

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Propriedades mecânicas e características microestruturais de um aço de alta resistência
submetido a diferentes processos de têmpera

Autor: Leandro Scheffer Cipriani

Orientador: Vicente Tadeu Lopes Bueno

Junho/2017

Leandro Scheffer Cipriani

Propriedades mecânicas e características
microestruturais de um aço de alta resistência
submetido a diferentes processos de têmpera

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação 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: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2017

DEDICATÓRIAS

À Deus, pela presença constante em minha vida.

Aos meus pais, Maria Helena e Joziel (*Charles*), exemplos de perseverança e honestidade, que não pouparam esforços para propiciar uma boa formação.

À minha esposa Izabella e aos meus filhos Heitor e Antenor pelo amor e incentivo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por me dar saúde, paz e conhecimento.

Ao professor Vicente Buono (UFMG) , que me orientou com paciência e sabedoria, e sempre esteve disponível e solícito quando precisei.

Ao Engenheiro Odair Jose dos Santos, que além da orientação contribui de maneira imensurável para a execução desse trabalho.

A USIMINAS pela oportunidade, suporte e confiança depositado.

Aos amigos e meus gestores Geraldo Arruda Maia, Alex Fabiane Porto Guimaraes e Alex Sandro Mol e Silva pelo apoio, confiança e incentivo durante todo o percurso do Mestrado.

Ao amigo e engenheiro Cleydson Fernando Gomes Torres pela especial disposição e liderança na realização dos testes mecânicos.

Ao amigo e engenheiro Marcus Vinicius Laudares Mendonça pelos ensinamentos passados mesmo após o término do expediente.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	OBJETIVOS.....	2
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1	Aços temperados	3
3.2	A martensita nos aços.....	4
3.3	Produção de aços temperados.....	7
3.4	Efeitos das condições da austenita prévia na formação de martensita nos aços 12	
3.5	Comparação entre as propriedades mecânicas e tenacidade de aços processados por têmpera convencional e direta	20
4	METODOLOGIA.....	24
4.1	Material	24
4.2	Processamento	24
4.2.1	Laminação	24
4.2.2	Tratamento térmico de têmpera	25
4.3	Caracterização microestrutural.....	28
4.3.1	Análises metalográficas	28
4.3.2	Análises por difração de raios-X.....	28
4.4	Propriedades mecânicas.....	29
4.4.1	Ensaio de dureza	29
4.4.2	Ensaio de tração	29
4.4.3	Ensaio de dobramento	30
4.4.4	Ensaio de impacto Charpy	30
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	32
5.1	Material	32

5.2	Processamento	32
5.3	Caracterização microestrutural.....	34
5.3.1	Análises metalográficas	34
5.3.2	Análises por difração de raio x-X.....	46
5.4	Propriedades mecânicas.....	52
5.4.1	Ensaio de dureza	52
5.4.2	Ensaio de tração	56
5.4.3	Ensaio de dobramento	60
5.4.4	Ensaio de impacto Charpy	61
5.5	Adequação dos resultados obtidos ao portfólio de produtos da Usiminas	64
6	CONCLUSÕES.....	66
7	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	68
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	69
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	70

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado da martensita em ligas Fe-C ⁽⁹⁾	5
Figura 3.2 – Relação entre M_s e o tipo de martensita em função do teor de C ⁽⁹⁾	5
Figura 3.3 – Aspectos da martensita de aços com diferentes teores de C observadas ao microscópio ótico após ataque com nital 3%. (a) Fe-0,0026; (b) Fe-0,018C; (c) Fe-0,38C e (d) Fe-0,61 ⁽¹⁴⁾	6
Figura 3.4 – Representação esquemática da estrutura da martensita em ripas ⁽¹⁴⁾	7
Figura 3.5 – a) Equipamento de têmpera contínua da Usiminas – <i>Roller Quench</i> (Unidade de Ipatinga). b) vista a seção de uma chapa sendo resfriada.....	8
Figura 3.6 – Sistema de resfriamento acelerado acoplado à linha de laminação a quente da Usiminas - Ipatinga.....	10
Figura 3.7 - Representação esquemática da <i>DQ</i> e suas variações (a, b e c) e <i>RQ</i> (d) ⁽²³⁾	11
Figura 3.8 - Tamanho de grão <i>ferrítico</i> obtido a partir de austenitas recristalizadas e não recristalizadas, para vários valores de S_v ⁽⁵⁾	12
Figura 3.9 - Estruturas dos grãos austeníticos do aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B observados a ¼ da espessura: (a) R_{tot} : 23 %, (b) R_{tot} : 44%, (c) R_{tot} : 56% e (d) R_{tot} : 79% ⁽²⁴⁾	14
Figura 3.10 - Efeito de R_{tot} (a) nos valores do S_v , (b) nas frações de bainita e martensita, (c) na largura das ripas (d_L) e tamanho de grão efetivo (d) ⁽²⁴⁾	14
Figura 3.11 - Estrutura dos grãos austeníticos do aço C-Si-Mn-Cr-Ni-Cu-Ti-B, observado a ¼ da espessura, verificando que os EAGS variaram entre 12 e 16 μm ⁽²⁴⁾	16
Figura 3.12 - Efeito do tamanho do grão austenítico equiaxial em (a) S_v e (b) na largura das ripas e no tamanho de grão efetivo ⁽²⁴⁾	16
Figura 3.13 – Variação no tamanho dos pacotes e largura dos blocos de martensita com diferentes deformações da austenita a 773 K ⁽²⁵⁾	17
Figura 3.14 – Tamanho dos pacotes e espessura dos blocos em função do tamanho do grão austenítico prévio ⁽²⁶⁾	18
Figura 3.15 – Efeito da quantidade de deformação na etapa de desbaste na intensidade da textura cristalográfica do aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B ⁽²⁴⁾	19
Figura 3.16 – Valores de tenacidade e limite de resistência dos aços de baixa e média temperabilidade avaliados por LEE, C.S. et alii ⁽³¹⁾ . Os rótulos na figura referem à temperatura de revenimento.	21

Figura 3.17 – Valores de limite de resistência e tenacidade, medida a -40°C, do aço de alta temperabilidade avaliado por LEE, C.S. et alii ⁽³¹⁾ . Os rótulos na figura referem à temperatura de revenimento.	22
Figura 4.1 – (a) Aspecto geral da interface do simulador empregado para definição das densidades de água a serem utilizadas e (b) resultados obtidos	27
Figura 4.2 – Continuação.	28
Figura 4.3 – Croqui dos corpos de prova de tração.....	29
Figura 4.4 – Representação esquemática do ensaio de dobramento das amostras....	30
Figura 4.5 – Desenho esquemático da orientação de corpos de prova s para ensaios de impacto <i>Charpy</i>	31
Figura 5.1 - Evolução da temperatura em função do tempo de enformamento das placas.....	33
Figura 5.2 - Temperatura da chapa em cada passe de laminação.	33
Figura 5.3 - Aspecto das inclusões nas amostras. Seção longitudinal à direção de laminação. Seção polida. Aumento original: 200x.	34
Figura 5.4 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera direta ao longo da espessura. Ataque nital 4%.....	36
Figura 5.5 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera direta ao longo da espessura, observada ao MEV. Ataque nital 4%.....	39
Figura 5.6 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera convencional ao longo da espessura. Ataque nital 4%.....	41
Figura 5.7 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera convencional., observada ao MEV. Ataque nital 4%.....	44
Figura 5.8 – Aspecto geral dos difratogramas de raios-X na superfície e no centro das amostras nas diferentes condições de processamento.	47
Figura 5.9 – Detalhes dos difratogramas de raios-X na superfície e no centro das amostras nas diferentes condições de processamento.	50
Figura 5.10 – Alinhamentos de partículas de constituinte MA entre as ripas de ferrita na bainita da amostra submetida à têmpera direta.....	51
Figura 5.11 - Partículas isoladas de constituinte MA na amostra submetida à têmpera convencional.	51
Figura 5.12 - Valores de dureza medidos ao longo da espessura das amostras nas diferentes condições de têmpera	52

Figura 5.13 - Aspecto da microestrutura na região do centro da espessura da amostra tratada por têmpera direta evidenciando a presença de segregação central Aumento original: 200x. Ataque nital 4%.	53
Figura 5.14 - Dureza da martensita em função do teor de C em aços e ligas Fe-C. A linha tracejada refere-se ao teor de C do aço avaliado nesse estudo ⁽⁷⁾	54
Figura 5.15 - Valores de dureza superficial das amostras.	55
Figura 5.16 - Limite de escoamento de aços com microestrutrua martensítica em função do teor de C de aços de baixo carbono ⁽⁷⁾ . A linha tracejada refere-se ao teor de C do aço avaliado nesse estudo.....	56
Figura 5.17 - Limite de escoamento dos corpos de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.....	57
Figura 5.18 - Limite de resistência dos corpos de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.....	58
Figura 5.19 - Alongamento dos corpos de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.....	59
Figura 5.20 - Aspecto geral e detalhes da região de dobramento de um corpo de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.....	60
Figura 5.21 - Valores de energia absorvida pelos corpos de prova das amostras em distintas temperaturas.....	61
Figura 5.22 - Valores médios de energia absorvida pelos corpos de prova das amostras em distintas temperaturas.....	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Faixa de composição química visada para o aço estudado (% em peso).	24
Tabela 4.2 – Valores de A_{r3} estimados pela equação 4.1 considerando os teores máximo, mínimo e médio de composição química da tabela 4.1.....	25
Tabela 4.3 – Valores de T_{nr} estimados pela equação 2 considerando os teores máximo, mínimo e médio de composição química da tabela 4.1.....	25
Tabela 4.4 - Tempo de encharque para as respectivas faixas de espessura para o tratamento térmico de têmpera.....	26
Tabela 4.5 - Vazões de água utilizadas em cada uma das superfícies da chapa em cada uma das zonas, HQ1, HQ2 e HQ3.....	27
Tabela 4.6 - Dimensões e tolerâncias dos corpos de prova de tração (em mm).....	29
Tabela 5.1 - Faixa de composição química visada e a obtida para o aço estudado (% em peso).	32
Tabela 5.2 - Tempo de enformamento obtido para as chapas.....	33
Tabela 5.3 - Classificação das inclusões segundo a carta padrão I da norma ASTM E45.....	35
Tabela 5.4 – Valores de dureza superficial das amostras nas escalas Brinell e Vickers	55
Tabela 5.5 - Especificação dos aços USI SAR – soldáveis de alta resistência*.....	64
Tabela 5.6 - Valores de propriedades mecânicas e tenacidade obtidos nesse estudo.	65
Tabela 5.7 - Especificação dos aços USI AR – resistentes ao desgaste.	65

LISTA DE NOTAÇÕES

A_{r3}	Temperatura de transformação da austenita
M_s	Temperatura de início de formação da martensita
CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrado
CR	Laminação Controlada
CR/DQ	Laminação controlada seguida de têmpera direta
CLC	<i>Continuous Line Control</i>
DQ	<i>Direct Quenching</i>
EAGS	Tamanho de grão austenítico equiaxial
E	Espessura
FRT	Temperaturas de acabamento
HQ	Zona da região de alta têmpera
HR	Laminação a quente convencional
HR/DQ	Laminação convencional seguida de têmpera direta
HR/RQ	Laminação convencional seguida de têmpera convencional
$I_{(i)}$	valor individual de intensidade
M_s	Temperatura de início de formação da martensita
MO	Microscópio ótico
MEV	<i>Microscópio eletrônico de varredura</i>
$\min(I_{(i,\dots,n)})$	Valor mínimo valor de intensidade no intervalo entre i e n.
RCR/CR/DQ	Laminação controlada de recristalização, laminação controlada e têmpera direta
R_{tot}	Grau de redução total imposto à etapa de acabamento
RFRT	Temperatura de acabamento após o desbaste
S_v	Medida dos sítios de nucleação da ferrita durante a transformação da austenita.
t_{aq}	Tempo de aquecimento
t_e	Tempo de encharque
TCC	Tetragonal de corpo centrado
α	Ferrita
γ	Austenita
$\sigma_{0,2}$	Limite de escoamento

RESUMO

Os efeitos de diferentes processos de têmpera, convencional e direta, na microestrutura e conseqüentemente nas propriedades mecânicas e tenacidade de um aço de alta resistência foram investigados nessa dissertação. Embora o aço tenha sido submetido à têmpera, independentemente do processo utilizado, sua microestrutura não foi martensítica. Ela foi composta por bainita e ferrita com a fração de ferrita na condição de têmpera convencional sendo maior que a observada no aço submetido à têmpera direta. Devido a essa diferença, os valores de limite de escoamento e de resistência foram maiores no aço submetido à têmpera direta. Por outro lado, o aço quando submetido à tempera convencional exibiu uma maior tenacidade, medida pela energia absorvida em ensaio de impacto *Charpy*.

ABSTRACT

The effect of different quenching processes, conventional and direct, on the microstructure, mechanical properties and toughness of a high strength steel were investigated in this dissertation. Regardless of the process used, the martensitic microstructure is not obtained. It was composed of bainite and ferrite, with a higher ferrite fraction observed in the steel subjected to conventional quenching. Due to this difference, the yield strength and tensile strength values of steel subjected to direct quenching were higher when compared to steel processed by conventional quenching. On the other hand, the steel subjected to conventional quenching exhibited higher toughness, measured by Charpy tests.

1 INTRODUÇÃO

Em tempos de sustentabilidade, a utilização de aços de alta ou ultra-alta resistência em estruturas de peso crítico tem sido um dos pilares relacionado à economia de energia e à minimização de emissões de carbono. Por outro lado, a demanda para reduções dos custos de manufatura e consumo energético na produção de aço tem aumentado. Em consequência desses fatores, novas tecnologias foram desenvolvidas, tais como o processamento de aços de alta e ultra-alta-resistência mecânica por têmpera direta. Esse processo considerado como de elevada eficiência energética, é uma alternativa aos processos de têmpera e revenimento convencionais bem como da laminação controlada seguida por resfriamento acelerado.

O processo de têmpera direta possibilita obter peças temperadas diretamente após a laminação, sem necessidade de reaustenitização. Além disso, ele permite melhores combinações de propriedades quando comparada aos processos termomecânicos ou tratamento térmico de têmpera convencional. Na têmpera direta, as condições da laminação a quente (convencional ou controlada), determinarão o estado da austenita antes da transformação de fases, influenciando na cinética de transformação e nas propriedades mecânicas obtidas. Aços submetidos a esse tratamento apresentam maiores durezas, limites de escoamento e de resistência do que os obtidos por têmpera convencional. Dessa forma, o objetivo geral desse trabalho concentrou-se em validar essa afirmativa por meio da avaliação das propriedades mecânicas e das características microestruturais de um aço de alta resistência mecânica processado na Linha de Laminação a Quente da Usiminas e submetido aos tratamentos de têmpera direta e convencional.

2 OBJETIVOS

- Avaliar a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço de alta resistência mecânica processado na Linha de Laminação a Quente da Usiminas e submetido aos tratamentos de têmperas direta e convencional;
- Correlacionar os aspectos microestruturais obtidos nas diferentes condições de têmpera com os valores de propriedades mecânicas e tenacidade obtida.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços temperados

Desde sempre estudos demonstram que aços resfriados imediatamente após a laminação a quente apresentam frequentemente valores de propriedades mecânicas superiores a daqueles submetidos ao resfriamento ao ar^(1,2). Por essa constatação, pesquisas relacionadas a aços de alta e ultra-alta resistência mecânica têm sido desenvolvidas considerando os efeitos da taxa de resfriamento após sua laminação como ferramenta para sua obtenção bem como a combinação de processos que minimizem custos e levem a um aumento global de eficiência⁽³⁾. Como resultado, o desenvolvimento do processo de têmpera direta foi uma alternativa aos processos de têmpera e revenimento convencionais e/ou ao processamento termomecânico seguido de resfriamento acelerado para a produção de aços alta e ultra-alta resistência mecânica. Mesmo com esse grande avanço, tais pesquisas ainda continuam em andamento, sendo que, o seu grande motivador, atualmente, refere-se a avaliações das condições de sustentabilidade associadas a aços com essa característica⁽⁴⁾.

Além da elevada resistência mecânica, outros requisitos vêm se tornando cada vez mais importantes para os aços de alta e/ou ultra-alta resistência, em especial, os temperados e/ou temperados e revenidos. Dentre eles destacam-se a tenacidade e a capacidade de trabalho a frio. Quanto à tenacidade, já tem se tornado comum a especificação de valores mínimos de energia absorvida a baixas temperaturas, p. ex - 40C, bem como o emprego de princípios de Mecânica da Fratura em novos projetos de peças. Em relação à conformabilidade de aços temperados, a literatura tem reportado vários estudos avaliando sua capacidade de dobramento para o emprego em peças com partes submetidas à calandragem com raios reduzidos⁽¹⁾. Quanto à sustentabilidade, a utilização de aços temperados e revenidos, em estruturas de peso crítico tem sido um dos pilares relacionado à economia de energia e à minimização de emissões de carbono (*carbon footprint*)⁽⁴⁾.

Dentre os aspectos citados, vale ressaltar que geralmente, os aços temperados exibem teores elevados de elementos químicos o que, por consequência, limita a sua soldabilidade. Nesse caso, geralmente é necessário o emprego de elevadas temperaturas de preaquecimento. Logo, pesquisas voltadas para o *alloy design* desses aços também estão sempre à tona.

Além dos aspectos relativos à sustentabilidade e de requisitos técnicos voltados à engenharia de aplicação dos aços de alta e/ou ultra-alta resistência, a demanda para reduções dos custos de manufatura e consumo energético em sua produção de aço tem aumentado. Em consequência desses fatores, novas tecnologias foram desenvolvidas, tais como o processamento desses aços por têmpera direta. Esse processo, considerado de elevada eficiência energética, é uma alternativa aos processos de têmpera e revenimento convencionais bem como da laminação controlada seguida por resfriamento acelerado.

3.2 A martensita nos aços

O endurecimento por têmpera do aço é o mais simples e eficiente tratamento térmico para endurecimento. A têmpera produz martensita, por meio da transformação martensítica, que é a principal responsável pelo endurecimento⁽⁵⁻⁷⁾.

A resistência da martensita está relacionada às suas características microestruturais, as quais são governadas pela sua temperatura de início de formação - M_s - *martensite start temperature*, energia livre de Gibbs, relativa expansão volumétrica, dentre outros fatores⁽⁸⁾.

A formação da martensita é caracterizada pela transformação martensítica que são reações sem difusão, em que a posição dos átomos na fase produto estão relacionadas a seus equivalentes na fase original, por deslocamentos da ordem de frações de distância interatômica⁽⁶⁾. Uma vez que a difusão é suprimida pelo resfriamento rápido, no caso específico do sistema Fe-C, os átomos de carbono não são partilhados entre a cementita e a ferrita, mas são aprisionados nos sítios octaédricos da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo uma nova fase, a martensita.

A solubilidade do carbono em uma estrutura CCC é grandemente excedida quando se forma a martensita. Por essa razão, martensita assume uma unidade celular tetragonal de corpo centrado (TCC), na qual o parâmetro c é maior que o parâmetro a , conforme mostrado na figura 3.1⁽⁹⁾.

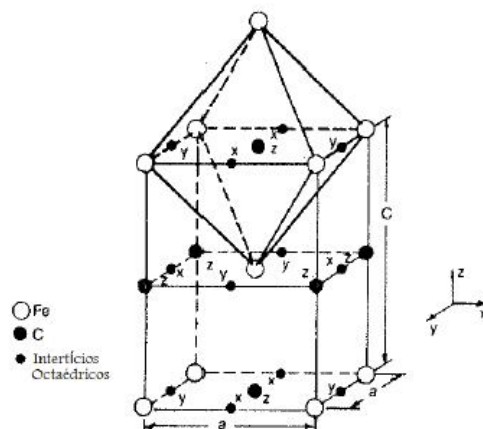


Figura 3.1 - Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado da martensita em ligas Fe-C⁽⁹⁾.

Nos aços, a martensita pode exibir diferentes morfologias, que se alteram com a variação no teor de C⁽⁸⁻¹¹⁾. A nomenclatura dessas variadas formas é extensa, destacando que nessa revisão somente serão citadas as morfologias em ripas e em placas, como proposto por KRAUSS, G. et alii⁽¹²⁾.

A morfologia da martensita é alterada pelo teor de C dos aços, figura 3.2. Conseqüentemente esse teor influencia diretamente sua temperatura de início de formação, M_s . Valores de M_s mais baixos favorecem a formação de martensita na forma de placas. Como o aumento da concentração de carbono e conseqüente redução em M_s , os aços com carbono mais alto tendem a ter grandes frações volumétricas de martensita como placas.

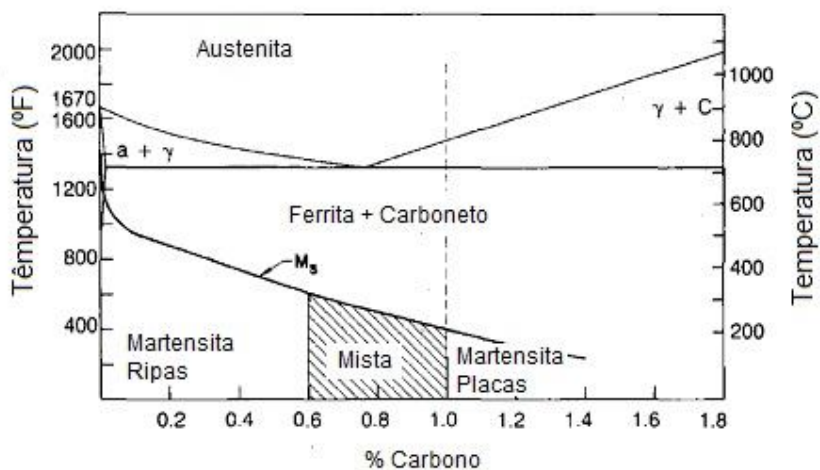


Figura 3.2 – Relação entre M_s e o tipo de martensita em função do teor de C⁽⁹⁾.

Embora a martensita na forma de placas seja importante em algumas aplicações de tratamentos térmicos, a maioria dos aços endurecíveis por têmpera possuem teores de carbono em níveis de baixo a médio e, portanto, microestrutura é formada por martensita em forma de ripas. Logo, as abordagens acerca da martensita na forma de ripas têm um maior significado do ponto de vista tecnológico e industrial⁽⁹⁾.

Especificamente, a martensita em ripas se caracteriza por uma alta densidade interna de discordâncias, da ordem de 10^{11} a 10^{12} cm^{-2} , arranjadas em células com formato de plaquetas para onde os átomos de carbono tendem a difundir-se e segregar⁽¹³⁾. O tamanho de ripas de martensita é muito pequeno, com largura média de 250 nm. Assim, ripas individuais não são claramente observadas por microscopia ótica. Contudo, a martensitas em ripa tem uma tendência em alinhar-se paralelamente ao mesmo plano de hábito em uma grande área do grão austenítico, podendo ser separadas por contornos de baixo ou alto ângulo ou austenita retida. Assim elas apresentam uma microestrutura bastante característica quando observada por microscópica ótica, figura 3.3.

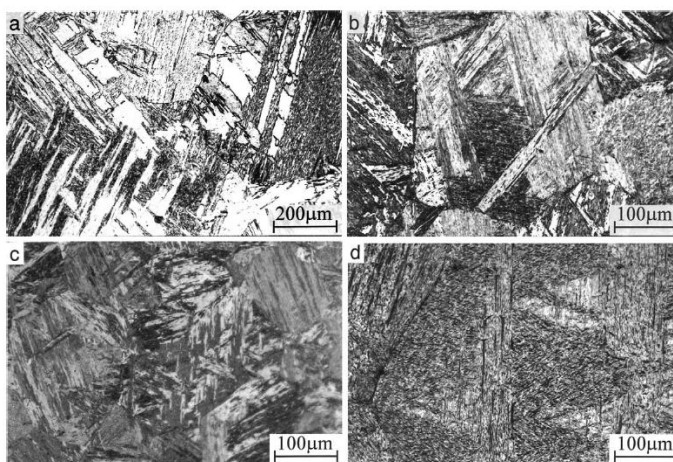


Figura 3.3 – Aspectos da martensita de aços com diferentes teores de C observadas ao microscópio ótico após ataque com nital 3%. (a) Fe-0,0026; (b) Fe-0,018C; (c) Fe-0,38C e (d) Fe-0,61⁽¹⁴⁾.

Durante a têmpera, o grão austenítico prévio é dividido em vários pacotes, grupo de ripas com o mesmo plano de hábito, que são subdivididos em blocos, o grupo de ripas de mesma orientação, figura 3.4⁽¹⁴⁾. Ressalta-se que ainda é citado que os blocos são também divididos em sub-blocos nos aços de baixo carbono⁽¹⁵⁾.

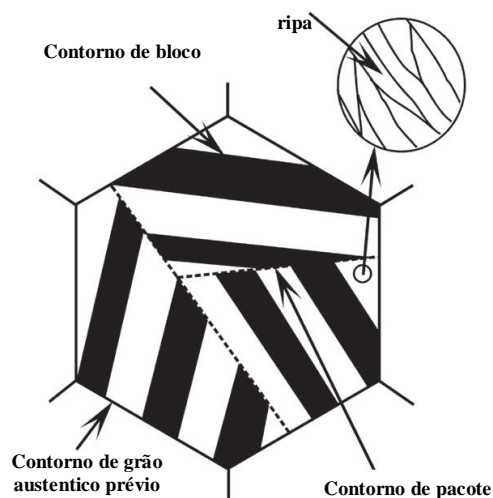


Figura 3.4 – Representação esquemática da estrutura da martensita em ripas⁽¹⁴⁾.

É apontado pela literatura que a resistência e a tenacidade dos aços martensíticos são fortemente relacionadas com pacotes e tamanhos de bloco (descrevendo o chamado tamanho de grão "efetivo" de uma estrutura martensítica na forma de ripas). Logo, as características da morfologia e cristalografia desse tipo de martensita são de grande importância, sendo estudadas extensivamente, ressaltando-se o próprio objetivo dessa dissertação. Muito dos resultados obtidos nesses estudos datam das décadas de 1960 e 1970, destacando dos trabalhos de INOUE, T. et alii⁽¹⁶⁾ e MATSUDA et alii⁽¹⁷⁾ citados por MAKI, T.⁽¹⁸⁾. Recentemente, novas e mais precisas técnicas de caracterização microestrutural, envolvendo microscopia eletrônico de transmissão (MET), difração de elétrons de retroespalhados (EBSD) e análises tridimensionais têm sido desenvolvidas para esse fim, citando os trabalhos de STORMVINTER, A. et alii^(8,10) e MORITO et alii^(14,15,19,20).

3.3 Produção de aços temperados

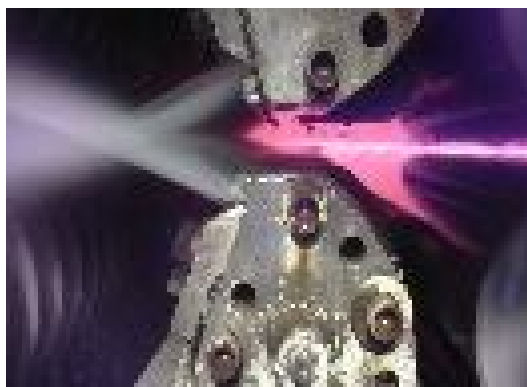
Do ponto de vista industrial, as chapas podem ser temperadas em dois tipos de unidades. A diferença entre elas relacionada-se à movimentação ou não da chapa durante o tratamento⁽²¹⁾, ou seja, o processo pode ser estático ou contínuo.

O processo *platen quench* compreende a unidade em que a têmpera é realizada com as chapas estáticas^(21,22), sendo realizado em batelada ou seja, chapa a chapa. Nesse caso, após a saída do forno, as chapas são fixadas e o seu resfriamento ocorre por meio de tubos pulverizadores, que são dispostos por cima e por baixo da chapa⁽²¹⁾.

Na têmpera contínua, as chapas, após austenitiza o passam pela unidade de resfriamento ininterruptamente. Destaca-se que embora a interrup o possa ser possível, essa condi o não corresponde ao modo normal de opera o. A figura 3.5 mostra o aspecto geral de equipamento de têmpera contínua, *Roller Quench*, da Usina de Ipatinga e a vista de uma chapa sendo resfriada.



a) Aspecto geral



b) Vista da se o de uma chapa sendo resfriada.

Figura 3.5 – a) Equipamento de têmpera contínua da Usiminas – *Roller Quench* (Unidade de Ipatinga). b) vista a se o de uma chapa sendo resfriada.

A principal vantagem da têmpera contínua   a possibilidade de utilizar estágios individuais, zonas, com diferentes taxas de resfriamento. Assim, comparada ao *platen quench*, verificam-se as que diferenças de temperatura que, por ventura, ocorrerão entre a base e o topo da chapa devido   opera o descontinuada, poderão ser evitadas. Por outro lado, a *platen quench* tem a benefício de que, devido   fixa o das

chapas, seu empenamento é minimizado. No caso da têmpera contínua, por sua vez, somente pode ser conseguido por ajuste sensível das quantidades de locais de água aplicadas em cada zona.

Indiferentemente do tipo de unidade, os processos atuais de têmpera são caracterizado por sistemas com uma dinâmica de movimentação muito elevada. Taxas de resfriamento extremas são implementadas por meio de enormes quantidades de água, sistemas de bicos especiais, sistemas de automação controlam e monitoram o resfriamento que ocorre de forma homogênea por todo o comprimento e largura da chapa, já variações mínimas nas condições de resfriamento, podem resultar em desvios de planicidade e chapas empenadas⁽²¹⁾.

Os processos de têmpera contínua são o têmpera convencional e a direta, destacando que, como o resfriamento se processa com as chapas mantidas em movimento, eles possibilitam uma melhor eficiência no seu resfriamento e uma maior homogeneidade das propriedades mecânicas⁽²³⁾.

No processo de têmpera convencional emprega-se um equipamento denominado *Roller Quench (RQ)*, sendo que esse processo definido como *off-line*. Nesse caso, as chapas laminadas são reaustenitizadas e posteriormente submetidas à têmpera. Nesse processo, a austenita formada é totalmente recristalizada, formada por grãos equiaxiais antes da têmpera.

A têmpera direta, do inglês *Direct Quenching (DQ)*, é realizada pelo sistema de resfriamento acelerado acoplado à linha de laminação a quente, processo *on-line*, figura 3.6.



Figura 3.6 – Sistema de resfriamento acelerado acoplado à linha de laminação a quente da Usiminas - Ipatinga

De forma geral, o resfriamento acelerado, iniciado imediatamente após a laminação, é caracterizado pela interrupção do resfriamento antes da temperatura superficial atingir o valor de M_s , objetivando microestruturas formadas, principalmente, por constituintes bainíticos. Contrariamente, na têmpera direta o resfriamento ocorre tão rapidamente quanto o possível até um até atingir uma temperatura inferior a M_s , gerando uma microestrutura martensítica. No caso da têmpera direta, três condições podem ser aplicadas:

a) no caso da temperatura de acabamento ser superior à de não recristalização (T_{nr}) do aço, a têmpera se processará a partir de uma austenita grosseira e recristalizada. Nesse contexto, costuma-se atribuir à têmpera ao aço submetido à laminação a quente convencional - *hot rolling (HR)*;

b) quando a temperatura de acabamento é a igual ou um pouco acima da T_{nr} , a têmpera é iniciada a partir de uma austenita equiaxial, mas com grãos refinados. Nesse caso, o aço será temperado a partir da laminação controlada de recristalização (*RCR*). Ressalta-se, no entanto, que esse processo tem uma tendência a ser instável devido à sua sensibilidade a pequenas variações do processo;

c) para uma temperatura de acabamento inferior à T_{nr} , a têmpera é feito a partir de austenita deformada, pelo processo de laminação controlada - *controlled rolling (CR)*.

Uma visão esquemática da *DQ* e suas variações e *RQ* são apresentadas na figura 3.7.

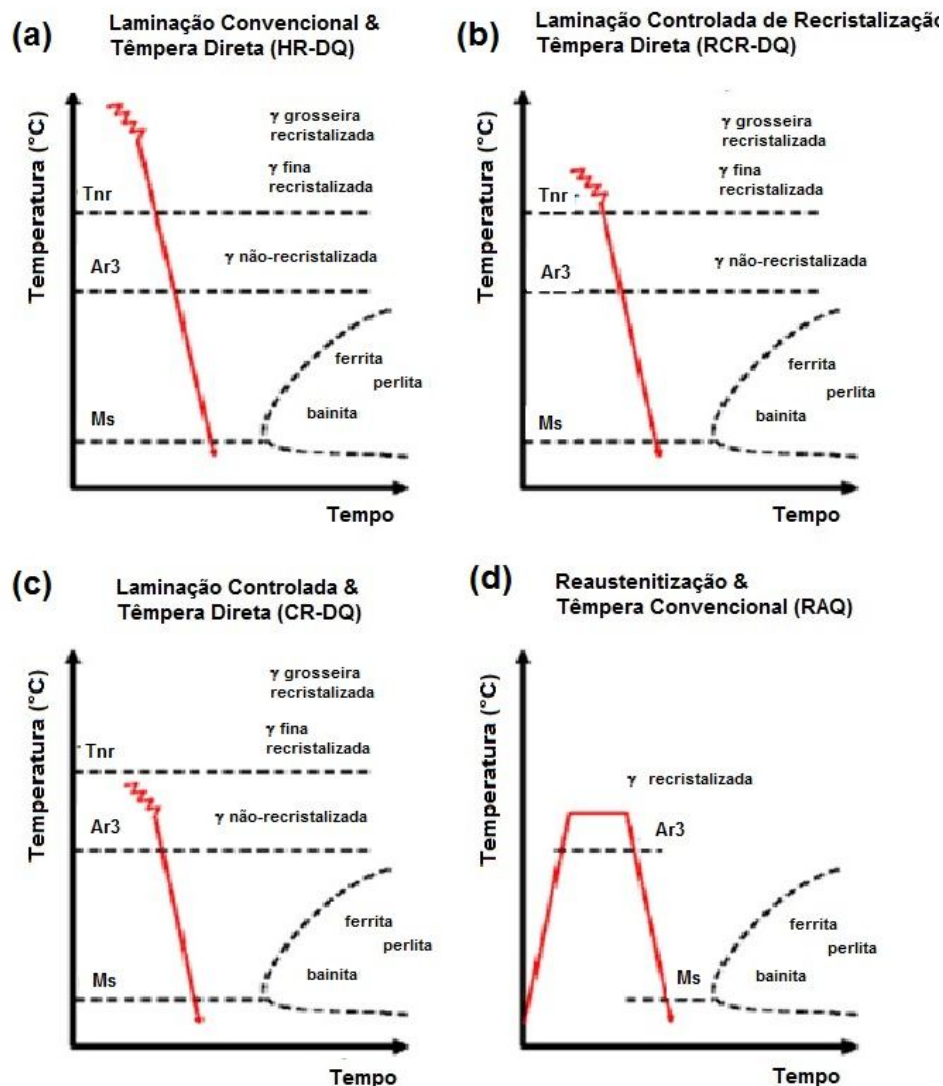


Figura 3.7 - Representação esquemática da *DQ* e suas variações (a, b e c) e *RQ* (d)⁽²³⁾.

Quando se compararam os processos *RQ* e *DQ* percebe-se que esse último propicia a obtenção de chapas grossas com custos bem menores do que os obtidos através do processo *RQ*, pois não necessitam de reaustenitização após o processo de laminação. Além disso, permite uma melhor combinação de propriedades mecânicas e tenacidade. Isso ocorre devido ao condicionamento da austenita antes da transformação poder ser alterado sensivelmente durante laminação a quente, seja ela

do tipo convencional ou controlada. Essas variações, por sua vez, influenciarão na cinética de transformação e nas propriedades mecânicas obtidas no produto final⁽⁵⁾ e serão abordadas nas próximas seções.

3.4 Efeitos das condições da austenita prévia na formação de martensita nos aços

A austenita pode existir em distintas condições, de totalmente recristalizada até não recristalizada, passando por uma grande faixa de estados intermediários.

No estado recristalizado, a morfologia dos grãos pode ser definida pelo seu tamanho de grão médio. Porém, na condição não recristalizada ou deformada, a austenita comumente é descrita pelo parâmetro S_v , que é considerado como uma medida dos potenciais sítios de nucleação da ferrita durante a transformação da austenita. Logo, em condições de resfriamento lento, austenitas com elevado valor de S_v geram ferrita e perlita finas, e na situação contrária, uma microestrutura final grosseira, figura 3.8.

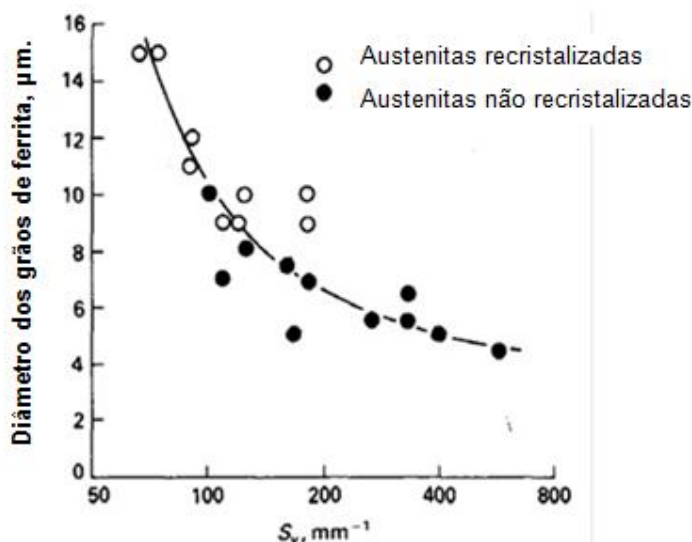


Figura 3.8 - Tamanho de grão *ferrítico* obtido a partir de austenitas recristalizadas e não recristalizadas, para vários valores de S_v ⁽⁵⁾.

A partir da premissa acima, verifica-se que as condições da austenita prévia de um aço alteram a cinética de transformação de fases, podendo ser justificada pelo fato de que quanto mais deformada ela for, maior é a taxa de nucleação da ferrita, resultando em grãos finos. Contornos de grãos são sítios preferenciais para a nucleação de fases

proeutetóides e perlita. Por isso, se o tamanho de grão austenítico em um aço é grosseiro, menos sítios de nucleação estão disponíveis e a transformação difusional da austenita é retardada. Como resultado, a temperabilidade é aumentada^(9,13).

Na literatura consultada, poucos foram os trabalhos que abordaram especificamente os efeitos do condicionamento da austenita sobre os parâmetros microestruturais dos aços após têmpera, ou melhor, na temperabilidade. A maioria deles correlaciona esses efeitos às propriedades mecânicas em tração e tenacidade em função dos aspectos microestruturais da martensita. Entretanto, além dessas correlações, PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ investigaram as características microestruturais da martensita obtidas a partir de diferentes estados da austenita associando esses estados às etapas de laminação, desbaste e acabamento.

Para a avaliação do condicionamento da austenita associada à etapa de acabamento, PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ submeteram o aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B, de 201 mm de espessura, à laminação a quente em escala piloto até atingir 6 mm. Após laminação, esse aço foi temperado diretamente, aplicando uma taxa entre 50-70°C/s. O efeito do condicionamento da austenita na temperabilidade desse aço foi investigado pela variação do grau de redução total imposto à etapa de acabamento, (Redução total no NRX ou R_{tot}). Assim, distintas espessuras de entrada nessa etapa e, conseqüentemente, temperaturas de acabamento (FRT) foram empregadas.

O aspecto dos grãos austeníticos observados no aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B nos distintos graus de redução na etapa de acabamento utilizados são vistos na figura 3.9. Na figura 3.10, por sua vez, são apresentados os efeitos de R_{tot} nos parâmetros microestruturais desse aço. Destaca-se que nessa figura, o valor de $R_{tot} = 0$ refere-se a uma chapa que foi laminada, reaustenitizada a 910°C por 30 minutos e a seguir temperada em água.

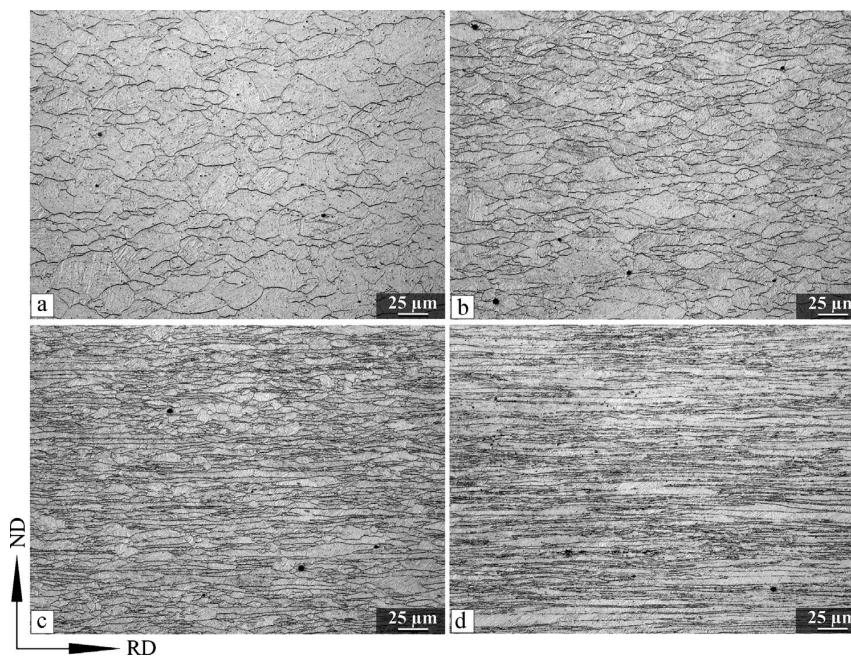


Figura 3.9 - Estruturas dos grãos austeníticos do aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B observados a $\frac{1}{4}$ da espessura: (a) R_{tot} : 23 %, (b) R_{tot} : 44%, (c) R_{tot} : 56% e (d) R_{tot} : 79%⁽²⁴⁾.

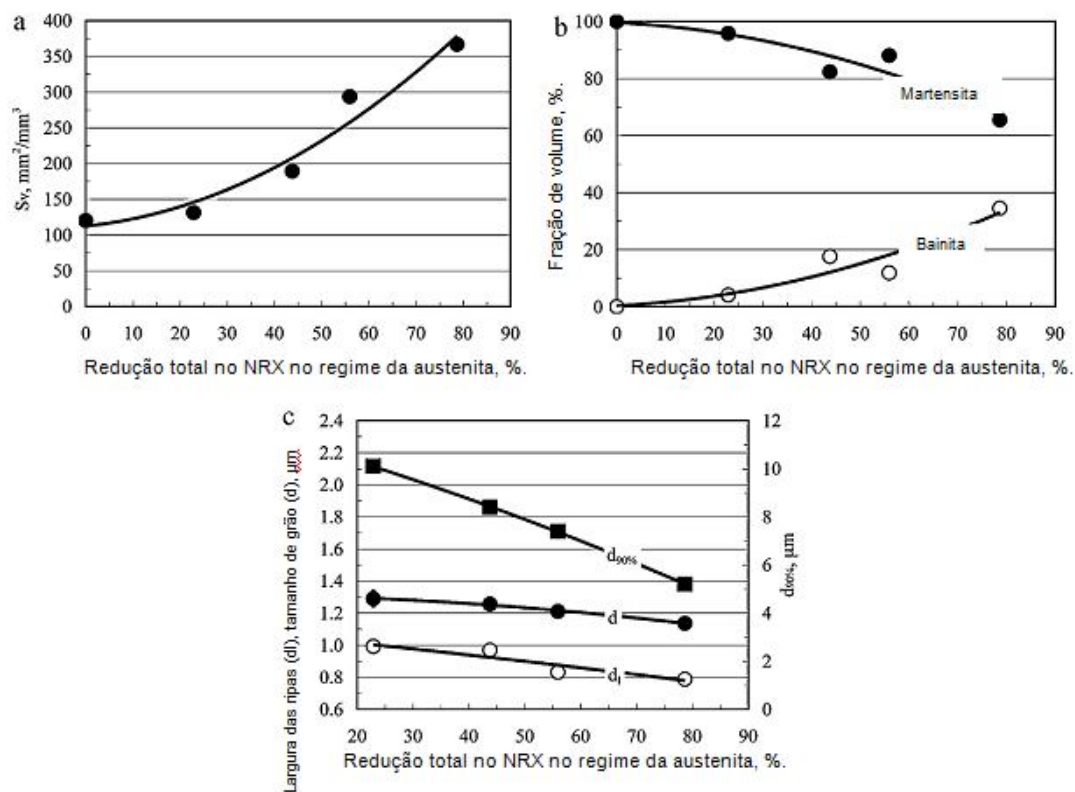


Figura 3.10 - Efeito de R_{tot} (a) nos valores do S_v , (b) nas frações de bainita e martensita, (c) na largura das ripas (d_l) e tamanho de grão efetivo (d)⁽²⁴⁾.

Pode-se observar na figura 3.10 que:

- em (a), o valor de S_v (área superficial por unidade de volume de contornos de grãos) aumentou com a elevação de R_{tot} , como já citado anteriormente;
- em (b) pode-se verificar a influência de R_{tot} na temperabilidade desse aço. Em baixas R_{tot} (baixos S_v), as microestruturas consistiram essencialmente de martensita, com sua fração reduzindo com o aumento desse parâmetro. Aumentando R_{tot} , a fração volumétrica de bainita elevou-se a expensas da martensita;
- em (c), a largura média das ripas de martensita e o tamanho de grão efetivo diminuiu em função da R_{tot} . Além disso, o valor de $(d_{90\%})$, correspondente ao tamanho de grão efetivo em 90% da distribuição do tamanho acumulativa, diminuiu claramente com o aumento da R_{tot} , indicando que os tamanhos dos grãos mais grosseiros são claramente refinados por R_{tot} .

A abordagem acima, de certa forma, pode ser considerada clássica, justificada do aumento de S_v pela diferença entre as temperaturas acabamento e a de não recristalização dos aços. Por outro lado, PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ também investigaram o condicionamento da austenita na etapa de desbaste, situação essa em que a austenita será totalmente recristalizada. Nessa investigação, eles laminaram o aço C-Si-Mn-Cr-Ni-Cu-Ti-B para a mesma espessura do aço avaliado anteriormente. Contudo, o efeito do tamanho do grão austenítico equiaxial (EAGS) após a etapa de desbaste foi estudada pela variação da temperatura de acabamento após o desbaste (RFRT), ditada por diferentes escala de passes nessa etapa. Para esse aço, R_{tot} e FRT foram mantidas constantes, sendo, respectivamente, 55% e 850°C.

Após têmpera, as microestruturas obtidas para o aço C-Si-Mn-Cr-Ni-Cu-Ti-B consistiram essencialmente de martensita com muito pouca bainita, sem influência aparente do tamanho do grão equiaxial prévio na microestrutura. A estrutura dos grãos austeníticos desse aço, visualizados a $\frac{1}{4}$ da espessura, é mostrada na figura 3.11, verificando que os EAGS variaram entre 12 e 16 μm .

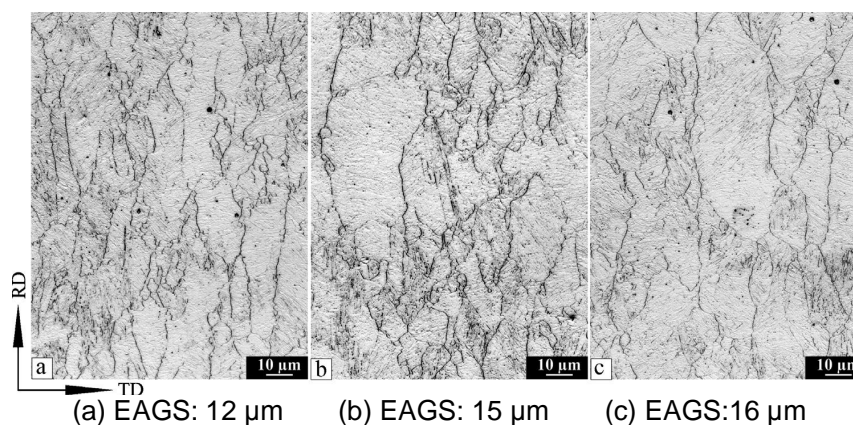


Figura 3.11 - Estrutura dos grãos austeníticos do aço C-Si-Mn-Cr-Ni-Cu-Ti-B, observado a $\frac{1}{4}$ da espessura, verificando que os EAGS variaram entre 12 e 16 $\mu\text{m}^{(24)}$.

Na figura 3.12 é resumido o efeito do tamanho de grão equiaxial sobre aspectos microestruturais do aço C-Si-Mn-Cr-Ni-Cu-Ti-B.

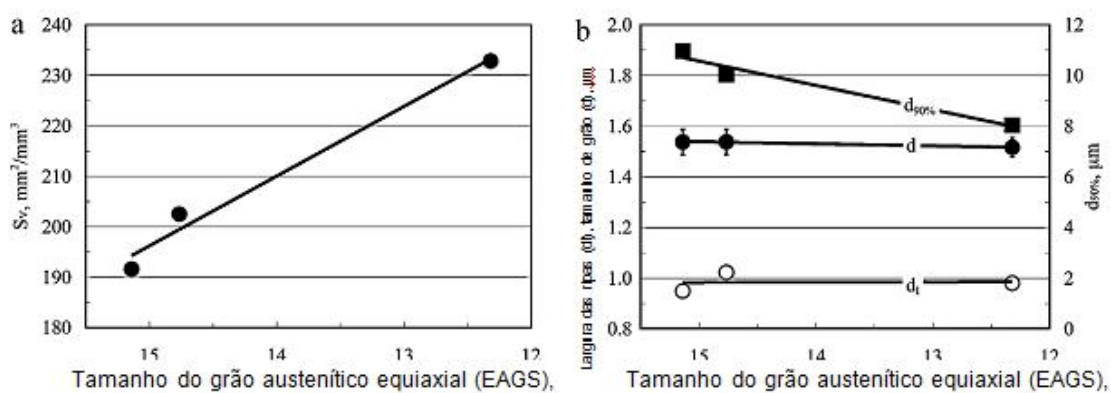


Figura 3.12 - Efeito do tamanho do grão austenítico equiaxial em (a) S_v e (b) na largura das ripas e no tamanho de grão efetivo $^{(24)}$.

Nas condições de processamento avaliadas, percebeu-se que somente pequenas diferenças no tamanho de grão equiaxial foram produzidas e seu efeito sobre S_v foi relativamente modesto, figura 3.12(a). Em relação à largura média das ripas de martensita e o tamanho de grão efetivo não se evidenciaram efeitos do EAGS, embora seu aumento tenha levado a um refinamento de grãos grosseiros, figura 3.12(b).

Como já citado, o grão austenítico prévio é dividido em vários pacotes que são subdivididos em blocos. Uma vez que os contornos dos pacotes e blocos são de alto ângulo, eles são considerados grãos efetivos, como mostrado por PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ e portanto seus tamanhos influenciam a resistência mecânica e tenacidade dos aços martensíticos. Assim, a martensita formada a partir da austenita previamente deformada tende a apresentar melhores propriedades mecânicas quando comparada à obtida da austenita recristalizada. Essa condição está relacionada à^(24,28,29):

- i. diminuição do tamanho dos blocos;
- ii. redução da largura das ripas e
- iii. e formação da textura.

A formação de martensita a partir da austenita deformada torna as ripas mais estreitas e finamente segmentadas, diminuindo o tamanho dos blocos, que está associado ao comprimento das ripas, figura 3.13.

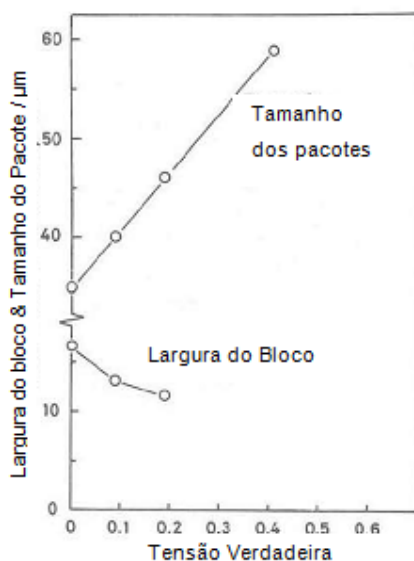


Figura 3.13 – Variação no tamanho dos pacotes e largura dos blocos de martensita com diferentes deformações da austenita a 773 K⁽²⁵⁾.

Em relação aos itens (i) e (ii), eles, de certa forma, são confirmados pela figura 3.10 em que se notou que o aumento da taxa de redução na etapa de acabamento reduziu a largura das ripas. Destaca-se ainda que o tamanho dos pacotes e blocos tende a diminuir à medida que de grão austenítico é refinado, embora o tamanho da ripa seja

quase insensível a variações⁽¹⁸⁾. A figura 3.14 mostra a essa relação em ligas Fe-0,2%C.

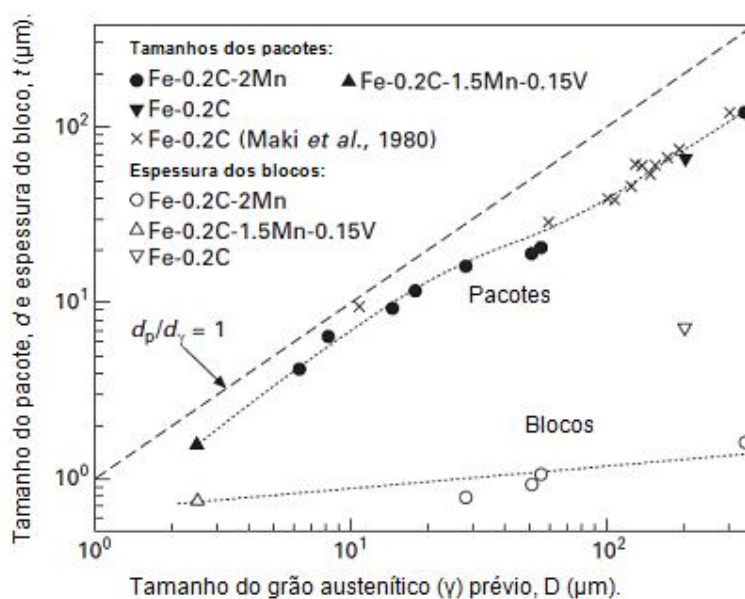


Figura 3.14 – Tamanho dos pacotes e espessura dos blocos em função do tamanho do grão austenítico prévio⁽²⁶⁾.

A afirmativa exposta acima é também corroboraram investigações acerca da martensita em aços com teores de C entre 0,12 e 0,40% (em peso). Os resultados obtidos permitiram relacionar o limite de escoamento com o tamanho dos pacotes de ripas por meio de uma relação tipo Hall-Petch e estabelecer que o tamanho dos pacotes está associado ao tamanho de grão austenítico⁽²⁷⁾.

Quanto à textura cristalográfica, PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ avaliaram a variação na sua intensidade na região do centro da espessura para o aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B submetido a diferentes quantidade de deformação na etapa de acabamento, R_{tot} . Os resultados obtidos são apresentados na figura 3.15, verificando que aumentando R_{tot} houve uma diminuição da intensidade da componente $\{0\ 0\ 1\} \langle 1\ 1\ 0 \rangle$, sendo que para $R_{tot} = 80\%$, essa componente foi eliminada. Em contrapartida a intensidade da componente $\{5\ 5\ 4\} \langle 2\ 2\ 5 \rangle$ elevou-se com R_{tot} .

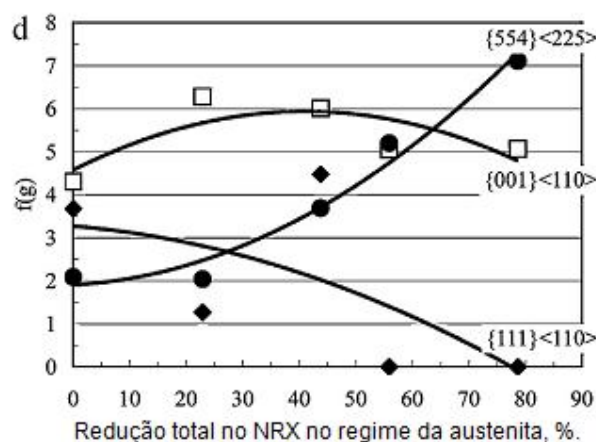


Figura 3.15 – Efeito da quantidade de deformação na etapa de desbaste na intensidade da textura cristalográfica do aço C-Si-Mn-Cr-Ti-B⁽²⁴⁾.

OLIVEIRA, C. A. S.⁽²⁹⁾ também avaliou a textura cristalográfica de amostras de aço com e sem adição de boro temperados. Esses aços foram temperados nas formas convencional e direta, sendo essa última a partir tanto da austenita recristalizada quanto deformada. Segundo esse autor as amostras temperadas de forma convencional não tiveram textura. As amostras temperadas diretamente a partir da austenita recristalizada apresentaram vários sistemas com intensidade máxima entre 3 ou 4, porém a obtida da austenita deformada apresentou uma textura $\{1\ 1\ 1\}$ bem definida e com intensidade máxima 4.

Aparentemente os resultados obtidos por OLIVEIRA, C. A. S.⁽²⁹⁾ e PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ parecem contraditórios. Contudo, VIANA, C. S. C. et alii⁽³⁰⁾ citam que a análise das texturas da transformação CFC \rightarrow CCC em várias ligas ferrosas e não ferrosas tem mostrado características comuns, independentemente do produto haver sido produzido por cisalhamento ou difusão, destacando que as orientações próximas de $\{1\ 1\ 2\}$ - $\{1\ 1\ 3\}$ - $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$ e $\{554\}$ - $\langle 225 \rangle$, assim como a componente $\{1\ 0\ 0\}$ - $\langle 0\ 1\ 1 \rangle$, estão presentes em todas as texturas. Assim pode-se concluir que os resultados obtidos por OLIVEIRA, C. A. S.⁽²⁹⁾ e PORTER, A.D. et alii⁽²⁴⁾ podem ser de certa forma similares.

3.5 Comparação entre as propriedades mecânicas e tenacidade de aços processados por têmpera convencional e direta

Vários estudos comparativos entre as propriedades mecânicas e tenacidade de aços processados por têmpera convencional e direta são relatados na literatura, destacando que, em sua grande maioria, eles objetivaram avaliar o efeito dos parâmetros de laminação, dos elementos de liga e da quantidade de redução imposta^(2,3,29,31-33). Os efeitos da têmpera direta sobre as propriedades mecânicas têm sido estudados não somente como evidências da redução de custo pela eliminação da etapa de reaustentização e da minimização dos elementos de liga, mas também das características como o aumento da temperabilidade, soldabilidade e resistência mecânica. Além disso, a literatura reporta que diferença entre propriedades mecânicas de aços produzidos por têmpera direta e convencional é devido à solubilidade dos carbonitretos ser maior no reaquecimento anteriormente do que após a laminação, ou seja, na condição da têmpera convencional^(32,33). LEE, C.S. et alii⁽³¹⁾ também salientam que a solubilidade desses carbonitretos e o condicionamento da austenita antes da têmpera direta podem variar muito dependendo das condições de laminação, resultando em várias propriedades mecânicas em relação às dos aços temperados de forma convencional.

WEISS, R. K et alii⁽²⁾ investigaram os efeitos do condicionamento da austenita nas propriedades mecânicas e tenacidade de aços microligados submetidos a têmpera convencional e direta de aços microligados após serem revenidos em várias temperaturas. Eles verificaram que, na condição de têmpera direta, os aços exibiram maior resistência mecânica quando comparado à convencional. Em relação à tenacidade esse comportamento se inverteu. Resultados semelhantes foram obtidos por CHANG, W-S.⁽³⁾, ZHAO, Y. et alii⁽³²⁾.

LEE, C.S. et alii⁽³¹⁾ avaliaram as propriedades mecânicas e tenacidade aços com temperabilidade diferentes em variadas condições de têmpera e verificaram que o aço com baixa temperabilidade processado por laminação convencional seguida por têmpera direta (HR/DQ) mostrou maiores valores de resistência e tenacidade em relação aos temperados diretamente após laminação controlada (CR/DQ) ou mesmo submetidos ao reaquecimento após laminação convencional e temperados (HR/RQ). Porém, o aço com média temperabilidade ao ser temperado diretamente após laminação controlada exibiu o melhor balanço. Esses resultados são vistos na figura 3.16.

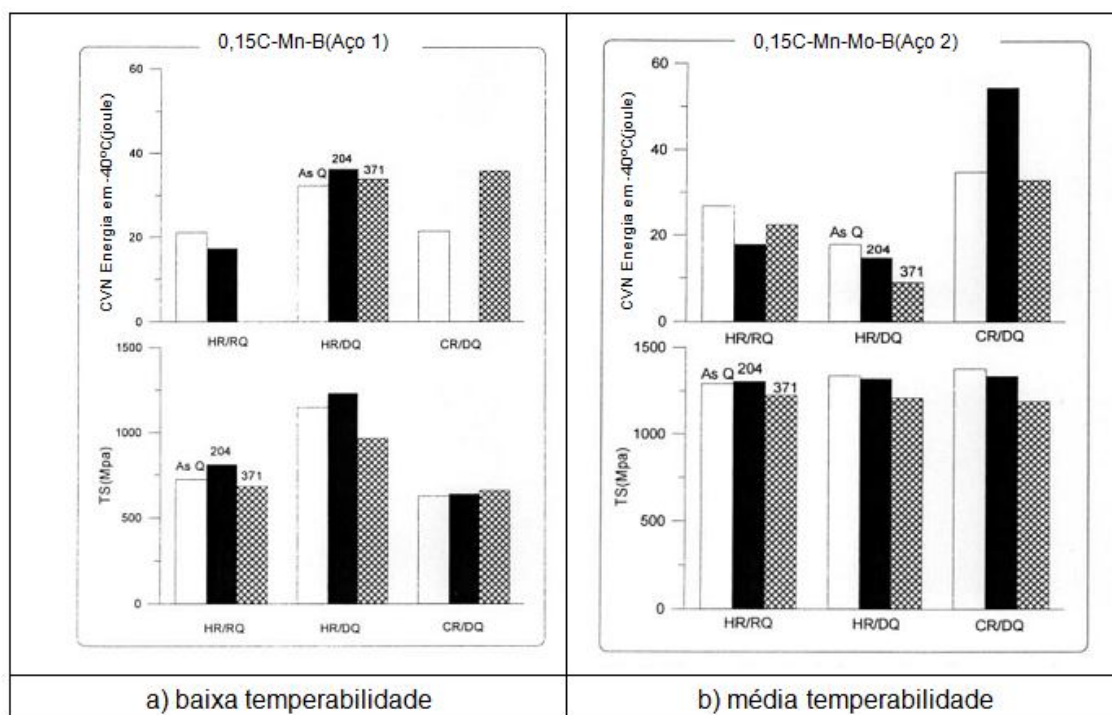


Figura 3.16 – Valores de tenacidade e limite de resistência dos aços de baixa e média temperabilidade avaliados por LEE, C.S. et alii⁽³¹⁾. Os rótulos na figura referem à temperatura de revenimento.

O aço de elevada temperabilidade, também foi submetido à têmpera direta (DQ) e convencional (RQ). Os processos de têmpera direta desse aço objetivaram diferentes graus de condicionamento da austenita e foram denominados DQ1, DQ2, DQ3 e DQ4, e correspondentes a HR/DQ, CR/DQ, HR/DQ e RCR/CR/DQ (laminação controlada de recristalização, laminação controlada e posteriormente têmpera direta). No caso da têmpera convencional, foram reaquecidas chapas obtidas em cada um dos processos de têmpera direta avaliados anteriormente, sendo tais condições chamadas de QQ1, QQ2, QQ3 e QQ4. Os resultados obtidos por LEE, C.S. et alii⁽³¹⁾ nessa condição experimental são vistos na figura 3.17.

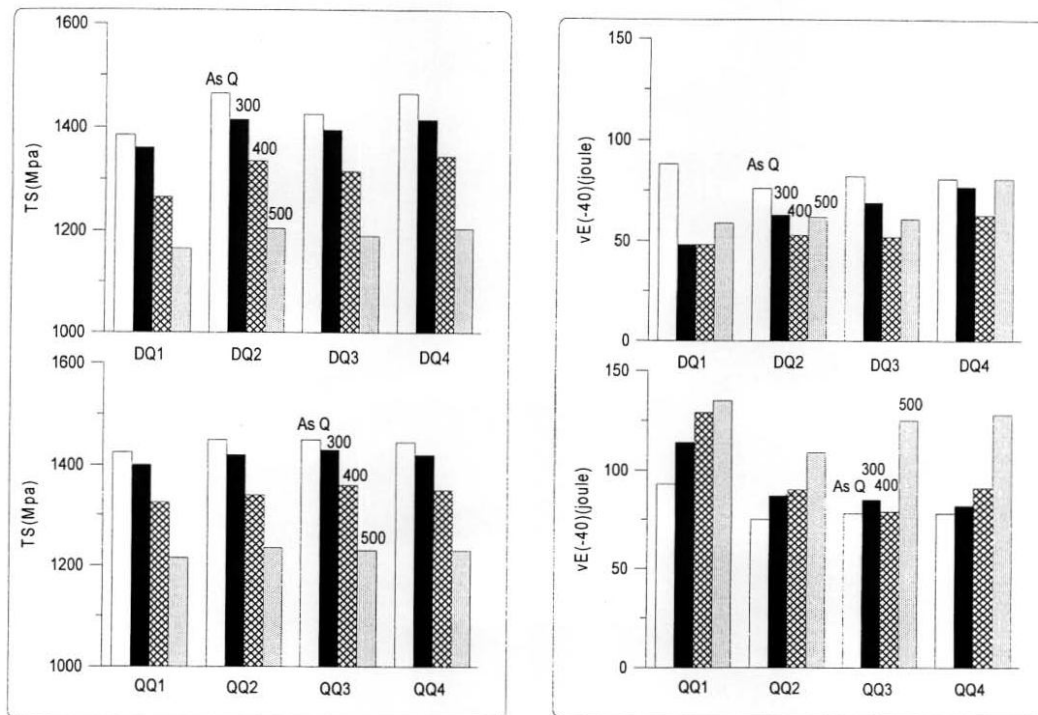


Figura 3.17 – Valores de limite de resistência e tenacidade, medida a -40°C , do aço de alta temperabilidade avaliado por LEE, C.S. et alii⁽³¹⁾. Os rótulos na figura referem à temperatura de revenimento.

Avaliando somente a condição temperada, observa-se que:

- no aço submetido à têmpera direta, os maiores valores de resistência foram associados à DQ2 e DQ4 (respectivamente CR/DQ e RCR/CR/DQ). A tenacidade praticamente não se alterou nas condições de processamento avaliadas;
- na condição de têmpera convencional direta, os valores de limite de escoamento mais elevados foram muito similares e em QQ2, QQ3 e QQ4 (CR/DQ, HR/DQ e RCR/CR/DQ). Por outro lado, o maior valor de energia absorvida foi em QQ1, (HR/DQ), sendo nas outras condições, essa propriedade foi praticamente constante.

Os resultados obtidos por WEISS, R. K et alii⁽²⁾, CHANG, W-S.⁽³⁾, ZHAO, Y. et alii⁽³²⁾ bem como os obtidos nesse estudo apresentaram, de certa forma, resultados divergentes aos de LEE, C.S. et alii⁽³¹⁾. Essa divergência refere-se ao fato de que a microestrutura dos aços temperados de forma direta é fortemente dependente de variáveis de processamento. Logo, no estudo de têmpera direta é fundamental, além de considerar a temperatura de acabamento, estabelecer uma correlação entre o

condicionamento da austenita e as propriedades mecânicas considerando simultaneamente os efeitos da deformação e das condições de resfriamento⁽⁵⁾.

4 METODOLOGIA

4.1 Material

Nessa dissertação objetivou-se avaliar como as diferentes condições de têmpera, direta e convencional, afetariam a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas de um aço processado industrialmente na planta de Ipatinga da Usiminas.

O processo de fabricação desse aço envolveu todas as etapas comumente empregadas em uma aciaria do tipo LD e seu lingotamento, do tipo contínuo, foi efetuado em máquina tipo vertical-curva. Assim foram selecionadas duas placas com a faixa de composição química visada apresentada na tabela 4.1 para serem laminadas.

Tabela 4.1 - Faixa de composição química visada para o aço estudado (% em peso).

C	Mn	Si	Al	P	S						
0,12-0,14	1,20-1,30	0,20-0,30	0,020-0,040	<0,020	<0,004						
<table border="1"> <tbody> <tr> <td>V</td> <td>Ti</td> <td>B</td> </tr> <tr> <td>0,030-0,040</td> <td>0,010-0,020</td> <td>0,0007-0,0012</td> </tr> </tbody> </table>						V	Ti	B	0,030-0,040	0,010-0,020	0,0007-0,0012
V	Ti	B									
0,030-0,040	0,010-0,020	0,0007-0,0012									

4.2 Processamento

4.2.1 Laminação

Duas placas foram laminadas, sendo que após a laminação uma delas foi submetida à tempera direta e a outra à tempera convencional.

Anteriormente à laminação, as placas, de 252 x 1856 x 6500 mm, foram escaradas de modo a eliminar descontinuidades superficiais e enfiadas a uma temperatura de 1150°C, por um tempo de, no mínimo, 250 minutos. A seguir, elas foram laminadas, por laminação convencional e obtendo chapas de 25 x 2440 x 6000 mm de dimensão, com a temperatura de acabamento variando entre 850 a 900°C. Essa faixa de temperatura de acabamento visou garantir que o término da laminação no campo austenítico.

Para o estabelecimento da faixa de temperatura proposta tomou-se como referência o valor de Ar_3 , determinado pela equação de equação 4.1, em que t é a espessura final do laminado, nesse caso, 25mm.

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80 Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(t-8) \quad (4.1)$$

Observando os dados da tabela 4.2, verifica-se que a faixa de temperatura situou-se acima do valor máximo de Ar_3 estimado pela equação 1, ou seja, o final da laminação se processaria no campo austenítico.

Tabela 4.2 – Valores de Ar_3 estimados pela equação 4.1 considerando os teores máximo, mínimo e médio de composição química da tabela 4.1.

Teor	Ar_3 (°C)
Máximo	783
Mínimo	769
Médio	776

Outro aspecto que merece destaque na laminação dessas placas diz respeito ao fato dela ter sido convencional. O valor da T_{nr} do aço, dada pela equação 4.2 e mostrados na tabela 4.3, indicaram a laminação ocorreu sempre acima do seu valor máximo, constituindo assim a chamada laminação de recristalização.

$$T_{nr} = 887 + 464C + [6445Nb - 644(Nb)^{0.5}] + [732V - 230(V)^{0.5}] + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (4.2)$$

Tabela 4.3 – Valores de T_{nr} estimados pela equação 2 considerando os teores máximo, mínimo e médio de composição química da tabela 4.1.

Teor	T_{nr} (°C)
Máximo	869
Mínimo	860
Médio	864

4.2.2 Tratamento térmico de têmpera

Após a laminação, as chapas obtidas seguiram rotas distintas para o tratamento térmico de têmpera: convencional e direta.

- Têmpera convencional

A chapa destinada ao processo de têmpera convencional foi submetida a um jateamento por granalha metálica anteriormente à têmpera. Esse procedimento foi necessário para eliminar os óxidos formados na superfície da chapa após a laminação, dificultando a extração de calor.

Para a têmpera, a chapa foi reaquescida até 910°C e permanecendo por um tempo mínimo nessa temperatura. Esse tempo de permanência, t_p , definido pela equação 4.3, é dado como o somatório dos tempos de aquecimento e de encharque, respectivamente, t_{aq} e t_e .

$$t_p = t_{aq} + t_e \quad (4.3)$$

Os tempos de aquecimento e encharque, t_{aq} e t_e são função da espessura da chapa, E . O tempo de aquecimento para têmpera é definido pela equação 4.4 e o de encharque pela tabela 4.4.

$$t_{aq} \text{ (min)} = 1,57 \times E \quad (4.4)$$

Tabela 4.4 - Tempo de encharque para as respectivas faixas de espessura para o tratamento térmico de têmpera.

Tempo de encharque (minutos)	Faixa de espessura (mm)
10	$E \leq 12,50$
20	$12,50 < E \leq 75,0$
30	$E > 75,00$

Para a chapa em questão, de 25 mm, o tempo de permanência no forno foi de 59,25 minutos, ou seja, em torno de 1 hora. Após ser reaquescida, efetuou-se a têmpera da chapa no equipamento *Roller Quench*. As vazões de água utilizadas em cada uma das superfícies da chapa nas zonas da região de alta têmpera, HQ1, HQ2 e HQ3, desse equipamento são mostradas na tabela 4.5, sendo que a taxa de resfriamento global imposta à chapa foi em torno de 24°C/s, determinada no centro da espessura, conforme resultados obtidos por CRUZ, G. M⁽³⁴⁾.

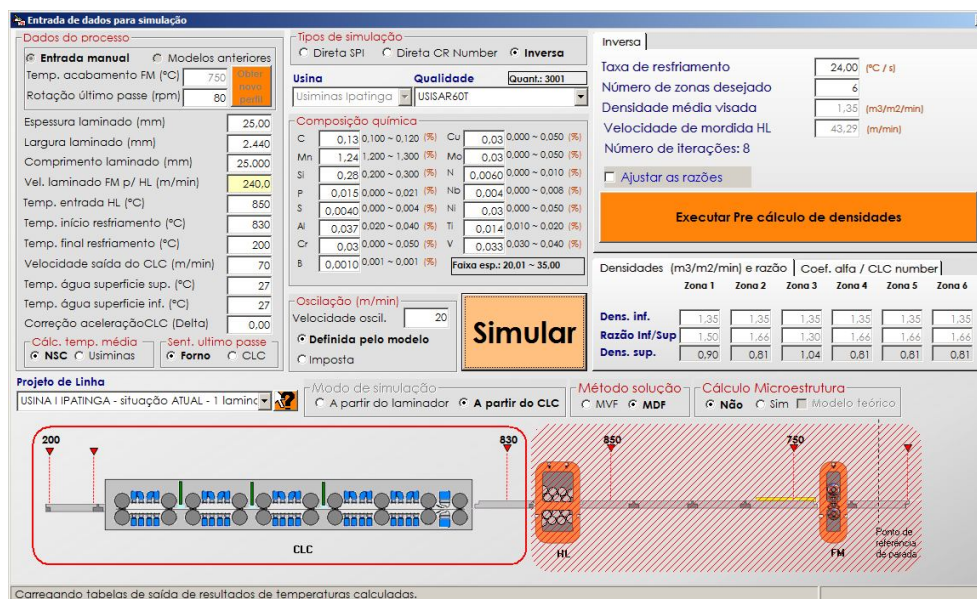
Tabela 4.5 - Vazões de água utilizadas em cada uma das superfícies da chapa em cada uma das zonas, HQ1, HQ2 e HQ3.

Superfície	Vazão (m ³ /h)		
	HQ1	HQ2	HQ3
Superior	739	840	503
Inferior	805	900	623

- Têmpera direta

Nesse caso, a chapa foi temperada diretamente após ser laminada no equipamento de resfriamento acelerado, CLC - *Continuous Line Control*. Esse equipamento é dotado de seis zonas de resfriamento, sendo que, anteriormente ao processamento dessa chapa, foi feita uma simulação para estabelecer a vazão de água, ou melhor a densidade de água a ser utilizada em cada zona, nas superfícies da chapa, que resultasse em uma taxa de resfriamento próxima à empregada no *Roller Quench*, ou seja, 24°C/s.

Na figura 4.1 é mostrado o resultado da simulação com os valores de densidade de água a serem empregadas nas seis zonas do sistema. Definidos esses parâmetros, a chapa foi temperada.



a)

Figura 4.1 – (a) Aspecto geral da interface do simulador empregado para definição das densidades de água a serem utilizadas e (b) resultados obtidos .

Inversa |

Taxa de resfriamento: 24,00 (°C / s)

Número de zonas desejado: 6

Densidade média visada: 1,35 (m3/m2/min)

Velocidade de mordida HL: 43,29 (m/min)

Número de iterações: 8

Ajustar as razões

Executar Pre cálculo de densidades

Densidades (m3/m2/min) e razão | Coef. alfa / CLC number

	Zona 1	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5	Zona 6
Dens. inf.	1,35	1,35	1,35	1,35	1,35	1,35
Razão Inf/Sup	1,50	1,66	1,30	1,66	1,66	1,66
Dens. sup.	0,90	0,81	1,04	0,81	0,81	0,81

b)

Figura 4.2 – Continuação.

4.3 Caracterização microestrutural

4.3.1 Análises metalográficas

Essas análises foram efetuadas em realizadas em plano longitudinal à direção de laminação, ao longo da espessura das amostras. Nessas análises foram empregadas técnicas de microscopias ótica e eletrônica de varredura, objetivando avaliar o nível de limpidez, identificação e quantificação dos constituintes presentes nas amostras em cada condição de processamento.

No caso do grau de limpidez, ele foi avaliado de acordo com os requisitos estabelecidos da norma ASTM E45, definindo o tipo, a classificação e distribuição das inclusões conforme carta-padrão I dessa norma.

Para o caso da avaliação microestrutural das amostras, elas foram submetidas a ataque com nital 4%.

4.3.2 Análises por difração de raios-X

As análises por difração de raios-X tiveram por objetivo verificar a presença de quantidade de austenita retida nas amostras bem como quantificá-la. Essas análises foram em realizadas com o feixe de raios-X incidindo em planos paralelos à ao plano

de laminação das amostras. Esses planos foram associados à região após a usinagem de 1 mm da superfície superior e no centro da espessura das amostras.

4.4 Propriedades mecânicas

4.4.1 Ensaios de dureza

Executaram-se ensaios de dureza Vickers ao longo da espessura das amostras em cada condição de processamento. Empregou-se carga de 1 kgf e com as impressões de dureza serão espaçadas de 1 mm a partir de 1 mm das superfícies das amostras, conforme norma ASTM E92.

Também se realizou ensaio de dureza na superfície das amostras, conforme a norma ASTM E10. Nesse caso foi empregada à escala Brinell e os valores foram medidos após usinagem de, aproximadamente, 2,0 mm a partir das superfícies das amostras.

4.4.2 Ensaios de tração

Para este estudo, foram utilizados 6 corpos de prova para os ensaios de tração com seção retangular, conforme a norma ASTM A370. Três desses corpos de prova possuíam o eixo maior orientado longitudinalmente à direção de laminação, e 3 com orientação transversal. O croqui do corpo de prova e suas dimensões são apresentados na figura 4.2 e tabela 4.6, respectivamente.

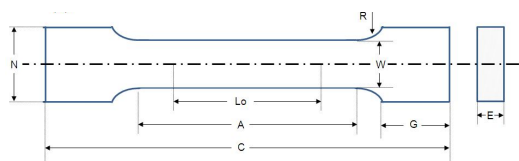


Figura 4.3 – Croqui dos corpos de prova de tração..

Tabela 4.6 - Dimensões e tolerâncias dos corpos de prova de tração (em mm).

C	A	L ₀	W	R	N	G	E
≅300	≅60	50±0,25	25±1,25	≥15	≅35	≅90	Espessura da amostra

4.4.3 Ensaio de dobramento

De forma a avaliar a capacidade de conformação a frio das amostras nas diferentes condições de processamento, elas foram submetidas a ensaios de dobramento. Esses ensaios foram realizados conforme a norma NBR 6153, com calço de diâmetro 1,5 vezes a espessura da amostra, ou seja, 37,5 mm e ângulo 180°, em corpos de prova com comprimento orientado paralelamente à direção de laminação. Dois corpos de prova de cada amostra foram submetidos a esse ensaio.

No ensaio de dobramento, o comprimento dos corpos de prova foi longitudinal à direção de laminação, indicando que o eixo de dobramento foi normal a essa direção, figura 4.3. Essa condição de ensaio, embora não seja tão rigorosa devido ao fato das inclusões estarem alinhadas transversalmente ao eixo de dobramento, ela é comumente utilizada em especificações de aços temperados.

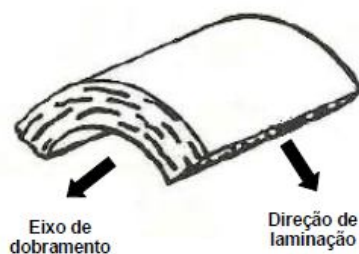


Figura 4.4 – Representação esquemática do ensaio de dobramento das amostras.

4.4.4 Ensaio de impacto *Charpy*

Os corpos de prova para ensaios de impacto *Charpy* foram extraídos com eixo maior na direção longitudinal ao sentido de laminação, em posição correspondente a $\frac{1}{4}$ da espessura das amostras e entalhe na direção da espessura, conforme desenho A da figura 4.3. Eles foram do tipo padrão, (10 x 10 x 55 mm), com entalhe em V de 2 mm profundidade, como proposto pela norma ASTM E23.



Figura 4.5 – Desenho esquemático da orientação de corpos de prova s para ensaios de impacto *Charpy*.

Com o intuito de identificar a temperatura de transição das amostras, os ensaios de impacto *Charpy* foram realizados nas temperaturas ambiente, 0, -10, -20 e -40°C, empregando três corpos de prova em cada condição de ensaio.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Material

Os resultados da análise química das chapas e composição química visada estão apresentados na tabela 5.1, evidenciando que os resultados obtidos atenderam ao esperado.

Tabela 5.1 - Faixa de composição química visada e a obtida para o aço estudado (% em peso).

	C	Mn	Si	Al	P	S
visada	0,12-0,14	1,20-1,30	0,20-0,30	0,020-0,040	<0,020	<0,004
obtida	0,13	1,24	0,28	0,037	0,015	0,004

	V	Ti	B	N
visada	0,030-0,040	0,010-0,020	0,0007-0,0012	<0,010
obtida	0,033	0,014	0,0010	0,0060

5.2 Processamento

As placas foram enfornadas para se obter uma temperatura de desenformamento de 1150°C. A placa destinada ao processamento de têmpera direta obteve a temperatura de desenformamento de 1143°C e a destinada à têmpera convencional de 1151°C. Uma vez que as condições de reaquecimento de placas permitem uma variação $\pm 10^\circ\text{C}$ pode-se concluir que a temperatura de ambas as placas foi similar.

Em relação ao tempo de reaquecimento, verificou-se uma pequena diferença entre as placas. Esse resultado pode ser observado na figura 5.1 em que é vista a evolução da de temperatura em função do tempo de enformamento e os valores obtidos são apresentados na tabela 5.2.

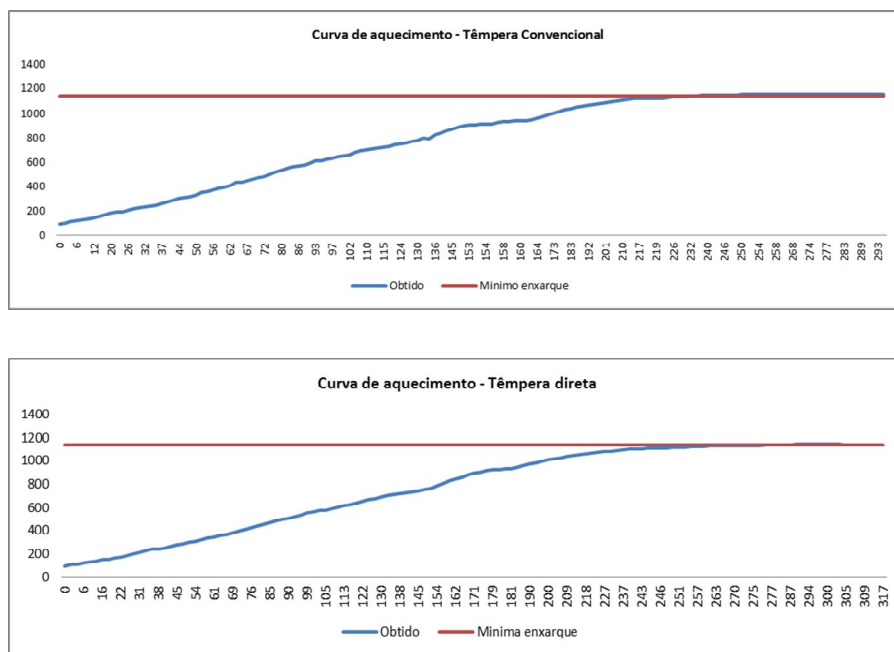


Figura 5.1 - Evolução da temperatura em função do tempo de enformamento das placas.

Tabela 5.2 - Tempo de enformamento obtido para as chapas.

Chapa	Tempo de enformamento (minutos)
Têmpera convencional	295
Têmpera direta	317

A laminação das placas foi efetuada em 20 passes, com redução total de 90,1% na espessura do material. A temperatura de acabamento visada deveria estar entre 850 e 900°C. Na figura 5.2 são vistos os valores da temperatura em cada passe de laminação, verificando que no último passe, a temperatura situou-se dentro da faixa estabelecida.

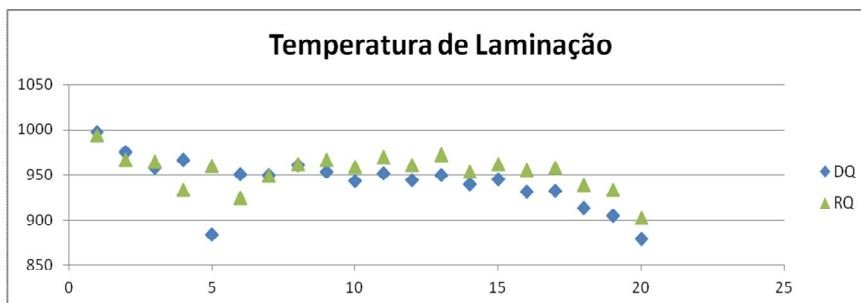


Figura 5.2 - Temperatura da chapa em cada passe de laminação.

5.3 Caracterização microestrutural

5.3.1 Análises metalográficas

Observaram a presença de inclusões de sulfeto, alumina e óxidos globulares nas amostras. As inclusões de alumina e óxidos globulares apresentaram-se distribuídas aleatoriamente em toda a matriz metálica enquanto que as de sulfeto situaram-se principalmente no centro da espessura e possuíam aspecto alongado. O aspecto dessas inclusões é visto na figura 5.3 e sua classificação e distribuição, de acordo com a carta padrão I, da norma ASTM E45/97 é apresentado na tabela 5.3.

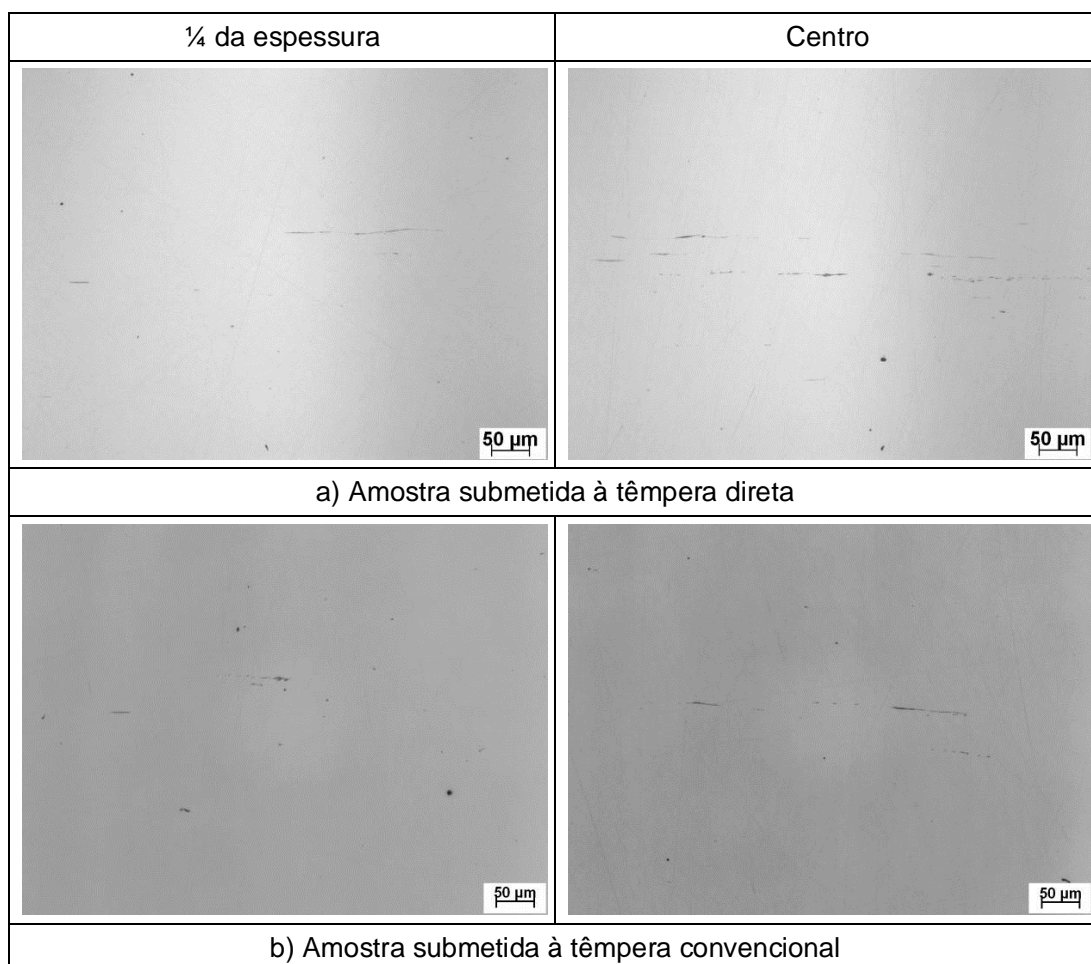


Figura 5.3 - Aspecto das inclusões nas amostras. Seção longitudinal à direção de laminação. Seção polida. Aumento original: 200x.

Tabela 5.3 - Classificação das inclusões segundo a carta padrão I da norma ASTM E45.

Sulfeto	Alumina	Silicato	Óxidos globulares
1,5F	0,5F	-	1,0F

Microestrutura

Independentemente da condição de têmpera empregada, não se verificou a predominância de martensita na microestrutura das amostras, como esperado.

Ao microscópio ótico, figura 5.4, a microestrutura da amostra submetida à têmpera direta foi caracterizada, em sua maioria, por bainita. Nas proximidades das superfícies foram observadas a presença desse constituinte e traços de ferrita do tipo poligonal, não se evidenciando a presença de descarbonetação. Tanto a $\frac{1}{4}$ quanto a $\frac{3}{4}$ da espessura evidenciaram-se bainita e de ferrita com aspecto acicular. Na região central, pode-se verificar a presença de martensita, definindo a segregação observada na amostra (a ser discutida posteriormente). Detalhes da microestrutura da amostra submetida à têmpera direta observada ao MEV são vistos na figura 5.5

O aspecto geral da microestrutura da amostra temperada de forma convencional apresentou ferrita e bainita, sem a presença de segregação central. Verificou-se uma pequena região descarbonetada, caracterizada por grãos de ferrita poligonal, próxima a uma das superfícies. A $\frac{1}{4}$, $\frac{3}{4}$ e no centro da espessura, a microestrutura foi formada por bainita, ferrita e uma pequena fração de martensita. Os aspectos relatados são apresentados na figura 5.6 e 5.7.

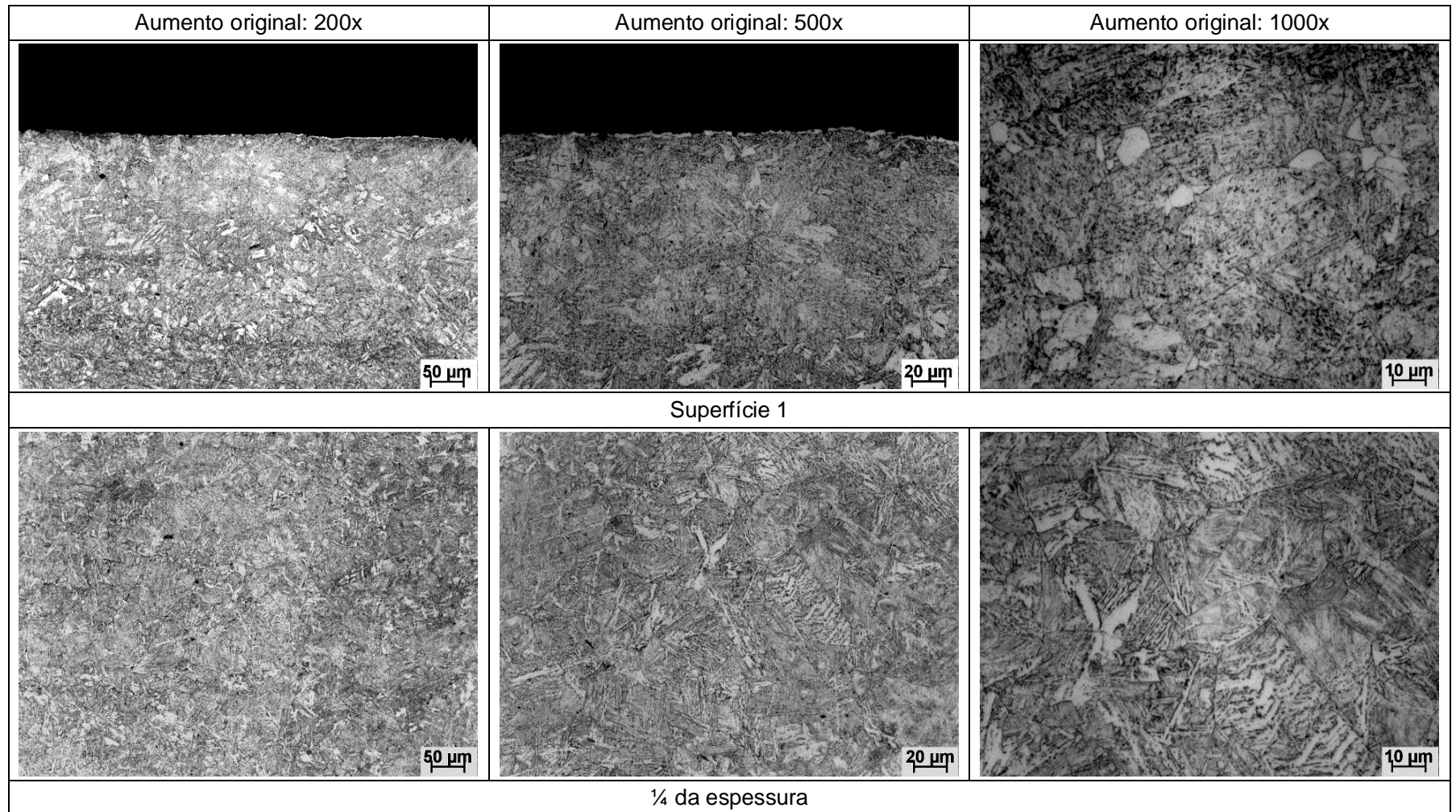


Figura 5.4 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera direta ao longo da espessura. Ataque nital 4%.

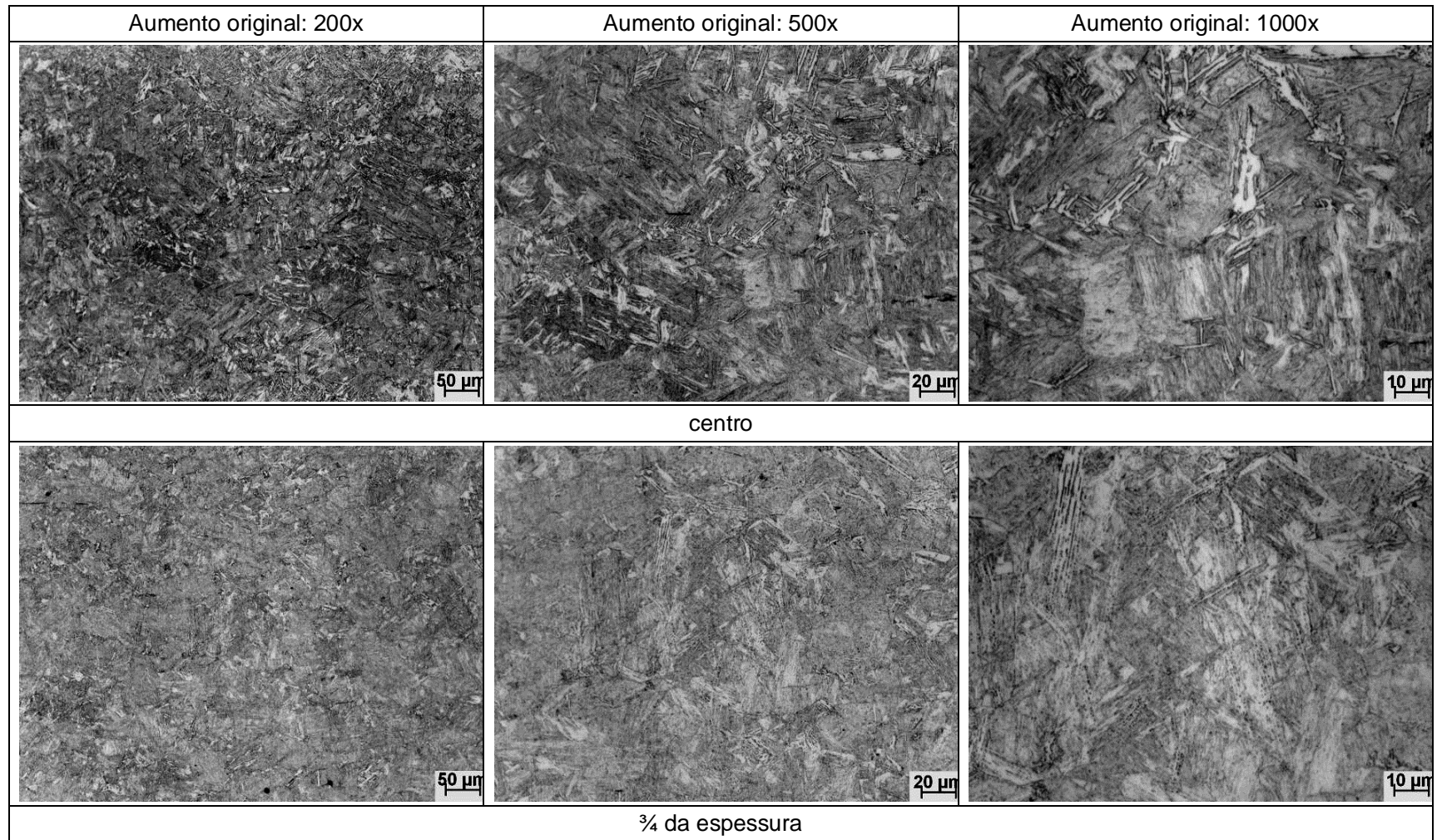


Figura 5.4 - Continuação.

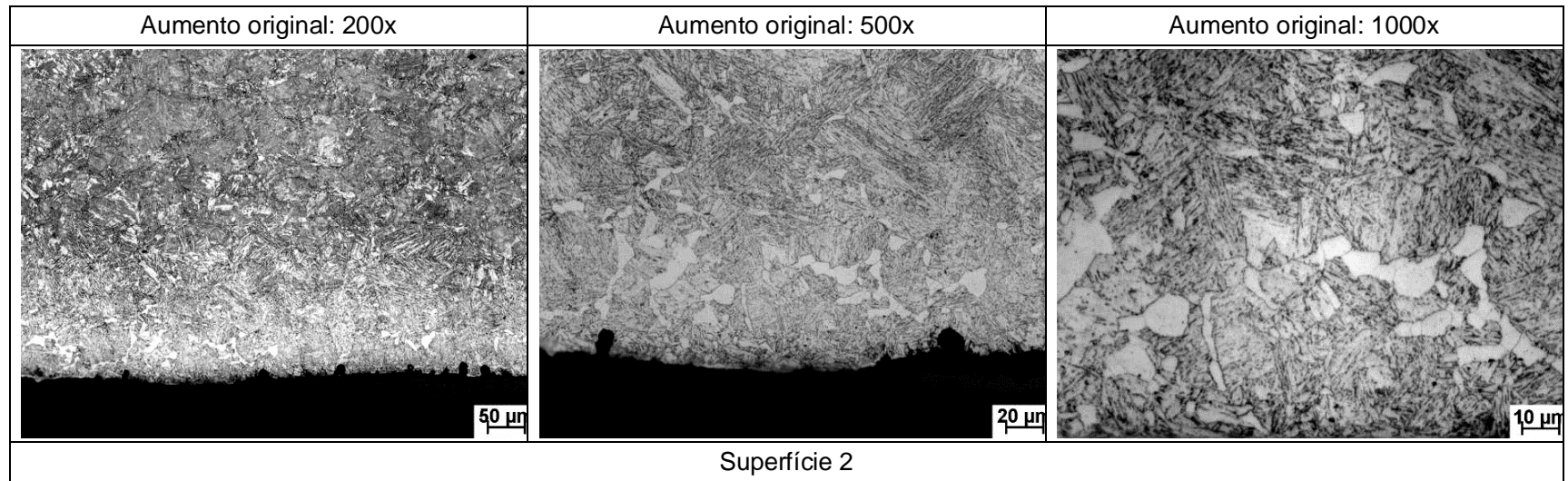


Figura 5.4 - Continuação.

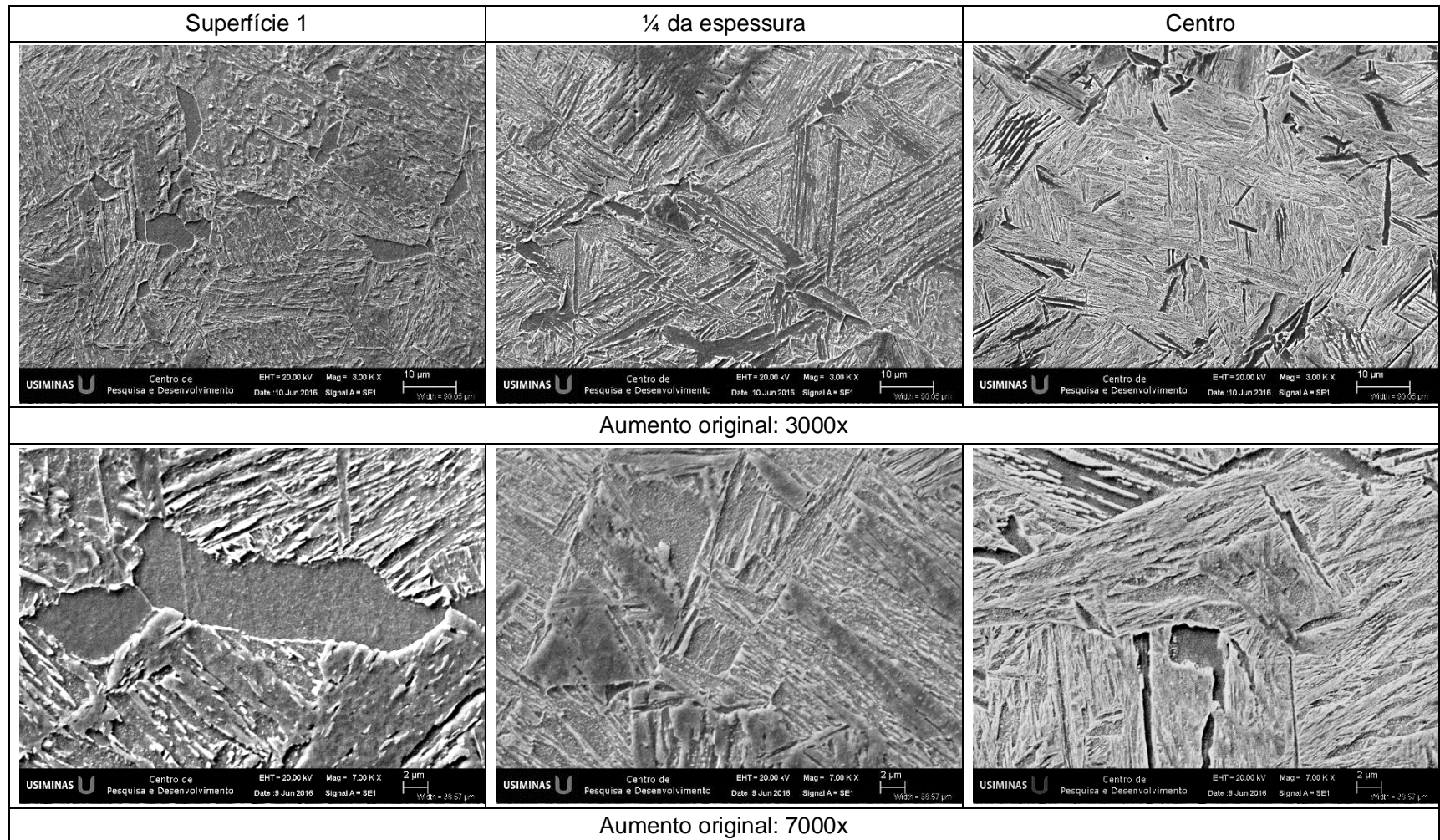


Figura 5.5 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera direta ao longo da espessura, observada ao MEV. Ataque nital 4%.

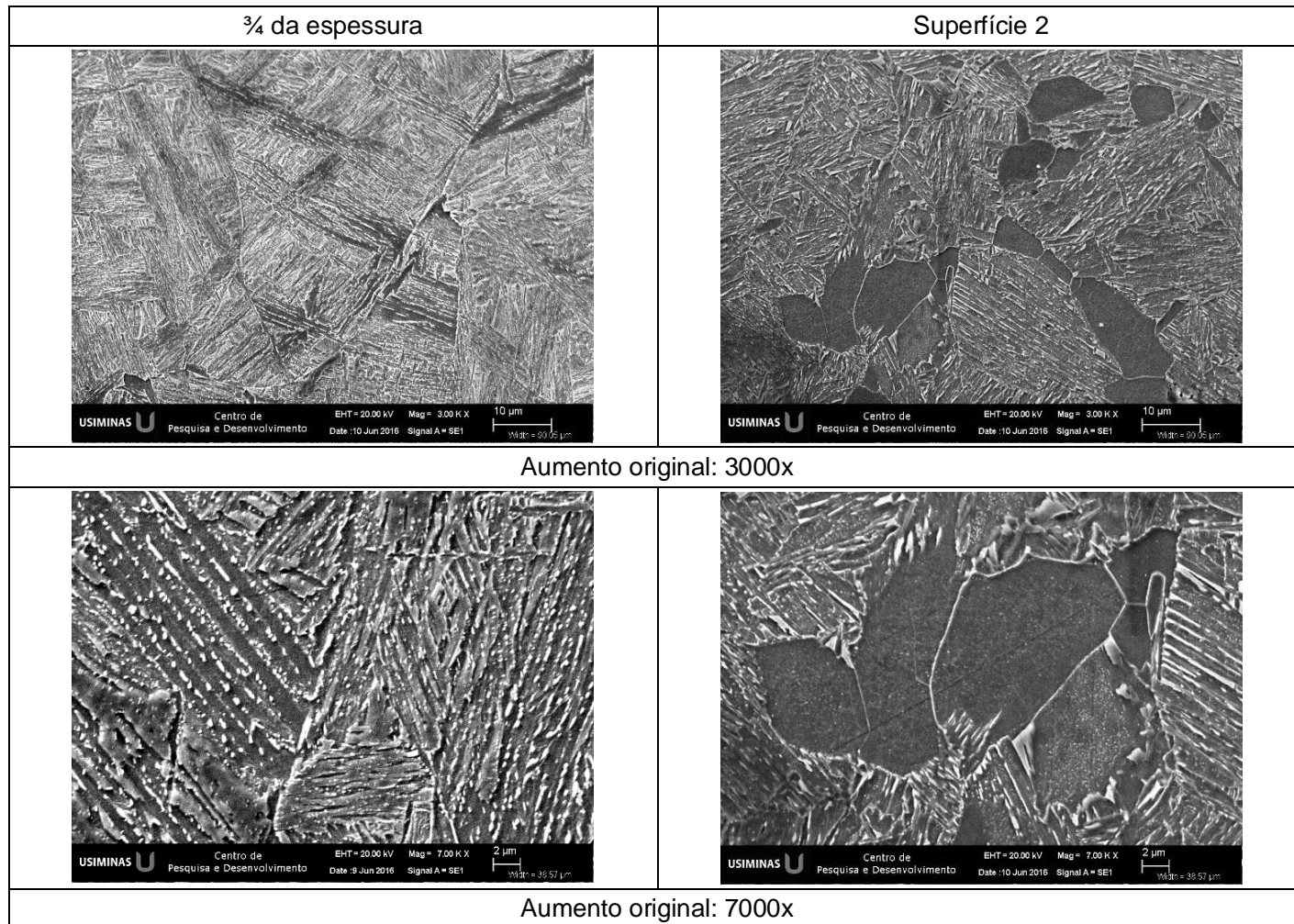


Figura 5.5 - Continuação.

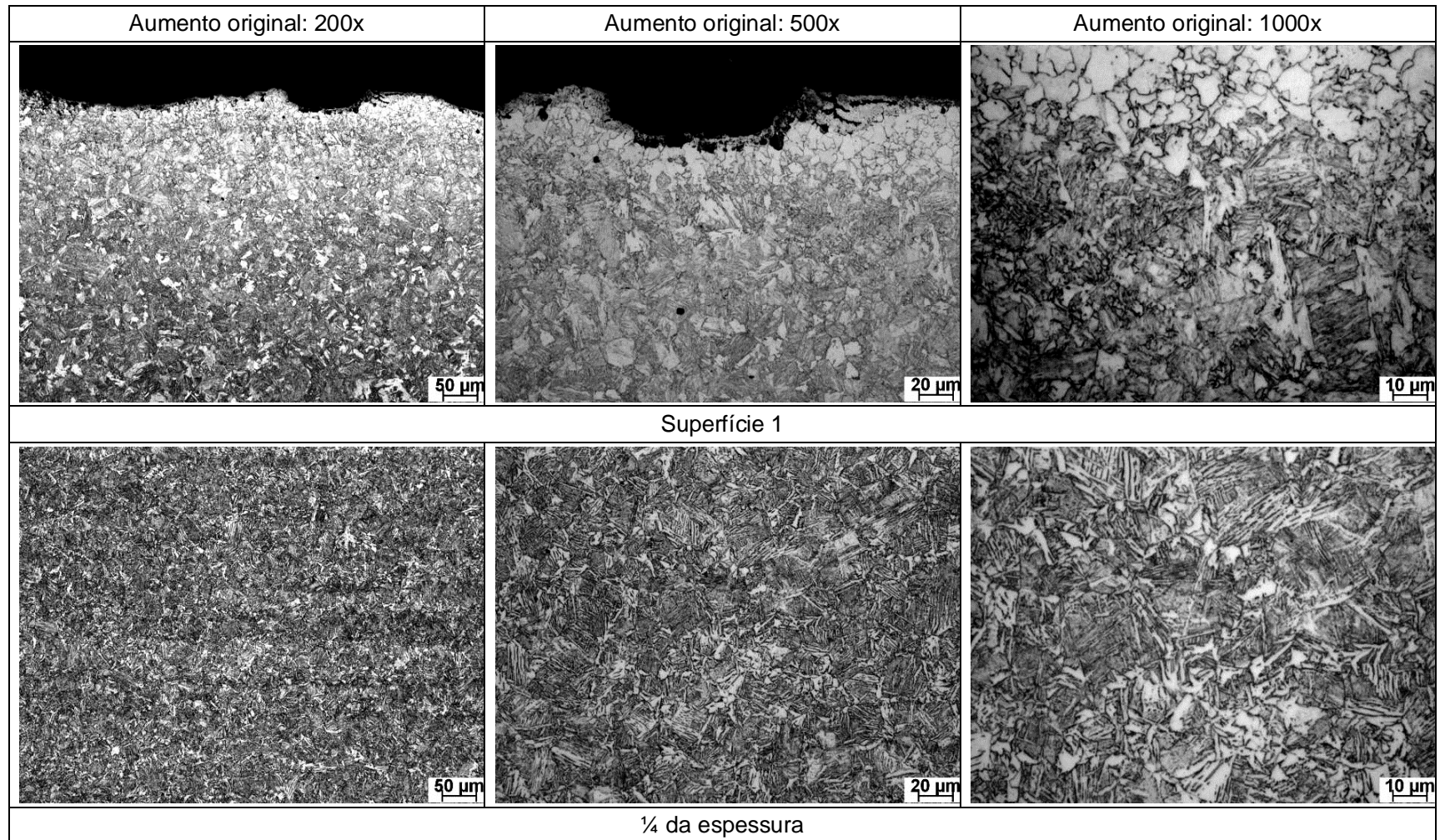


Figura 5.6 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera convencional ao longo da espessura. Ataque nital 4%.

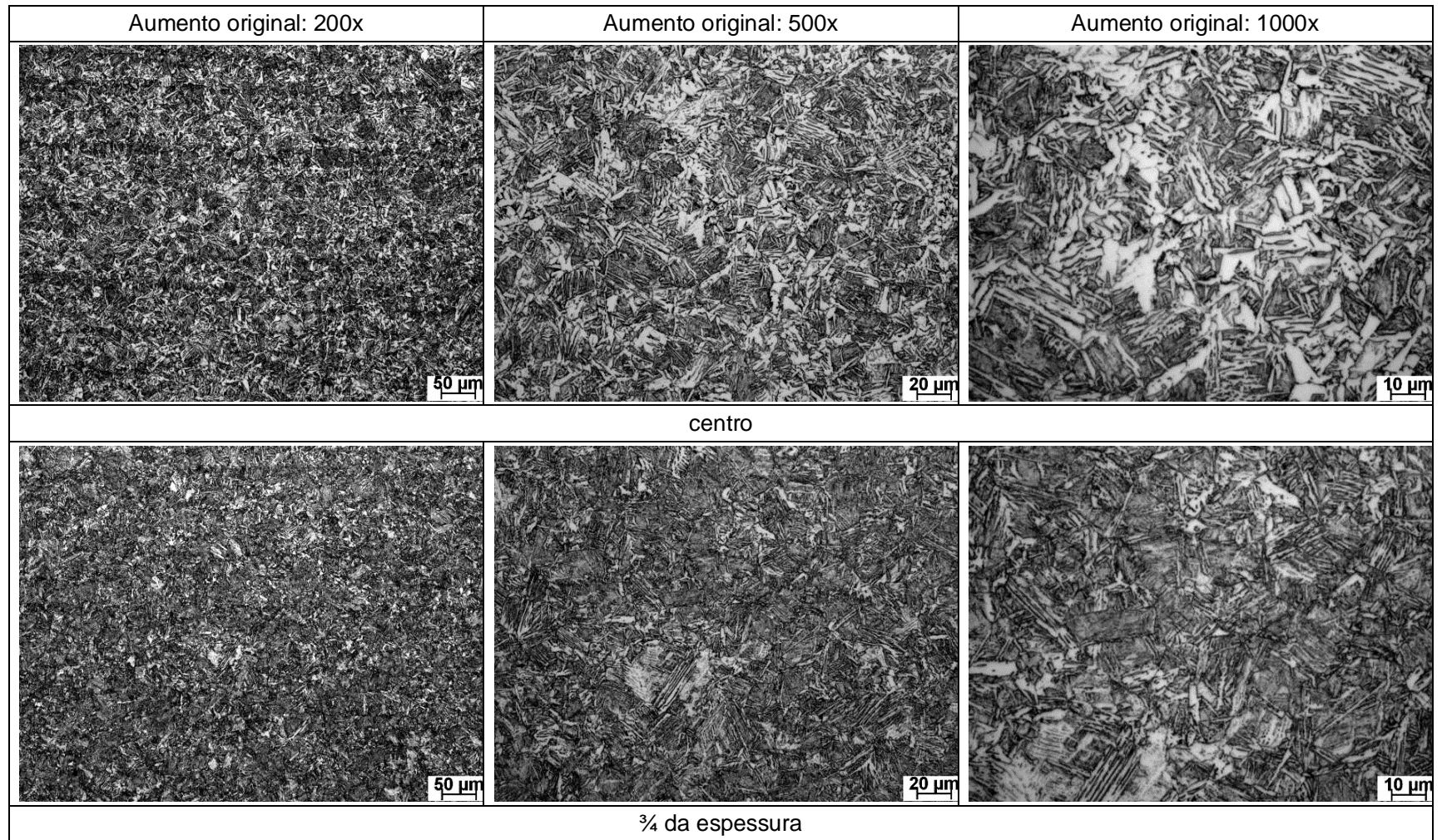


FIGURA 5.6 - Continuação.

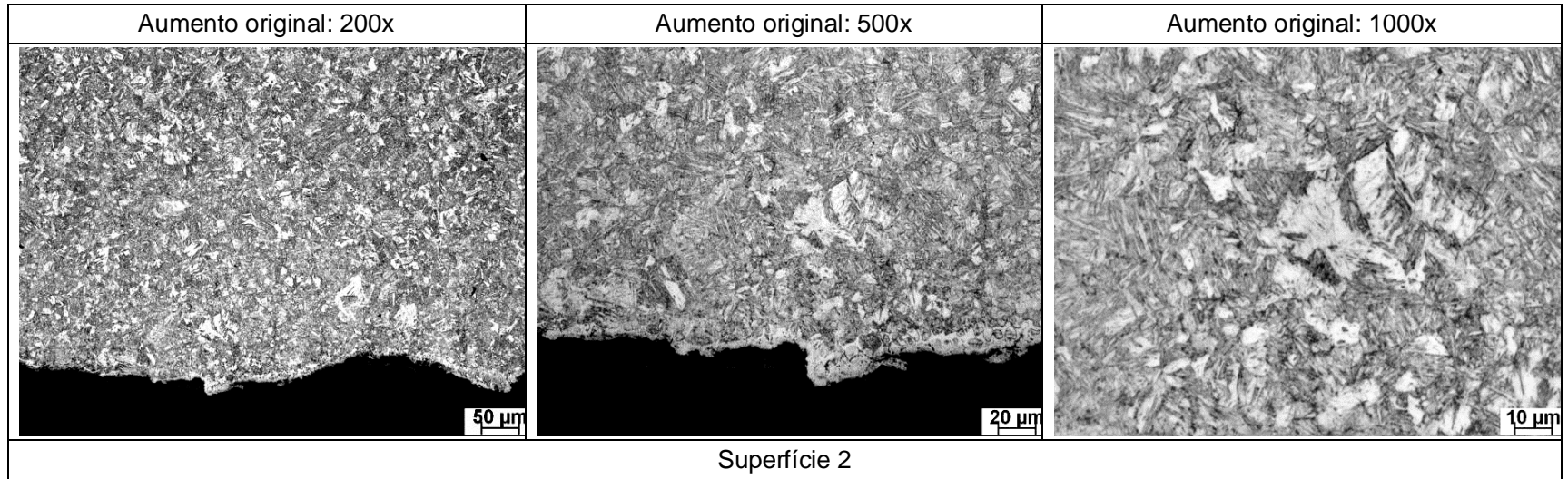


FIGURA 5.6 - Continuação.

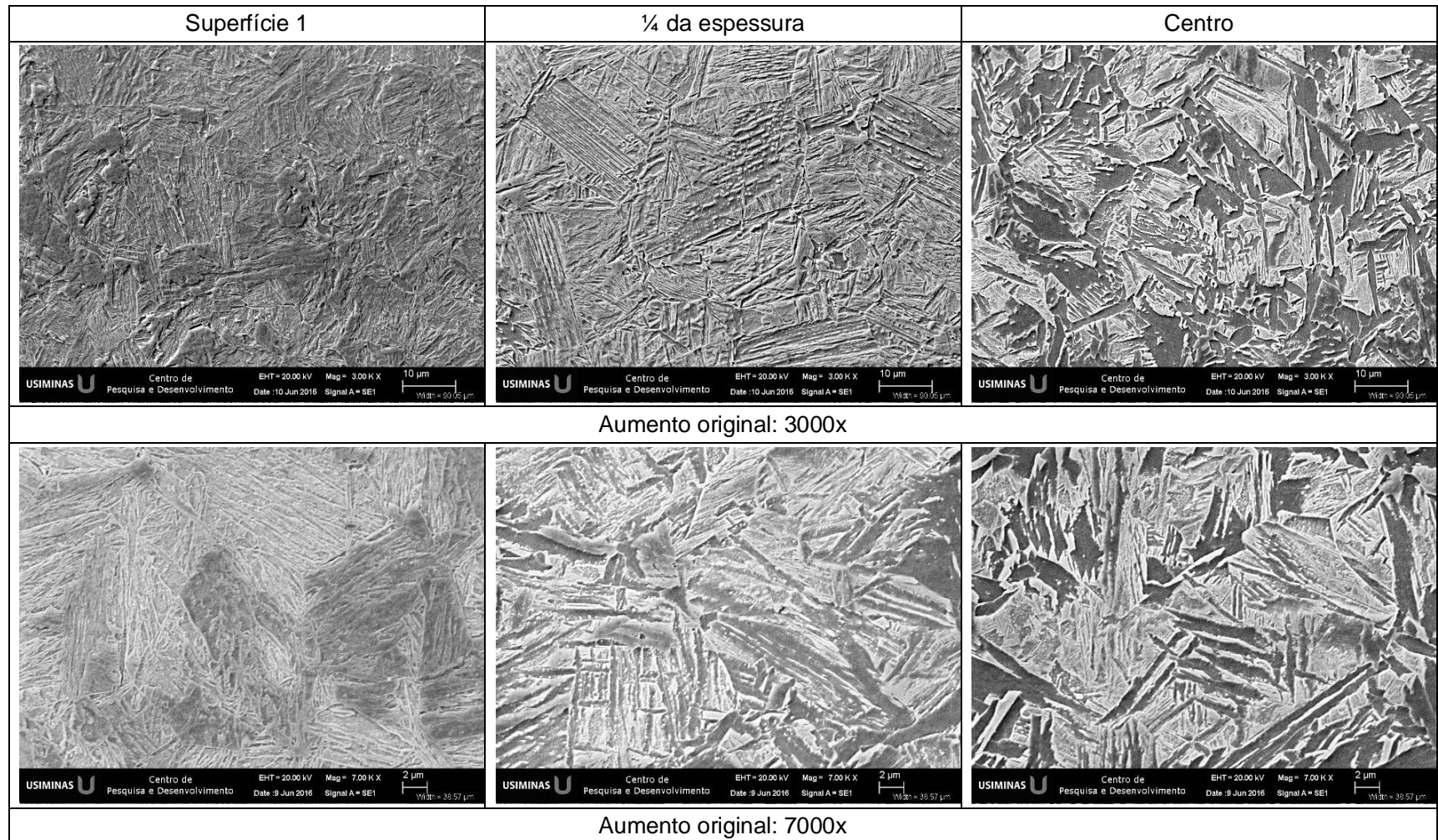


Figura 5.7 - Microestrutura da amostra submetida à têmpera convencional., observada ao MEV. Ataque nital 4%.

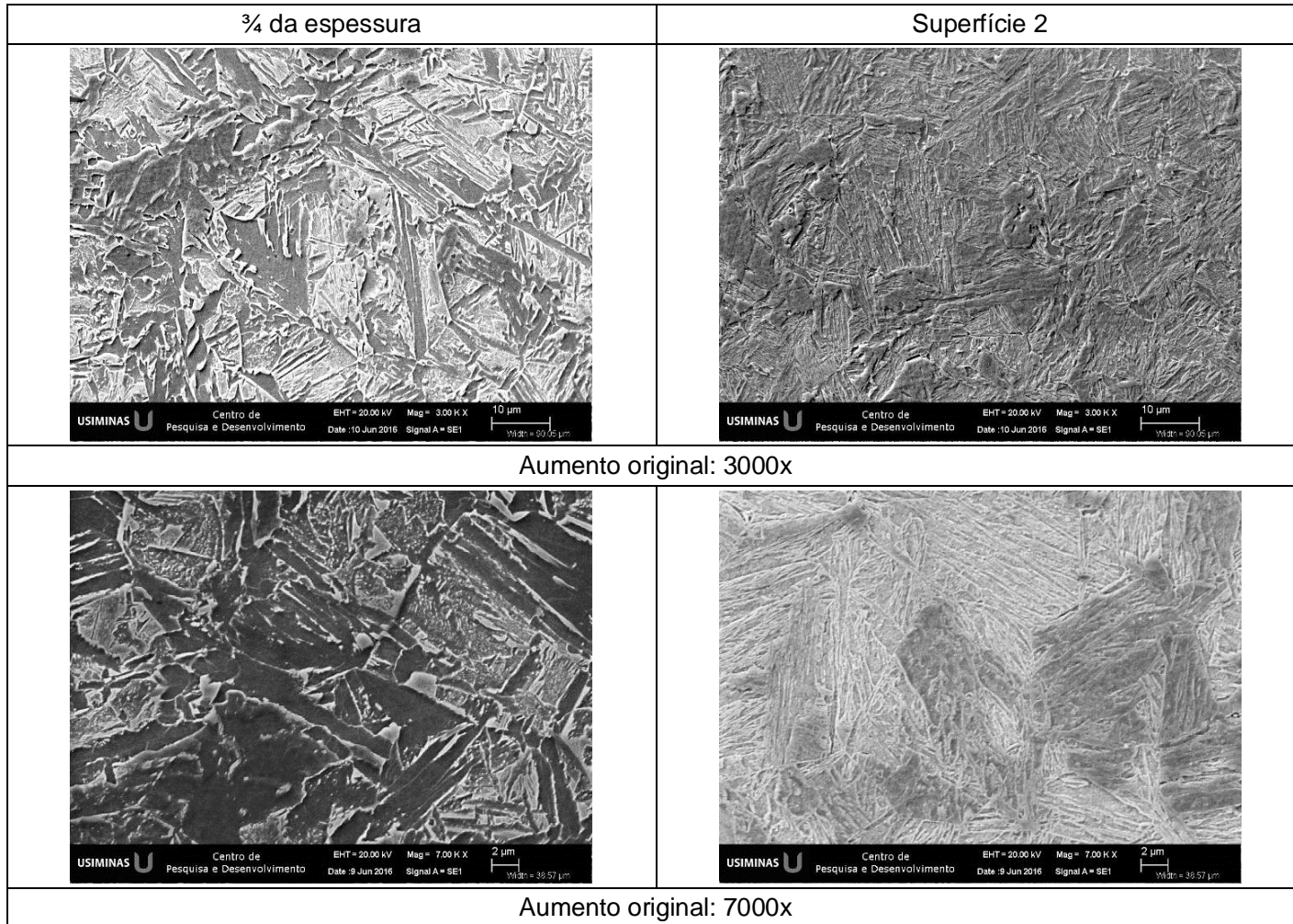


Figura 5.7 - Continuação.

No processo de têmpera, as chapas aquecidas acima de A_{r3} foram resfriadas a uma temperatura abaixo de M_s para a formação de martensita.

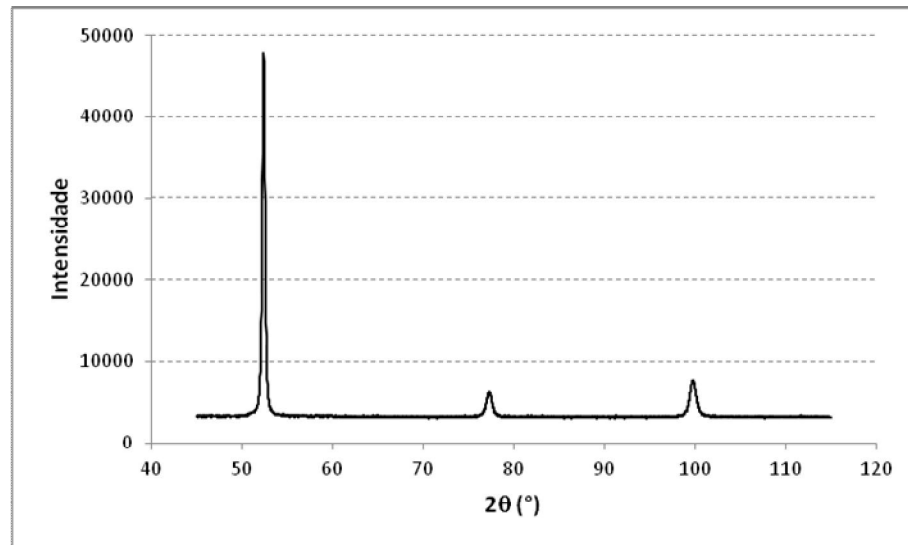
Nesse caso, o valor de M_s do aço avaliado foi em torno de 460°C e as temperaturas das chapas ao final dos processos de têmpera foi 25°C , ou seja ambiente. Logo, seria esperado que as chapas obtivessem estrutura martensítica, se somente a temperatura de final de resfriamento fosse determinante. No entanto, embora a transformação martensítica seja atérmica, a taxa de resfriamento nessa transformação é fundamental. Assim, mesmo as amostras sendo submetidas a taxas de resfriamento muito próximas e exibindo microestrutura bainítica, verificaram-se diferenças entre elas. Essa diferença, por sua vez pode ser justificada pelas distintas eficiências nas taxas de resfriamento empregadas, ditadas pela configuração mecânica de cada um dos sistemas de resfriamento utilizados nos experimentos.

O sistema empregado na têmpera convencional, *Roller Quench*, possui basicamente dois segmentos. O primeiro, denominado região de alta têmpera, *high quench (HQ)*, se subdivide em três zonas, HQ1, HQ2 e HQ3. Nele, chapa sofre um resfriamento por meio de spray d'água, que incidem sobre as superfícies da chapa em movimento com determinado ângulo. Posteriormente tem-se uma zona de têmpera branda, *low quench (LQ)* em que o resfriamento se dá utilizando chuveiros. Assim, no primeiro segmento ocorre efetivamente a extração de calor e, no segundo, a sua manutenção. Já a têmpera direta foi realizada no equipamento CLC, *continuous on-line control*, que é composto por seis zonas em que o resfriamento ocorre pela aspersion de sprays de água sobre a chapa em todas elas. Dessa forma, considerando o emprego das máximas vazões em cada uma das zonas do CLC haverá a extração de calor em cada uma delas. Comparativamente à têmpera convencional, houve portanto uma maior extração de calor, ou seja, maior efetividade na taxa de resfriamento, na amostra submetida à têmpera direta, o que se justifica pela pequena fração de ferrita observada nessa amostra.

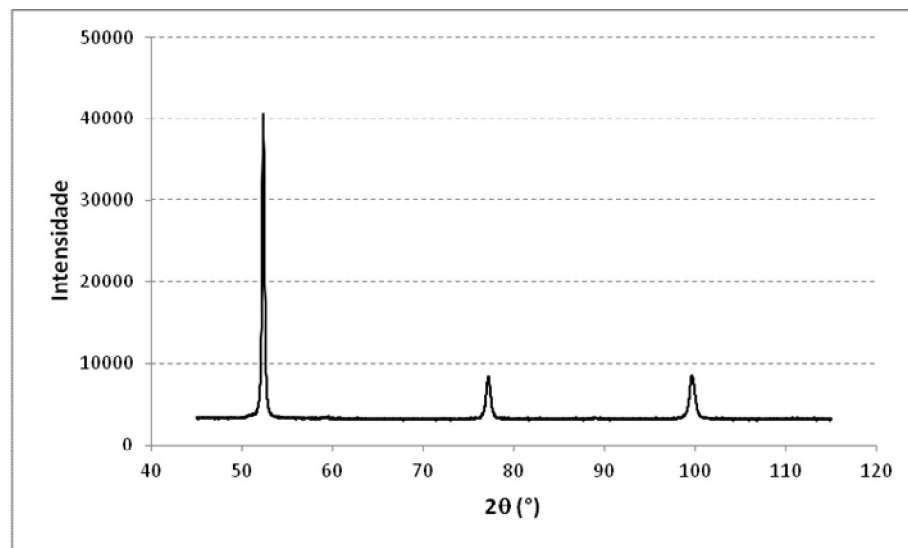
5.3.2 Análises por difração de raio x-X

As análises por difração de raios-X tiveram por objetivo verificar a presença de austenita retida nas amostras bem como quantificá-la. Essas análises foram realizadas com o feixe de raios-X incidindo em planos paralelos à espessura das amostras. Esses planos foram associados à região após a usinagem de 1 mm da superfície

superior e no centro da espessura das amostras. A figura 5.8 mostra o aspecto geral dos difratogramas de raios-X obtidos nessas regiões.



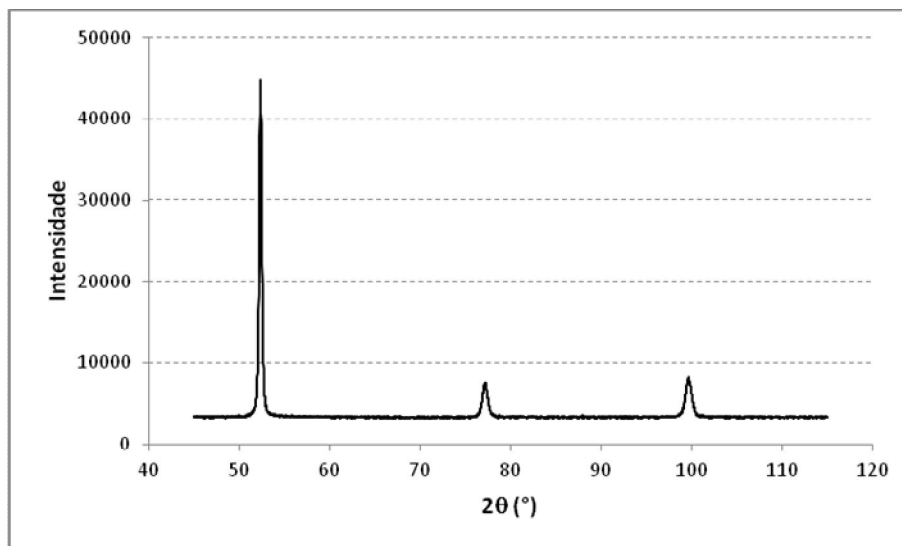
Superfície



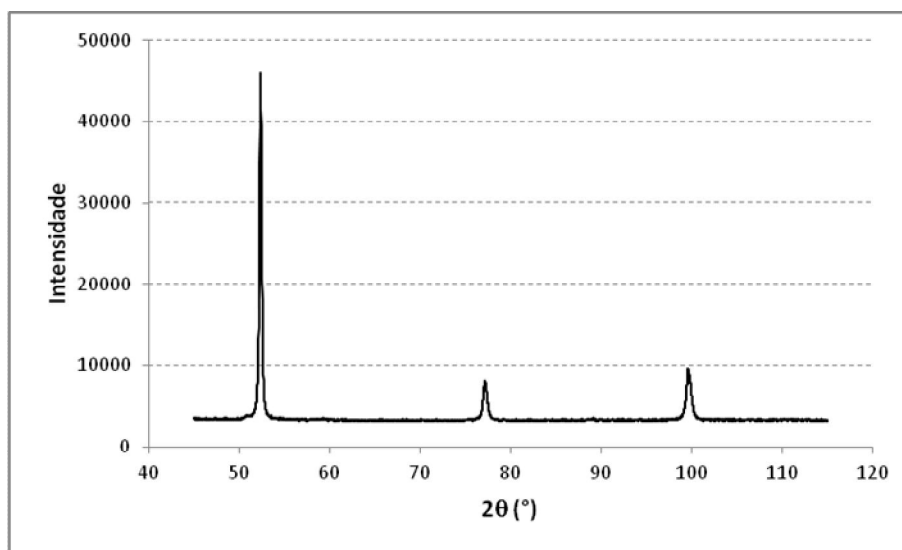
Centro da espessura

a) amostra submetida à têmpera direta

Figura 5.8 – Aspecto geral dos difratogramas de raios-X na superfície e no centro das amostras nas diferentes condições de processamento.



Superfície



Centro da espessura

b) amostra submetida à têmpera convencional

Figura 5.8 – Continuação.

Observa-se que os picos de maior intensidade foram relacionados aos ângulos $52,38^\circ$, $77,24^\circ$ e $99,71^\circ$ que correspondem, respectivamente, aos planos (1 1 0), (2 0 0) e (2 1 1) da ferrita. Embora se tenha observado tais picos e não se percebido elevadas frações de ferrita na microestrutura das amostras, salienta-se não ser possível

discriminar ferrita e martensita apenas pelos difratogramas de raios-X já que os ângulos de Bragg são os mesmos para esses dois constituintes, apesar da diferença cristalina entre eles, a ferrita ser CCC e a martensita, TCC.

Para avaliar a presença de austenita retida nas amostras, os difratogramas, figura 5.8, foram então normalizados e filtrados. Para essa normalização foi descontado o menor valor de intensidade observado nas contagens de cada um dos valores individuais, ou seja,

$$I_{(i)} \text{ normalizada} = I_{(i)} - \min(I_{(i...n)}) \quad (5.1)$$

em que

- $I_{(i)}$: valor individual de intensidade, variando de $i = 45^\circ$ até $n = 115^\circ$, ou seja, os ângulos de varredura empregados,
- $\min(I_{(i...n)})$: valor mínimo valor de intensidade no intervalo entre i e n .

Assim, pela figura 5.9 em que são mostrados os difratogramas após essa manipulação identificaram-se picos de pequena intensidade relativos à austenita, (ângulos $59,60^\circ$; $89,55^\circ$; $111,34^\circ$, e seus respectivos planos, (2 0 0), (2 2 0) e (3 1 1)), sobretudo no centro da espessura das amostras. Ressalta-se, mesmo tendo detectada a presença desse constituinte, sua fração é muito baixa para uma possível quantificação.

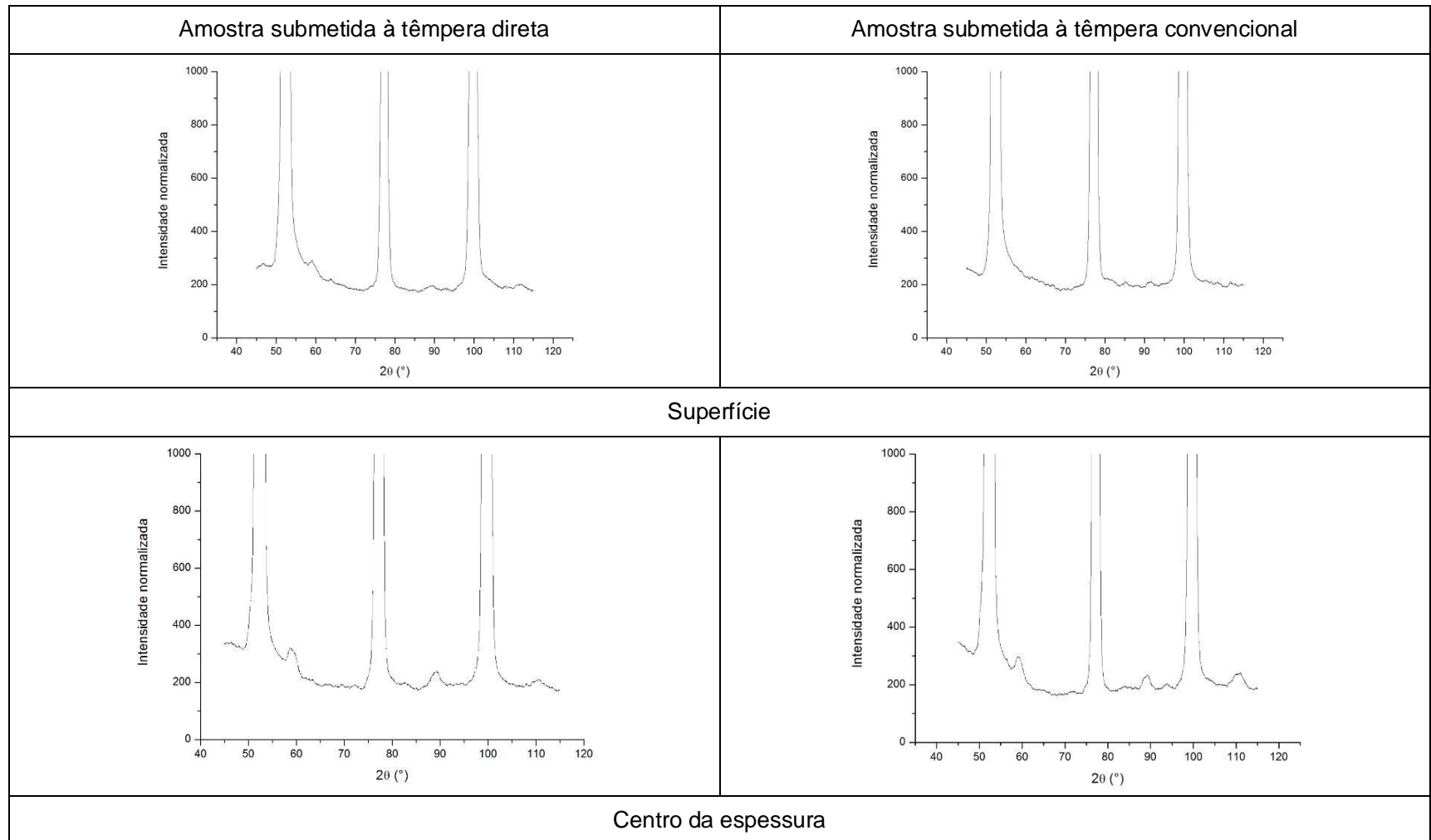


Figura 5.9 – Detalhes dos difratogramas de raios-X na superfície e no centro das amostras nas diferentes condições de processamento.

A presença de austenita retida nas amostras pode estar relacionada à presença de constituinte MA em sua microestrutura. Especificamente, no caso da amostra submetida à têmpera direta, esse constituinte pareceu situar-se entre as ripas de ferrita, formando a chamada ferrita acicular, figura 5.10. Segundo THOMPSON, S.W. et alii⁽³⁵⁾ esse constituinte contém austenita retida ou constituinte MA entre as ripas de ferrita. Na amostra submetida à têmpera convencional esse constituinte exibiu-se como partículas isoladas, figura 5.11.

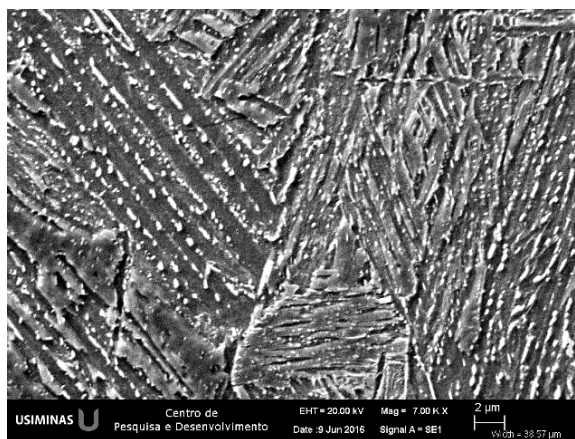


Figura 5.10 – Alinhamentos de partículas de constituinte MA entre as ripas de ferrita na bainita da amostra submetida à têmpera direta.

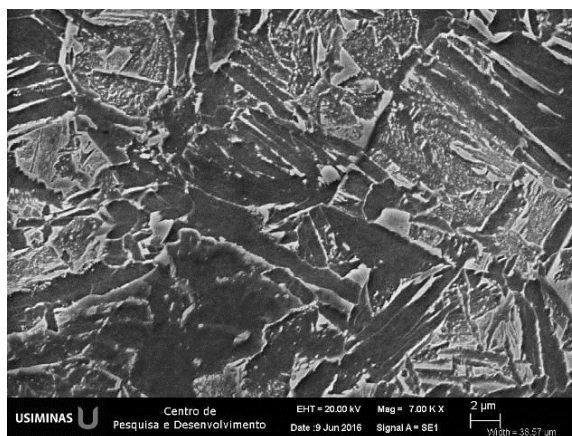


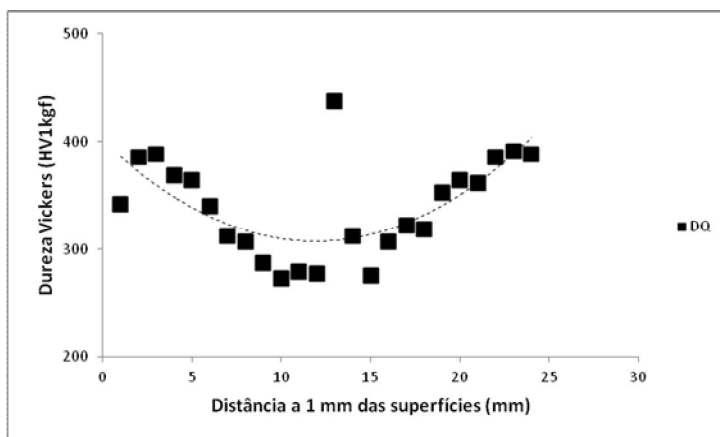
Figura 5.11 - Partículas isoladas de constituinte MA na amostra submetida à têmpera convencional.

5.4 Propriedades mecânicas

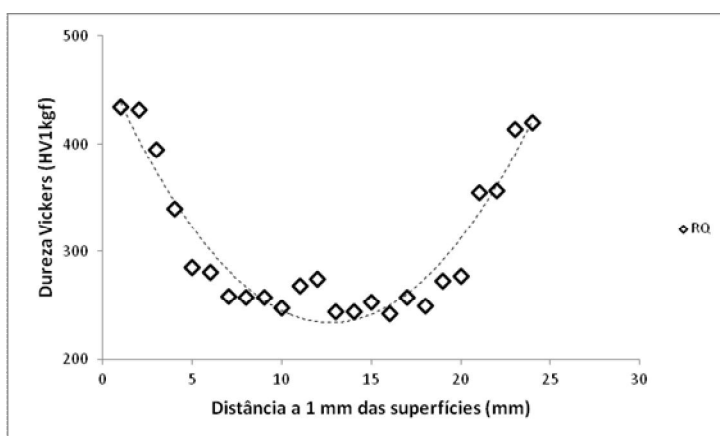
5.4.1 Ensaio de dureza

Na figura 5.12 são mostrados os valores de dureza, medidos ao longo da espessura das amostras, em seções longitudinal à direção de laminação.

De modo geral, os valores de dureza medidos ao longo da espessura das amostras, independentemente da condição de têmpera, tenderam a exibir um perfil levemente parabólico. Esse comportamento é devido à maior extração de calor associado às superfícies da chapa e uma menor em sua região central.



a) têmpera direta



b) têmpera convencional

Figura 5.12 - Valores de dureza medidos ao longo da espessura das amostras nas diferentes condições de têmpera .

Nas proximidades de uma das superfícies da amostra tratada por têmpera direta, pode-se observar um mais baixo valor de dureza em relação à outra. Esse valor, por sua vez, pode estar associado a uma maior fração de ferrita presente nessa região. Também nessa amostra, o maior valor de dureza foi evidenciado no centro da espessura, devido à presença de segregação, formada predominantemente por martensita não-revenida, figura 5.13.



Figura 5.13 - Aspecto da microestrutura na região do centro da espessura da amostra tratada por têmpera direta evidenciando a presença de segregação central Aumento original: 200x. Ataque nital 4%.

Para a amostra submetida à têmpera convencional, os valores de dureza não apresentaram qualquer comportamento anômalo. Os maiores valores de dureza nas adjacências de sua superfície foram vinculados à presença de martensita nessa região. A redução desses valores ao longo da espessura, por sua vez, pode estar relacionada a um aumento da fração volumétrica de ferrita da superfície para a região central da amostra.

Na figura 5.14 são vistos os valores de dureza, medida em escala Vickers (*Diamond Pyramid Hardness* -DPH), em função do teor de C para em aços e ligas Fe-C⁽⁷⁾ com estrutura martensítica. Os valores máximos de dureza obtidos nas amostras, 438 HV para a amostra submetida à têmpera direta e 435 HV para a convencional, foram da mesma ordem de grandeza do obtido nessa figura para aços e/ou ligas Fe-C com o mesmo teor de C do aço avaliado, 0,13%, destacando que esses valores foram associados a regiões completamente martensíticas.

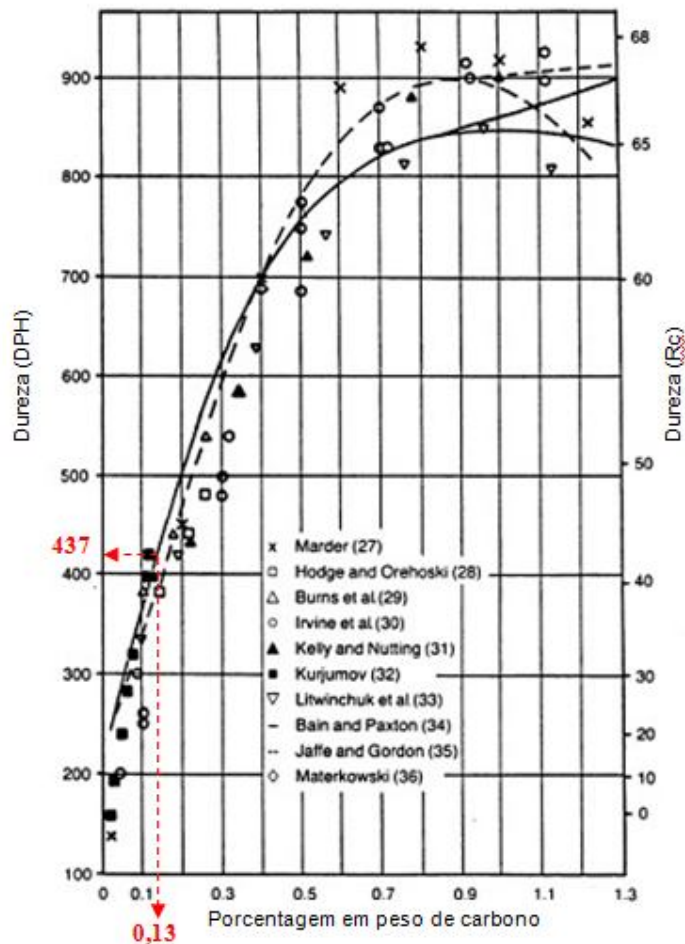


Figura 5.14 - Dureza da martensita em função do teor de C em aços e ligas Fe-C. A linha tracejada refere-se ao teor de C do aço avaliado nesse estudo⁽⁷⁾.

Comumente, aços temperados e retinidos possuem com requisito o valor da dureza superficial. Essa dureza, medida em escala Brinell deve ser medida na superfície da chapa, após a usinagem de 0,5 a 3,0 mm a partir da sua superfície original. Dessa forma, foram também medidos os valores de dureza nas superfícies das amostras após cada condição de processamento, após usinagem de, aproximadamente, 2,0 mm a partir dessas superfícies, conforme prática interna da Usiminas. Os resultados obtidos são vistos na figura 5.15.

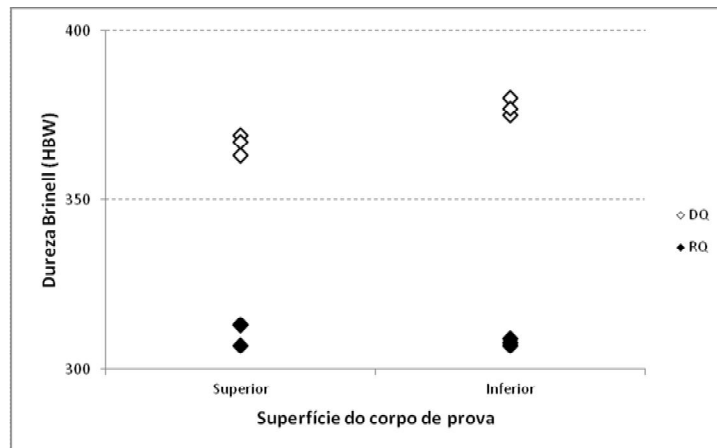


Figura 5.15 - Valores de dureza superficial das amostras.

Independentemente do sistema empregado, a vazão de água na região inferior da chapa, devido aos efeitos gravitacionais, é sempre maior que o da superior. Sendo assim esperar-se-iam que os valores de dureza medidos na face inferior das amostras tendessem a serem maiores que os da superior. Esse comportamento, por sua vez, foi observado somente na amostra submetida à têmpera direta. Para a amostra processada na *Roller Quench*, não se observaram diferenças de dureza entre as suas faces.

Na tabela 5.4 são mostrados os valores médios de dureza superficial das amostras nas escalas Brinell e Vickers.

Tabela 5.4 – Valores de dureza superficial das amostras nas escalas Brinell e Vickers .

Condição	Dureza*	
	Superfície superior	Superfície inferior
Têmpera direta	366±3 (387±3)	377±3 (399±3)
Têmpera convencional	311±3 (327±4)	308±1 (324±1)

*Os primeiros valores apresentados referem-se à escala Brinell e os entre parênteses à Vickers

Comparando os dados da tabela 5.4 e os gráficos da figura 5.14, nota-se que os valores de dureza superficial obtidos para a amostra submetida à têmpera direta apresentaram resultados similares aos observados para os medidos ao longo da espessura a 2 mm de cada uma das superfícies. Esse comportamento, por sua vez, foi somente observado para essa amostra. Provavelmente a maior heterogeneidade

observada na microestrutura da amostra processada na *Roller Quench* em relação têmpera direta não favoreceu esse comportamento.

5.4.2 Ensaio de traço

O limite de escoamento de aços temperados, com estrutura predominantemente martensítica,   fun o do seu teor de C⁽⁷⁾. A figura 5.16 mostra o limite de escoamento como fun o do teor de C para corpos de prova de aços temperados em salmoura e estocados em nitrogênio líquido. O limite de escoamento aumentou diretamente com a raiz quadrada do teor de C de acordo com a equa o 5.2 para teores de C acima de 0,013%. Para teores de C inferiores, essa rela o não   observada devido   microestrutura dos aços não ser 100% martensítica.

$$\sigma_{0,2} \text{ (MPa)} = 413 + 1,72 \cdot 10^3 (\%C)^{0,5} \quad (5.2)$$

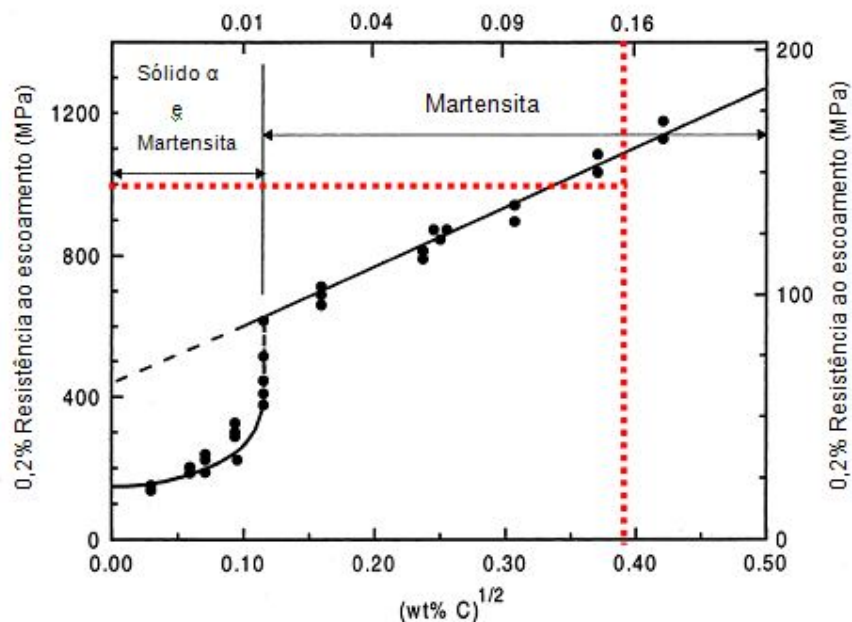


Figura 5.16 - Limite de escoamento de aços com microestrutura martensítica em fun o do teor de C de aços de baixo carbono⁽⁷⁾. A linha tracejada refere-se ao teor de C do aço avaliado nesse estudo.

De acordo com a equa o 5.2, o valor de limite de escoamento do aço avaliado deveria ser em torno de 1033 MPa. Entretanto, isso não se verificou para os corpos de

prova, independentemente da orientação ou condição de têmpera empregada, figura 5.17, destacando que os mais baixos limites de escoamento obtidos foram devido à microestrutura das amostras não se apresentar predominantemente martensítica.

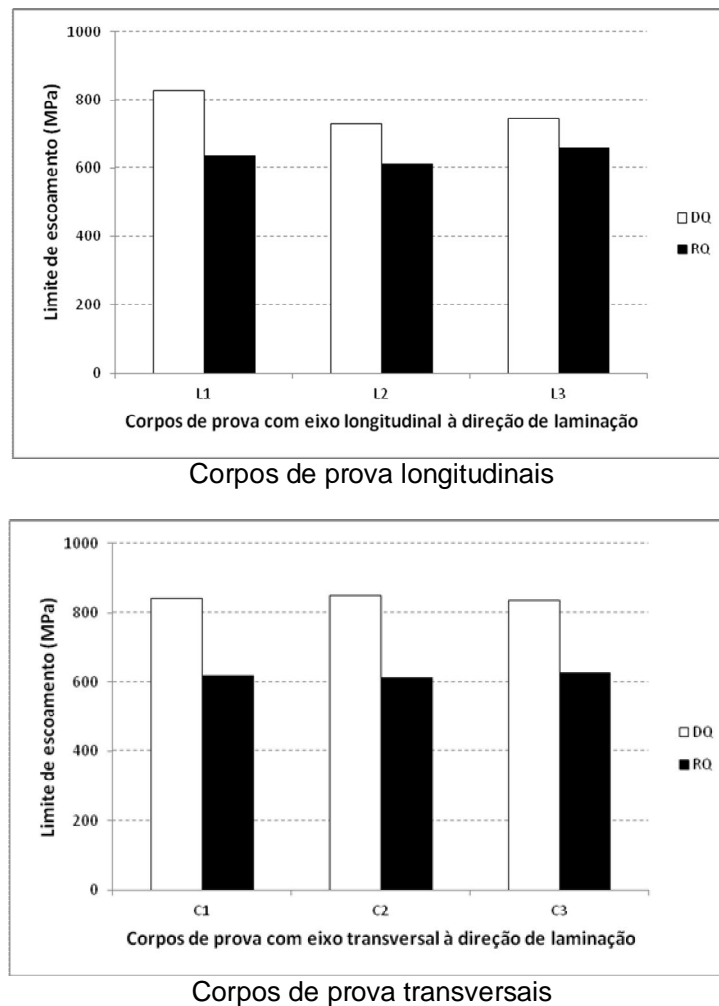
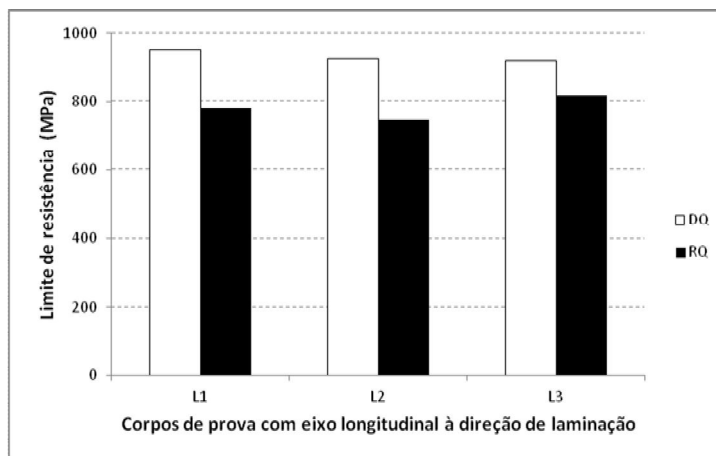


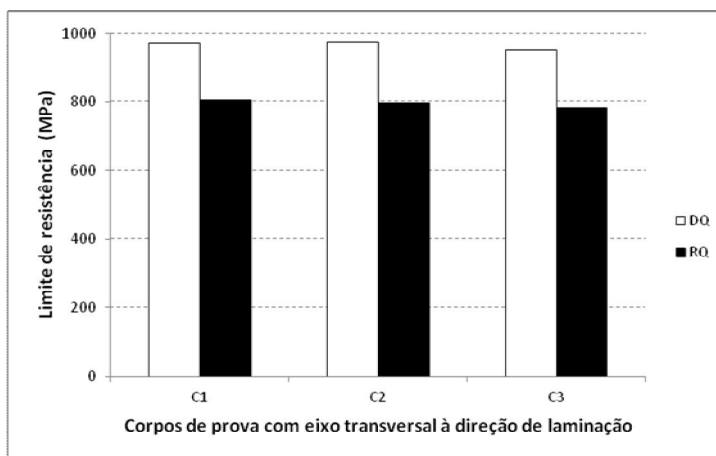
Figura 5.17 - Limite de escoamento dos corpos de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.

Pode-se evidenciar que mesmo o aço avaliado apresentando um teor de C considerável em referência à figura 5.16, 0,13%C, a ausência de martensita na microestrutura poderia estar vinculada à taxa de resfriamento imposta aos processos investigados ter sido insuficiente para cisalhar completamente a austenita.

Nas figuras 5.18 são apresentados os valores de limite de resistência das amostras. Assim como para o limite de escoamento, esses valores associados aos corpos de prova submetidos à têmpera direta foram superiores aos da convencional.



Corpos de prova longitudinais



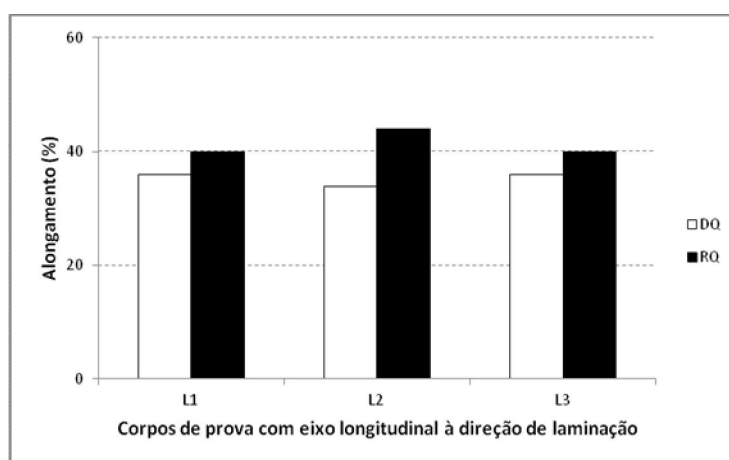
Corpos de prova transversais

Figura 5.18 - Limite de resistência dos corpos de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.

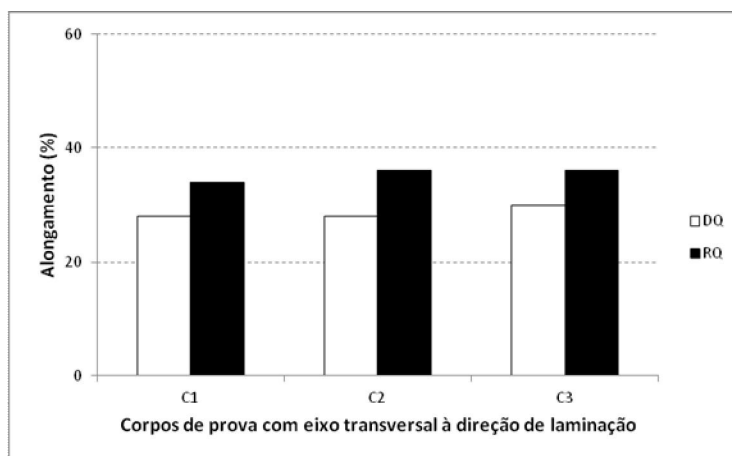
A ductilidade, normalmente expressa pelo valor de alongamento, é uma medida da habilidade do material se deformar plasticamente antes de romper. Reduzida quantidade de inclusões e uma elevada taxa de encruamento são fatores que tendem a elevar a ductilidade. No entanto, a elevada quantidade de discordâncias associada à microestrutura martensítica é um fator que dificulta a deformação plástica de aços

temperados já que reduz a taxa de encruamento do material quando submetido a pequenas deformações.

Os valores de alongamento dos corpos de prova das amostras são mostrados na figura 5.19. Os corpos de prova da amostra DQ, apresentaram os mais baixos valores dessa propriedade, sendo que esse comportamento pode ser justificado maior densidade de discordâncias nessa microestrutura em relação à amostra tratada por têmpera convencional.



Corpos de prova longitudinais



Corpos de prova transversais

Figura 5.19 - Alongamento dos corpos de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.

De forma geral, pode-se atribuir os mais baixos valores de propriedades mecânicas em tração das amostras à sua diferença microestrutural. A maior fração de ferrita na

amostra submetida à têmpera convencional foi a grande responsável por isso. A ferrita, por ser relativamente macia em relação à bainita, tem uma maior facilidade de deformar-se, contribuindo para a redução dos valores de propriedades mecânicas e maior alongamento dos corpos de prova.

5.4.3 Ensaio de dobramento

Para todas as condições de tratamento avaliadas, os ensaios de dobramento foram considerados aprovados, ou seja, isentos de trincas. A título de ilustração, são apresentados na figura 5.20, o aspecto geral e a região de dobramento de um corpo de prova de cada uma das amostras.

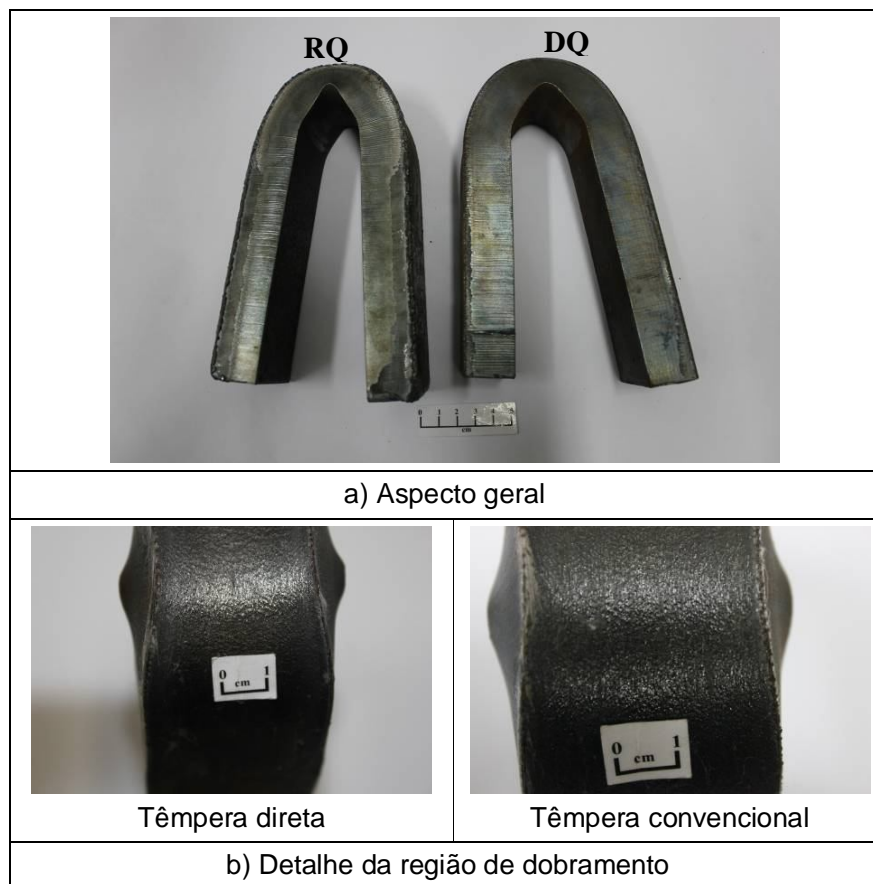


Figura 5.20 - Aspecto geral e detalhes da região de dobramento de um corpo de prova das amostras nas diferentes condições de processamento.

5.4.4 Ensaio de impacto *Charpy*

Na figura 5.21 são mostrados os valores de energia absorvida em impacto *Charpy* pelos corpos de prova do aço processado nas diferentes condições, testados em distintas temperaturas. Percebe-se que os valores relacionados aos corpos de prova do aço processado por têmpera direta foram sempre inferiores aos da por têmpera convencional. Essa diferença também pode ser atribuída à maior quantidade de ferrita nessa última.

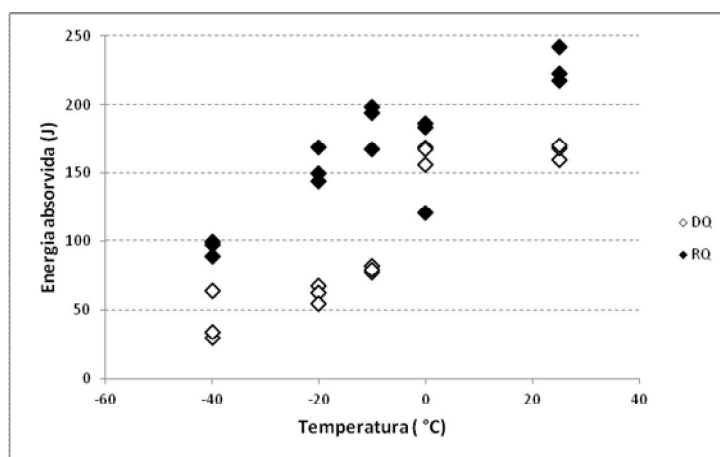
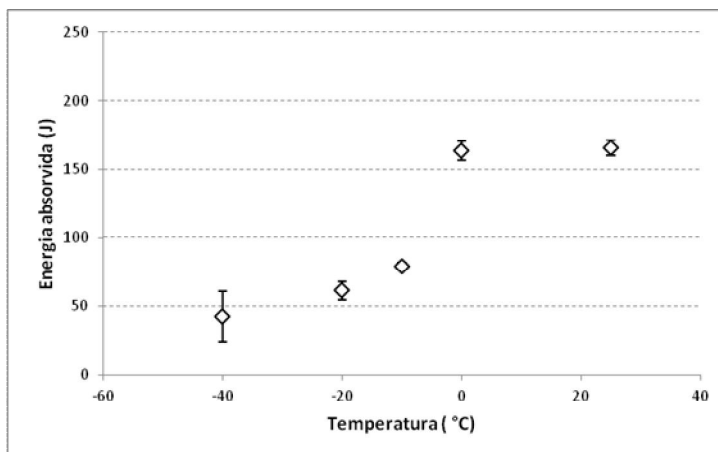
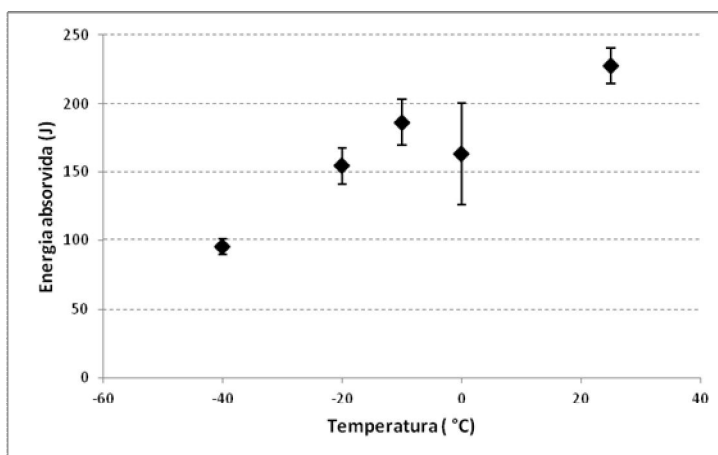


Figura 5.21 - Valores de energia absorvida pelos corpos de prova das amostras em distintas temperaturas.

Os valores médios de energia absorvida dos corpos de prova das amostras são vistos na figura 5.22, podendo-se evidenciar que uma pequena dispersão desses valores associados à amostra submetida à têmpera direta em relação à convencional. De certa forma, esse comportamento pode estar sendo justificado pela maior heterogeneidade microestrutural observada nessa última, considerando somente a presença de bainita na amostra submetida à têmpera direta.



a) têmpera direta



b) têmpera convencional

Figura 5.22 - Valores médios de energia absorvida pelos corpos de prova das amostras em distintas temperaturas.

Também se verifica na figura 5.22 que a disposição dos valores médios da amostra processada por têmpera direta nos remete ao aspecto clássico de uma curva de transição, evidenciando os patamares superior e inferior de energia absorvida e a região de transição. Já os dados associados à amostra submetida à têmpera convencional exibiram uma relação tendendo a linearidade, com os valores de energia reduzindo com o abaixamento da temperatura de ensaio. Esse comportamento pode consequência do intervalo de temperatura de ensaio utilizado nesses ensaios ter se concentrado na região de transição dúctil-frágil dessa amostra.

Os ensaios realizados a diferentes temperaturas nos corpos de prova das amostras visaram estimar a temperatura de transição de cada uma delas e correlacioná-la a

distintas condições de têmpera processamento empregadas. A literatura aponta alguns critérios arbitrários para a sua determinação^(36,37):

- i. a temperatura correspondente ao valor médio entre as energias de patamar superior e inferior;
- ii. aquela em que o material absorve um valor arbitrário de energia, por exemplo, 20 J ou 27 J.

A determinação da temperatura de transição pelo critério (i) poderia ser obtida diretamente somente para a amostra submetida à têmpera direta em função da disposição dos dados, figura 5.20. Nesse caso, sendo 165 J e 52 J, os valores de energia associados aos patamares superior e inferior, respectivamente; a temperatura de transição dessa amostra seria aquela correspondente a 108 J, ou seja, estaria em torno de -8°C . Para o caso da amostra processada por têmpera convencional, se considerarmos o máximo e mínimo valores de energia como os associados aos patamares superior e inferior, teríamos que a temperatura de transição seria de -10°C estando vinculada a 162 J.

Considerando que em temperaturas igual ou menores que -40°C , o aço submetido à têmpera direta apresente-se no patamar inferior absorvendo 42 J de energia, o critério (ii) para a avaliação da temperatura de transição definida como aquela que o aço absorva 20 ou 27 J, não poderá ser aplicado. Por outro lado, esse critério poderá ser aplicado ao aço que sofreu têmpera convencional. Uma vez que os valores de energia absorvida desse aço reduziram-se com o abaixamento da temperatura de ensaio, pode-se determinar o valor da temperatura de transição por meio da extrapolação dos dados empregado uma relação de linearidade entre os dados. Nesse caso, as temperaturas de transição para 20 e 27 J serão de, respectivamente, -86 e -80°C .

A diferença entre os resultados de propriedades mecânicas e tenacidade do aço nos diferentes processos de têmpera foram similares aos de WEISS, R. K et alii⁽²⁾, CHANG, W-S.⁽³⁾, ZHAO, Y. et alii⁽³²⁾. No entanto, os resultados obtidos por esses autores foram associados a microestruturas predominantemente martensíticas e a distinção entre as propriedades mecânicas e tenacidade foi justificada pelo condicionamento da austenita anteriormente à têmpera convencional ou direta. No caso dos resultados alcançados nesse estudo, a diferença observada, por sua vez, foi vinculada às distintas microestruturas obtidas nesses processos, sendo que a diferença na fração de ferrita obtida nos diferentes processos investigados nesse

estudo foi suficiente para explicar o comportamento das propriedades mecânicas em tração e tenacidade do aço.

5.5 Adequação dos resultados obtidos ao portfólio de produtos da Usiminas

A Usiminas possui aços temperados e revenidos em seu portfólio de produtos, denominados USI SAR e USI AR, sendo os primeiros fornecidos na condição de temperado e revenido e os últimos somente como temperados.

Os aços USI SAR procuram atender as especificações da norma EN 10025 que se refere a aços estruturais de alto limite de escoamento na condição de temperados e revenidos. Na tabela 5.5 são apresentados os principais requisitos de propriedades mecânicas e tenacidade desses aços.

Tabela 5.5 - Especificação dos aços USI SAR – soldáveis de alta resistência*.

Grau	Espessura (mm)	LE mínimo (MPa)	LR (MPa)	AI (%) BM: 200 mm	Energia em impacto <i>Charpy</i> (J)
50	6,00 - 76,20	330	500 - 620	20	35 a 0°C
60	6,00 - 25,00	460	600 - 720	12	
60T	6,00 - 50,80			13	45 a -10°C
80T	6,00 - 50,80	700	800 - 950	10	45 a -15°C

*Valores de propriedades mecânicas em tração medidos em corpos de prova transversais e energia absorvida em impacto *Charpy*, em longitudinais.

Comparando os dados da tabela 5.6 e os resultados obtidos nesse estudo, tabela 5.7, verifica-se que a amostra submetida à têmpera direta atendeu ao grau 80T do aço USI SAR. Por outro lado, quando submetida à têmpera convencional, seus valores de limite de escoamento e de resistência não se enquadraram simultaneamente em nenhum dos graus desse aço. Esses resultados, portanto, indicam que na condição de têmpera direta e para a espessura de 30 mm, a composição química avaliada utilizada se adéqua à obtenção do grau 80T, mesmo que somente como temperada. Isso implica numa redução de custo uma vez que a etapa de revenimento pode ser suprimida.

Tabela 5.6 - Valores de propriedades mecânicas e tenacidade obtidos nesse estudo.

Condição	LE (MPa)*	LR (MPa)*	AI (%) - BM: 50 mm
Têmpera direta	745	921	35
Têmpera convencional	635	781	41

*valores obtidos para corpos de prova transversais

Condição	Energia a -20°C (J)	Dureza (HBW)
Têmpera direta	61	371
Têmpera convencional	154	310

Em relação aos aços USI AR, eles somente apresentam como requisito o valor de dureza superficial, tabela 5.7, sendo que, independentemente da sua condição de têmpera, as amostras avaliados somente satisfizeram o requisito do grau 400.

Tabela 5.7 - Especificação dos aços USI AR – resistentes ao desgaste.

Grau	Espessura (mm)	Dureza (HBW)
400	6,00 - 50,80	360-460
450		410-490
500		450-550

6 CONCLUSÕES

Nesse estudo foram avaliadas a microestrutura, propriedades mecânicas em tração e a tenacidade de um aço de alta resistência mecânica processado na Linha de Laminação a Quente da Usiminas e submetido aos tratamentos de têmpera direta e convencional.

As principais conclusões obtidas estão apresentadas:

- Embora o aço tenha sido submetido a têmpera direta e convencional, a microestrutura obtida não foi predominantemente martensítica, formada por uma mistura de ferrita e bainita. Vale salientar que mesmo o aço tendo sido sujeito a uma taxa de resfriamento similar, observou-se, do ponto de vista qualitativo, uma maior fração de ferrita no aço submetido à têmpera convencional em relação à direta;
- Os valores de dureza medidos ao longo da espessura do aço, independentemente da sua condição de têmpera, tenderam a exibir um perfil levemente parabólico. Esse comportamento foi devido à maior extração de calor associado às superfícies da chapa e uma menor em sua região central;
- Na condição de têmpera convencional, o aço exibiu os mais baixos valores de propriedades mecânicas em tração do aço em relação à têmpera direta. Essa diferença foi relacionada à maior fração de ferrita na amostra submetida à têmpera convencional. A ferrita, por ser relativamente macia em relação à bainita, tem uma maior facilidade de deformar-se, contribuindo para a redução dos valores de propriedades mecânicas e maior alongamento do aço temperado de forma convencional;
- Em todas as condições de tratamento avaliadas, os ensaios de dobramento foram considerados aprovados, ou seja, não foram observadas trincas em sua superfície;
- Os valores de energia absorvida nas variadas temperaturas de ensaio de impacto *Charpy* dos corpos de prova do aço processado por têmpera direta foram sempre inferiores aos da por têmpera convencional. Essa diferença também pode ser atribuída à maior quantidade de ferrita nessa última;
- Os resultados obtidos nesse estudo foram similares aos encontrados na literatura. Porém resultados obtidos na literatura referem-se a aços com

microestruturas predominantemente martensíticas e a distinção entre as propriedades mecânicas e tenacidade foi justificada pelo condicionamento da austenita anteriormente à têmpera convencional ou direta. No caso dos resultados alcançados nesse estudo, a diferença observada, por sua vez, foi vinculada às distintas microestruturas obtidas nesses processos, sendo a diferença na fração de ferrita obtidas nos diferentes processos de têmpera nesse estudo justificou o comportamento das propriedades mecânicas em tração e tenacidade do aço.

Comparando os resultados obtidos nesse estudo e as especificações dos aços da classe USI SAR produzidos pela Usiminas, verifica-se que condição de têmpera direta atendeu satisfatoriamente ao grau 80T. Isso indica que na condição de têmpera direta e para a espessura de 30 mm, a composição química avaliada nesse estudo se adéqua à obtenção do grau 80T, mesmo que somente como temperada. Em relação aos aços USI AR, o aço avaliado, independentemente da sua condição de têmpera, satisfaz ao requisito do grau 400.

7 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

De acordo com a literatura, aços submetidos à tempera direta após laminação apresentam maiores durezas, limites de escoamento e de resistência do que os obtidos por têmpera convencional. Dessa forma, os resultados alcançados nesse estudo validaram essa afirmativa, mesmo que, nas condições de têmpera direta e convencional avaliadas, não se tenha conseguido obter microestruturas totalmente martensíticas.

Outro aspecto de relevância refere-se ao fato de que, além da obtenção de maiores valores de propriedades mecânicas, o emprego da têmpera direta garante uma maior sustentabilidade, seja pela sua maior eficiência energética devido à ausência da etapa de reaquecimento das chapas e/ou também por possibilitar o emprego de aços com menores teores de elementos de liga.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a validade dos resultados obtidos nesse estudo utilizando outras espessuras de chapas.
- Utilizar o mesmo procedimento experimental desse estudo, porém empregando taxas de resfriamento mais elevadas de modo a se obter microestruturas totalmente martensíticas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. TITHER, G. KEWELL, J. Properties of Directly Quenched and Tempered Structural Steel Plate, Journal of the Iron and Steel Institute. pp.686-694. Julho/1970.
2. WEISS, R. K.; THOMPSON, S. W. Strength Differences Between Direct-Quenched and Reheated and Quenched Plate. Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels. p. 107-138. Chicago, 1993.
3. CHANG, W-S. Microstructure and Mechanical Properties of 780 MPa High Strength Steels produced by Direct-quenching and Tempering Process. Journal of Materials Science, vol.37, n.10, pp 1973-1979. Maio/2002.
4. KESTI, V.; KAIJALAINEN, A.; VÄISÄNEN, A.; JÄRVENPÄÄ, A.; MÄÄTTÄ, A.; AROLA, A.M., MÄNTYJÄRVI, K.; RUOPPA, R. Bendability and Microstructure of Direct Quenched Optim[®] 960QC, Materials Science Forum, Vols. 783-786, pp. 818-824, 2014.
5. SCHMITZ, E. Efeito dos Processos de Têmpera Direta e Convencional na Microestrutura e Propriedades Mecânicas dos Aços 15B30 e 15BCr30 - Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, 2006.
6. MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.. Princípios de Metalurgia Mecânica. São Paulo. D. Edgard Blücher, 1982. P.505.
7. KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. Materials Science and Engineering A, v.272-275, p.40-57. 1999.
8. STORMVINTER, A.; HEDSTRÖM, P.; BORGSTAM, A. A. Transmission Electron Microscopy Study of Plate Martensite Formation in High-carbon Low Alloy Steels. Journal of Materials Science & Technology, v.29, p.373-379. 2013.
9. KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. 2.ed. Ohio: ASM International, 1990. p.593.
10. STORMVINTER, A.; HEDSTRÖM, P.; BORGSTAM, A. A. Investigation of Lath and Plate Martensite in a Carbon Steel. Solid State Phenomena. Vol. 172-174, p. 61-66, 2011.
11. JI, Y.; LIU, Z.; REN, H. Morphology and Formation Mechanism of Martensite in Steels with Different Carbon Content. Advanced Materials Research, vol 201-203, pp 1612-1618, 2011.

12. KRAUSS, G.; MARDER, A.R. The Morphology of Martensite in Iron Alloys. *Metallurgical Transactions B*, p.2343-2357, Setembro 1971,
13. REED-HILL, R.E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1982. p.593-632.
14. MORITO, S.; TANAKA, H.; KONISHI, R, FURUHARA, T.; MAKI, T. The Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Fe-C alloys. *Acta Materialia*, vol. 51, p. 1789–179. Abril/2003.
15. MORITO, S.; ADACHI, Y.; OHBA, T.. Morphology and Crystallography of Sub-Blocks in Ultra-Low Carbon Lath Martensite Steel. *Materials Transactions*, vol. 50, pp.1919 – 1923; 2009.
16. INOUE, T. MATSUDA, S.; OKAMURA, Y.; AOKI, K. The fracture of a low carbon tempered martensite, *Trans. JIM*, vol. 11, p.36-43, 1970.
17. MATSUDA, S. INOUE, T., MIMURA, H.; OKAMURA, Y.. Toughness and effective grain size in heat-treated low-alloy high strength steels', *Trans. ISIJ*, 12, 325–333, 1972.
18. MAKI, T. Morphology and Substructure of Martensite in Steels. *Phase Transformations in Steels*, p 34-58, 2012.
19. MORITO, S.; PHAM, A, H.; HAYASHI, T., OHBA, T. Block Boundary Analyses to Identify Martensite and Bainite. *Materials Today: Proceedings*, vol 2, Supplement 3, p. S913-S916. 2015.
20. MORITO, S.; HUANG, X.; FURUHARA, T.; MAKI, T; HANSEN, N. The Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Alloy Steels. *Acta Materialia*, vol. 54, p. 5323-5331. 2006.
21. <https://www.sms-group.com/sms-group/downloads/.../3145/>
22. OKAMOTO, K., YOSHIE, A., NAKAO, H. 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
23. BRACKE, L., SANCHEZ, L. M.; Bernier, N. Austenite reconstruction via EBSD measurements: a tool to understand low Carbon martensite steel properties. *MATEC Web of Conferences*. ESOMAT 2015 - 10th European Symposium on Martensitic Transformations. vol 33, 2015.
24. PORTER, D.A.; KAIJALAINEN, A.J.; SUIKKANEN, P. P.; LIMNELL, T. J.; KARJALAINEN, L.P., KÖMI, J. I.. Effect of Austenite Grain Structure on the

- Strength and Toughness of Direct-quenched Martensite. *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 577, Supplement 1, 15, pp.S642-S648.Novembro/2013.
25. MAKI, T.; TAMURA, I. Microstructure and Mechanical Properties of Martensite Formed From Work-Hardened Austenite. *Thermec* 1988.
 26. FURUHARA, T., MORITO, S.; SAITO, H.; OGAWA, T.; MAKI, T.; KUKIMOTO, K.. Phase Transformation from Fine-grained. *ISIJ International*. vol. 48, p.1038–1045. 2008.
 27. TOMITA, Y.; OKABAYASHI, K.. Effect of Microstructure on Strength and Toughness of Heat-treated Low Alloy Structural Steels. *Metallurgical Transactions A.*, vol 17, pp 1203-1209 Julho/1986.
 28. BRACKE, L.; XU, W.; WATERSCHOOT, T.. Effect of Finish Rolling Temperature on Direct Quenched Low Alloy Martensite Properties. *Materials Today: Proceedings* p.S659 – S662. 2015.
 29. OLIVEIRA, C. A. S. Têmpera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestrutura e de Propriedades Mecânicas, Tese de Doutorado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1994.
 30. Texturas de transformação de fases - Ipen.br. <https://www.ipen.br/biblioteca>.
 31. LEE, C.S.; CHOO, W. Y.. Effect of Austenite Conditioning on the Mechanical Properties of DQ Processed Ni-Cr-Mo Steel. *Proceedings from Materials Solution`97 on Accelerated Cooling/Direct Quenched of Steels*. Indianapolis. Setembro/1997.
 32. ZHAO, Y.; SHI, J.; CAO, W.; WANG, M.; XIE, G.. Effect of Direct Quenching on Microstructure and Mechanical Properties of Medium-carbon Nb-bearing steel. *Journal of Zhejiang University-SCIENCE A (Applied Physics & Engineering)*. pp.776-781, 2010.
 33. TAYLOR, K. A.; HANSEN, S. S.. Microstructures and Mechanical Properties of experimental Low-carbon 0,5Mo-Ti-B Steels. *Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels*. p. 185-204. Chicago, 1993.
 34. CRUZ, G. M. Avaliação das Variáveis de Processamento de Normalização e Têmpera dos Aços de Classificação ASTM516-70N e USIAR360Q no Forno de Tratamento Térmico 2 da USIMINAS. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, 2003.

35. THOMPSON S. W.; KRAUSS G..Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels
36. GODEFROID, L. B., Análise de Falhas- Programa de Educação Continuada - Cursos ABM. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 375. 2003
37. HERTZBERG, R.W. Deformation and Fracture Mechanisms of Engineering Materials. 3ª. Ed. New York: John Wiley & Sons, p. 680.1989: