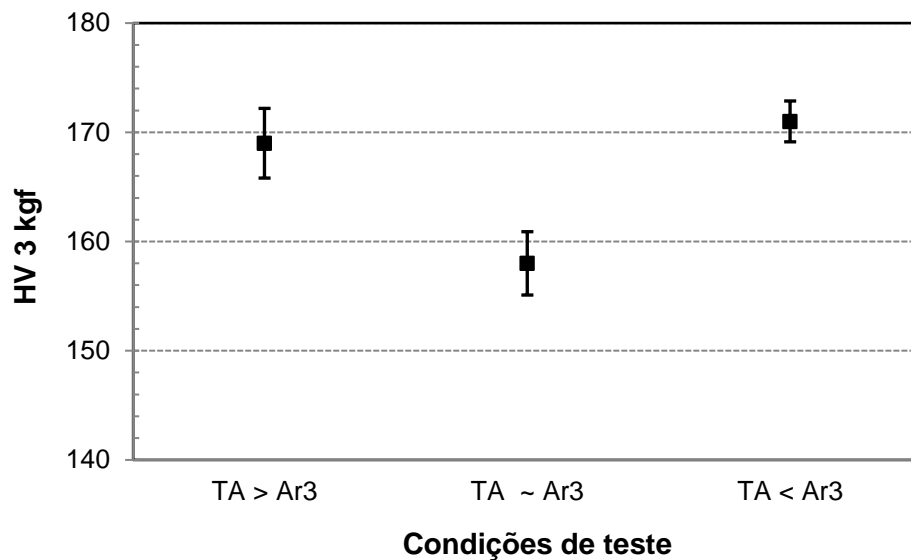


Figura 5.10 - Efeito da temperatura de acabamento na dureza do aço estudado.

5.4 Análise da qualidade superficial das chapas

5.4.1 Inspeção visual

Após a laminação a quente, as chapas seguiram para a linha de acabamento onde foram inspecionadas conforme critérios exigidos pela norma EN10163 parte 1 e 2 classe B3. Todas as chapas foram aprovadas, e não foram observadas grandes variações na qualidade superficial das chapas laminadas com a alteração da temperaturas de acabamento, figuras 5.10 e 5.11.

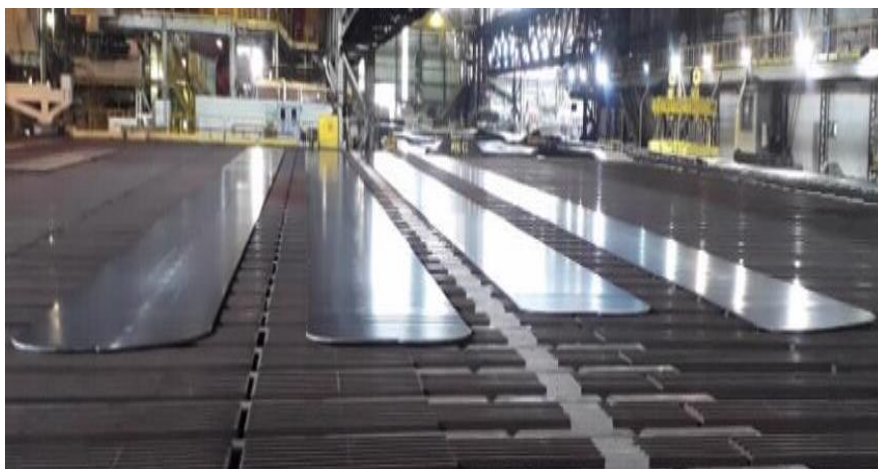


Figura 5.11 - Chapas grossas após laminação no leito de resfriamento.

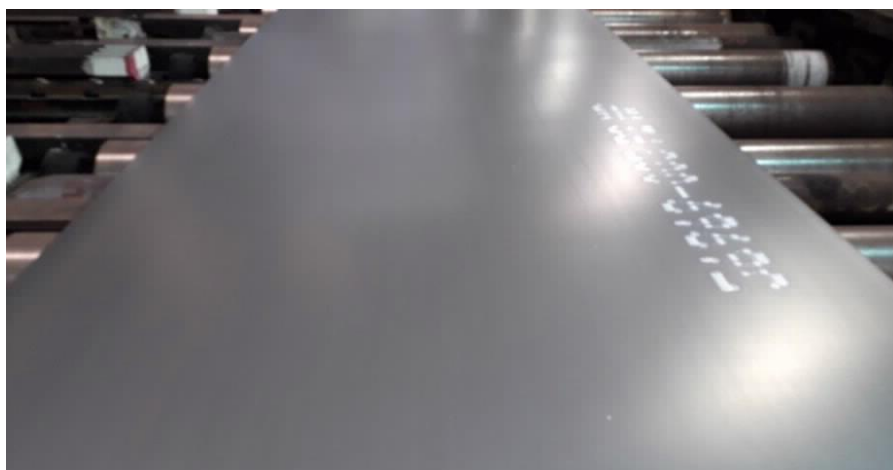


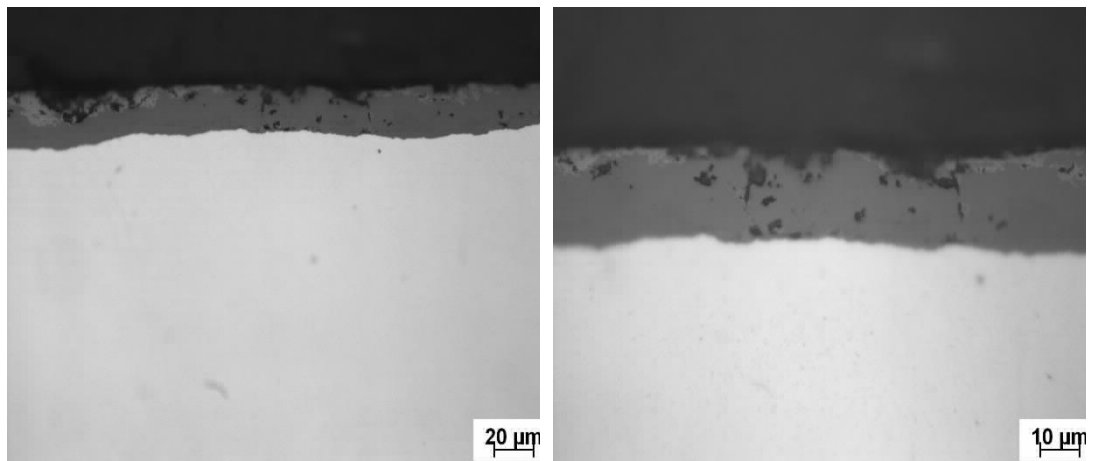
Figura 5.12 - Aspecto visual de uma das chapas do teste com temperatura de acabamento $TA < Ar_3$ durante a inspeção visual.

5.4.2 Aspecto da carepa visto ao microscópio óptico

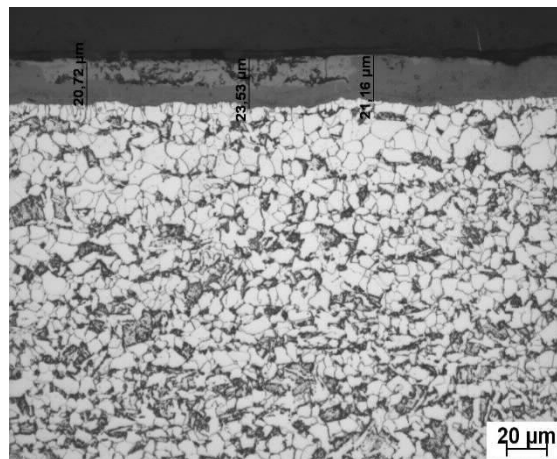
Nas figuras 5.12, 5.13 e 5.14 são mostradas fotografias de aspecto da carepa vista ao microscópio óptico, respectivamente para as amostras dos testes com $TA > Ar_3$, $TA \sim Ar_3$ e $TA < Ar_3$, em superfícies apenas como polidas com ataque nital 4%.

Na condição atacada foi feita a medição da espessura da carepa em várias posições, cujos valores são indicados nas fotografias. Pode-se considerar que a camada de carepa estava relativamente compacta e bem aderida ao substrato em todas as amostras. Através de uma observação mais detalhada, percebe-se uma leve distinção de camadas de óxidos, uma externa e fina, com coloração mais clara, e a interna, mais espessa com coloração cinza um pouco mais escura, ocupando a maior parte da espessura total na amostra com $TA > Ar_3$. As composições destes óxidos serão mostradas nas análises por DRX. Nas demais amostras, $TA \sim Ar_3$ e $TA < Ar_3$, a distinção de diferentes óxidos é menos perceptível. Ressalta-se, no entanto, que as regiões mais claras são, certamente, óxidos de maior grau de oxidação formados durante o resfriamento final da chapa, mas que não estavam presentes em alta temperatura de acabamento.

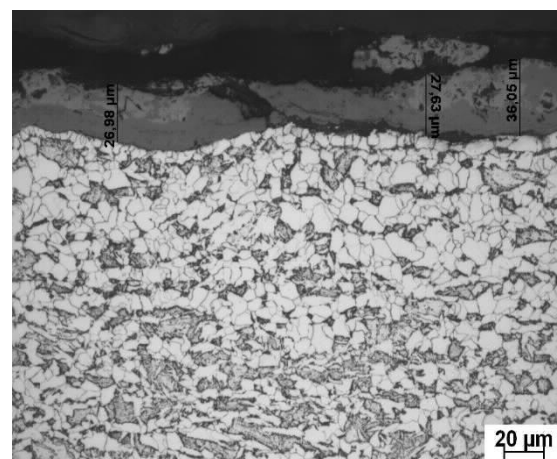
Nota-se que à medida que se diminuiu a TA , a carepa tornou-se menos espessa, conforme condensado na tabela 5.3. Esta constatação também está de acordo com Chen e Yuen [18], que informam que é a TA que controla o crescimento da camada de carepa e, que quanto maior a TA , maior a espessura da carepa.



(a) Visão geral, sem ataque

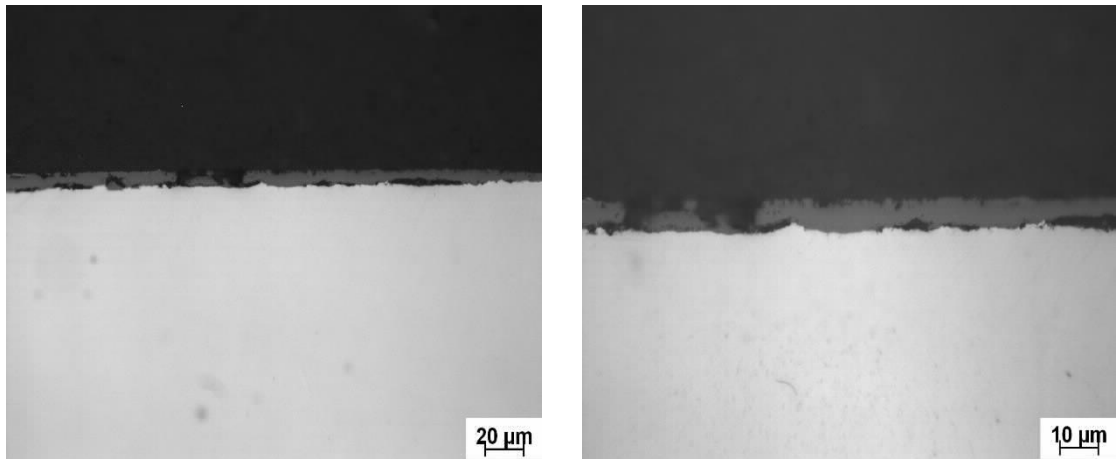


(b) Superfície superior, após ataque com nital, com indicações de espessura

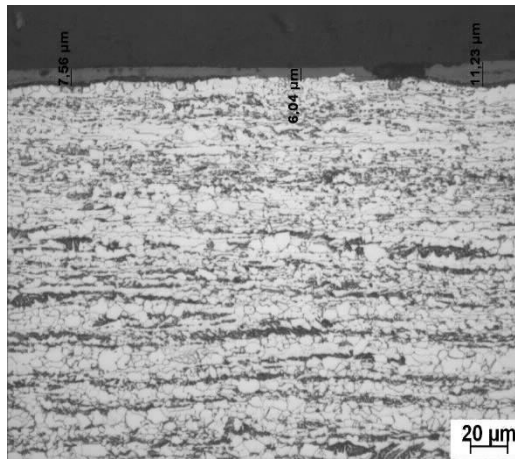


(c) Superfície inferior, após ataque com nital, com indicações de espessura

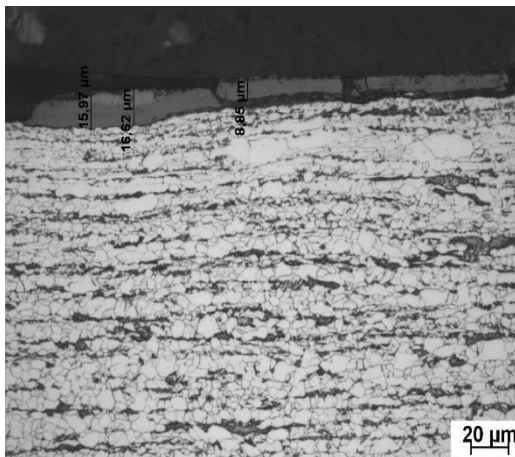
Figura 5.13 - Fotografia ao MO de aspecto da seção longitudinal, destacando a camada de carepa nas superfícies da amostra com TA > Ar3.



(a) Visão geral, sem ataque

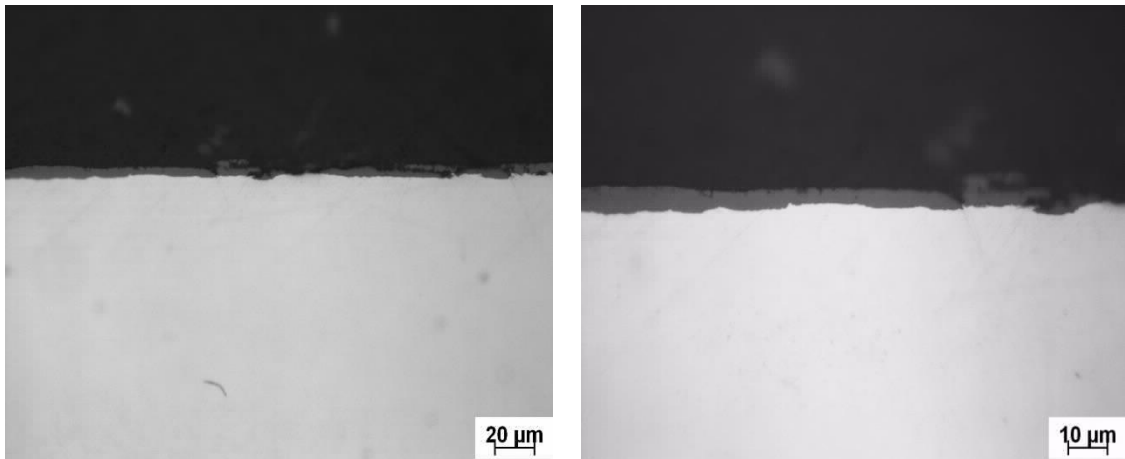


(b) Superfície superior, após ataque com nital, com indicações de espessura

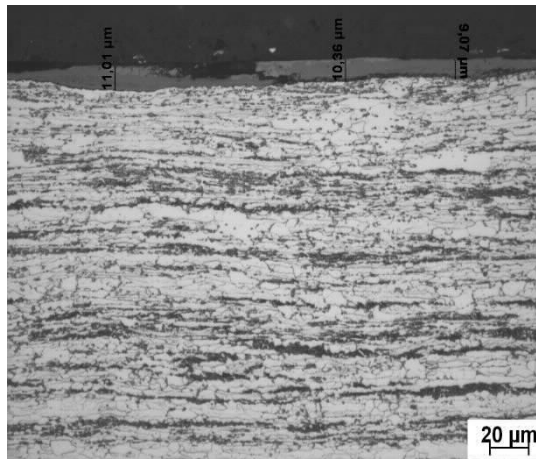


(c) Superfície inferior, após ataque com nital, com indicações de espessura

Figura 5.14 - Fotografias ao MO de aspecto da seção longitudinal, destacando a camada de carepa nas superfícies da amostra com TA ~ Ar3.



(a) Visão geral, sem ataque



(b) Superfície superior, após ataque com nital, com indicações de espessura



(c) Superfície inferior, após ataque com nital, com indicações de espessura.

Figura 5.15 - Fotografias ao MO de aspecto das seção longitudinal, destacando a camada de carepa nas superfícies da amostra com TA < Ar3.

Tabela 5.3 – Espessura de carepa nas amostras.

Condição	Espessura da carepa (μm)
TA > Ar ₃	20 ~ 35
TA ~ Ar ₃	6 ~ 15
TA < Ar ₃	5 ~ 11

5.4.3 Análise da carepa por Difração de Raios-X (DRX)

Nas figuras 5.15, 5.16 e 5.17 são mostrados os espectros de difração de raios-X obtidos para as amostras TA > Ar₃, TA ~ Ar₃ e TA < Ar₃, respectivamente. Em todas elas foram detectadas as fases magnetita, hematita e wustita, além de Fe metálico. Os resultados dessa análise são indicativos, pois a profundidade de penetração do feixe de raios-X é desconhecida, e pode atingir o substrato metálico. Por outro lado, normalmente a fase wustita é decomposta em magnetita mais ferro metálico durante o resfriamento. Portanto, não se sabe se o Fe detectado pertence em qual quantidade ao substrato ou ao precipitado. No entanto, dois fatos relevantes na análise podem ser apontados: (a) a magnetita é o óxido predominante; (b) os espectros das amostras de chapas que foram acabadas com temperatura mais baixa, TA ~ Ar₃ e TA < Ar₃, tiveram maior pico de contagem de Fe metálico, veja figuras 5.16 e 5.17, o que deve ter sido causado pela maior penetração do feixe de raios-X no substrato metálico em função da menor espessura da carepa.

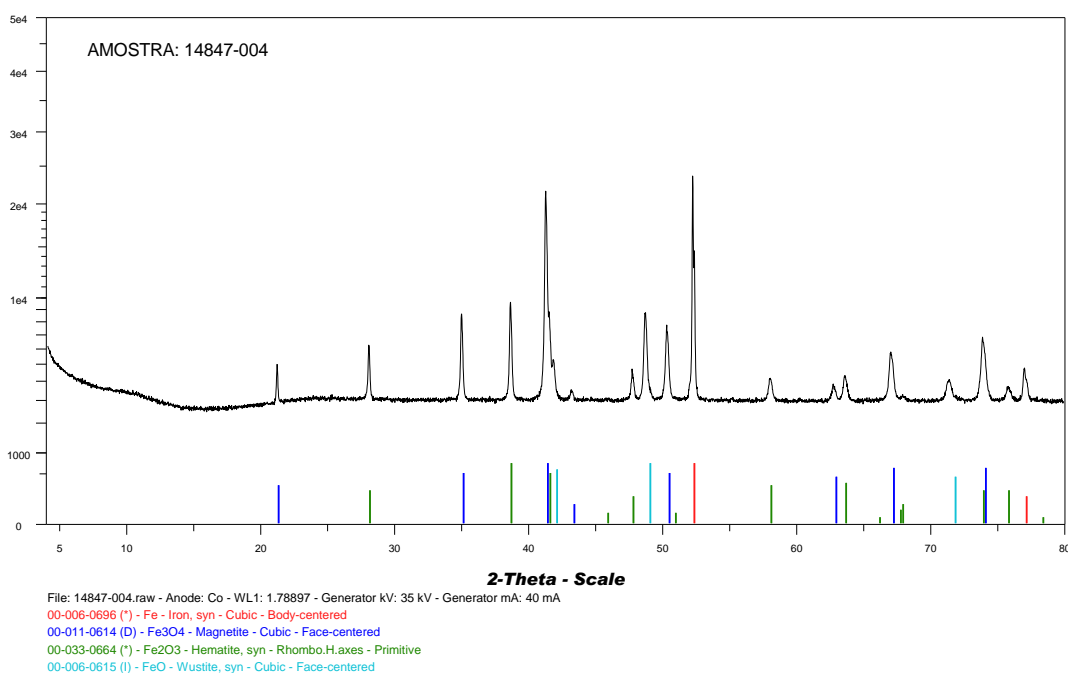


Figura 5.16 - Espectro de DRX obtido na superfície da amostra com TA > Ar₃.

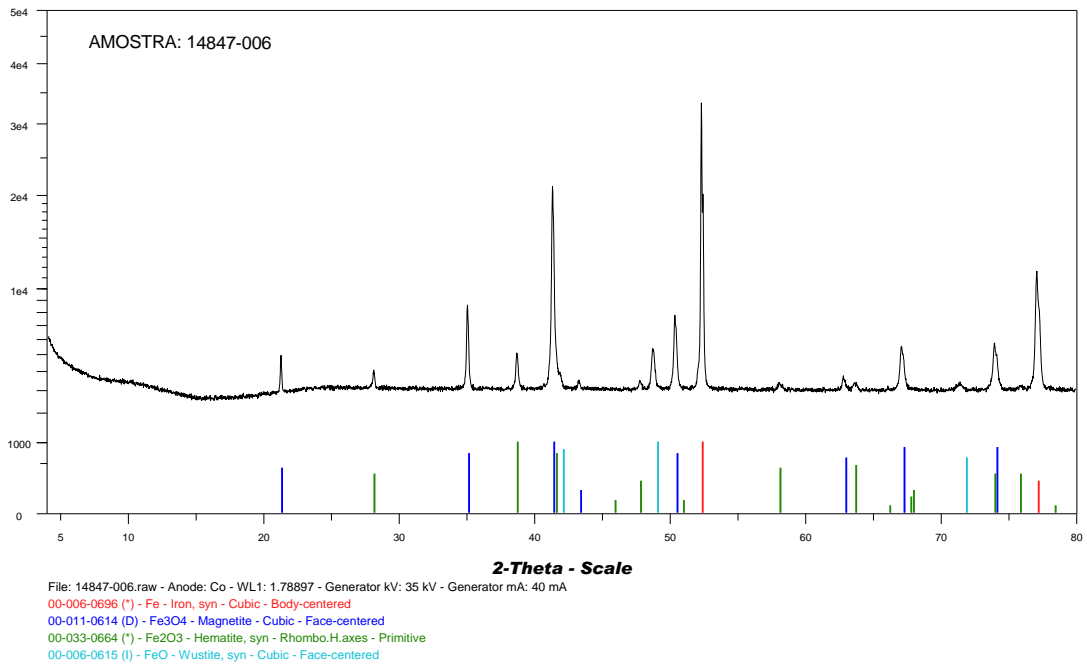


Figura 5.17 - Espectro de DRX obtido na superfície da amostra com TA ~ Ar3.

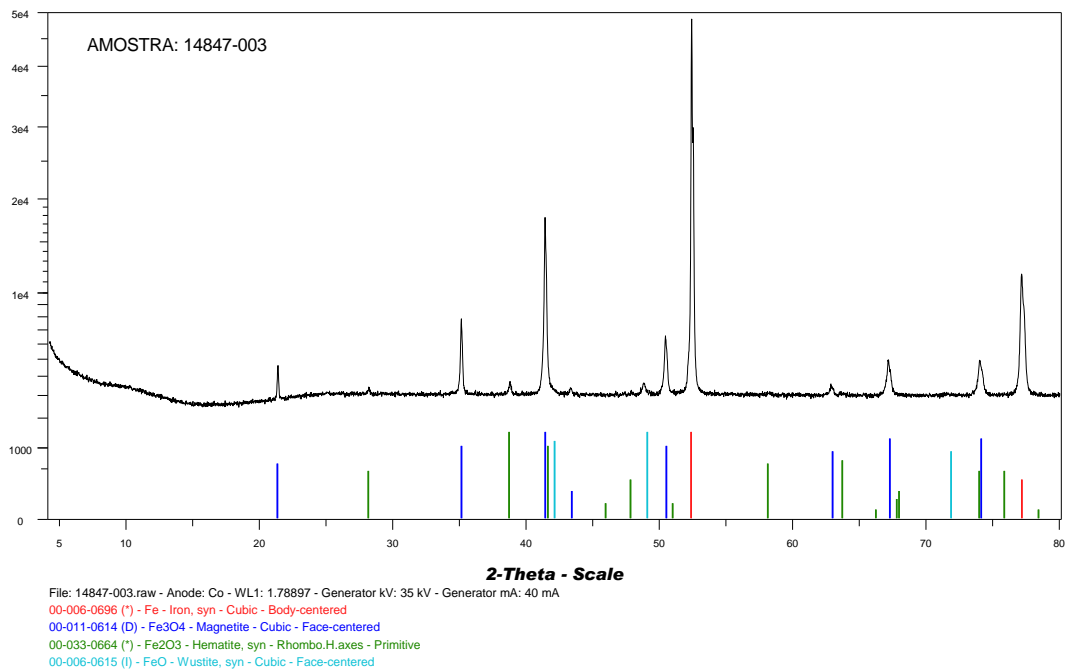


Figura 5.18 - Espectro de DRX obtido na superfície da amostra com TA < Ar3.

A proporção das fases determinada pelo método de Rietveld é mostrada na tabela 5.4. Nota-se que a proporção de ferrita, ou seja, o Fe, possivelmente do substrato, aumenta com a queda de temperatura de acabamento. Conforme mencionado, a menor espessura da carepa deve ter possibilitado maior penetração do feixe de raios-X no substrato com a redução da espessura da camada. Quando é feito o fechamento da análise para 100% com as fases da carepa, tabela 5.5, conclui-se que a maior proporção é de magnetita em todas as amostras.

TABELA 5.4 – Proporção de fases determinada pelo método Rietveld na análise por DRX da carepa para as condições de teste.

Fases	TA > Ar ₃	TA ~ Ar ₃	TA < Ar ₃
Hematita	20	10	2
Magnetita	45	29	18
Wustita	15	6	2
Ferrita (Fe- α)	20	55	78

TABELA 5.5 – Proporção corrigida para 100% de fases óxidos determinada pelo método Rietveld na análise por DRX da carepa para as condições de teste.

Fases	TA > Ar ₃	TA ~ Ar ₃	TA < Ar ₃
Hematita	24,7	22,4	9,3
Magnetita	56,6	62,9	81,3
Wustita	18,7	12,8	9,4

6 CONCLUSÕES

Foi analisada a microestrutura e a dureza de amostras de chapas do aço Sincron da classe de 500 MPa de limite de resistência, com espessura 16 mm, produzidas industrialmente por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, variando-se a temperatura de acabamento, TA. Adicionalmente, foi analisada a carepa formada nas três condições experimentais e construído o diagrama TRC do aço. No processo padronizado, a TA é estabelecida acima da Ar_3 . Experimentalmente, foram processadas chapas nas condições de TA como padronizado, próxima da Ar_3 e abaixo da Ar_3 . O objetivo do estudo é investigar a possibilidade de produção deste aço com TA mais baixa, visando reduzir a ocorrência de defeito carepa nas chapas, mas garantindo-se a manutenção das propriedades mecânicas especificadas do aço.

Nas três condições experimentais, a ferrita foi o constituinte predominante na microestrutura. Porém, com TA acima de Ar_3 , a ferrita é do tipo quase-poligonal, e o segundo constituinte é bainita. Abaixando-se TA para próximo da Ar_3 , aumenta-se o bandeamento, a ferrita formada é do tipo poligonal e o segundo constituinte é a bainita. Quando a TA foi abaixo da Ar_3 , a microestrutura foi bastante bandeada com a presença de ferrita poligonal, ferrita deformada, ilhas de perlita, além de bainita. Portanto, há um efeito significativo da TA na microestrutura final.

Em consonância com a variação de microestrutura, a dureza do aço diminui quando a TA foi próxima da Ar_3 e elevou novamente para TA abaixo da Ar_3 , fato esperado e de acordo com a literatura.

O diagrama TRC construído mostrou que o aço Sincron 500M tem microestrutura constituída basicamente de ferrita e bainita para a faixa de taxas de resfriamento acelerado empregadas, entre 20°C/s e 30°C/s e dureza na faixa de 170 ~180 HV, em concordância com o observado nas chapas processadas industrialmente. Se forem usadas taxas mais baixas de resfriamento a fração de perlita aumenta e a dureza do aço diminui. Por outro lado, em taxas mais altas, não existe formação de perlita e começa a aparecer quantidade significativa de martensita, sendo que a dureza atinge 200 HV para a taxa de 100°C/s.

Em relação às propriedades mecânicas, os ensaios de tração mostrou que o limite de resistência do aço diminui quando a TA cai para próximo da Ar_3 e volta a subir quando a TA se distancia novamente da Ar_3 , consonante ao verificado na literatura. Já para o LE, a queda foi menos evidente, quando comparada ao comportamento do LR, considerando os mesmos intervalos de temperatura testados.

O comportamento do limite de resistência foi similar ao de dureza, mostrando uma relação direta, conforme esperado. A energia absorvida charpy foi praticamente independente da temperatura de acabamento, atingindo cerca de 400 J à -10 °C para as três condições investigadas.

Com relação à carepa, foi evidente a redução da espessura da camada formada com a diminuição da TA, fato também esperado e de acordo com a literatura. Além disso, à medida que a TA foi reduzida, a proporção da fase magnetita presente na carepa aumentou.

Esses resultados indicam que, do ponto de vista de microestrutura, propriedades mecânicas e espessura de carepa, é viável a alternativa de reduzir a temperatura de acabamento das chapas do aço Sincron 500M para abaixo da Ar₃.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar o efeito da temperatura de acabamento na microestrutura e propriedades mecânicas do aço Sincron 500M com espessura menor que 16 mm.

8 REFERÊNCIAS

- [1]. K. Nishioka, K. Ichikawa. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization, Science and Technology of Advanced Materials, 2012, 13:2, 023001, DOI: 10.1088/1468-6996/13/2/023001.
- [2]. C. Debalay. Development of bimodal grain structures and their effect on toughness in HSLA steel. Thesis (PhD) - University of Birmingham, Department of Metallurgy and Materials, School of Engineering, 2007, p. 382.
- [3]. I.TAKEUCHI, et al. Development of high strength line pipe for sour service and full ring evaluation in sour environment. 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2004.
- [4]. T. Tanaka, I. Tamura, C. Ouchi. H. Sekine. Thermomechanical Processing of High strength Low Alloy Steels, 1988, Ed. Butterworth.
- [5]. M. Imagumbai, M. Nagumo. Fundamental concept and application of accelerated cooling process. In: Symposium on accelerated cooling of steel, 1985, Pittsburg.p. 297-312.
- [6]. D. Stalheim. Recrystallization Behaviors in the Production of Structural Steels. Technical contribution to the 52° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, part of the ABM Week, August 17th-21st, 2015, Rio de Janeiro, RJ, Brazil.
- [7]. A. J. DeArdo. Metallurgical Basis for Thermomechanical Processing of Microalloyed Steels, Ironmaking and Steelmaking, vol. 28, 2001.
- [8]. T. GLADMAN, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. Book 615. The Institute of Materials, London, 1997. Op. CIT. Ref. 1.
- [9]. T. Tanaka. Science and technology of hot rolling process of steel In: International Conference Microalloying, 1995, Pittsburg.
- [10]. K. Okamoto, A. Yoshie, H. Nakao. Microstructures and mechanical properties of heavy steel plates produced by accelerated cooling and direct quenching process, In 32nd Mechanical Working and Steel Processing Conference. Cincinnati, Ohio, USA. October 1990. 21p
- [11]. R.L BODNAR, et al. Accelerated cooling on Burns Harbor's 160" plate mill. In Conference Proceedings from Materials Solution. Indianapolis, Ohio.
- [12]. SANTOS, A.A., SANTOS, P.B.D., PAIVA, F.M.S. Determinação de curvas de contração térmica de chapas grossas para o novo medidor de espessura do

laminador da Usiminas em Ipatinga. In: 55º Seminário de Laminação e Conformação, ABM WEEK, São Paulo, outubro/2018.

- [13]. S. Zheng, C. Davis, C. Strangwood. Elemental segregation and subsequent precipitation during solidification of continuous cast Nb-V-Ti high-strength low-alloy steels. *Materials Characterization*, 95, 2014, pp. 94-104
- [14]. H. Hillenbrand, M. Gräf, C. Kalwa. Development and production of high strength pipeline steels. In: *Niobium 2001 - Science & Technology*, 2001, Orlando, Florida USA. Proceedings of the International symposium niobium. USA: Niobium 2001 Limited, 2001. p. 543-569
- [15]. M.R. Barnett, J.J. Jonas, Distinctive aspects of the physical metallurgy of warm rolling, *ISIJ Int.*, 39 (1999) 856–873.
- [16]. SANTOS, A.A., GIACOMIN, C.N. Aplicativo de determinação dos perfis de velocidade e temperatura no resfriamento acelerado de chapas grossas. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 11, n. 3, p. 236-243, jul./set. 2014.
- [17]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM A-370 - 97a; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2016.
- [18]. CHEN R.Y., YUEN W.Y.D. Effects of finishing and coiling temperatures on the scale structure and picklability of hot rolled strip, *Iron and Steel Maker*, p. 47-53, April, 2000.